Ю. А. ГЕЛЛЕР, А. Г. РАХШТАДТ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

(МЕТОДЫ АНАЛИЗА, ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ И ЗАДАЧИ)

ИЗДАНИЕ ЧЕТВЕРТОЕ,
ДОПОЛНЕННОЕ И ПЕРЕРАБОТАННОЕ

Допущено Министерством высшего и среднего специального образования СССР в качестве учебного пособия для студентов металлургических и машиностроительных специальностей вузов

МОСКВА «МЕТАЛЛУРГИЯ» 1975

УДК 669.01 (075.8)

АННОТАЦИЯ

Учебное пособие для студентов металлургических, машиностроительных и политехнических вузов. Может быть полезно инженерам и техникам металлургической, машиностроительной и приборостроительной промышленности.

В пособии изложены методы изучения строения и основных свойств материалов, приведены лабораторные работы по основным разделам курса (макро- и микроисследования, методы определения температур превращений и фазового состава сплавов, механических и физико-химических свойств, термическая обработка стали, чугуна и цветных сплавов), задачи по разбору диаграмм состояния сплавов и их микроструктур и рациональному выбору состава и обработки сплавов и других материалов. Приведена систематизированная классификация основных металлических сплавов, а также полимерных и других неметаллических материалов, используемых в промышленности, и указана область их наиболее широкого применения.

© Издательство «Металлургия», 1975 г.

Г $\frac{31100-035}{040\,(01)-75}$ 105—75

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие 6

ЧАСТЬ ПЕРВАЯ

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Глава I. **Общая характеристика методов анализа материалов** 7

Глава II. **Определение строения металлов методами макроскопического анализа (макроанализа)** 9

1. Характеристика макроанализа. Область применения 9
2. Макроанализ излома металла 10
3. Макроанализ шлифов 11
4. Лабораторные работы 19

Глава III. **Определение структуры материалов методами микроанализа** 23

1. Характеристика микроанализа 23
2. Методы оптической микроскопии 23
3. Электронная микроскопия 72
4. Метод микрорентгеноспектрального анализа 84
5. Лабораторные работы 85

Глава IV. **Определение температур превращений (критических точек) металлов** 89

1. Метод термического анализа 89
2. Метод дифференциального термического анализа 99
3. Метод дилатометрического анализа 101
4. Лабораторные работы по термическому анализу 110
5. Лабораторные работы по дилатометрическому анализу 115

Глава V. **Определение фазового состава металлических сплавов** 116

1. Методы измерения электрических свойств (резистометрический анализ) 117
2. Методы измерения магнитных свойств (магнитный анализ) . . . 123
3. Лабораторные работы 131

Глава VI. **Определение механических свойств материалов** 134

1. Общая характеристика методов испытаний 134
2. Статические испытания 136
3. Испытания при переменных нагрузках (на усталость) 149
4. Динамические испытания 153
5. Испытания на вязкость разрушения 157
6. Испытания при низких температурах 162
7. Испытания при повышенных температурах; определения ползучести 163

Глава VII. **Определение твердости материалов** 167

1. Твердость как характеристика свойств материалов 167
2. Метод измерения твердости вдавливанием шарика (твердость по Бринеллю) 170
3. Метод измерения твердости вдавливанием конуса или шарика (твердость по Роквеллу) 174
4. Метод измерения твердости вдавливанием алмазной пирамиды (твердость по Виккерсу) 179
5. Метод измерения микротвердости 181
6. Лабораторные работы 186

Глава VIII. **Определение физических и химических свойств** 191

1. Определение физических свойств 191
2. Определение химических свойств 192
3. Лабораторные работы 196

ЧАСТЬ ВТОРАЯ

ЗАДАЧИ ПО ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ

Глава IX. **Задачи по диаграммам состояния двойных сплавов** 198
1. Характеристика диаграмм двойных сплавов и методические указания по их анализу и решению задач 198
2. Задачи 208
Глава X. **Задачи по диаграммам состояния тройных сплавов** 223
1. Характеристика диаграмм тройных сплавов и методические указания по их анализу и решению задач 223
2. Задачи 234

ЧАСТЬ ТРЕТЬЯ

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Глава XI. **Пластическая деформация и рекристаллизация металлов и сплавов** 250
1. Лабораторные работы 251
2. Задачи 252

ЧАСТЬ ЧЕТВЕРТАЯ

ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ И ЗАДАЧИ ПО СТАЛЯМ И ЧУГУНАМ

Глава XII. **Структура стали и чугуна в равновесном состоянии** 255
1. Структура стали 255
2. Структура чугуна 259
3. Лабораторные работы 263
Глава XIII. **Превращения в стали при нагреве. Определение температур критических точек** 266
1. Определение температур критических точек 266
2. Лабораторные работы 269
Глава XIV. **Структура углеродистой стали в неравновесном состоянии (в результате термической обработки)** 271
1. Структура закаленной стали 271
2. Структура стали после отпуска 276
3. Лабораторные работы 277
Глава XV. **Термическая обработка конструкционных сталей** 279
1. Лабораторные работы по закалке и отпуску стали 279
2. Лабораторные работы по закалке стали с индукционным нагревом 282
Глава XVI. **Термическая обработка инструментальных сталей** 284
1. Определение свойств инструментальных сталей 284
2. *Лабораторные работы* 285
Глава XVII. **Определение прокаливаемости сталей** 289
1. Способы определения прокаливаемости 289
2. Лабораторные работы 295
Глава XVIII. **Задачи по разбору микроструктур сталей и чугунов** 299

ЧАСТЬ ПЯТАЯ

ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ И ЗАДАЧИ ПО ЦВЕТНЫМ МЕТАЛЛАМ И СПЛАВАМ

Глава XIX. **Лабораторные работы по микроанализу цветных сплавов** . . 321
1. Структура цветных металлов и сплавов 321
2. Лабораторные работы 329
Глава XX. **Лабораторные работы по термической обработке дуралюмина** 332
1. Методические указания к выполнению работ 332
3. Лабораторные работы 334
Глава XXI. **Задачи по разбору микроструктур цветных металлов и сплавов** 335

ЧАСТЬ ШЕСТАЯ

ЗАДАЧИ ПО ВЫБОРУ СПЛАВОВ И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ РАБОТЫ ДЕТАЛЕЙ И КОНСТРУКЦИЙ

Глава XXII. **Методические указания к решению задач** 350

Глава XXIII. **Задачи по конструкционным сталям, чугунам и полимерным материалам** 351

Глава XXIV. **Задачи по сталям и сплавам специализированного назначения** 363

Глава XXV. **Задачи по инструментальным сталям и сплавам** 369

Глава XXVI. **Задачи по цветным металлам и сплавам** 375

ЧАСТЬ СЕДЬМАЯ

МАРКИ (СОСТАВЫ) И ПРИМЕНЕНИЕ ОСНОВНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Глава XXVII. **Марки и применение металлических сплавов** 384

А. Стали, основы классификации и обозначения марок 385
1. Стали строительные 389
2. Стали машиностроительные (конструкционные) общего назначения 391
3. Стали и сплавы машиностроительные специализированного назначения 398
4. Стали инструментальные 409
5. Стали и сплавы с особыми химическими свойствами (стойкие против коррозии) 412
6. Стали и сплавы с особыми физическими свойствами 416
Б. Чугуны 420
1. Серый чугун 422
2. Ковкий чугун 422
3. Высокопрочный чугун 423
4. Отбеленный чугун 424
5. Белый чугун 424
В. Медные сплавы 424
1. Медноцинковые сплавы. Латуни 428
2. Оловянные бронзы 429
3. Алюминиевые бронзы 429
4. Кремнистые бронзы 430
5. Бериллиевые бронзы 430
Г. Алюминиевые сплавы 430
1. Алюминиевые сплавы, обрабатываемые давлением 431
2. Литейные алюминиевые сплавы 431
3. Спекаемые алюминиевые сплавы 432
Д. Магниевые сплавы 433
1. Деформируемые магниевые сплавы 435
2. Литейные магниевые сплавы 435
Е. Титановые сплавы 435
Ж. Подшипниковые сплавы (баббиты) 437

Глава XXVIII. **Материалы высокой твердости** 438

1. Твердые сплавы 438
2. Материалы высокой твердости 441
3. Материалы особо высокой твердости 441

Глава XXIX. **Полимерные материалы** 443

МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ 444

ПРЕДИСЛОВИЕ

В книге авторы стремились отразить характерное для последних лет применение в промышленности новых материалов, в частности особо высокопрочных, нержавеющих, жаропрочных и инструментальных сталей, сплавов с особыми физическими свойствами, спеченных алюминиевых и титановых сплавов, а также полимерных и некоторых других неметаллических материалов.

По этим причинам в книгу дополнительно включены лабораторные работы и задачи по новым сплавам и неметаллическим материалам. Многолетний методический опыт авторов показал, что студенты успешнее решают задачи по выбору материалов (главы XXIII—XXVI) и лучше усваивают разделы курса о свойствах и назначении материалов, если они предварительно могут в систематизированном виде ознакомиться с составами (марками) наиболее важных материалов. Поэтому в книгу введены новые главы (XXVII—XXIX), в которых авторы изложили систематизированную классификацию основных металлических сплавов, полимерных и других неметаллических материалов и указали область их наиболее широкого применения.

В книге также существенно обновлены разделы о методах исследования и испытания материалов и введены новые методики об определении температур превращений и фазового состава сплавов, химических свойств и др. Глава о механических свойствах, написанная Г. И. Погодиным-Алексеевым для третьего издания «Металловедение» в 1967 г., переработана и дополнена в соответствии с современными представлениями о методах оценки прочности материалов и природе их разрушения. В этой же главе рассмотрены новые методы определения механических свойств в сложнонапряженном состоянии, вязкости разрушения, свойств при криогенных температурах, особенностей испытаний полимерных материалов и т. д.

В конце книги (с. 444) приведены методические указания для проведения лабораторных работ и выполнения задач. Настоящее издание учебного пособия имеет название «Материаловедение» в соответствии с новой программой курса, в отличие от первых трех, вышедших под названием «Металловедение».

ЧАСТЬ ПЕРВАЯ

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

ГЛАВА I

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МЕТОДОВ АНАЛИЗА МАТЕРИАЛОВ

В материаловедении используют разнообразные методы исследования и испытаний, необходимые для получения достаточно полной и надежной информации о свойствах металлов и полимеров и об изменении их в зависимости от химического состава, структуры и обработки. Эти многочисленные и отличающиеся между собой методы исследования можно распределить на следующие две группы:

1. Методы, с помощью которых определяют строение и превращения, протекающие в материалах и изменяющие их строение. Для лучшей характеристики этих методов надо в свою очередь различать:

а) методы, использование которых позволяет непосредственно наблюдать или определять строение материалов и которые называют структурными. К ним относятся методы макроскопического (макроанализ), микроскопического исследования (микроанализ) и рентгеновский [1];

б) методы, основанные на существовании связи между строением и свойствами материалов. Они позволяют косвенно, но достаточно надежно судить о превращениях, протекающих в металлах при их обработке и воздействующих на их структуру, по изменению физических свойств: теплосодержания (термический анализ), коэффициентов теплового расширения и изменения объема (дилатометрический анализ), электросопротивления, намагниченности насыщения и некоторых химических и механических свойств.

2. Методы, использование которых позволяет непосредственно определять свойства материалов, требуемые в тех или иных условиях эксплуатации и прежде всего механические, а также физические и химические.

Структурные методы изучения металлов и прежде всего методы микроскопического анализа очень широко применяют для исследования металлов. Главное преимущество их заключается в том, что между структурой металла и его свойствами в большинстве случаев существует достаточно надежная качественная зависимость. Это позволяет по данным микроанализа (а частично и макроанализа)

[1] Методы рентгеновского анализа рассматриваются в специальной литературе.

не только указать, в каком направлении изменяются механические, физические или химические свойства при тех или иных изменениях в структуре, но и объяснить причины этих различий в свойствах. Более того, по данным, получаемым этими методами, возможно указывать пути наиболее эффективного улучшения структуры, а следовательно, и свойств и прогнозировать эксплуатационную надежность изделий.

Достаточно, например, указать, что получение в конструкционных или инструментальных сталях более мелкого зерна, наблюдаемое в микроскопе, позволяет значительно повысить сопротивление хрупкому разрушению. С другой стороны, образование в структуре частиц химических соединений (например, карбидов или интерметаллидов в стали) повышает в определенных пределах прочностные свойства. Вместе с тем образование большого числа и довольно крупных частиц новой фазы (в частности, тех же карбидов в стали), также отчетливо наблюдаемое в микроскопе, снижает вязкость и способствует развитию хрупкого разрушения.

Физические и химические методы, позволяющие судить о превращениях, протекающих в тех или иных металлических сплавах, существенно дополняют данные структурного исследования. Они позволяют определять изменения состояния металлов, которые не удается отметить структурными методами (в частности, когда превращения, протекающие в них, приводят к изменению электронной структуры атомов металлов). Измерение электрического сопротивления позволяет указать природу образующихся новых фаз в металле [1] и т. д.

Кроме того, эти методы сообщают основные данные, необходимые для построения диаграмм состояния металлических сплавов, без которых нельзя характеризовать их фазовый состав и строение. Известно, что использование методов термического и микроанализа позволило определить многие области диаграммы железо—углерод.

Наконец, с помощью этих методов можно непрерывно и автоматически фиксировать изменения состояния материалов в условиях быстрого нагрева или охлаждения под действием высоких или, наоборот, низких давлений.

Необходимо, однако, помнить, что данные, получаемые структурными методами, имеют лишь качественный характер и не позволяют получить количественные сведения о свойствах, нужные для инженерных расчетов, а также о закономерностях их изменения, требуемых для выбора или создания новых сплавов с более высокими свойствами и более совершенной термической обработкой.

Поэтому необходимы и прямые определения свойств как металлических сплавов, так и полимерных материалов. К ним прежде всего относятся методы определения механических свойств, а для ряда материалов также и прямые определения физических свойств (коэффициента теплового расширения, плотности, коэрцитивной силы, магнитной проницаемости и др.) и ряда химических свойств (элек-

[1] Эти данные дополняются рентгеновским анализом.

трохимического потенциала, стойкости против коррозии в разных агрессивных средах и т. д.).

Преимущество определений физико-химических и механических свойств состоит в получении количественных оценок, необходимых для выбора тех или иных материалов. Однако эти испытания без указанных выше определений структуры и превращений были бы совершенно недостаточны для полной характеристики технической ценности тех или иных металлов, для прогнозирования надежности изготовляемых из них изделий и для улучшения и разработки новых композиций материалов. Определяя свойства, требуемые для данных условий эксплуатации, подобные испытания не характеризуют способов получения этих материалов и особенности их обработки.

По этим причинам в науке о материалах необходимо использовать комплекс методов, дающих всестороннюю информацию о их структуре, превращениях и свойствах. Основные методы рассматриваются ниже.

Наконец, для успешного использования материалов с целью изготовления разнообразных конструкций, деталей и узлов машин, инструментов в технике необходимо определение и еще одной дополнительной группы свойств, а именно технологических, в частности литейных, определяющих поведение при изготовлении литых деталей, деформируемости (способности принимать прокатку, ковку, штамповку), свариваемости, обрабатываемости резанием и т. п. Определения этих свойств прежде всего зависят от условий изготовления соответствующих изделий и рассматриваются в курсах технологии машиностроения, литейного производства, ковки и штамповки и др.

ГЛАВА II

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ МЕТОДАМИ МАКРОСКОПИЧЕСКОГО АНАЛИЗА (МАКРОАНАЛИЗ)

1. ХАРАКТЕРИСТИКА МАКРОАНАЛИЗА. ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ

Макроскопический анализ заключается в определении строения металла (макростроения) невооруженным глазом или через лупу при небольших увеличениях (до 30 раз). В этом случае можно одновременно наблюдать большую поверхность заготовки (детали), что часто позволяет судить о качестве металла и определять условия предшествующей обработки, влияющие на сплошность металла и особенности его строения, затвердевания, а также характер и качество обработки, применявшейся для придания детали окончательной формы и свойств (литье, обработка давлением, сварка, резание).

Макроанализ в отличие от микроскопического анализа (см. гл III) не позволяет определить всех особенностей строения металла. По-

этому часто макроанализ является не окончательным, а лишь предварительным видом исследования. По данным макроанализа можно выбрать те участки изучаемой детали, которые надо подвергнуть дальнейшему, более подробному микроскопическому исследованию.

Результаты макроскопического анализа можно в необходимых случаях зафиксировать, получив снимок макроструктуры исследуемого места детали или заготовки. Для этой цели применяют специальные установки, позволяющие проводить съемку плоских и рельефных объектов при увеличении от 0,5 до 20 раз.

Макростроение можно изучать не только непосредственно на поверхности металла (например, отливок, поковок), но и в изломе заготовки (детали), а также после предварительной подготовки исследуемой поверхности, заключающейся в ее шлифовании и травлении специальными реактивами. Шлифованный и протравленный образец называют *макрошлифом*; если макрошлиф изготовлен в поперечном сечении детали, то его иногда называют *темплетом*. На шлифованной поверхности не должно быть загрязнений, следов масла и т. п.

2. МАКРОАНАЛИЗ ИЗЛОМА МЕТАЛЛА

Излом может быть разным по форме, виду и способности к отражению света, следовательно, различаться в зависимости от состава металла, его строения, отдельных дефектов, условий обработки и напряженного состояния, при котором произошло разрушение образца (детали). Поэтому анализ излома позволяет установить многие особенности строения, а в ряде случаев и причин хрупкого или вязкого разрушения.

Ниже [1] указываются более часто наблюдаемые характеристики излома сталей и чугунов.

По форме различают излом: 1) ровный, блестящий и 2) с выступами или чашечкой. Первый вид излома характерен для хрупкого состояния, когда разрушение произошло без видимой пластической деформации, а второй — для вязкого (см. гл. VI). Это описание излома может изменяться в зависимости от условий разрушения и поэтому оно приближенно и в некоторых случаях недостаточно точное. Излом, происходящий при кручении, наоборот, ровный и перпендикулярен оси образца у вязкого металла и сложной формы (по винтовой линии) у хрупкого.

Анализ *строения* излома более полно характеризует поведение металла при разрушении. По этому признаку различают излом:

1) *зернистый*, или кристаллический (блестящий с фасетками); он наблюдается при хрупком разрушении сталей пониженной вязкости (в том числе закаленных с значительным перегревом) и сталей, испытанных ниже порога хладноломкости (см. с. 153 и рис. 93);

[1] Область материаловедения, изучающая излом, называется фрактографией и рассматривается в специальной литературе.

2) *матовый*, или волокнистый; зерна в этом случае не видны; такой излом наблюдается при вязком разрушении, которому предшествовала значительная пластическая деформация;

3) *смешанный*: зернистый (или кристаллический) в одних участках и волокнистый в других. Он характерен для стали, разрушенной в переходном температурном интервале между верхним и нижним порогами хладноломкости (см. с. 153) или прокалившейся не полностью; в этом случае в закаленной поверхностной зоне излом матовый (фарфоровидный), а в середине — зернистый (или кристаллический). Смешанный излом наблюдают также в условиях усталостного разрушения (см. с. 149);

4) со своеобразными *белыми пятнами* (см. рис. 1), называемыми флокенами; он наблюдается сравнительно редко в сталях определенного состава и является признаком брака из-за резкого снижения вязкости (вследствие микроликвации и влияния водорода, присутствующего в стали).

По *отражению* света излом может быть: светлым, характерным для стали и белых чугунов (т. е. чугунов, в которых весь углерод связан в цементите), и темным у чугунов с графитом (серых, ковких и высокопрочных).

3. МАКРОАНАЛИЗ ШЛИФОВ

Существует несколько способов макроанализа, различающихся по задачам, поставленным при исследовании конкретных заготовок (деталей).

Выявление дефектов, нарушающих сплошность металла

Макроанализ выявляет: а) усадочную рыхлость, газовые пузыри, пустоты и трещины, образовавшиеся в литом металле (слитках, отливках) в зависимости от условий плавки, разливки и кристаллизации; б) трещины, возникающие при обработке давлением или термической обработке в катаном или кованом металле; в) раковины, газовые пузыри, возникшие при сварке в сварных швах.

Для выявления этих дефектов в слитке, отливках, катаных и кованых заготовках целесообразнее применять темплеты, изготовляемые в поперечных сечениях, а в сварных швах — макрошлифы, изготовляемые в продольном сечении.

Способы травления макрошлифов (темплетов) зависят от вида металла.

Макроанализ стали

Для определения дефектов, нарушающих сплошность стали, применяют реактивы глубокого травления и реактивы поверхностного травления.

Реактивы глубокого травления используют главным образом для макроанализа слитков (отливок) и проката (поковок). Состав реактивов приведен в табл. 1.

Таблица 1

РЕАКТИВЫ ДЛЯ ГЛУБОКОГО ТРАВЛЕНИЯ СЛИТКОВ И ПРОКАТА СТАЛИ

Стали, подвергаемые травлению	Состав реактива			
	HCl (плотность 1,1), мл	HNO_3 (плотность 1,4), мл	$K_2Cr_2O_7$, г	вода, мл
Конструкционные инструментальные, нержавеющие хромистые (до 18% Cr)	1000	—	—	1000
Нержавеющие хромистые (более 18% Cr) и аустенитные	1000	100	250	1000

Травление проводят при 60—70° С в течение 15—25 мин для углеродистых и низколегированных и 15—40 мин для высоколегированных сталей. Макрошлиф предварительно протирают спиртом для удаления поверхностных загрязнений и после этого погружают обычно шлифованной поверхностью сбоку) в ванну с реактивом установленную на водяной бане) или в подогреваемую ванну. Травление проводят в вытяжном шкафу. Макрошлифы вынимают из реактива щипцами или рукой в резиновой перчатке.

Для получения светлой поверхности и более отчетливого наблюдения дефектов макрошлифы после травления промывают водой, а затем 10—15%-ным водным раствором азотной кислоты и просушивают. Хорошие результаты получают и в тех случаях, когда травленую поверхность протирают обычной резинкой для стирания. Макрошлифы нержавеющих сталей промывают водой, а затем водным раствором 100 мл H_2SO_4 и 50 г $K_2Cr_2O_7$ в воде (100 мл) и просушивают.

Реактивы глубокого травления сильно воздействуют на поверхность стали. Агрессивное действие концентрированных кислот и их смесей неодинаково на отдельных участках металла; оно больше на участках с более развитой и активной поверхностью, т. е. с порами, раковинами, трещинами и концентрацией напряжений, а также на участках, неоднородных по составу и структуре вследствие ликвации. Поэтому после травления макрошлиф стали, имеющей такие дефекты, получает избирательно протравленную поверхность, на которой видны трещины и пористость [1].

Кроме того, отдельные участки металла в результате особенностей состава, влияния примесей и превращений могут иметь значительные напряжения (в том числе особенно опасные растягивающие напряжения). Макроанализ выявляет и эти участки, которые обладают резко пониженными и неудовлетворительными механическими

[1] Мелкие поры и трещины часто неразличимы в изломе металла и не обнаруживаются на нетравленом макрошлифе, так как в процессе изготовления (разрезки и шлифования) они «забиваются» частичками металла — продуктами шлифования.

свойствами, в которых в процессе последующей обработки могут возникнуть трещины.

На рис. 1 показан излом хромоникелевой стали до травления; видны своеобразные белые пятна (флокены). После травления макрошлифа обнаруживаются мелкие трещины, количество которых увеличивается к сердцевине металла. Такая сталь является негодной.

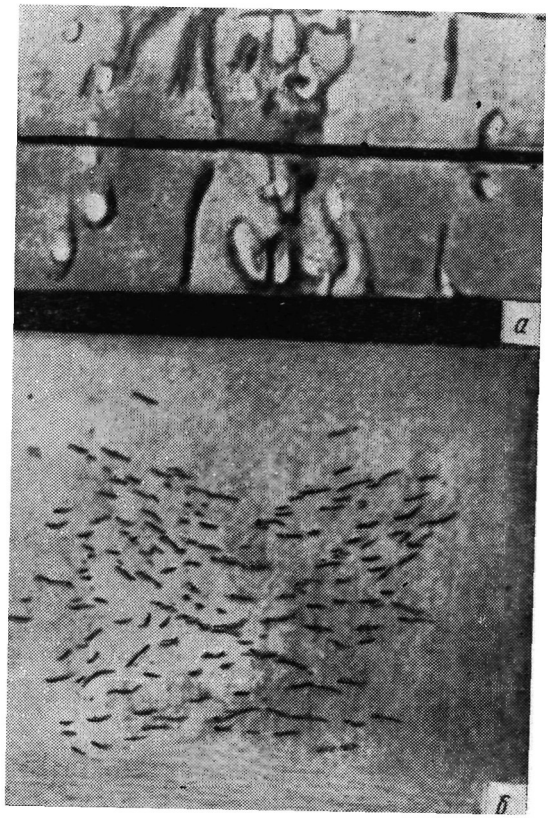


Рис. 1. Флокены в хромоникелевой стали (В. М. Доронин):

а — излом стали; б — микрошлиф по излому после глубокого травления (другой образец)

Сравнительно однородные участки металла с меньшим содержанием вредных примесей и углерода оказываются после травления более выступающими и светлыми (менее протравленными). Поэтому травление указанными реактивами выявляет также ликвационные зоны и, кроме того, в литой стали — дендритное строение, а в катаной стали — волокна (в шлифе, изготовленном в продольном направлении).

Реактивы поверхностного травления хорошо выявляют сравнительно крупную пористость, например в сварных заготовках, а также определяют характер ликвации и фигуры течения металла, но они не могут заменить реактивов глубокого травления для опре-

деления флокенов, а также трещин, рыхлости и пор, не выходящих непосредственно на поверхность металла. Преимущество реактивов поверхностного травления состоит в их меньшей агрессивности и простоте обращения с ними. Эти реактивы широко используют, особенно при макроанализе деталей из низко- и среднеуглеродистых сталей.

Чаще всего применяют реактив, содержащий ионы меди, состава: 35 г $CuCl_2$ и 53 г NH_4Cl на 1000 мл воды. Макрошлиф протирают спир-

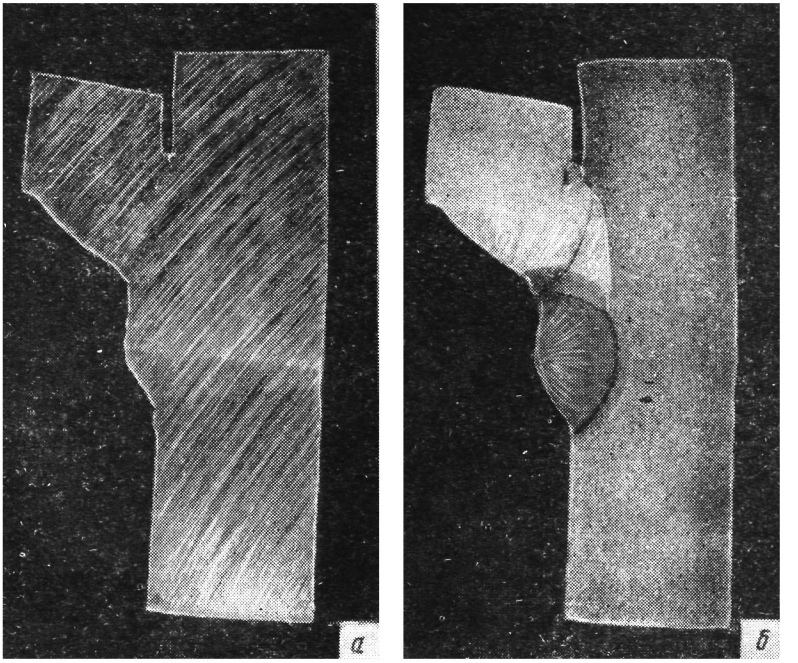


Рис.2. Макрошлиф сварного соединения (натуральная величина):
а — до травления; *б* — после травления

том и погружают затем шлифованной поверхностью на 30—60 с в реактив; при этом происходит обменная реакция, по которой железо вытесняет медь из водного раствора. Медь оседает на поверхности шлифа; на участках, в которых обменная реакция не развивается полностью и поэтому недостаточно защищенных медью (поры, трещины, неметаллические включения), происходит травление. Микрошлиф вынимают из раствора, снимают ватой под струей воды слой меди и просушивают. На рис. 2, *а* показан макрошлиф сварного соединения до травления, а на рис. 2, *б* — после травления. Макроанализ выявил поры в месте стыка в наплавленном металле; видны также более темные полосы в основном металле, выявляющие участки, обогащенные углеродом, серой и фосфором.

Для травления медных сплавов применяют один из следующих реактивов:

1) 10—20%-ный водный раствор персульфата аммония;

2) 10%-ный раствор перекиси водорода в насыщенном водном растворе аммиака;

3) раствор хлорного железа (10 г) и соляной кислоты (30 мл) в воде (120 мл).

Для определения нарушений сплошности в алюминиевомедных сплавах применяют 10—15%-ный водный раствор едкого натра. Макрошлиф выдерживают в реактиве до образования на поверхности темной пленки, затем промывают водой и для снятия пленки погружают на 1—2 с в 50%-ный раствор азотной кислоты (плотность 1,50). Остатки кислоты удаляют тщательным промыванием кипящей водой.

Для травления дуралюминов применяют реактив, состоящий из раствора соляной кислоты плотностью 1,19 г/см^3 (40 мл), азотной кислоты плотностью 1,50 г/см^3 (40 мл) и плавиковой кислоты (10 мл) в воде (150 мл). Реактив действует быстро; после травления необходимы немедленное промывание и сушка макрошлифа.

Для травления сплавов на никелевой основе применяют раствор хлорного железа (10 г) и соляной кислоты (30 мл) в воде (120 мл).

Определение строения сплава (дендритной структуры), образовавшегося при первичной кристаллизации

Строение литой стали выявляют травлением в 15%-ном водном растворе персульфата аммония $[(NH_4)_2S_2O_8]$, нагретого до 80—90° С. Выдержка макрошлифа в реактиве составляет 5—10 мин для углеродистой стали и несколько больше (в зависимости от поведения при травлении) для легированной стали.

Для получения большей контрастности макрошлиф погружают затем на 1—2 мин в 5%-ный раствор азотной кислоты (плотность 1,4 г/см^3). После этого очищают (механически) образовавшийся налет и погружают на 2—3 мин в холодный 15%-ный раствор персульфата аммония. На рис. 3 показано макростроение литой стали после травления этим раствором; макроанализ выявил характерную дендритную структуру.

Рис. 3. Макростроение литой стали после травления (нагуральная величина). Черное пятно в центре — пора, часто встречающаяся в литом металле

Макростроение цветных сплавов выявляют реактивы, перечи-

сленные выше и используемые для определения нарушений сплошности.

Для выявления первичной кристаллизации алюминиевых сплавов пригоден также реактив состава: 4 мл азотной кислоты (плотность 1,50 г/см^3), 4 мл плавиковой кислоты, 4 мл 10%-ного раствора желтой кровяной соли и 2 мл перекиси водорода (30%) на 1000 мл воды.

Определение химической неоднородности сплава (ликвации)

Макроанализ выявляет зональную и дендритную ликвацию в стали углерода и вредных примесей — серы и фосфора. Степень и характер ликвации зависят не только от содержания углерода и вредных примесей, но и от условий разливки металла и кристаллизации слитка (отливки) и последующей обработки давлением.

Макроанализ дает при этом лишь качественную оценку химической неоднородности и в отличие от химического анализа не определяет количественного содержания углерода и вредных примесей. Однако макроанализ обладает по сравнению с химическим анализом тем преимуществом, что показывает неоднородность в распределении примесей (ликвацию) по сечению (объему) изучаемой заготовки и, таким образом, обнаруживает участки, более загрязненные или, наоборот, более чистые по содержанию примесей[1].

Для определения ликвации серы поверхность макрошлифа, хорошо шлифованную наждачной бумагой с мелким зерном, протирают ватой, смоченной спиртом, для удаления следов абразивного материала, металлической пыли и других загрязнений. Затем лист фотографической (бромосеребряной) бумаги на свету смачивают или выдерживают в течение 5—10 мин в 5%-ном водном растворе серной кислоты и слегка просушивают между листами фильтровальной бумаги для удаления излишнего раствора. После этого на приготовленный шлиф накладывают фотографическую бумагу и слегка и осторожно, не допуская смещения бумаги, проглаживают резиновым валиком или рукой (в резиновой перчатке) для удаления оставшихся между бумагой и макрошлифом пузырьков воздуха, так как эти пузырьки оставляют на бумаге белые пятна и маскируют результаты анализа. Фотобумагу выдерживают на макрошлифе около 30 мин.

Сера находится в стали в виде соединений с марганцем (MnS) и железом (FeS). На тех участках поверхности металла, в которых имеются скопления сернистых соединений (сульфидов), происходит реакция между ними и серной кислотой, оставшейся на фотобумаге:

$$FeS + H_2SO_4 \rightarrow FeSO_4 + H_2S.$$

Аналогичная реакция протекает и с включением сернистого марганца.

---

[1] Более точные и надежные количественные сведения о химической неоднородности дает локальный рентгеноспектральный анализ на установках типа МАР.

Образующийся сероводород непосредственно против очагов своего выделения воздействует на кристаллики бромистого серебра фотоэмульсии. Поэтому на этих участках происходит дальнейшая реакция:

$$2\,AgBr + H_2S \rightarrow 2\,HBr + Ag_2S.$$

Сернистое серебро имеет темный цвет. Поэтому образующиеся на фотобумаге темные участки указывают форму и характер распределения включений сульфидов в исследуемой стали (или чугуна).

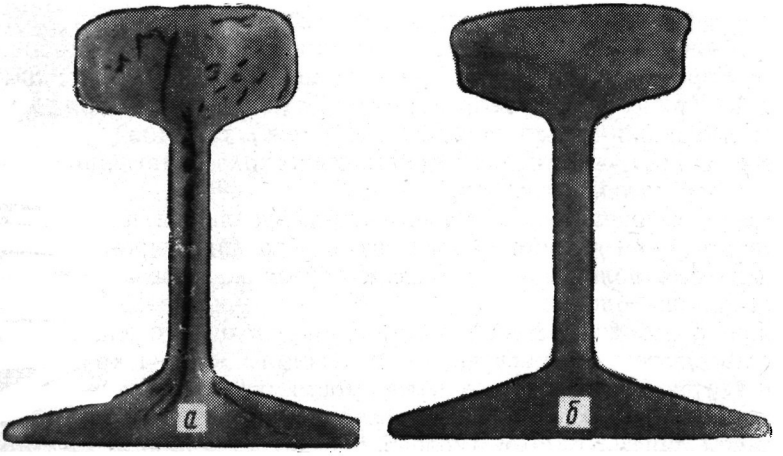


Рис. 4. Ликвация серы в стали. Сталь на рис. 4, *а* имеет большую неравномерность в распределении серы, чем на рис. 4, *б* (2/5 натуральной величины)

Снятую с макрошлифа фотобумагу промывают струей воды, фиксируют 20—30 мин в растворе гипосульфита, после чего снова промывают (примерно 10 мин) в воде и просушивают.

На рис. 4 приведены фотоотпечатки поперечных макрошлифов стальных рельсов. Отпечаток на рис. 4, *а* показывает, что проверявшаяся сталь имела бóльшую неравномерность распределения серы по сечению вследствие ликвации, чем сталь, фотоотпечаток которой приведен на рис. 4, *б*.

Фосфор, если он присутствует в отдельных участках стали и чугуна в повышенном количестве вследствие ликвации, может также участвовать в реакции с бромистым серебром, образуя фосфиды серебра темного цвета.

Для определения *ликвации углерода и фосфора* используют приведенный выше (с. 14) реактив, содержащий 85 г $CuCl_2$ и 53 г NH_4Cl (на 1000 мл воды). Участки стали с различным содержанием этих элементов травятся неодинаково. В участках, обогащенных углеродом и фосфором, медь выделяется менее интенсивно и поэтому меньше защищает поверхность металла от травящего действия хлористых солей реактива. Эти участки окрашиваются в более темный цвет.

Лучшие результаты получаются при макроанализе стали, содержащей до 0,6% С. В стали с большим содержанием углерода осадок меди плохо смывается с макрошлифа.

Этот реактив выявляет одновременно и ликвацию серы, поскольку характер распределения серы, фосфора и углерода почти одинаков.

Определение неоднородности строения сплава, созданной обработкой давлением (полосчатости)

Неметаллические включения в стали (сульфиды, оксиды, шлаки) и ликвационные участки, неоднородные по составу и структуре, при обработке давлением (прокатке, ковке, штамповке) частично раздробляются и вытягиваются вдоль направления деформации, образуя характерную продольную волокнистость (*первичная полосчатость*). Кроме того, в доэвтектоидной стали в процессе вторичной кристаллизации избыточная фаза (феррит) склонна кристаллизоваться вокруг вытянутых неметаллических включений, образуя *вторичную полосчатость*.

Ударная вязкость и пластичность различны в зависимости от направления волокон. Они выше в образцах, вырезанных вдоль направления волокон, и меньше в образцах, вырезанных поперек направления волокон.

При обработке деталей на металлорежущих станках волокна металла могут быть перерезаны, вследствие чего ударная вязкость оказывается неодинакова в зависимости от направления волокон. В деталях, работающих с повышенными удельными нагрузками, особенно динамическими (коленчатые валы, клапаны двигателей, зубчатые колеса многих типов, молотовые штампы и т. д.), необходимо, чтобы волокна не перерезались, а следовали параллельно контуру детали или, что наиболее желательно, в направлении наибольших напряжений. Это достигается правильным выбором способов ковки и штамповки.

Макроанализ позволяет не только выявить направление волокон в деформированном металле, но и определить способ изготовления изучаемой детали, в частности является ли она литой или изготовлена ковкой (штамповкой) или резанием (см. пример на с. 20).

Волокна металла вследствие неодинакового состава и строения имеют различную травимость. Поэтому реактив, содержащий 85 г $CuCl_2$ и 53 г NH_4Cl на 1000 мл воды (см. с. 14), хорошо выявляет полосчатость. Макрошлиф в этом случае надо изготавливать в продольном направлении. Поскольку сернистые включения также участвуют в образовании полосчатости, то удовлетворительные результаты получаются, кроме того, при использовании рассмотренного выше метода отпечатков на фотобумаге.

Определение неоднородности состава и структуры, созданной термической или химико-термической обработкой

Макроанализ позволяет определить в стали:

1) толщину закаленного слоя, обладающего высокой твердостью по сравнению с мягкой сердцевиной; например, углеродистая сталь

в деталях (образцах) диаметром или толщиной более 15 мм принимает закалку и получает высокую твердость не по всему сечению, а только в сравнительно тонком поверхностном слое толщиной иногда 2—3 мм (см. гл. XVII); 2) толщину цементованного (науглероженного) слоя, имеющего после закалки в отличие от мягкой сердцевины высокую твердость и износостойкость.

Толщину закаленного (или цементованного) слоя можно определять различными способами: с помощью макроанализа, микроанализа и измерения твердости. Макроанализ дает быстрое определение с точностью, обычно достаточной для производственных условий. Для этой цели образец закаливают, а затем ломают. Закаленный (или цементованный и закаленный) слой имеет более мелкое зерно и после закалки без перегрева получает матовый фарфоровидный (шелковистый) излом, заметно отличающийся от вида излома сердцевины. Толщину слоя можно определять невооруженным глазом или в лупу. Этот слой обнаруживается более четко после кратковременного нагрева 300—350° С, когда сердцевина покрывается тонкой светло-синей, а поверхностный слой — темно-синей пленкой побежалости.

Для образцов большого сечения (диаметром более 20—25 мм) этот простой способ иногда не дает достаточно точных результатов из-за трудности поломки без значительного нарушения формы образца в месте поломки. Такие образцы шлифуют по излому (перпендикулярно оси). Шлифованные образцы протравливают 3 мин в 50%-ном растворе соляной кислоты при 80° С. Закаленный слой имеет более темную окраску.

Цементованный слой можно также определить погружением на 1—2 мин в реактив состава: 2 г $CuCl_2 \cdot H_2O$ и 1 мл HCl на 100 мл спирта. Мягкая нецементованная сердцевина покрывается красным налетом меди; науглероженный слой не изменяется. Кроме того, цементованный слой можно выявить воздействием раствором гипосульфита на шлифованную поверхность металла. В результате этого взаимодействия (описанного на с. 15) зерна феррита покрываются темной пленкой сернистого железа, а высокоуглеродистая цементованная полоса слоя остается светлой.

4. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

Перед выполнением макроанализа надо ознакомиться с материалом §§ 1 и 2 этой главы.

Макроанализ стали в приведенных ниже задачах предусмотрен двумя способами: 1) более простым по технике выполнения; 2) широко применяемым в заводском контроле.

Анализ целесообразно начинать с осмотра шлифа и травления его реактивом 85 г $CuCl_2$ и 53 г NH_4Cl (на 1000 мл воды). Это позволяет судить: 1) о предшествующей обработке металла (литье, ковка, прокатка, сварка); 2) о ликвации фосфора и углерода; 3) о качестве и типе сварки; 4) о нарушении сплошности.

Изображения, полученные в результате травления этим реактивом, надо зарисовать. Затем проводят макроанализ для определе-

ния ликвации серы методом фотоотпечатка. При перемене реактива снова подготавливают поверхность макрошлифа. Ее достаточно прошлифовать наждачной бумагой с мелким зерном, чтобы снять следы предыдущего травления. Надо шлифовать образец в двух направлениях: вдоль и поперек, чтобы удалить мелкие царапины (риски), создаваемые шлифовальной бумагой.

Отчет по лабораторной работе должен содержать:

1) эскиз исследованного образца;

2) указание цели работы;

3) обоснование выбора способа макроанализа применительно к требованиям задачи и цели исследования;

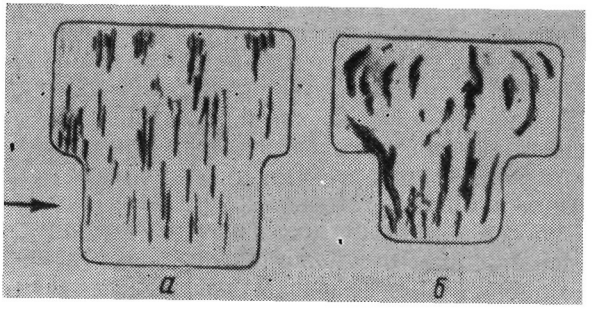


Рис. 5. Ликвация серы и фосфора:
а — болт, изготовленный резанием из катаного прутка;
б — болт, изготовленный высадкой из катаной заготовки

4) зарисовку изображения полученных фигур травления;

5) приложение — отпечаток, полученный на фотобумаге;

6) заключение о качестве металла и способе предшествующей обработки исследованного образца.

В виде примера на рис. 5 приведено макростроение двух болтов. Отпечатки, полученные на фотобумаге, позволяют сделать следующие выводы:

а) в стали, из которой изготовлены оба болта, заметна ликвация серы и фосфора: ликвация в стали болта, показанного на рис. 5, *а*, меньше, чем болта на рис. 5, *б*; второй болт изготовлен из стали, содержащей больше серы и фосфора;

б) болт на рис. 5, *а* изготовлен резанием из катаной заготовки; вытяжка при прокатке вызвала заметную полосчатость; при изготовлении болта эти полосы были перерезаны резцом;

в) болт на рис. 5, *б* изготовлен из катаного прутка, но путем ковки с высадкой; волокна металла не перерезаны, а изогнуты в направлении, по которому течет металл при высадке;

г) ударная вязкость стали болта на рис. 5, *а* в поперечном направлении (показано стрелкой) более низкая, чем в продольном направлении, тогда как ударная вязкость стали болта на рис. 5, *б* почти одинакова в разных направлениях.

Задачи

№ 1. Выполнить макроанализ образцов (макрошлифы двух валиков [1]) и определить, какой из валиков был изготовлен из стали более высокого качества (с меньшим содержанием серы и фосфора).

Зарисовать макростроение стали, обнаруженное в образцах, и описать способы макроанализа, использованные при решении задачи. Объяснить, почему макроанализ позволяет определить степень чистоты стали.

№ 2. Образцы углеродистой стали вырезаны из катаной штанги, причем один — по длине штанги (в продольном направлении), а другой — по диаметру штанги (в поперечном направлении).

Зарисовать макростроение исследованных образцов.

Определить, какой из образцов вырезан в продольном направлении, и объяснить, почему макроанализ позволяет решить этот вопрос.

№ 3. Выполнить макроанализ двух стальных болтов, изготовленных из проката неодинаковыми способами.

Определить: а) какой болт изготовлен штамповкой и какой резанием; б) какой из них имеет более однородные механические свойства (ударную вязкость) в продольном и поперечном направлениях; в) почему макроанализ позволяет решить эти вопросы.

№ 4. Трубопровод на заводе изготовлен сваркой труб. Указать качество сварного шва в образцах, взятых из двух проверявшихся участков, и зарисовать обнаруженное макростроение.

Объяснить, почему макроанализ позволяет решить этот вопрос, и описать способы макроанализа, использованные для решения задачи.

№ 5. Провести макроанализ двух образцов и на основании полученных данных определить, какой из них изготовлен сваркой двух полос стали и какой вырезан из стальной заготовки.

Зарисовать макростроение образцов.

Описать способы макроанализа, использованные при решении задачи, и объяснить, почему применение их позволяет установить способ изготовления образцов.

№ 6. Определить макростроение двух зубчатых колес и на основании данных анализа объяснить, какое из них более пригодно для работы при значительных динамических нагрузках.

Зарисовать макростроение и объяснить, на чем основаны способы макроанализа, позволившие определить макростроение стали в готовых деталях.

№ 7. Провести макроанализ сварного соединения стали и определить, какие зоны этого соединения — из электрода или основного металла являются более качественными.

Зарисовать макростроение стали в исследованном образце и объяснить, какой способ макроанализа следует применять для решения поставленной задачи.

---

[1] В задачах № 1—19 указаны детали, удобные для выполнения макроанализа. Можно подобрать и другие детали.

№ 8. Выполнить макроанализ двух образцов стали и определить, какой из них изготовлен из сплошной заготовки и какой представляет сварное соединение.

Зарисовать макростроение стали в образцах.

Указать способы изготовления каждой детали и качество сварки.

№ 9. В технике применяют различные способы получения сварных соединений (сварных швов). Определить типы швов двух сварных заготовок.

Зарисовать обнаруженное макростроение, описать использованные способы макроанализа и объяснить, почему они позволяют сделать данное определение.

№ 10. Характеризовать тип сварного шва и качество сварки двух сварных соединений.

Зарисовать макростроение стали исследованных образцов.

Объяснить, какие способы макроанализа надо применять для решения этой задачи и почему они позволяют характеризовать качество стали, способ изготовления деталей и качество сварки.

№ 11. Провести макроанализ двух образцов, вырезанных из стальных деталей, и зарисовать макростроение.

Определить, какая деталь была изготовлена из литой стали и какая из катаной.

Объяснить, почему макроанализ позволяет характеризовать строение металла и способ изготовления деталей.

№ 12. Исследовать макрошлифы двух зубчатых колес, изготовленных из латуни, и зарисовать обнаруженное макростроение.

Определить, какое зубчатое колесо было изготовлено из отливки и какое из катаной латуни.

Объяснить, какие способы макроанализа надо применять для медных сплавов.

№ 13. Провести макроанализ двух втулок, изготовленных из оловянной бронзы, и зарисовать макростроение.

Определить, какая втулка изготовлена литьем и какая из прессованного прутка бронзы.

Указать способ макроанализа, необходимый для решения этой задачи.

№ 14. Выполнить макроанализ двух отливок из алюминиевого сплава (силумина): одной — отлитой в землю, другой — отлитой в кокиль.

Объяснить по данным исследования характерные особенности первичной кристаллизации, протекавшей в каждой отливке, и объяснить различие в их строении.

Указать реактив, необходимый для решения этой задачи.

№ 15. Выполнить макроанализ двух отливок из алюминиевого сплава (силумина), отлитых в кокиль при разных температурах жидкого металла (разница температур 100—200° С).

Описать особенности первичной кристаллизации в отливке и объяснить влияние температуры жидкого металла на макростроение сплава.

№ 16. Выполнить макроанализ двух деталей из алюминиевых сплавов.

Определить, какая деталь была изготовлена литьем и какая ковкой (штамповкой).

Указать способ макроанализа, использованный в задаче.

ГЛАВА III

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ МИКРОАНАЛИЗА

1. ХАРАКТЕРИСТИКА МИКРОАНАЛИЗА

Микроскопический анализ заключается в исследовании структуры материалов при больших увеличениях с помощью микроскопа. Наблюдаемая структура называется м и к р о с т р у к т у р о й. В зависимости от требуемого увеличения для четкого наблюдения всех присутствующих фаз, их количества, формы и распределения, т. е. структуры в целом, в микроскопах используют:

1. Белый свет и обычные оптические системы, меняющиеся комбинацией стеклянных линз и призм (о п т и ч е с к а я м и к р о с к о п и я).

2. Электронные лучи или точнее поток электронов, для создания оптических систем, для которых необходимо применять электромагнитные или электростатические линзы (э л е к т р о н н а я м и к р о с к о п и я).

Применение различного излучения и поэтому различных конструкций микроскопов — оптических и электронных — требует различной специальной подготовки объектов и особых методов расшифровки наблюдаемых изображений.

2. МЕТОДЫ ОПТИЧЕСКОЙ МИКРОСКОПИИ

Исследование структуры методом оптической микроскопии, предложенное П. П. Аносовым в 1831 г., широко используется для изучения строения металлов и для технического контроля их качества в промышленности.

Это объясняется тем, что между структурой металла, видимой в оптическом микроскопе (при использовании белого света), и многими его свойствами существует, как указывалось в гл. I, достаточно определенная, хотя и качественная связь. Микроанализ позволяет во многих случаях объяснить причины изменения свойств сплавов в зависимости от изменения химического состава и условий обработки.

Применение белого света позволяет наблюдать структуру металла при общем увеличении от нескольких десятков до 2000—3000 раз. Однако полезное увеличение, определяемое условиями дифракции света, как будет показано, не может быть выше 1500 раз.

При таком увеличении можно обнаружить элементы структуры размером не менее 0,2 мкм, что в большинстве случаев достаточно для определения размеров многих фаз, присутствующих в сплавах. Это позволяет успешно применять метод оптической микроскопии для наблюдения структуры многих металлических сплавов.

Выбор увеличения в пределах, допускаемых оптическим микроскопом, решается в зависимости от структуры сплавов. В одних случаях нет необходимости (и даже нецелесообразно) применять большие увеличения; для других сплавов изучение структуры при большом увеличении является необходимым.

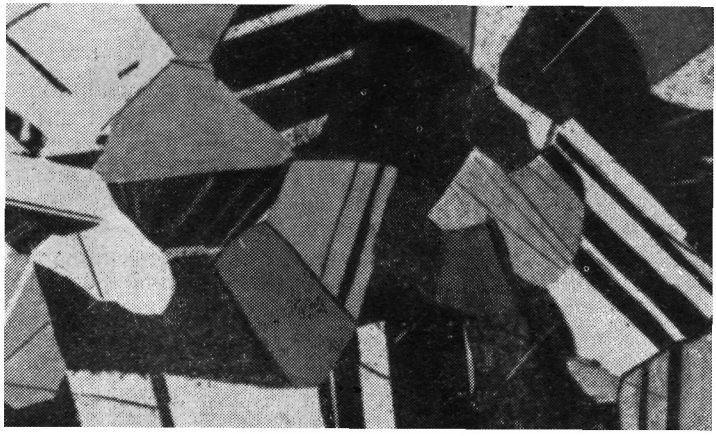


Рис. 6. Макроструктура однофазной латуни после прокатки и отжига. ×150

На рис. 6 показана микроструктура однофазной латуни после прокатки и отжига при увеличении в 150 раз. Рассмотрение структуры этой же латуни при значительно большем увеличении, например в 1500 раз, не показывает новых характерных особенностей, но вместе с тем представление об общем кристаллическом ее строении может оказаться менее отчетливым, так как в поле зрения не будет находиться достаточного числа зерен, а только одно зерно, а при еще большем увеличении даже часть зерна.

На рис. 7 показана микроструктура шарикоподшипниковой стали после окончательной термической обработки, т. е. в состоянии, в котором эта сталь имеет высокую твердость и износоустойчивость, необходимую для готовых шарико- или роликоподшипников.

На рис. 7, *а* и *в* микроструктура дана при увеличении в 100 раз, на рис. 7, *б* и *г* — в 500 раз. В обоих случаях микроанализ показывает, что сталь состоит из двух фаз: основной темной составляющей (мартенсит), которая обладает высокой твердостью, и белой составляющей карбиды) еще более твердой и дополнительно упрочняющей основную массу. Шарико- или роликоподшипники обладают

значительно более высокими эксплуатационными свойствами, если сталь имеет мелкие карбиды, равномерно распределенные в основной металлической массе (мартенсите), и, наоборот, меньшей стойкостью в работе, если крупные карбиды сосредоточены в отдельных участках стали. Микроанализ позволяет отчетливо установить распределение карбидов. Однако просмотр структуры при увеличении

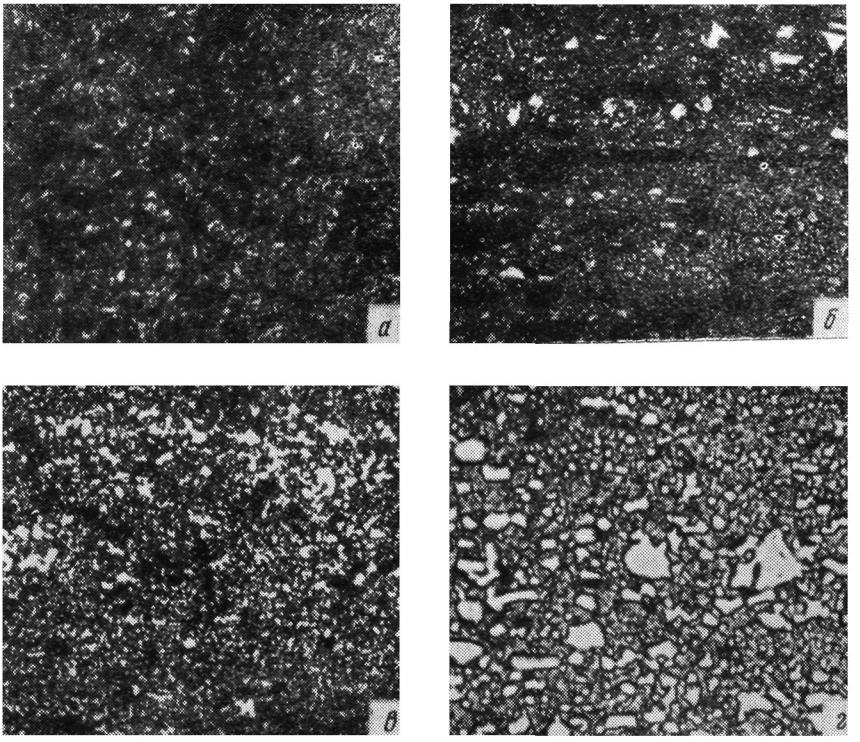


Рис. 7. Микроструктура хромистой шарикоподшипниковой стали (1% C, 1,5% Cr):
а — сталь с незначительной карбидной неоднородностью, ×100; *б* — то же, ×500; *в* — сталь со значительной карбидной неоднородностью, ×100; *г* — то же, ×500

в 100 раз дает более отчетливое представление о характере распределения карбидов (карбидной полосчатости), в то время как увеличение в 500 раз ясно обнаруживает размеры и форму отдельных карбидов.

Иногда необходимо получить определенное представление о строении металлической основы стали — в данном случае мартенсита. Установлено, что если структура металлической основы будет представлена мелкими кристаллами мартенсита, то механические свойства шарикоподшипниковой стали будут выше, чем в случае, когда

кристаллы мартенсита будут крупными. Однако ни мелкокристаллический, ни крупнокристаллический мартенсит выявить невозможно, если наблюдение структуры проводят при малом увеличении (100—200 раз). Для того чтобы определить в структуре стали присутствие мелко- или крупнокристаллического мартенсита, необхо-

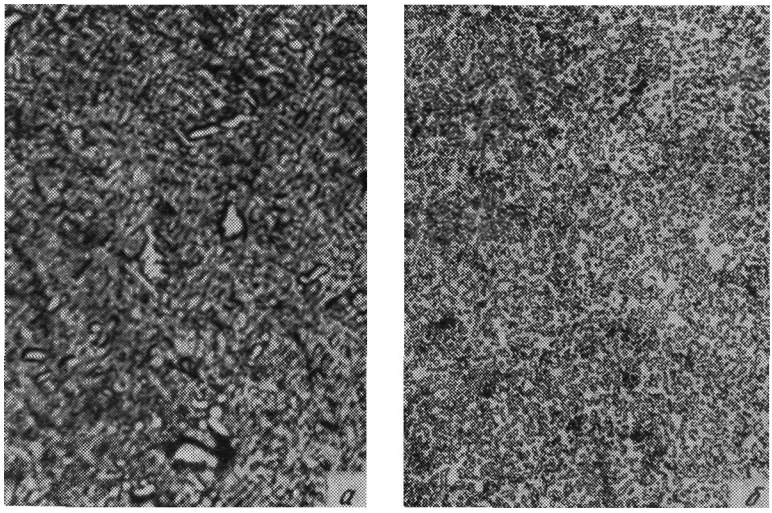


Рис. 8. Микроструктура закаленной хромистой шарикоподшипниковой стали (1% C и 1,5% Cr):
а — ×100; *б* — ×1000

димы большие увеличения (до 1000 раз и больше), так как размер кристаллов весьма невелик. Результаты изучения микроструктуры шарикоподшипниковой стали, получаемые при больших увеличениях, показаны на рис. 8, *а* и *б*.

Как правило, микроанализ проводят сначала при небольшом увеличении, а затем в зависимости от строения обнаруживаемой структуры и целей исследования — при больших увеличениях, просматривая в каждом случае ряд участков шлифа.

Определение фазового состава и структуры сплавов в условиях равновесия

Чистые металлы и однофазные сплавы (твердые растворы) имеют в литом состоянии характерную дендритную структуру, а после пластической деформации и отжига, приводящего металл в равновесное состояние, структура состоит из сравнительно одинаковых по форме зерен (равноосных полиэдров). На рис. 9 показана микроструктура меди, а на рис. 6 — однофазной латуни после литья, обработки давлением и отжига.

Применяя глубокое травление, в этих структурах можно выявить так называемые фигуры травления — геометрически правильные углубления или выступы, ограниченные определенными кристаллографическими плоскостями. Измеряя углы между гранями или определяя направления ребер на фигурах травления, можно установить ориентировку каждого кристаллита и, следовательно, ориентировку всей совокупности кристаллитов. Наконец, на однофазных сплавах можно выявить дислокации, представляющие собой особый вид линейных дефектов кристалла. Они выявляются по специальным фигурам травления — группировкам пятен травления. Эти пятна связаны с более сильной травимостью металла в области выхода скопления дислокаций на поверхность, а также со скоплением примесей на дислокациях. Для выявления пятен травления применяют различные реактивы, зависящие от природы металла и требующие особенно тщательной подготовки поверхности микрошлифа, исключающей механическое воздействие. По расположению пятен травления можно определить особенности тонкого строения кристалла — размеры блоков и степень их дезориентации. По числу пятен травления можно в ряде случаев вычислить плотность дислокаций [1].

Рис. 9. Микроструктура меди. × 100

Многофазные, в том числе двухфазные, сплавы имеют более сложную структуру, состоящую из различного сочетания фаз, например в виде эвтектики, эвтектоида и др.

На рис. 10 показана структура, типичная для эвтектики, в данном случае системы Cu—Cu_3P (рис. 11). Для сравнения на рис. 12 приведена структура эвтектоида железоуглеродистых сплавов. Обе структуры имеют тонкое строение, однако эвтектоид является более дисперсным, так как образуется при распаде твердого раствора, когда процессы диффузии протекают более замедленно.

В многофазных сплавах, не соответствующих по химическому составу точно эвтектической концентрации, наряду с эвтектикой выделяется также избыточная фаза, например в сплавах, концентрация которых находится между точками *c* и *d* диаграммы (рис. 13). При этом в сплавах с концентрацией между точками *a* и *b* избыточная фаза выделяется из жидкости, а в сплавах, отвечающих по составу заштрихованным областям диаграммы, избыточная фаза вы-

[1] Пятна, являющиеся следами выхода дислокаций, сохраняют свое положение после повторной электрополировки. В результате пластической деформации или нагрева пятна, выявляемые на поверхности шлифа, после переполировки должны изменить свое положение.

деляется только из твердого раствора при уменьшении растворимости.

Избыточная фаза, кристаллизующаяся из жидкости, имеет обычно форму крупных зерен или дендритов; это связано с особен-

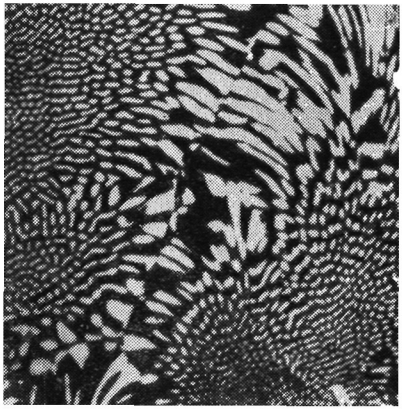


Рис. 10. Микроструктура эвтектики системы Cu—Cu_3P. ×600

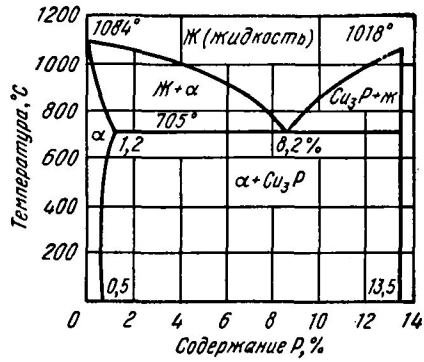


Рис. 11. Диаграмма состояния сплавов Cu—Cu_3P

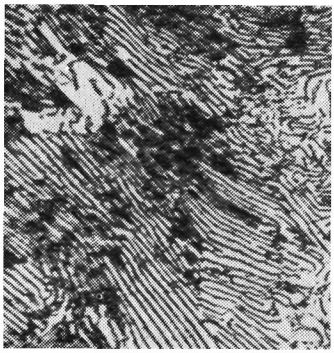


Рис. 12. Микроструктура отожженной углеродистой стали эвтектоидного состава (0,8% С). ×600

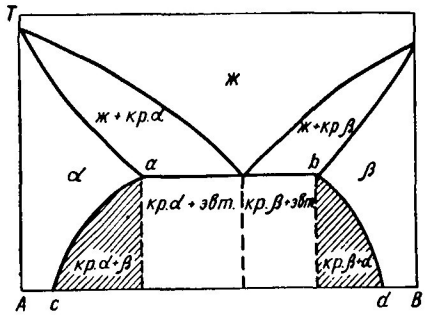


Рис. 13. Диаграмма состояния сплавов из двух компонентов с ограниченной и уменьшающейся с понижением температуры растворимостью в твердом состоянии

ностями роста избыточной фазы в процессе застывания сплава в интервале температур между ликвидусом и солидусом (рис. 14).

Избыточные фазы, выделяющиеся из твердого раствора, имеют разнообразную форму (рис. 15), например игольчатую, зернистую или весьма часто в виде оторочки (сетки) по границам зерен. Формы выделений и свойства избыточной фазы в значительной степени влияют на свойства всего сплава. Если, например, избыточная

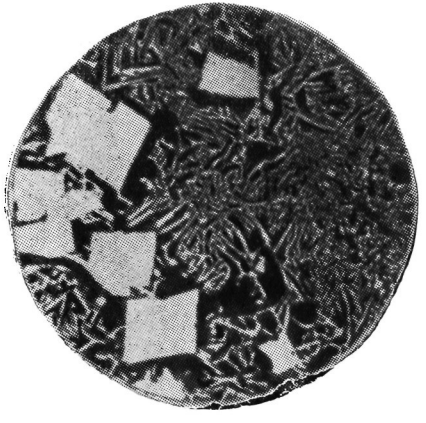


Рис. 14. Заэвтектический сплав системы свинец—сурьма (20% Sb, 80% Pb). Крупные светлые зерна — кристаллы избыточной фазы (сурьма), темный фон — эвтектика. ×100

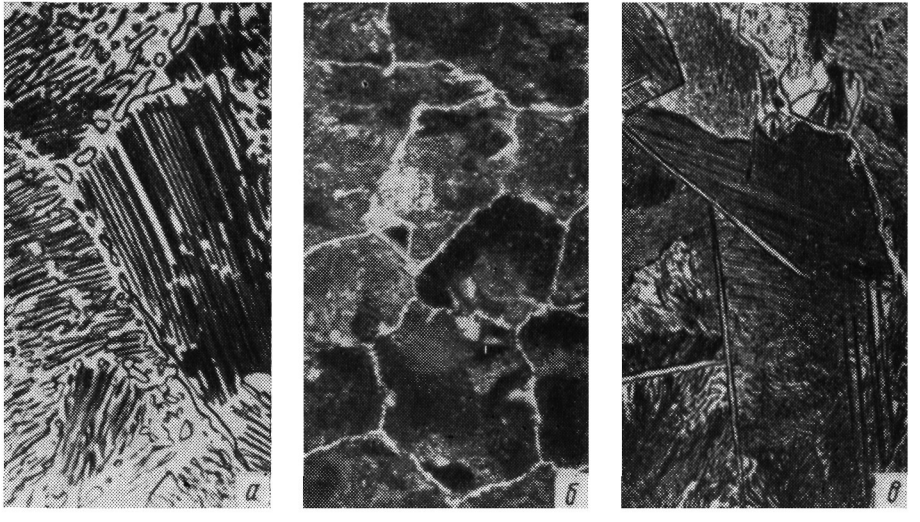


Рис. 15. Заэвтектоидная сталь, выделение избыточного (вторичного) цементита: *а* — в зернистой форме. ×600; *б* — в виде сетки по границам зерен. ×200; *в* — в виде игл. ×600

фаза является твердой и хрупкой, то выделение ее в виде сетки (рис. 15, *в*) значительно ухудшает пластичность и вязкость всего сплава; равномерное распределение избыточной фазы в виде мелких включений зернистой формы в основной фазе повышает прочность сплава, не вызывая резкого снижения пластичности.

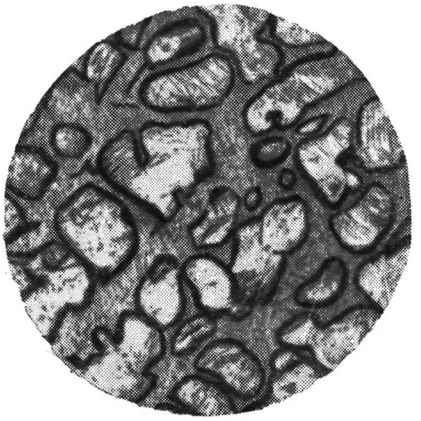


Рис. 16. Структура перитектики в сплаве Sn—Sb; выделение второй фазы вокруг первичных кристаллов. ×500

На рис. 16 показана двухфазная структура, полученная в результате перитектической реакции. Округлые участки представляют собой фазу α, образованную в начале кристаллизации, а область вокруг этих участков — фазу β, полученную в результате перитектической реакции. Определение структуры перитектики представляет больше затруднений, чем определение других многофазных структур, поскольку в условиях охлаждения сплавов, применяемых на практике, перитектическая реакция, как проходящая на поверхности раздела фаз, обычно не протекает до конца.

Тройные и более сложные сплавы также имеют подобные формы структурных составляющих — однофазных твердых растворов и избыточных фаз. Несколько иную форму имеют сплавы, содержащие эвтектику. Например, при кристаллизации тройного сплава, не соответствующего точно эвтектическому составу, сначала выделяется избыточная фаза, затем двойная эвтектика и в последнюю очередь при окончании застывания — тройная эвтектика. Двойная эвтектика в сплаве из трех компонентов кристаллизуется в интервале повышенных температур, в то время как тройная эвтектика кристаллизуется при постоянной и более низкой температуре. Поэтому выделения двойной эвтектики более крупные и легче различаются при микроанализе, чем выделения тройной эвтектики.

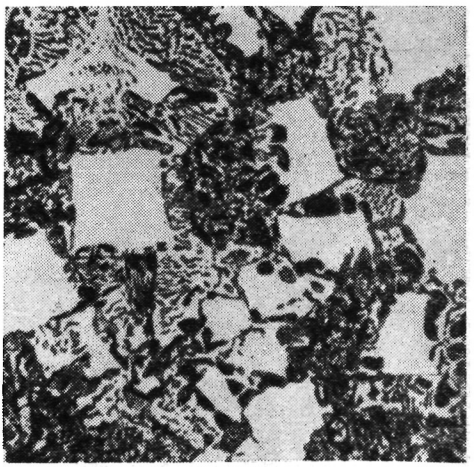


Рис. 17. Структура сплава Pb—Bi—Sn с двойной и тройной эвтектикой (Б. И. Кример). ×100

На рис. 17 показана микроструктура тройного сплава системы Pb—Bi—Sn, соответствующего по составу линии двойных эвтектик.

Такой сплав не имеет избыточной фазы; на фотографии видны участки с более дифференцированной структурой (двойная эвтектика), расположенной в основной, менее различимой металлической массе, представляющей выделения тройной эвтектики.

Определение неравновесных структур

Микроанализ выявляет структуры сплавов в неравновесном состоянии, в котором многие сплавы применяются в технике.

На рис. 18 представлена микроструктура стали с 0,40% С в равновесном (после отжига) и неравновесном состояниях: после на-

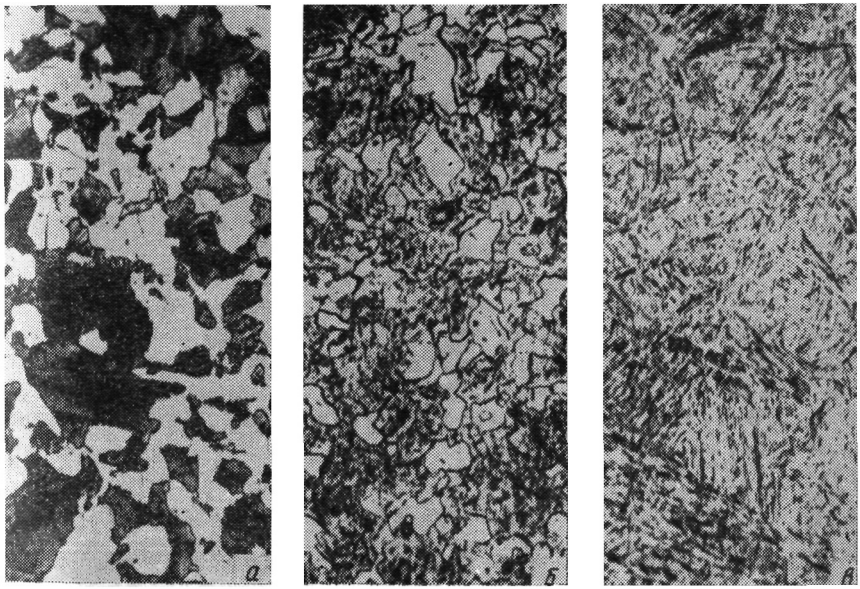


Рис. 18. Микроструктура углеродистой стали (0,40% С):

а — после отжига, структура феррит + перлит. ×200; *б* — после неполной закалки с 750° С в воде, структура феррит + мартенсит. ×500; *в* — после полной закалки с 840° С в воде, структура — мартенсит. ×500

грева до 750° С и быстрого охлаждения (неполная закалка) и после нагрева до 840° С и быстрого охлаждения (полная закалка). Быстрое охлаждение позволило получить неравновесную структуру и, кроме того, характеризовать превращения, происходящие в стали при нагреве. Микроанализ отчетливо показывает, что в результате нагрева до 750° С, т. е. выше критической точки Ac_1, но ниже точки Ac_3, в стали произошло частичное превращение; вместо темной (т. е. более сильнотравящейся при микроисследовании) составляющей — перлита и частично светлой — феррита образовалась

новая структура — мартенсит, но часть светлой (т. е. менее сильно-травящейся) составляющей — феррита осталась без изменения. В то же время при более высоком нагреве (до 840° С, т. е. выше критической точки Ac_3) произошло полное превращение: образовалась новая структура — мартенсит.

Образование в закаленной стали структуры мартенсита, обнаруживаемое микроанализом, резко изменяет свойства, в частности повышает прочность, твердость и значительно уменьшает пластичность и вязкость. При низком отпуске (при 200—250° С) закаленной стали ее микроструктура изменяется, но после нагрева выше 300—350° С микроанализ обнаруживает еще большие изменения, связанные с распадом твердого раствора (мартенсита) и коагуляцией цементита. Поэтому микроанализ позволяет судить о тех значительных и важных для практики изменениях механических и физических свойств стали, которые вызывают эти превращения.

Однако микроанализ, обнаруживая в закаленной стали характерное внешне игольчатое строение мартенсита (см. рис. 18), отличающее его от других структурных составляющих стали, не позволяет определить природу этой фазы.

Микроанализ не позволяет также характеризовать структуру неравновесного сплава в тех случаях, когда избыточные фазы еще не отделились от основной фазы (т. е. их кристаллические решетки остаются сопряженными или когерентносвязанными) или когда выделения избыточной фазы являются чрезвычайно мелкими (субмикроскопическими), т. е. не могут быть обнаружены при данной разрешающей способности микроскопа. В частности, это относится к процессам, происходящим при старении или низком отпуске закаленного сплава. Данные о структуре таких сплавов дает электронная микроскопия и рентгеновский анализ.

Определение характера обработки металла

Способ обработки сплава резко влияет на его структуру и свойства. С помощью микроанализа можно определять, каким образом изготовлен изучаемый сплав (или деталь), какой предварительной обработке он подвергается. В частности, микроанализ позволяет определить, находится ли сплав в литом состоянии или он подвергался обработке давлением и какое влияние оказала пластическая деформация на его структуру.

На рис. 19 показаны микроструктуры однофазной латуни в состоянии после литья и после обработки давлением и отжига. Отчетливо видно дендритное строение твердого раствора в литом состоянии и полиэдрическое после дальнейшей обработки. Свойства латуни при этом также изменяются; пластичность латуни, показанной на рис. 19, *б*, выше, чем приведенной на рис. 19, *а*.

Во многих случаях микроанализ проводят параллельно с макроанализом. Последний характеризует строение металла на больших участках, а микроанализ — лишь на отдельных участках, выявляя при этом детали структуры. На рис. 20, *а* показано распределение

неметаллических включений в катаной углеродистой стали; отчетливо видно, что они вытянуты вдоль направления прокатки.

На рис. 20, *б* представлена микроструктура этой же стали, но после травления шлифа; микроанализ обнаруживает, что вытяну-

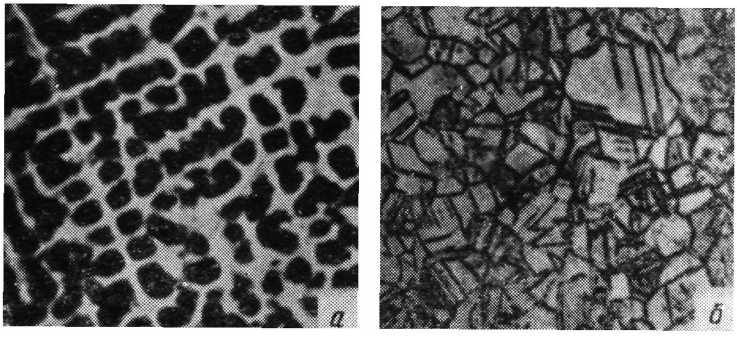


Рис. 19. Микроструктура однофазной латуни. × 100:
а — после литья; *б* — после обработки давлением и отжига

тыми оказываются не только неметаллические включения, но и участки перлита и феррита, так как на процесс вторичной кристаллизации в твердом состоянии оказывали зародышевое действие

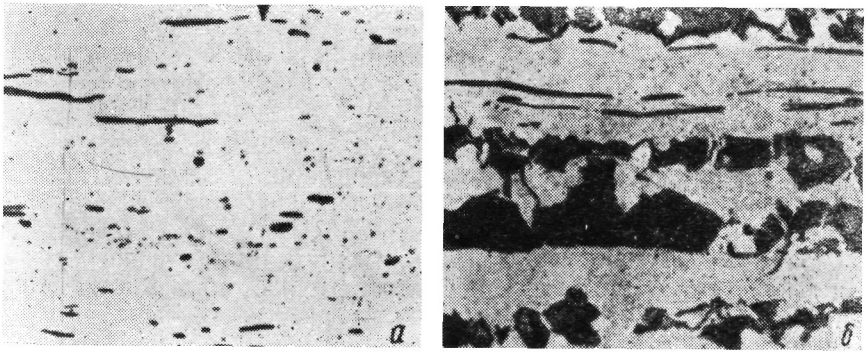


Рис. 20. Микроструктура углеродистой стали:
а — шлиф до травления, видны неметаллические включения. × 100; *б* — шлиф после травления. × 200

вытянутые неметаллические включения. Макроанализ не обнаруживает этого вида полосчатости, называемой в т о р и ч н о й. Ударная вязкость образцов стали поперек волокна (по направлению стрелки на микрофотографии) является более высокой, чем ударная вязкость при испытании вдоль волокна.

Если некоторые виды неметаллических включений и, в частности, сернистого марганца имеют не вытянутую форму, а округлен-

ную и даже полногранную форму, то это может быть признаком отсутствия предварительной деформации металла, т. е. в этом случае металл, по-видимому, находится в литом состоянии.

Далее, микроанализ позволяет отчетливо определить, подвергался ли сплав холодной деформации и находится ли он в наклепанном (упрочненном) состоянии или он был подвергнут последующему отжигу (рекристаллизация) для снятия наклепа. На рис. 21 показана структура низкоуглеродистой стали после холодной деформа-

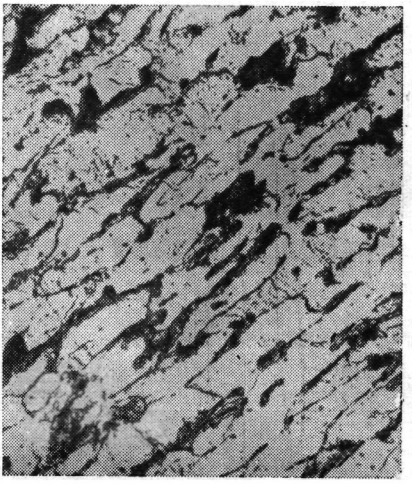


Рис. 21. Микроструктура низкоуглеродистой стали (0,15% С) после холодной деформации. ×200

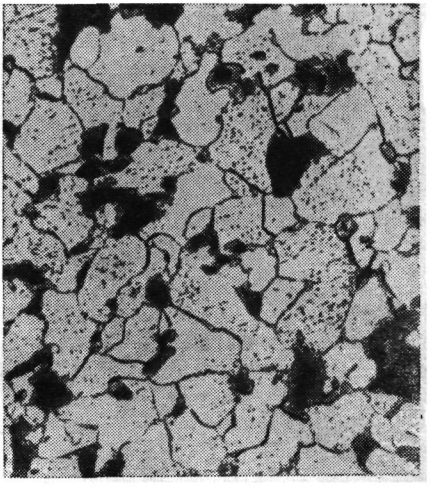


Рис. 22. Микроструктура низкоуглеродистой стали (0,15% С) после рекристаллизации. ×200

ции, а на рис. 22 — после рекристаллизации. Можно отчетливо видеть изменение формы и размера зерна, вызванное рекристаллизацией.

При помощи микроанализа можно установить, в равновесном или в неравновесном состоянии находится сплав, и во многих случаях определить, какой термической обработке он подвергался. Для этого сравнивают наблюдаемую структуру с той, которой должен обладать сплав согласно диаграмме состояния, или подвергают сплав дополнительной термической обработке, переводящей его в состояние равновесия (т. е. отжигу), и сравнивают получившуюся структуру с исходной. Так, на рис. 18 приведена микроструктура стали после закалки; микроструктура была различной в зависимости от того, нагревалась ли сталь при закалке выше Ac_1, но ниже Ac_3 (неполная закалка) или выше Ac_3 (полная закалка).

На рис. 23 показана микроструктура быстрорежущей стали, закаленной с разных температур; при значительном повышении температуры в сплаве происходит рост зерна, усиливающий хрупкость стали. Сравнение микрофотографий показывает, что сталь,

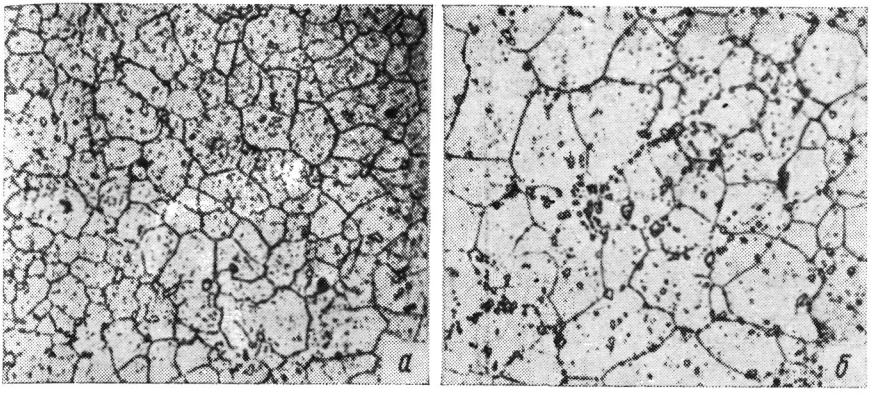


Рис. 23. Микроструктура быстрорежущей стали после закалки с различных температур: *а* — 1250° С; *б* — 1290° С. ×300

Рис. 24. Микроструктура углеродистой стали (0,4% С); перегрев при закалке. ×500

Рис. 25. Микроструктура углеродистой стали (0,4% С) после закалки с 830° С в масле; структура мартенсит и троостит (темные участки). ×200

нагретая до более высокой температуры (рис. 23, *б*), из-за крупного зерна обладает меньшей пластичностью и прочностью.

Рост зерна стали, происходящий при высоком нагреве, вызывает также увеличение размеров кристаллов мартенсита, образующегося в процессе охлаждения. При сопоставлении микроструктур, приведенных на рис. 18, *в* и 24, можно обнаружить, что сталь, показанная на рис. 24, нагревалась до более высоких температур, и имеет крупные кристаллы мартенсита, а следовательно, и большую хрупкость.

Микроанализ позволяет также судить о том, была ли достаточной скорость охлаждения при закалке

Рис. 26. Микроструктура низкоуглеродистой стали (0,15% С). ×200

Рис. 27. Микроструктура стали, показанная на рис. 25, после цементации. ×200

сплава. На рис. 18, *в* и 25 показана микроструктура углеродистой стали после закалки с охлаждением в воде, а на рис. 25 — микроструктура той же стали после более медленного охлаждения в масле (структура мартенсит и троостит).

В промышленности широко применяют процессы, изменяющие состав поверхностного слоя стали путем насыщения его углеродом (цементация), азотом (азотирование) или металлами (диффузионная металлизация). В зависимости от глубины насыщенного слоя

и концентрации соответствующих элементов в этом слое изменяются свойства стали. Микроанализ позволяет определить глубину такого диффузионного слоя и примерную концентрацию в нем насыщающего элемента. На рис. 26 дана микроструктура исходной стали с 0,15% С, а на рис. 27 — микроструктура поверхностного слоя этой же стали после насыщения углеродом. На рис. 27 видно, что содержание углерода, определяемое количеством темной составляющей — перлита, изменяется от поверхности к сердцевине. По количеству перлита можно приблизительно определить содержание углерода в отдельных участках слоя, а также толщину слоя, насыщенного углеродом.

Количественная металлография

Методы количественной металлографии необходимы для определения характеристики многих важных особенностей структуры: 1) величины включений или зерен отдельных фаз, присутствующих в сплаве, и особенно размеров зерна основной фазы; 2) количества включений разных фаз сплава.

Определение величины зерна

Сплавы, имеющие мелкие зерна, обладают более высокими механическими свойствами: прочностью, пластичностью и вязкостью. Поскольку размеры зерна зависят от состава и технологического процесса изготовления сплава (условий выплавки, разливки, обработки давлением, термической обработки) и могут быть неодинаковыми в различных плавках одного и того же состава, то во многих случаях необходимо экспериментальное определение их размеров.

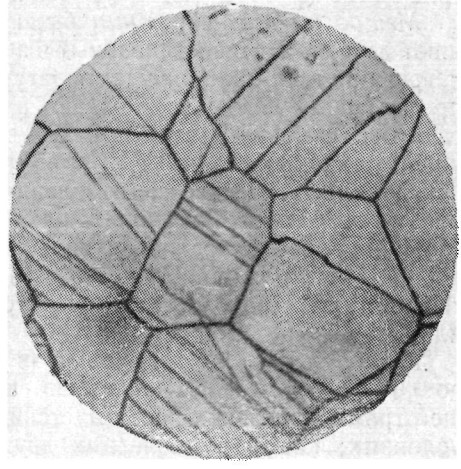


Рис. 28. Микроструктура хромоникелевой нержавеющей стали (травление царской водкой): зерна аустенита (А. Я. Ляпина). ×500

Величина действительного зерна, т. е. зерна, которое имеет сплав в условиях эксплуатации и которое образуется при принятой обработке, определяется на микрошлифах путем травления [1] (см. рис. 6 и рис. 28).

Однако у некоторых сталей зерна, точнее границы зерен, выявляются в этом случае недостаточно четко. Тогда применяют рассмотренные ниже специальные методы обработки. Надо, однако, помнить, что после такой обработки выявляется зерно, об-

[1] Для выявления зерна в углеродистых и легированных сталях применяют реактивы № 1 и 2, а для травления аустенитных сталей применяют № 7—10, 12 (см. табл. 5).

разующееся в выбранных условиях нагрева, т. е. не действительное, а «наследственное» зерно. Оно характеризует чувствительность металла к росту зерна при нагреве для термической обработки.

Метод цементации. Он применяется для низкоуглеродистых цементуемых сталей. Образцы нагревают в плотно закрытом железном ящике при 930 ± 10° С, 8 ч (после полного прогрева) в цементующей среде, чаще в смеси 40% $BaCO_3$ и 60% древесного угля или 30% Na_2CO_3 и 70% древесного угля. После охлаждения вместе с ящиком до 600° С (скорость охлаждения для углеродистой стали 100 град/ч, для легированной ~50 град/ч, а затем на воздухе) изготовляют микрошлиф; поверхностный слой сошлифовывают на глубину не более 2 мм и проводят травление в реактивах № 1, 2 и 5 (см. табл. 5). Величина зерна определяется в заэвтектоидной зоне цементованного слоя по цементитной сетке, окаймляющей границы бывших зерен аустенита.

Метод окисления. Его применяют для конструкционных (улучшенных) и инструментальных (кроме быстрорежущих) сталей. Полированные шлифы нагревают в сухой инертной атмосфере в муфельной печи на 20—30° С выше обычных температур закалки с выдержкой 3 ч. Затем в печь подают воздух на 30—60 с, после чего образцы охлаждают в воде. Перед закалкой рекомендуется провести нагрев в расплавленной буре при 930—950° С, 30—40 с, а затем охладить в воде. После указанных обработок шлифы полируют и подвергают травлению в 10% растворе соляной кислоты.

Метод травления границ бывших зерен аустенита. Его применяют для сталей, закаливаемых на мартенсит или бейнит. Образцы нагревают при таких же температурах и такое же время, как и по предыдущему методу, охлаждают в масле или воде, а затем подвергают отпуску 15—30 мин при 225—250° С (для углеродистых и низколегированных сталей) или при 500—550° С (для средне- и высоколегированных). После изготовления микрошлифа проводят травление в свежеприготовленном растворе пикриновой кислоты с добавлением поверхностно активных моющих веществ: 0,5—1% порошка «Астра» или «Новость» или 1—4% жидкости «Ситол» или «Капронил». Продолжительность травления 5—30 мин (при 20° С) или 0,5—6 мин (при 50—70° С).

Метод выявления ферритной (в сталях с содержанием углерода до 0,6%) *или цементитной* (в заэвтектоидной стали) *сетки*, окаймляющей границы бывших зерен аустенита. Образцы нагревают в тех же условиях, как и в последних двух случаях, а затем охлаждают: а) углеродистые стали с 0,3—0,5% С на воздухе, а стали с 0,5—0,6% С со скоростью 50—100 град/ч, б) легированные и заэвтектоидные со скоростью 20—30 град/ч (до 720—730° С). Затем образцы охлаждают в воде и изготовляют микрошлиф. Зерно выявляется травлением теми же реактивами, как и по методу цементации.

Метод с получением сетки троостита. Метод используют для углеродистых и низколегированных сталей эвтектоидного типа. Образцы нагревают, как и в предыдущих случаях (кроме цементации), и охлаждают: одну половину образца в воде, а другую на воз-

духе. В переходной зоне образца образуется структура, состоящая из мартенсита, окаймленного сеткой троостита. Она выявляется травлением в спиртовом растворе азотной или пикриновой кислоты.

Для определения размера зерна сравнивают [1] наблюдаемую микроструктуру при увеличении 100 раз со стандартными шкалами [2] (рис. 29) или подсчитывают число зерен, приходящихся на единицу поверхности шлифа, или, наконец, вычисляют средний условный диаметр зерна или их количество в 1 мм³ металла. Расчеты этих параметров оценки величины зерна для стандартных номеров (баллов) приведены в табл. 3. Число зерен[3] подсчитывают на матовом стекле микроскопа или по микрофотографии в пределах площади, ограниченной окружностью диаметром 79,8 мм.

При увеличении в 100 раз это соответствует площади на шлифе 0,5 мм². Общее число зерен подсчитывают по формуле $m_{100} = m + 0{,}5\, m_1$, где m — число зерен внутри круга, m_1 = число зерен, пересекающихся окружностью. Число зерен, приходящееся на 1 мм² поверхности шлифа равно $M = 2\, m_{100}$. При увеличении, отличном от 100, $M = 2\left(\frac{g}{100}\right)^2 m_g$, где g — применяемое увеличение и m_g — количество зерен, подсчитанное при этом увеличении. Указывают среднее число зерен ($M_{ср}$), подсчитывая их число для трех характерных полей зрения.

Среднюю площадь зерен ($S_{ср}$) и диаметр зерен ($d_{ср}$) вычисляют по формулам

$$S_{ср} = 1/M_{ср},\quad d_{ср} = 1/\sqrt{M_{ср}}.$$

Величину равноосных зерен характеризуют средним условным диаметром, который определяют по изображению на матовом стекле

---

[1] Указанные ниже методы определения величины зерен не следует применять для *наклепанных или частично рекристаллизованных металлов.*

[2] Шкалы (по ГОСТ 5639—65) имеют диаметр каждого изображения 79,8 мм, или площадь 5000 мм², или натурную площадь (на шлифе) 0,5 мм². Число зерен (n) на 1 мм² шлифа определяется по формуле $n = 2^{N+3}$, где N — номер или балл зерна (по шкале).

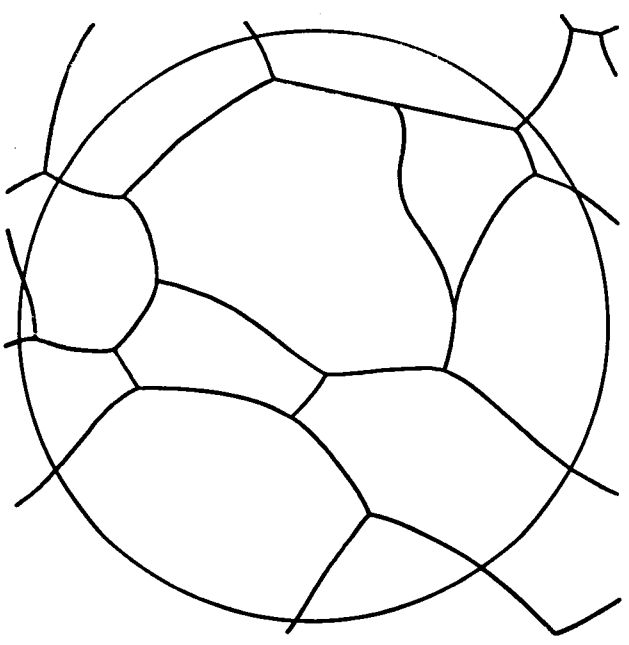
Если размер зерна выходит за пределы номеров зерен 1—10, пользуются другими увеличениями, пересчитывая их по табл. 2.

Таблица 2

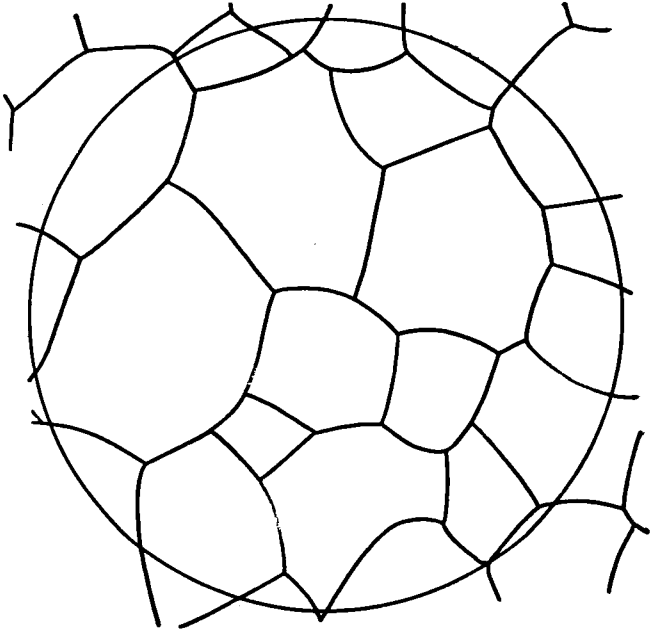
ПЕРЕСЧЕТ НОМЕРА ЗЕРНА НА СТАНДАРТНОЕ УВЕЛИЧЕНИЕ (× 100) ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ УВЕЛИЧЕНИЙ ОТ 25 ДО 800

Увеличение 100	Номера зерен																	
	−3	−2	−1	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
25	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10								
50			1	2	3	4	5	6	7	8	9	10						
200							1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
400									1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
800											1	2	3	4	5	6	7	8

[3] Число зерен должно быть не менее 50. Если их меньше, то используют меньшее увеличение.



1



2

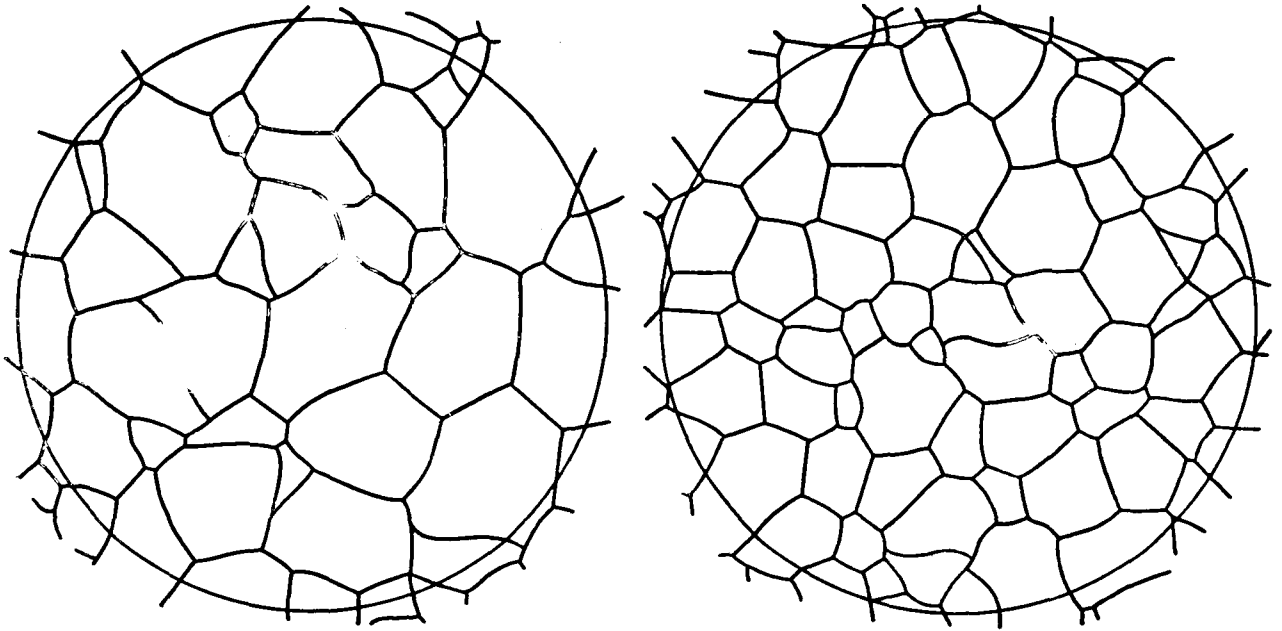
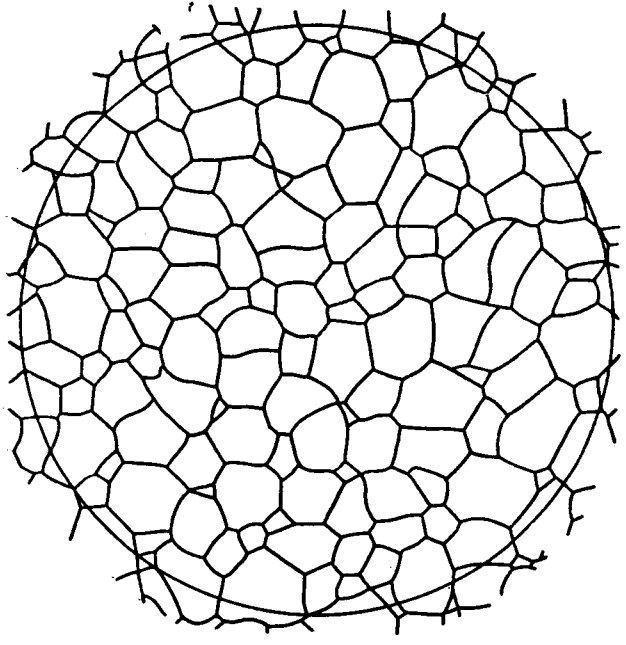
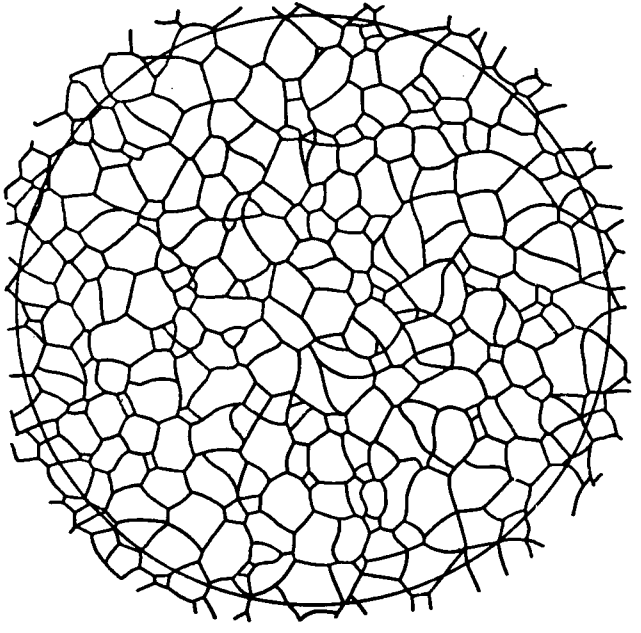


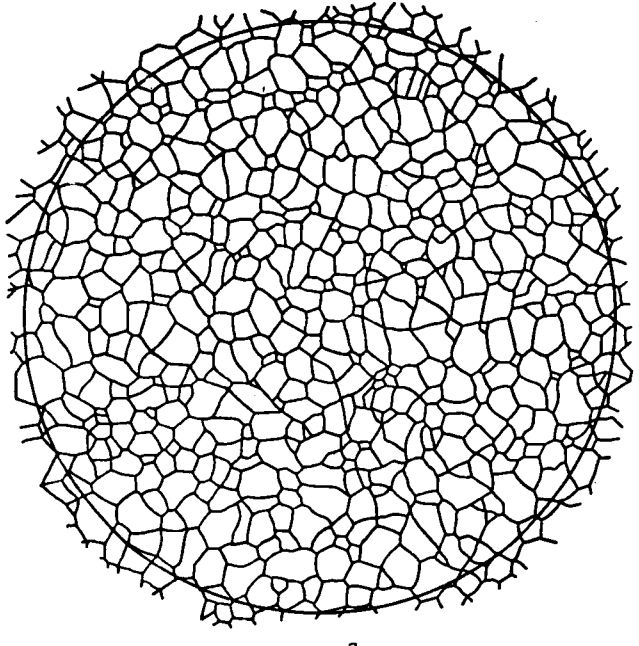
Рис. 29. Шкала размеров зерна конструкционной стали (цифры под каждым рисунком — номер зерна). ×100



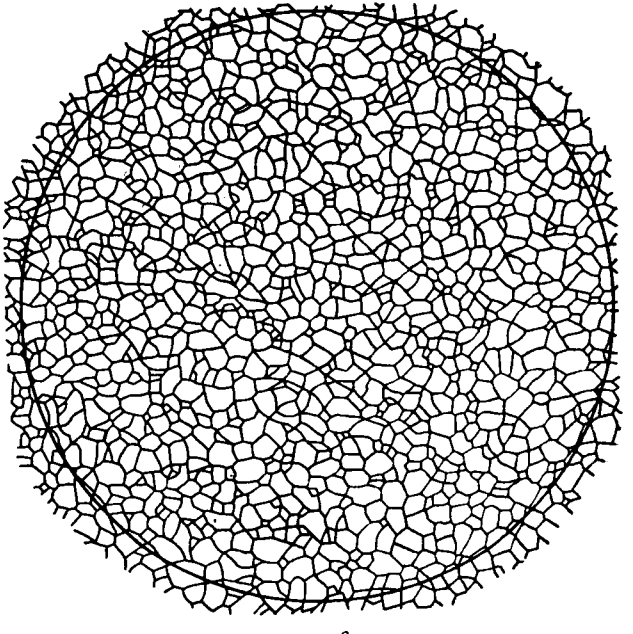
5



6

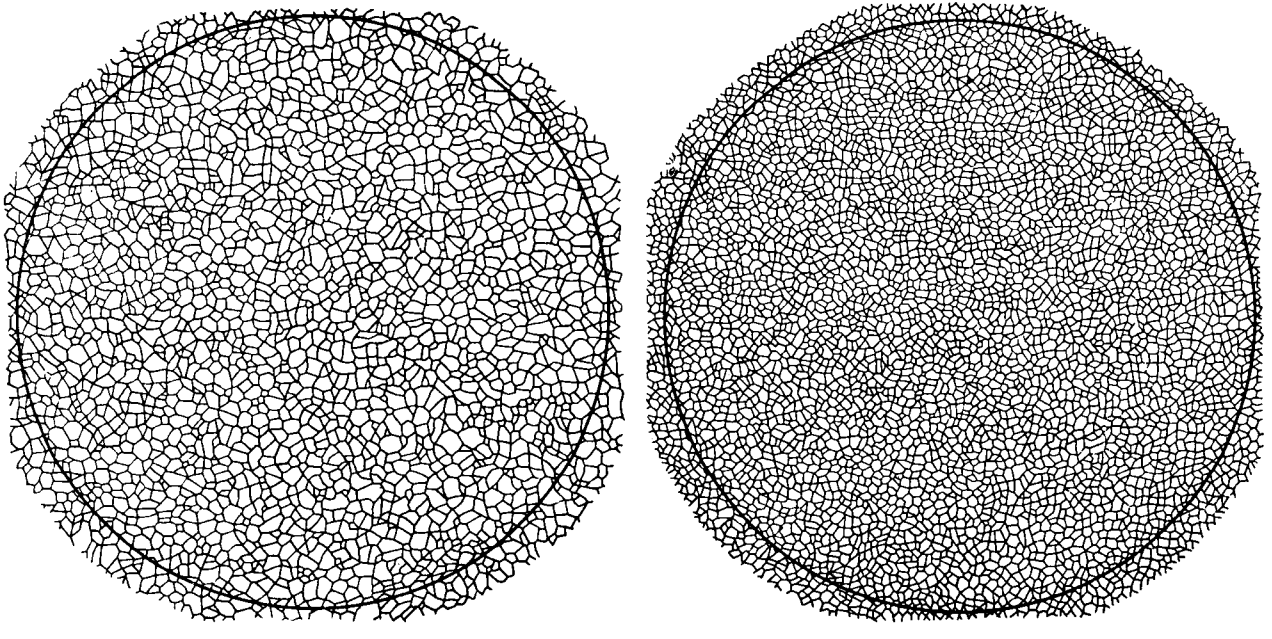


7



8

Рис. 29. Продолжение



9 *10*

Рис. 29. Продолжение

Таблица 3

ХАРАКТЕРИСТИКИ (ПАРАМЕТРЫ) СТРУКТУРЫ СТАЛИ С РАЗНОЙ ВЕЛИЧИНОЙ БАЛЛОВ

Номера зерен	Площадь зерна, мм²	Количество зерен на площади 1 мм² шлифа	Среднее количество зерен в 1 мм³	Средний диаметр зерна по расчету, мм	Средний условный диаметр зерна, мм
	средняя	среднее			
—3	1,024	1	1	1,00	0,875
—2	0,512	2	2,7	0,694	0,650
—1	0,256	4	8	0,500	0,444
0	0,128	8	21	0,352	0,313
1	0,064	16	64	0,250	0,222
2	0,032	32	179	0,177	0,167
3	0,016	64	512	0,125	0,111
4	0,008	128	1 446	0,088	0,0788
5	0,004	256	4 096	0,060	0,0553
6	0,002	512	11 417	0,041	0,0391
7	0,001	1 024	32 768	0,031	0,0267
8	0,0005	2 048	92 160	0,022	0,0196
9	0,00025	4 096	262 122	0,015	0,0138
10	0,000125	8 192	737 280	0,012	0,0099
11	0,000062	16 384	2 097 152	0,0079	0,0069
12	0,000031	32 768	5 930 808	0,0056	0,0049
13	0,000016	65 536	16 777 216	0,0039	0,0032
14	0,000008	131 072	47 448 064	0,0027	0,0023

микроскопа или по микрофотографии. С этой целью проводят произвольно несколько прямых линий так, чтобы каждая линия пересекала не менее 10 зерен. После этого подсчитывают число пересечений на длину всех линий (включают и те зерна, которые полностью не пересечены у концов линий). Затем, разделив суммарно длину всех линий на число пересечений и учитывая выбранное увеличение, получают средний условный диаметр зерен.

Для количественной характеристики структуры и, в частности, размеров зерен применяют статистические методы и строят кривые распределения или гистограммы. С помощью окуляр-микрометра определяют число зерен, размер которых находится в пределах определенного числа делений окуляр-микрометра (например, от 0,5 до 1,5 и 1,5 до 2,5; от 2,5 до 3,5 и т. д.); по этим данным и строят гистограммы [1]. Если кривая имеет ряд минимумов и максимумов, то проводят сглаживание кривой, подсчитывая число зерен в более крупных интервалах размеров, т. е. увеличивают интервалы группировки.

На основании кривой распределения подсчитывают средний диаметр зерна:

$$D_{ср} = \frac{k \sum mx}{\sum m}, \qquad (1)$$

[1] Гистограмму можно получить быстро с помощью сканирующих микроскопов, например типа «Квантимет».

где m — частота группы (т. е. число зерен, приходящееся на определенный интервал шкалы окуляр-микрометра);

x — диаметр в делениях шкалы (т. е. определенный интервал шкалы);

k — средняя цена деления шкалы, мкм.

Средняя площадь зерна ($F_{ср}$) может быть вычислена исходя из формулы определения $D_{ср}$, если принять, что зерно имеет форму шара $\left(X = \frac{\pi D^2}{4}\right)$:

$$F_{ср} = \frac{k^2 \sum \left(\frac{\pi D^2}{4} m\right)}{\sum m}. \qquad (2)$$

Отсюда количество зерен (N), приходящееся на 1 мм^2, определяют по формуле

$$N = 1/F_{ср}.$$

Определение числа зерен и включений автоматическими методами

Для количественной характеристики структуры сплавов, в том числе величины зерна и его формы (если зерно неравноосное), распределения частиц или включений (присутствующих фаз) по размерам, а также их объемного количества, плотности дислокаций (по ямкам травления), применяют специальные сканирующие телевизионные микроскопы (рис. 30). Для отбора полей исследования и настройки системы используется оптическое изображение микроструктуры, полученное от микрошлифа в микроскопе или эпидиаскопе, которое и проецируется на экран телевизора (монитора). Выходной сигнал, как результат трансформации светового поля объекта от передающей телевизионной камеры, подается на электронный детектор, который улавливает малейшие изменения этого сигнала, появляющиеся в результате сканирования светового пятна через объектив камеры по поверхности шлифа, имеющего неоднородности структуры.

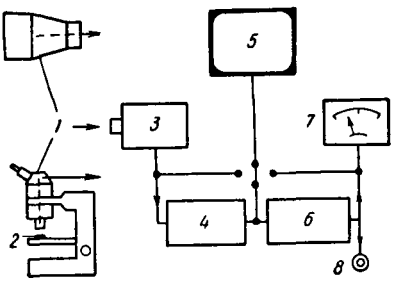


Рис 30. Схема квантимета:

1 — микроскоп или эпидиаскоп; *2* — образец; *3* — передающая телевизионная камера; *4* — детектор; *5* — монитор; *6* — компьютер; *7* — измеритель; *8* — выход

Режим сканирования, т. е. скорость и шаг перемещения шлифа, задается автоматически. Изменения величины и характера сигнала подаются на компьютер. Обработанные в компьютере соответствующим образом сигналы могут подаваться на визуальное или печатное устройство, выдающее информацию в виде графиков или таблиц.

Приготовление микрошлифов

Изучение в микроскопе структуры металлов, а также непрозрачных неметаллических материалов возможно лишь при достаточно интенсивном отражении световых лучей от исследуемой поверхности. Поэтому поверхность образца должна быть специально подготовлена. Образец, поверхность которого подготовлена для микроанализа, называется микрошлифом. Для изготовления шлифа необходимо вырезать образец из исследуемого металла и получить на нем плоскую и блестящую поверхность.

Вырезка образца из исследуемого материала

Детали или образцы небольших размеров и массы после получения требуемой поверхности можно непосредственно установить на столике микроскопа. Если размеры или масса детали (образца) значительны или если трудно получить на детали плоскую поверхность вследствие ложной конфигурации, необходимо вырезать специальный образец небольших размеров и приготовить из него микрошлиф.

Из мягких материалов образцы вырезают пилой, фрезой, резцом и т. д. Если же твердость металла значительна, то образец вырезают карборундовыми, алмазными или вулканитовыми кругами; надо следить за тем, чтобы материал при этом не разогревался, так как значительный нагрев может вызвать изменения в структуре. Образцы из твердых материалов можно также вырезать электроискровым способом. Если хрупкость металла велика и нет необходимости получения образца определенных размеров и формы, отбивают молотком небольшой кусок металла, из которого изготавливают микрошлиф.

Особое значение для результатов исследования имеет выбор места, из которого надо вырезать образец, и выбор той поверхности, по которой надо приготовить микрошлиф. Этот выбор зависит от цели исследования и формы детали; поэтому здесь можно привести лишь общие указания.

Микроструктуру литых материалов и сплавов (в фасонных отливках) проверяют в различных сечениях отливки — от самых больших до минимальных; металл в этих сечениях охлаждается с разной скоростью, а структура многих литейных сплавов зависит от скорости охлаждения. Важно при этом правильно определить направление, по которому следует изготовить микрошлиф. Плоскость, на которой изучают микроструктуру, лучше выбирать перпендикулярно периферийным и срединным слоям металла и получить данные о строении всей отливки.

Для изучения микроструктуры слитка вырезают ряд образцов таким образом, чтобы можно было определить изменение структуры по ряду его поперечных сечений.

При исследовании влияния пластической деформации на структуру металла место вырезки образца лучше определить после вы-

полнения макроанализа и выявления направления пластической деформации и наиболее характерных участков данной детали. Если деталь подвергали ковке или штамповке, важно изучить участки, где, например, имела место наиболее сложная гибка или большая вытяжка, а также объемы металла, на которые не распространялась деформация. В этих случаях необходимо исследовать микроструктуру главным образом в направлении течения металла, а иногда также и в перпендикулярном направлении. Для этой цели определяют структуру либо по двум взаимно перпендикулярным плоскостям одного образца, либо вырезают два образца и определяют структуру на каждом, но по взаимно перпендикулярным направлениям. Из крупных деталей целесообразно вырезать несколько образцов в разных участках, чтобы определить однородность строения металла.

Структуру сплавов, подвергающихся термической обработке, проверяют в поверхностных, а также в более глубоких слоях детали. При оценке свойств сплавов, находящихся в неравновесном состоянии, необходимо наряду с микроанализом использовать также и другие методы исследования и прежде всего измерение твердости, которое можно выполнить на том же микрошлифе. Необходимо также знать химический состав сплава (содержание основных компонентов и примесей).

Микроанализ широко применяют для установления причин разрушения деталей при эксплуатации. В таких случаях также имеет большое значение правильный выбор места, из которого вырезают образец. Обычно образцы вырезают вблизи места разрушения и в отдалении от него, для того чтобы можно было определить наличие каких-либо отклонений в строении металла. Кроме того, необходимо изучить структуру металла в продольном и поперечном направлениях.

Получение плоской поверхности образца

Поверхность образца подвергают специальной обработке. При этом необходимо получить приблизительно плоскую поверхность. Если исследуемый металл мягкий, выбранную поверхность превращают в плоскость опиловкой напильником, если более твердый — заточкой на абразивном круге.

Образцы небольших размеров для облегчения обработки помещают в специальный зажим из двух пластин, которые можно с помощью винтов сближать и раздвигать, или заливают в специальные легкоплавкие сплавы, серу и т. п.[1].

Для этого на металлическую или керамическую пластинку устанавливают круглую или квадратную оправку (из стали или латуни) и внутрь оправки помещают образец таким образом, чтобы подготавливаемая поверхность примыкала к пластинке, затем жидкую легкоплавкую массу заливают в оправку.

---

[1] Для заливки применяют наиболее легкоплавкие сплавы, так как многие металлические образцы изменяют структуру при сравнительно небольшом нагреве.

Применяют также запрессовку шлифа в полистирол, бакелит и т. д. Образец помещают в прессформу, засыпают указанные вещества и прессуют при нагреве, обеспечивающем полимеризацию.

Шлифование плоскости образца

После получения приблизительно плоской поверхности образец шлифуют наждачной бумагой, помещенной на плоском основании (на стекле), а в ряде случаев закрепленной зажимными кольцами или наклеенной на вращающемся круге. Шлифование начинают наждачной бумагой с более крупным зерном абразива (наждака), а заканчивают бумагой с наиболее мелким зерном.

Направление движения образца по наждачной бумаге или положение образца относительно направления круга при смене сорта бумаги следует периодически изменять на 90° для удаления ранее возникших рисок, имеющих вид гребешков и впадин. По мере перехода к бумаге с более мелким зерном абразива глубокие риски заменяются все более мелкими.

После шлифования на поверхности образца остаются частицы абразивного материала; их удаляют обдуванием воздухом, промыванием водой или спиртом.

При шлифовании образцов из мягких цветных металлов следует избегать сильной деформации. Кроме того, абразивные частицы, вырываемые из наждачной бумаги, и металлические опилки могут вдавливаться в поверхность металлов; поэтому наждачную бумагу предварительно смачивают в керосине, а при изготовлении микрошлифов из алюминия натирают парафином.

Бериллий или бериллиевые сплавы шлифуют на сухих или смачиваемых абразивных кругах (с размером зерен 120, 240 и 400 меш), вращающихся с большой скоростью (1750 об/мин); ручное шлифование неприменимо. На первом круге можно применять шлифование без смачивания и со смачиванием. На мелкозернистых кругах шлифование проводят при смачивании керосином. Давление при шлифовании должно быть минимальным во избежание деформации или выкрашивания.

Образцы титановых сплавов вырезают при малых давлениях, во избежание образования двойников деформации. Шлифование образцов рекомендуется проводить на кожаном круге, на который нанесен наждачный порошок с размером зерна 60 меш, затем наждачной бумагой с зерном 180 и 320 меш и, наконец, с самым мелким размером зерна.

Во всех случаях следует избегать деформации поверхности при приготовлении шлифа, которая может исказить результаты микроисследования.

Полирование плоскости образца

Полированием удаляют оставшиеся после шлифования мелкие дефекты поверхности, риски и т. п. Применяют механический, химико-механический и электромеханический способы полирования.

Механическое полирование проводят на вращающемся круге с натянутым или наклеенным полировальным материалом (фетр, бархат или тонкое сукно), на который непрерывно или периодически наносят абразивное вещество с частицами очень малых размеров (окись алюминия, окись железа, окись хрома и т. д.). Эти вещества предварительно взмучивают в воде, а затем покрывают ими круг.

Полировальный круг должен быть влажным, а нажатие образца незначительным. Скорость вращения круга диаметром 250 мм должна быть для полирования черных и цветных металлов 400—600 об/мин.

Полирование считается законченным, когда поверхность образца приобретает зеркальный блеск и под микроскопом не видны риски или царапины. Если риски или царапины сохраняются, несмотря на длительное полирование, образец надо дополнительно шлифовать на бумаге с мелким зерном, а затем повторно полировать.

В ряде случаев, когда изучаемые шлифы металлов и сплавов имеют весьма высокую твердость или требуется изучить строение поверхностного покрытия, имеющего резко отличную твердость от твердости основного металла, рекомендуется применять полирование с помощью алмазного порошка. Предварительное шлифование образца проводят в обычном порядке и заканчивают на круге с наждачной бумагой зернистостью 240. Затем готовят круг для полирования: 0,025 г алмазного порошка, частички которого имеют в поперечнике не более 8 мкм, втирают в сухое тонкое сукно, натянутое на диск диаметром около 200 мм без обода, затем поверхность такого диска с нанесенным алмазным порошком смазывают легким слоем парафина, а сам диск монтируют в полировальном станке; скорость вращения при этом составляет порядка 200 об/мин.

Химико-механическое полирование проводят полировальным кругом, на котором вместе с абразивом нанесены химические вещества, способствующие более быстрому полированию.

Для полирования черных металлов применяют пасту ГОИ. Эта паста выпускается трех сортов по зернистости и состоит из окиси хрома, стеарина, керосина, олеиновой кислоты и соды.

Для полирования цветных и некоторых редких металлов применяют химически активные реактивы (например, раствор желтой кровяной соли), которые ускоряют процесс полирования, а в некоторых случаях выявляют также микроструктуру без последующего травления.

Электрохимическое полирование проводят в электролитической ванне, причем образец является анодом. Катодом является пластинка из нержавеющей стали. Шлифованную поверхность образца устанавливают против катода. Состав электролита, а также плотность тока на аноде выбирают в зависимости от материала шлифа (табл. 4).

Под действием тока выступы на шлифованной поверхности растворяются (анодное растворение), в результате чего поверхность образца постепенно становится ровной (зеркальной).

Этот способ является более совершенным, обеспечивает быстрое полирование, позволяет полностью избежать изменения структуры в поверхностном слое в связи с возможной деформацией (наклепом)

Таблица 4

РЕЖИМЫ ЭЛЕКТРОПОЛИРОВАНИЯ НЕКОТОРЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Металл	Состав электролита	Плотность тока А/см²	Температура, °С
Углеродистая и легированная стали	Азотная кислота (плотность 1,48)	8—10	≤30
Нержавеющая сталь	Ортофосфорная кислота 38%, глицерин 53%, вода 9%	0,2—2	20—115
Медь, латунь	Хромовый ангидрид 7,2%, двухромовокислый натрий 21,7%, уксусная кислота 7%, серная кислота 5,8%, вода 58,3%	2—4	60—75
Алюминиевые сплавы	Серная кислота (плотность 1,84) 38%, фосфорная кислота 48%, вода 14%	7,5	95
Никелевые сплавы	Серная кислота (плотность 1,84) 60%, вода 40%	0,2	30

и иногда выявляет особенности микроструктуры, не обнаруживаемые после полирования механическим способом и обычного травления.

После полирования независимо от принятого способа микрошлиф промывают водой, затем спиртом и просушивают фильтровальной бумагой.

Изучение микроструктуры

Изучение микроструктуры целесообразно начинать с рассмотрения микрошлифа «в нетравленом виде», т. е. непосредственно после полирования, промывки и высушивания. Под микроскопом такой шлиф имеет вид светлого круга, на котором часто можно заметить темные участки (серые или черные), а иногда желтые или другого цвета, обычно небольших размеров. Эти участки являются следами неметаллических включений; в некоторых сплавах такие участки могут быть структурными составляющими, характерными для данного сплава.

Неметаллические включения могут попасть из исходных шихтовых материалов, а также во время плавки в результате процессов окисления, раскисления, обессеривания и т. д. Большая часть из них является оксидами, сульфидами, нитридами, силикатами, не отделившимися от металла при плавке, разливке и застывании. К неметаллическим включениям относятся также оставшиеся в металле частички шлака, огнеупорных материалов печи или разливочных устройств.

Вследствие хрупкости неметаллические включения могут полностью выкрашиваться при шлифовании и неосторожном полировании; поэтому на поверхности шлифа получаются углубления, кажущиеся темными, так как на них падает тень от соседних выступающих участков. Однако в этом случае трудно судить о размерах и

количестве включений, так как одновременно с выкрашиванием неметаллических включений может происходить также и выкрашивание частиц металлической основы. При осторожном полировании происходит лишь незначительное выкрашивание или несколько более заметное истирание неметаллических включений, что уже достаточно для обнаруживания их под микроскопом вследствие иного, чем у металлической основы, коэффициента отражения. Для харак-

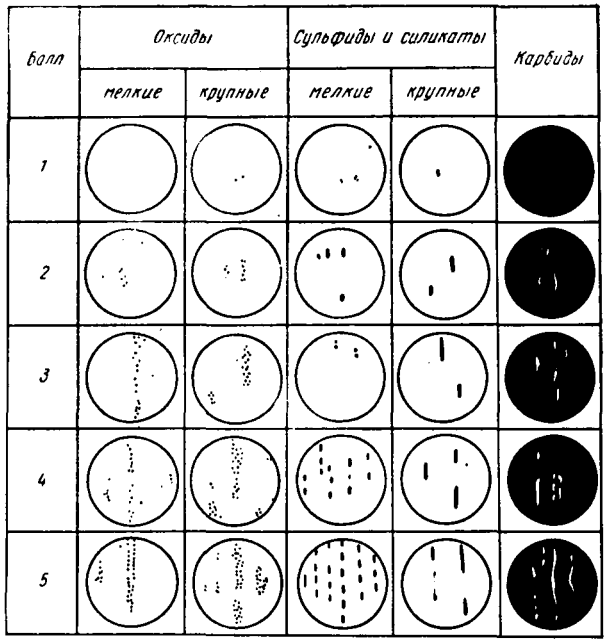


Рис. 31. Шкала баллов для неметаллических включений стали (ГОСТ 1778—70). Оксиды, сульфиды и силикаты рассмотрены до травления; карбиды — после травления. ×100

теристики неметаллических включений целесообразно применять в микроскопе поляризованный свет (см. с. 64).

Для стали разработаны методы выявления природы неметаллических включений (травление различными реактивами и наблюдение за протравливаемостью и окраской [1]) и оценки количества включений, если последние не выкрашивались при полировании. Для общей характеристики стали по степени загрязнения ее неметаллическими включениями применяется шкала баллов (рис. 31).

В медных сплавах включения закиси меди имеют своеобразный серо-голубой цвет, а включения сульфидов — серый цвет.

В серых чугунах темные включения, обнаруживаемые при просмотре нетравленого шлифа, указывают на выделение гра-

[1] Состав включений можно определить растворением стали в слабых кислотах и последующим химическим анализом осадка, в котором присутствуют неметаллические включения.

фита. Оценку графитовых включений и металлической основы отливок обычных, серых чугунов проводят по типовой шкале, установленной ГОСТ 3443—57. Включения графита оценивают по количеству, определяемому по площади, занятой графитом в поле зрения микроскопа, и характеру их распределения. Степень взаимной изолированности этих включений оказывает сильное влияние на свойства чугуна: чем больше изолированность включений графита, тем выше механические качества чугуна.

При рассмотрении нетравленого микрошлифа обнаруживают также микропористость — дефект, встречающийся чаще всего в отливках и влияющий на свойства металла. Микропоры, представляющие углубления в шлифе, также обнаруживаются в виде темных участков. Отличить микропоры от включений можно следующим практическим способом: микрометрическим винтом шлиф слегка выводят из фокуса и снова наводят на фокус; при этом края микропор вследствие различной глубины и формы в отличие от неметаллических включений то сходятся, то расходятся.

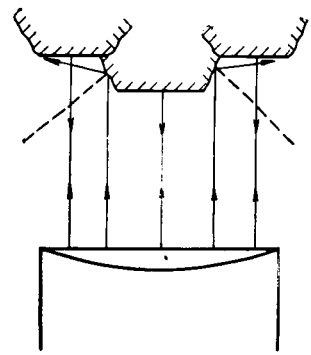


Рис. 32. Схемы отражения лучей от полированной и протравленной поверхности микрошлифа

После просмотра нетравленого шлифа для более полного изучения структуры сплава шлиф травят.

Существует несколько методов травления, различающихся по воздействию на поверхность металла.

Травление методом избирательного растворения фаз. Метод основан на различии физико-химических свойств отдельных фаз и пограничных участков зерен. В результате различной интенсивности растворения создается рельеф поверхности шлифа. Если освещать шлиф падающим светом, то из-за присутствия косых лучей образуются теневые картины, по которым можно судить о структуре сплава [1] (см. рис. 10 и 12). Этот метод травления позволяет установить не только структуру многофазных сплавов, но и структуру чистых металлов. Зерна чистых металлов при одинаковом химическом составе отличаются по кристаллографической ориентировке. Поэтому на приготовленной плоскости микрошлифа находятся зерна, срезанные по разным кристаллографическим плоскостям и имеющие по этим плоскостям неодинаковые свойства. Под действием химически активной среды (растворов кислот, солей, щелочей и т. д.) степень травимости отдельных зерен на поверхности микрошлифа оказывается различной. Световой поток, направленный через объектив на микрошлиф, отразится различно от разных зерен (рис. 32); на участках стыков зерен возникает значительное рассеяние и отраженные лучи не попадают в поле зрения, поэтому по границам зерен

[1] Меньшей интенсивности отражения света от более сильно протравившихся зерен способствует большее его рассеяние.

Таблица 5

РЕАКТИВЫ ДЛЯ ТРАВЛЕНИЯ МИКРОШЛИФОВ

Наименование реактива	Состав реактива	Особенности применения
I. РЕАКТИВЫ ДЛЯ ТРАВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И ЕГО СПЛАВОВ		
1. Для выявления структуры углеродистых и легированных сталей и чугуна		
1. Спиртовой раствор азотной кислоты (реактив Ржешотарского)	Азотная кислота (плотность 1,4) 1—5 мл, этиловый спирт 100 мл	Реактив окрашивает перлит[1] в темный цвет, выявляет границы зерна феррита, структуру мартенсита и продуктов отпуска. Применяется для выявления структуры углеродистой стали и чугуна, а также азотированной и цементованной стали
2. Спиртовой раствор пикриновой кислоты (реактив Ижевского)	Пикриновая кислота (кристаллическая) 4 г, этиловый спирт 100 мл	
3. Раствор азотной и соляной кислот в глицерине	Азотная кислота (плотность 1,4) 10 мл, соляная кислота (плотность 1,19) 20—30 мл, глицерин 30 мл	Для выявления структуры высокохромистой, быстрорежущей и аустенитной марганцовистой стали в закаленном состоянии. Для лучшего выявления рекомендуется попеременное травление и полирование
4. Царская водка	Соляная кислота (плотность 1,19) 3 части, азотная кислота (плотность 1,4) 1 часть	Для выявления структуры нержавеющих сталей и сплавов. Перед применением реактивов надо выдерживать 20—30 ч
5. Щелочной раствор пикрата натрия	Пикриновая кислота 2 г, едкий натр 25 г, вода 100 мл	Для выявления цементита, который окрашивается в темный цвет. Карбиды хрома, вольфрама не окрашиваются. Реактив применяют в кипящем состоянии
6. Щелочной раствор красной кровяной соли	Красная кровяная соль 10 г, едкое кали 10 г, вода 100 мл	Также применяют в горячем состоянии для выявления карбидов, содержащих хром и вольфрам, в быстрорежущей и других сталях. Реактив выявляет фосфиды в фосфидной эвтектике; фосфид окрашивается в темный цвет
2. Для выявления границ зерен сталей[2]		
7. Реактив Марбле	20 г $CuSO_4$, 100 мл HCl (плотность 1,19), 100 мл этилового спирта	Для химического травления сталей аустенитного класса. При замене этилового спирта на такое же количество воды возможно электролитическое травление 10—15 с при напряжении на зажимах ванны 12—15 В

Продолжение табл. 5

Наименование реактива	Состав реактива	Особенности применения
8. Раствор щавелевой кислоты	Щавелевая кислота 10 г, 90 мл воды	Для электролитического травления сталей мартенситного и аустенитного классов. Режим травления: напряжение на зажимах ванны 2—10 В, время травления 1—10 с
9. Раствор соляной и азотной кислот	Соляная кислота (плотность 1,19) 10 мл, азотная кислота (плотность 1,4) 3 мл, этиловый спирт 87 мл	Для электролитического травления сталей аустенитного, мартенситного и мартенситно-ферритного классов. Режим травления: напряжение на зажимах ванны 5—12 В, время травления до 10 с
10. Концентрированный раствор азотной и соляной кислот	Соляная кислота (плотность 1,19) 50 мл, азотная кислота (плотность 1,4) 8 мл, вода 50 мл	Для электролитического травления сталей аустенитного класса. Режим травления: плотность тока 1 А/см^2
11. Раствор хромового ангидрида	Хромовый ангидрид 10—15 г, 90—85 мл воды	Для электролитического травления сталей мартенситного класса. Режим травления: плотность тока 1—1,5 А/см^2 при 20° С или при подогреве до 50—70° С
12. Раствор пикриновой кислоты	Насыщенный раствор пикриновой кислоты в воде плюс 3—4% моющей жидкости «Синтол»	Для химического травления (10—30 мин при 20—70° С) сталей мартенситного и мартенситно-ферритного класса
13. Солянокислый раствор хлорной меди	Соляная кислота (плотность 1,19) 40 мл, хлорная медь 5 г, вода	Выявляет также нитриды при дисперсионном твердении стали. Время травления до 10 с

II. РЕАКТИВЫ ДЛЯ ТРАВЛЕНИЯ МЕДИ И МЕДНЫХ СПЛАВОВ

14. Солянокислый раствор хлорного железа	Хлорное железо 10 г, соляная кислота 25 мл, вода 100 мл, хлорное железо 5 г, соляная кислота (плотность 1,19) 10 мл, вода 100 мл	Для выявления структуры меди, латуни, оловянной и алюминиевой бронзы, сплавов висмут—сурьма и др. В латунях β-фаза окрашивается в темный цвет. Применяют также для выявления макростроения
15. Аммиачный раствор двойной соли: хлористой меди и хлористого аммония	Двойная соль 10 г, вода 100 мл, аммиак до получения нейтральной или щелочной реакции	Для выявления структуры меди и ее сплавов и, в частности, двухфазных латуней (β-фаза окрашивается в темный цвет)
16. Раствор персульфата (надсернокислого) аммония	Персульфат аммония 10 г, вода 90 мл	Для выявления структуры меди, латуни, оловянной бронзы, монель-металла

Продолжение табл. 5

Наименование реактива	Состав реактива	Особенности применения
III. РЕАКТИВЫ ДЛЯ ТРАВЛЕНИЯ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ		
(см. №№ 7—10)		
IV. РЕАКТИВЫ ДЛЯ ТРАВЛЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ		
17. Плавиковая кислота	Плавиковая кислота (48%) 0,5 мл, вода 99,5 мл	Для выявления структуры дуралюминов и литых сплавов на алюминиевой основе
18. Едкий натр	Едкий натр 1—10 г, вода 99—90 мл	
19. Раствор кислот	Плавиковая кислота концентрированная 1,0 мл, соляная кислота (плотность 1,19) 1,5 мл, азотная кислота (плотность 1,4) 2,5 мл, вода 95,0 мл	Для выявления микроструктуры в сплавах типа дуралюмина
V. РЕАКТИВЫ ДЛЯ ТРАВЛЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ		
20. Реактив блестящего травления	Плавиковая кислота (48%-ная) 25%, азотная кислота (плотность 1,4) 25%, глицерин 50%	Плавиковая кислота действует на металл, азотная кислота удаляет пятна или осадки и тем самым придает блеск; глицерин действует как растворитель и стабилизатор. Если блестящее травление не требуется, то реактив составляют из равных частей плавиковой кислоты и глицерина
21. Раствор плавиковой кислоты	5%-ный раствор плавиковой кислоты (48%) в воде	
VI. РЕАКТИВЫ ДЛЯ ТРАВЛЕНИЯ БЕРИЛЛИЯ		
22. Спиртовой раствор кислот	Этиленгликоль 100 мл, соляная кислота (плотность 1,19) 2 мл, серная кислота (плотность 1,84) 2 мл, азотная кислота (плотность 1,4) 10 мл	Травление проводят 1—3 мин, температура 10—15° С

[1] При больших увеличениях (более 400—500) отчетливо обнаруживается, что перлит состоит из двух фаз — феррита и цементита.

[2] Для выявления фактического (или действительного) или наследственного аустенитного зерна углеродистых и легированных сталей, машиностроительных и инструментальных сталей, а также сталей ферритного класса применяют реактивы № 1 и 2.

возникают темные линии, которые в воспроизводят картину действительных стыков между зернами. Этот эффект усиливается потому, что по границам зерен сосредоточиваются многие примеси, имеющиеся в металле или сплаве; травимость по границам зерен вследствие образования гальванических пар увеличивается, и темные линии, указывающие на границы зерен, выступают весьма отчетливо (как это видно, например, на рис. 28).

Для травления микрошлиф погружают полированной поверхностью в раствор выбранного состава (табл. 5) и через некоторое время (продолжительность травления зависит от состава изучаемого сплава и состава раствора и легко устанавливается экспериментально) вынимают; если полированная поверхность станет слегка матовой, травление считается законченным, и шлиф сразу же промывают водой, затем спиртом и высушивают фильтровальной бумагой.[1]

Шлифы можно травить электролитическим методом. При этом анодом является микрошлиф, а катодом — пластинка нержавеющей стали (или свинца), реже — угольный стержень. В табл. 6 приведены наиболее часто применяемые составы реактивов для электролитического травления.

Таблица 6

РЕАКТИВЫ ДЛЯ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ТРАВЛЕНИЯ ШЛИФОВ

Реактив	Состав реактива	Назначение и особенности применения
1. Хлорное железо и соляная кислота	Хлорное железо 0,5%, соляная кислота (плотность 1,19 г/см³) 1%; метиловый спирт 98,5%	Для травления углеродистой стали. Плотность тока 0,5 А/см²
2. Соляная кислота	Соляная кислота (плотность 1,19) 10%, этиловый спирт 90%	Для травления высоколегированной стали (высокохромистой, быстрорежущей). Плотность тока 0,05 А/см²
3. Щавелевая кислота	Щавелевая кислота 2—10 г, вода 100 мл	Для выявления карбидов и основной структуры нержавеющей стали и никелевых сплавов. Напряжение 3—6 В
4. Ортофосфорная кислота	Раствор ортофосфорной кислоты (плотность 1,48—1,55)	Для выявления структуры сплавов меди (латуни, бронзы). Плотность тока 0,02—0,05 А/см²

Травление методом окисления. Подготовленный шлиф нагревают в окислительной атмосфере, вследствие чего на разных фазах создается неодинаковая по толщине и составу пленка, что создает различное окрашивание.

Если при выбранной температуре нагрева на воздухе нельзя получить окисной пленки достаточной толщины, тогда усиливают

[1] Эти операции проводят быстро для предотвращения окисления протравленной поверхности шлифа на воздухе.

эффект окисления, помещая на поверхность кристаллики такого сильного окислителя, как бихромат калия ($K_2Cr_2O_7$).

Методом окисления можно также выявить размеры зерна, в частности, стали при нагреве.

Метод окисления с нагревом в печи, когда получаются толстые окисные пленки, непригоден для изучения особенностей тонких структурных изменений.

Травление методом избирательного испарения фаз в вакууме. Вакуумная металлография [1] предусматривает нагрев стали в вакууме до высоких температур, когда заметно проявляется различная скорость испарения вещества внутри зерна и в пограничном слое. Обычно в граничных зонах, обогащенных примесями, испарение происходит ускоренно, и поэтому они оказываются четко выявленными, без какого-либо предварительного травления. Созданная в настоящее время аппаратура позволяет осуществить изучение структуры, основанное не только на разной скорости испарения в вакууме, но и на травлении различными газами, которые подаются в камеру, в которой происходит нагрев. В этом случае можно наблюдать изменение размеров зерен и процессы фазовых превращений, совершающиеся при нагреве.

Магнитный метод. Если на шлиф нанести коллоидный раствор крокуса, то к участкам ферромагнитной фазы притянутся коллоидные частицы окислов железа, и эти участки после удаления избытка ферромагнитных частиц с помощью мыльной пены при рассмотрении в микроскоп будут казаться темными, а парамагнитные участки — светлыми.

Металлографические микроскопы

Металлографический микроскоп позволяет рассматривать при увеличении непрозрачные тела в отраженном свете. В этом основное, отличие металлографического микроскопа от биологического, в котором рассматривают прозрачные тела в проходящем свете.

Металлографический микроскоп состоит из оптической системы осветительной системы с фотографической аппаратурой и механической системы.

1. Оптическая система включает объектив, окуляр и ряд вспомогательных оптических элементов: зеркала, призмы и т. п. (рис. 33).

Объектив дает действительное, увеличенное, обратное изображение шлифа и представляет сложное сочетание линз, располагающихся в одной общей оправке и находящихся в непосредственной близости к шлифу. Объектив имеет фронтальную плоско-выпуклую линзу, определяющую возможное увеличение и ряд так называемых корреционных линз, предназначенных для устранения нежелательных эффектов — хроматической и сферической аберраций, возникающих при прохождении лучей через фронтальную линзу.

---

[1] Подробнее см. Лозинский М. Г. Строение и свойства металлов и сплавов при высоких температурах. М., «Металлургия», 1963. 535 с. с ил.

Хроматической аберрацией называется неодинаковое преломление линзой лучей различного цвета (различной длины волн), которые не имеют одной общей точки схода (фокуса). Хроматическая аберрация ухудшает четкость изображения; ее можно полностью устранить только применением монохроматического света. В микроскопе для уменьшения хроматической аберрации обычного света в объективе установлены коррекционные линзы из специальных материалов, например плавикового шпата (флюорита).

В зависимости от степени коррекции хроматической аберрации различают объективы ахроматические и апохроматические [1]. В ахроматах сохранена аберрация для трех монохроматических лучей, а в апохроматах — для двух. Следовательно, степень цветной коррекции у апохроматов выше. Апохроматы применяют главным образом для больших увеличений, а ахроматы — для малых и средних увеличений.

Сферическая аберрация заключается в том, что лучи, преломляемые краем линзы и центральной ее частью, не сходятся в одной точке, что также ухудшает четкость изображения.

Для уменьшения сферической аберрации объектив изготовляют из двух линз — выпуклой и вогнутой, которые имеют одинаковую, но различно направленную сферическую аберрацию. В объективах, применяемых для больших увеличений, линза имеет полушаровую форму и сферическая аберрация выправляется помещением шлифа в так называемый апланатический фокус, т. е. в особой точке на оптической оси объектива, не дающей сферической аберрации. Такие объективы называются апланатами.

Апохроматы являются одновременно апланатами. Однако вследствие своего устройства они дают не вполне плоское, а несколько

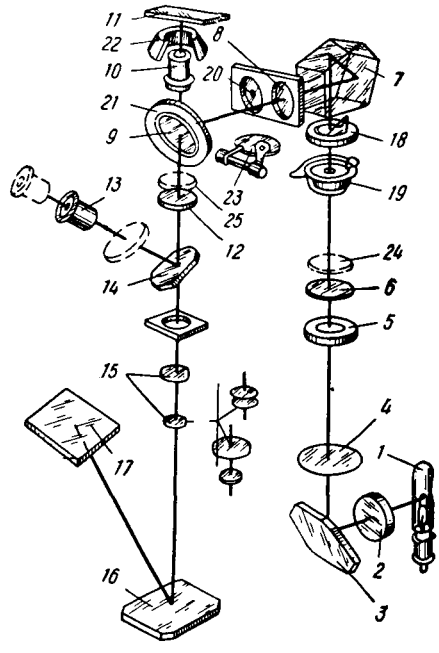


Рис. 33. Оптическая схема микроскопа МИМ-7:

1 — осветитель (лампа); *2* — коллектор; *3* — зеркало; *4* — линза; *5* — апертурная диафрагма; *6* — линза; *7* — призма; *8* — линза; *9* — отражательная пластинка; *10* — объектив; *11* — объект; *12* — ахроматическая линза; *13* — окуляр; *14* — зеркало; *15* — фотоокуляр; *16* — зеркало; *17* — фотопластинка; *18* — полевая диафрагма; *19* — затвор; *20* — линза для работы в темном поле; *21* — кольцевое зеркало; *22* — параболическое зеркало; *23* — заслонка (включается при работе в темном поле); *24* — поляризатор; *25* — анализатор

[1] Эти объективы могут быть с плоским полем изображения (план-объективы) — планахроматы и планапохроматы, соответственно.

искривленное изображение, что не позволяет получить одинаковую резкость в центре и по краям изображения. Поэтому при работе с апохроматами применяют компенсационные окуляры, исправляющие этот недостаток объектива.

Окуляры дают не только мнимое увеличение (т. е. увеличение промежуточного изображения), но и исправляют оптические дефекты, которые полностью не устраняются даже в объективах сложной конструкции. В металлографических микроскопах применяют окуляры трех типов: обычные (Гюйгенса), компенсационные и проекционные.

Обычные окуляры применяют для работы с ахроматическими объективами (т. е. для небольших увеличений) и они состоят из глазной линзы и двух плоско-выпуклых линз, выпуклость которых направлена к объективу; между плоско-выпуклыми линзами располагается диафрагма.

Компенсационные окуляры применяют с апохроматическими объективами и они имеют более сложную оптическую систему; одна из линз склеена из двух: плоско-вогнутой и двояковогнутой, вторая — двояковогнутая.

Проекционные окуляры используют при фотографировании шлифов.

Увеличение окуляра меньше, чем объектива, и подбирается таким образом, чтобы можно было достаточно четко рассмотреть изображение, создаваемое объективом. Если увеличение окуляра слишком мало, детали структуры, имеющиеся в изображении, полученном объективом, не будут выявлены; в то же время при слишком большом увеличении окуляра новые особенности структуры не выявляются, а ухудшается четкость изображения и уменьшается поле зрения.

Обычные окуляры увеличивают от 2 до 15 раз, а компенсационные — до 25 раз, тогда как увеличение объективов часто бывает от 9 до 95 раз.

Максимальное полезное увеличение микроскопа, т. е. увеличение, с которым выявляются детали рассматриваемого предмета, определяется по формуле

$$M = d_1/d,$$

где d_1 — максимальная разрешающая способность человеческого глаза, равная 0,3 мм;

d — максимальная разрешающая способность оптической системы.

Максимальная разрешающая способность оптической системы определяется из условий дифракции согласно уравнению

$$d = \frac{\lambda}{2n \sin \alpha/2},$$

где λ — длина волны света (для белого света 6000 Å);

n — коэффициент преломления;

$\alpha/2$ — половина угла раскрытия входящего светового пучка.

Максимальное полезное увеличение микроскопа достигается в том случае, если d имеет максимальное значение, когда при постоянной длине волны света λ величина $n \sin \alpha/2$, называемая числовой апертурой, будет максимальной. Поэтому надо стремиться к наибольшим величинам угла $\alpha/2$ и коэффициента преломления n. Обычно в микроскопе ведут наблюдения в воздушной среде ($n = 1$) с обычными, так называемыми сухими объективами. Для получения больших увеличений между поверхностью объектива и рассматриваемым предметом создают среду, имеющую высокий коэффициент преломления (кедровое масло, в котором n достигает 1,52). В последнем случае применяют специальные иммерсионные объективы, пригодные для работы с кедровым маслом. Тогда разрешающая способность оптической системы достигает

$$d = \frac{6000}{2 \cdot 1{,}5 \cdot 1} = 0{,}2 \text{ мкм } (0{,}0002 \text{ мм}),$$

а максимальное полезное увеличение оптической системы составит

$$M = d_1/d = 0{,}3/0{,}0002 = 1500.$$

Для четкого изображения объектива надо, чтобы общее увеличение не превосходило полезное увеличение системы. Полезное увеличение в данной оптической системе для видимого света можно принять равным 1000 апертур взятого объектива. Так, для объектива с апертурой 0,65 полезное увеличение оптической системы равно 650. Поскольку этот объектив дает увеличение в 40 раз, то увеличение окуляра не должно быть больше 15 раз. Если же, работая с этим объективом и выбирая окуляр с большим увеличением, исследователь попытался получить увеличение, например, в 1000 раз, то новые детали структуры не только не будут обнаружены, но и те, которые наблюдались при увеличении 600, будут менее четкими, так как полезное увеличение превзойдено. Для увеличения в 1000 раз надо выбрать объектив с большей числовой апертурой (например 1,25), которая всегда указана наряду с увеличением объектива на его оправе. Тогда полезное увеличение в оптической системе, использующей этот объектив, может быть до 1250 раз.

Общее увеличение ($v_м$), которое дает микроскоп, можно принять равным произведению увеличений окуляра и объектива.

Максимальное увеличение современных микроскопов при 25-кратном увеличении окуляра (компенсационного) и минимальном фокусном расстоянии объектива 1,5 мм достигает $v_м = \frac{250}{1{,}5} 25 =$ $= 4165$ раз, тогда как полезное увеличение почти в три раза меньше.

Общее увеличение микроскопа можно проверить опытным путем с помощью объект-микрометра — линейки, на которой нанесен 1 мм, разделенный на 100 частей. Если вместо шлифа перед объективом установить объект-микрометр, то в окуляр будет отчетливо видна его сетка делений. Сравнивая деления масштабной линейки с диаметром видимого в окуляре круга, на котором проецируются деления объект-микрометра, можно на глаз определить диаметр

этого круга. Предположим, что диаметр этого круга 150 мм и видны 15 делений, т. е. 0,15 мм, тогда увеличение микроскопа $v_м = 150/0,15 = 1000$. Это определение может быть более точным, если над окуляром установить оптическое зеркало таким образом, чтобы отражение от зеркала падало на лист бумаги; это позволит точно измерить диаметр освещенного круга окуляра. Можно также определить увеличение микроскопа при фотографировании, если изображение шкалы объект-микрометра проецировать на матовое стекло фотокамеры. Измерив масштабной линейкой или лучше штангенциркулем расстояние между определенным числом делений объект-микрометра (на матовом стекле) и разделив это число на действительное (не увеличенное) расстояние между этими делениями на объект-микрометре, получают увеличение микроскопа при данном растяжении фотокамеры.

В практике металлографического исследования применяют окуляр-микрометр, т. е. окуляр, в который вставлена стеклянная пластинка, разделенная на некоторое число делений, обычно через 0,1 мм. Применяя одновременно и объект-микрометр и окуляр-микрометр, можно точно определить цену деления шкалы окуляр-микрометра.

Для этого окуляр-микрометр вращают таким образом, чтобы его шкала совпала со шкалой объект-микрометра. Затем, вращая винты предметного столика, совмещают начальные деления этих шкал или другие деления, принятые в качестве нулевых, и подсчитывают число делений на определенном участке (желательно наибольшем) до совпадения конечных делений обеих шкал. В этом случае цена одного деления окуляр-микрометра (D) равна

$$D = zT/A,$$

где z — цена деления шкалы объект-микрометра;

T, A — число делений объект- и окуляр-микрометра от начальных до конечных взаимно совмещенных делений.

Так, например, если число делений объект-микрометра на равном участке с окуляр-микрометром до взаимного совпадения делений равно 10, а окуляр-микрометра 60 и цена одного деления объект-микрометра, как заранее известно, равна 0,01 мм, то

$$D = \frac{0,01 \cdot 10}{65} = 0,002 \text{ мм, т. е. } 2 \text{ мкм.}$$

Отсюда увеличение микроскопа

$$v = z/D = 0,01 \text{ мм}/0,002 \text{ мм} = 50.$$

Зная увеличение всей оптической системы (т. е. увеличение объектива и окуляр-микрометра), можно с помощью окуляр-микрометра зрительно определить протяженность какой-либо резко отличающейся структурной области, что необходимо, например, при исследовании или контроле химико-термической обработки стали (цементации, азотирования и т. д.) и определении глубины насыщенного поверхностного слоя.

Осветительная система

Шлиф освещают обычно через объективы, применяя специальную осветительную систему, состоящую из источника света, серии линз, светофильтров и диафрагм.

В качестве источников света используют низковольтные электрические лампы накаливания и реже лампы напряжения 110—120 В переменного и постоянного тока, а также электрическую дугу (дуговые лампы). В последнее время применяют мощные ртутные лампы высокого давления яркостью до 2500 стильбов. Для уменьшения рассеяния световых лучей и повышения четкости изображения в осветительную систему введены дополнительные линза и конденсор, концентрирующие пучок лучей на рассматриваемом участке микрошлифа.

Диафрагмы ограничивают сечение светового пучка, а светофильтры (цветные, матовые или дымчатые стеклянные пластинки) отбирают лучи требуемой длины волны, т. е. определенного цвета, и позволяют установить нужную интенсивность освещения с тем, чтобы избежать излишнего утомления глаз наблюдателя.

Человеческий глаз обладает неодинаковой чувствительностью к разным цветам спектра; наибольшей чувствительностью он обладает к желто-зеленым цветам. Поэтому применение желто-зеленого светофильтра, отфильтровывающего другие составляющие белого света, позволяет более четко наблюдать особенности структуры. Желто-зеленые светофильтры уменьшают хроматическую аберрацию и, кроме того, выделяя лучи с меньшей длиной волны, повышают разрешающую способность объектива.

Различают исследования структуры в темном и светлом поле.

При исследовании в темном поле применяют эпиобъективы, имеющие вокруг оправы с объективными линзами параболическое зеркало, на которое падают только краевые лучи от источника света. Таким образом, освещение здесь будет осуществляться не через объектив, а с помощью параболического зеркала. В последнем случае от поверхности шлифа в объектив отразится только часть лучей, имеющих диффузный характер. Эти лучи будут отражаться только от некоторых фаз, обычно выступающих над остальной поверхностью объекта, и поэтому их можно подробно изучить, тогда как остальные фазы будут более темными. Таким образом, исследование в темном поле обычно не дает полной характеристики структуры и его следует рассматривать как дополняющее основное изучение в светлом поле.

При микроанализе для большинства металлов и других непрозрачных материалов и сплавов применяют наблюдение в светлом поле, т. е. при вертикальном освещении [1], когда световые лучи

[1] Разновидностью освещения является косое освещение. Оно достигается смещением апертурной диафрагмы или источника света. При таком косом освещении выступающие участки на поверхности микрошлифа оказываются более светлыми и отбрасывают более резкую тень на остальную поверхность микрошлифа. Последняя, кроме того, в меньшей степени отражает лучи при косом освещении и, таким образом, еще больше возрастает контрастность изображения.

попадают на микрошлиф через объектив, который собирает их на поверхности шлифа.

Вследствие того что при травлении поверхность микрошлифа становится неровной (в результате неодинаковой травимости разных фаз), отражение света от отдельных участков оказывается различным. Это позволяет получить представление о всей структуре сплава.

Контрастность изображения достигает максимума в том случае, когда косые лучи образуют полый конус, что достигается введением кольцевой апертурной диафрагмы. При этом используется вся апертура объектива.

Контрастность рельефных структур дополнительно повышается при использовании фазово-контрастной приставки к микроскопу. В этом случае лучи, отраженные от нижележащих участков рельефа структуры, т. е. проходящие больший путь, изменяют фазу колебаний по сравнению с лучами, отраженными от выступающих участков. В этом случае вследствие различия свойств фаз или областей зерна (т. е. выступающих и нижележащих) создается небольшое различие в фазе отраженных световых лучей. Это различие искусственно увеличивается (в предельном случае до $\pi/2$) с помощью фазовой пластинки, которую устанавливают в фокальной плоскости. Таким образом возникает резкий контраст.

Для зрительного наблюдения и фотографирования применяют также и поляризованный свет, т. е. свет, волны которого находятся в одной определенной плоскости.

Для наблюдения в поляризованном свете микроскопы имеют два полярофильтра; один из них, являющийся поляризатором, устанавливают близко к источнику света (лампе) на пути хода лучей, другой полярофильтр-анализатор, концентрирующий отраженные микрошлифом поляризованные лучи, укрепляют перед окуляром или между объективом и окуляром. Если объект оптически изотропен, то при соответствующем взаимном положении поляризатора и анализатора (положение скрещенных николей) можно добиться полного поглощения света. Однако если кристаллиты оптически анизотропны, то в указанном случае полного погашения не происходит и отдельные кристаллиты оказываются светлыми, а другие темными. С помощью поляризованного света изучают сплавы, состоящие из фаз с кристаллической решеткой некубической системы, а также неметаллические включения. Если включения прозрачны, отраженный свет частично преломляется на их внешней и внутренней поверхностях и не поляризуется. Поэтому при скрещенных николях включение кажется светлым пятном или окрашенным (например, включения закиси меди в сплавах меди кажутся красными) в результате интерференции. По прозрачности включения, его окрашиванию или анизотропности можно судить о его природе.

Для фотографирования структуры выбирают интересующее исследователя место шлифа, а затем отраженные от микрошлифа лучи света направляют в фотокамеру через проекционный окуляр.

Фотокамеры применяют различной конструкции с постоянным и переменным растяжением меха, т. е. с постоянным или изменяющимся в определенных пределах расстоянием между окуляром и фотопластинкой или фотопленкой.

Продолжительность освещения фотопластинки устанавливают в зависимости от степени освещенности структуры, интенсивности освещения, увеличения объектива, чувствительности фотопластинок и т. д. Обычно для микроскопа каждого типа время выдержки определяют опытным путем [1].

Для фотографирования микроструктуры применяют чаще всего ортохроматические фотопластинки, обладающие цветовой чувствительностью.

После фотографирования применяют обычные в фотографии приемы: проявление, фиксирование, промывание негатива и печатание позитивного изображения на фотобумагу.

Механическая система микроскопа

Металлографический микроскоп имеет штатив, тубус и предметный столик (см. рис. 34). Шлиф устанавливают на предметном горизонтальном столике так, чтобы обеспечить перпендикулярное расположение подготовленной для исследования поверхности шлифа

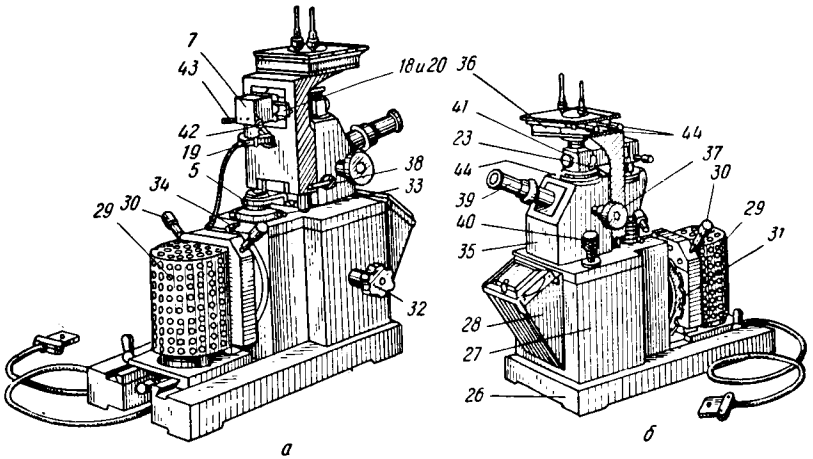


Рис. 34. Общий вид микроскопа МИМ-7:

а — вид со стороны трансформатора; *б* — вид со стороны фотокамеры; *1—25* — см. рис. 33; *26* — плита; *27* — основание или корпус фотокамеры; *28* — фотокамера; *29* — фонарь осветителя; *30* — винты, центрирующие лампу; *31* — диск со светофильтром; *32* — рукоятка для поворота диска с тремя фотоокулярами; *33* — рукоятка для смещения и поворота иридиафрагмы *5*; *34* — винт, фиксирующий поворот диафрагмы *5*; *35* — корпус микроскопа; *36* — предметный столик; *37* — макрометрический винт для вертикального перемещения столика; *38* — стопорное устройство для макровинта; *39* — визуальный тубус; *40* — микрометрический винт; *41* — осветительный тубус; *42* — рукоятка полевой иридиафрагмы; *43* — механизм центровки; *44* — винты для перемещения предметного столика в двух взаимно перпендикулярных направлениях

[1] В новых конструкциях микроскопов и, в частности, в «Неофот-2» (см. ниже) выдержку можно устанавливать автоматически (см. с. 71).

по отношению к оптической оси объектива. В центре столика устанавливают сменные подкладки с отверстием разного размера, через которое лучи света попадают на шлиф и отражаются от него.

Столик можно передвигать в двух взаимно перпендикулярных горизонтальных плоскостях с помощью специальных винтов *5*; это позволяет перемещать шлиф на нужное расстояние (до 15 мм) и просматривать микроструктуру в различных участках без изменения выбранного фокусного расстояния [1].

Для получения более четкого изображения шлиф, установленный на столике, наводят на фокус. Для этой цели в штативе микроскопа имеется макрометрический винт *37* (см. рис. 34), вращением которого поднимают или опускают столик, обеспечивая приблизительное фокусирование. Точное фокусирование достигается микрометрическим винтом *40*, один оборот которого смещает объектив к шлифу на доли миллиметра (в большинстве конструкций микроскопов деление барабана микровинта равно 2 мкм). Чем больше увеличение объектива, тем меньше должно быть расстояние между шлифом и объективом.

Типы металлографических микроскопов

По устройству различают микроскопы вертикальные и горизонтальные.

В вертикальном микроскопе МИМ-7 (см. рис. 33 и 34) можно вести исследование в темном или светлом поле, при вертикальном или косом освещении, а также в поляризованном свете. Увеличение микроскопа МИМ-7 составляет от 60 до 1440.

Свет от мощной лампы *1* типа К 30 напряжением 17 В мощностью 170 Вт, включаемый через понижающий трансформатор ТР-17 *, проходит через коллектор *2*, попадает на зеркало *3* и через апертурную диафрагму *5*, линзу *6*, призму *7* и линзу *8* поступает на плоскопараллельную отражательную пластинку *9*, отражающую около $^1/_3$ всего светового потока, а затем через объектив на шлиф *11*. Отразившись от шлифа, расположенного в фокальной плоскости объектива, лучи вновь попадают в объектив, проходят параллельным пучком через плоскопараллельную пластинку *9* и далее в ахроматическую линзу *12* и, отразившись от зеркала *14*, поступают в окуляр *13*.

Для фотографирования зеркало *14* выдвигают вместе с тубусом визуального наблюдения, и лучи проходят через один из трех фотоокуляров *15*, которые находятся в одном поворачивающемся диске. Отражаясь от зеркала, лучи попадают на матовое стекло или на фотопластинку *17*. Для фотографирования используют фотозатвор *19*.

Если наблюдение проводят при косом освещении, то с оптической оси смещают апертурную диафрагму и лампу. Для исследования

[1] В микроскопе ММР-2 имеется столик с автоматическим устройством (см. ниже).

* Трансформатор является секционным, и это позволяет регулировать яркость накала лампы.

в темном поле вместо линзы *8* включают линзу *20*, в центре которой имеется черный кружок. Краевые лучи падают на кольцевое зеркало *21* (пластинка *9* закрывается экраном *23*), отразившись от которого они концентрируются параболическим зеркалом *22*, расположенным вокруг объектива и представляющим с ним одно целое (эпиобъектив). От зеркала *22* лучи падают на шлиф, но отражаются только от выступающих фаз.

Для наблюдения в поляризованном свете на оправку линзы *6* помещают поляризатор *24*, а на оправку линзы *12* — анализатор *25*.

Горизонтальный микроскоп МИМ-8 и МИМ-8М (рис. 35) имеет оптическую систему с увеличением при зрительном

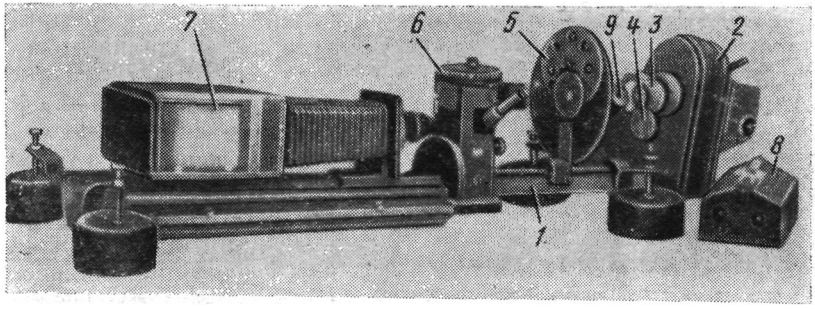


Рис. 35. Общий вид микроскопа МИМ-8:

1 — большая оптическая скамья; *2* — лампа накаливания; *3* — тепловой фильтр; *4* — откидная линза; *5* — светофильтр; *6* — микроскоп; *7* — фотокамера; *8* — реостат

наблюдении от 100 до 1350 раз и от 45 до 2000 при фотографировании, обеспечивая высокую четкость изображения. В микроскопе применяют как ахроматические, так и апохроматические объективы сухие и иммерсионные. Для ахроматических объективов применяют обычные окуляры с просветленной оптикой (что увеличивает коэффициент пропускания света и повышает контрастность изображения) и компенсационные для апохроматических объективов. При работе с ахроматическими и апохроматическими объективами применяют светло-желтые светофильтры для получения более четкого изображения при фотографировании и для уменьшения резкости света при зрительном наблюдении.

Микроскоп МИМ-8 позволяет изучать структуру в светлом и в темном поле, а также в поляризованном свете. Источником света является острофокусная лампа накаливания мощностью 170 Вт.

На рис. 36 показано устройство микроскопа. Ближе к источнику света помещен откидной поляризатор *1* для исследования шлифов в поляризованном свете, затем апертурная диафрагма *2*, линза иллюминатора, полевая и кольцевая диафрагмы *3*, установленные на одной пластинке. Для исследования в темном поле пластинку вставляют так, чтобы кольцевая диафрагма находилась на пути лучей и отделяла только краевые лучи.

Для исследования в поляризованном свете включают поляризатор *7* и анализатор *18* (рис. 37).

В передней части микроскопа располагается рукоятка *8* (см. рис. 36), при перемещении которой от наблюдателя включается призма для фотографирования вместо плоскопараллельной пластинки. С правой стороны микроскопа имеется рукоятка *12* для перевода призмы зрительного наблюдения на получение изображения в фотокамере.

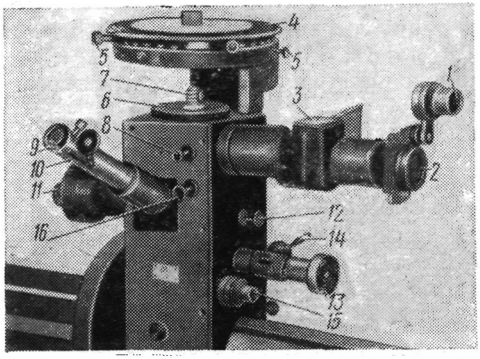


Рис. 36. Устройство микроскопа МИМ-8:

1 — поляризатор; *2* — апертурная диафрагма; *3* — полевая и кольцевая диафрагмы; *4* — столик микроскопа; *5* — винты, передвигающие столик со шлифом; *6* — площадка для установки объектива; *7* — объектив; *8* — рукоятка для включения призмы вместо плоскопараллельной пластинки; *9* — окуляр; *10* — тубус для зрительного наблюдения; *11* — фототубус; *12* — рукоятка перевода призмы зрительного наблюдения для фотографирования; *13* — микрометрический винт; *14* — стопор; *15* — микрометрический винт; *16* — рукоятка для ввода анализатора

Шлиф освещается (см. рис. 37) через объектив от плоскопараллельной пластинки или секторной призмы, которая устанавливается, если необходимо повысить яркость освещения для фотографирования. Поскольку при введении призмы уменьшается разрешающая способность объектива, ее применяют при сравнительно меньших увеличениях микроскопа (до 500—600 раз). Необходимая яркость при больших увеличениях достигается включением лампы К30 при использовании плоскопараллельной пластинки (а не призмы). При исследовании образцов в светлом поле (при вертикальном освещении) лучи света проходят через систему линз и диафрагм, падают на плоскопараллельную пластинку, расположенную под углом 45°, и, отражаясь от нее, освещают через объектив микрошлиф. Лучи, отраженные поверхностью микрошлифа, проходят снова через объектив, пластинку и ахроматическую линзу.

При зрительном наблюдении свет, падая на призму *18* (см. рис. 37), отражается от нее и через окуляр попадает в глаз наблюдателя. При фотографировании с небольшими увеличениями световые лучи направляют на призму *11* и от нее через объектив на микрошлиф: отраженные микрошлифом лучи проходят через две призмы *19* и фотоокуляр *20* в фотокамеру.

При проведении исследования в темном поле световые лучи проходят через дополнительную линзу *4*, кольцевую диафрагму *16*, и, отражаясь от алюминированного зеркала, расположенного вокруг плоскопараллельной пластинки, падают на конденсор с отражающей параболической зеркальной поверхностью, от которой лучи направляются под углом на микрошлиф *15*, минуя объектив. Отраженные от микрошлифа лучи проходят через объектив, плоскопарал-

лельную пластинку, ахроматическую линзу и далее по схеме, приведенной для просмотра и фотографирования в светлом поле.

Фотокамера микроскопа состоит из собственно камеры, меха (его растяжением от 160 до 660 мм регулируют увеличение при фотографировании), фотозатвора и переходной втулки. Кассеты с фотопластинками устанавливают за камерой или в боковой ее стенке; соответственно выбирают положение матового стекла. При этом применяют либо двусторонние кассеты размером 13×18 см, либо односторонние размером 9×12 мм. Изображение проецируется на заднюю или боковую стенки фотокамеры откидным зеркалом, установленным в камере и располагающимся под углом 45° к оси фототубуса.

В настоящее время в лабораториях применяют более со-

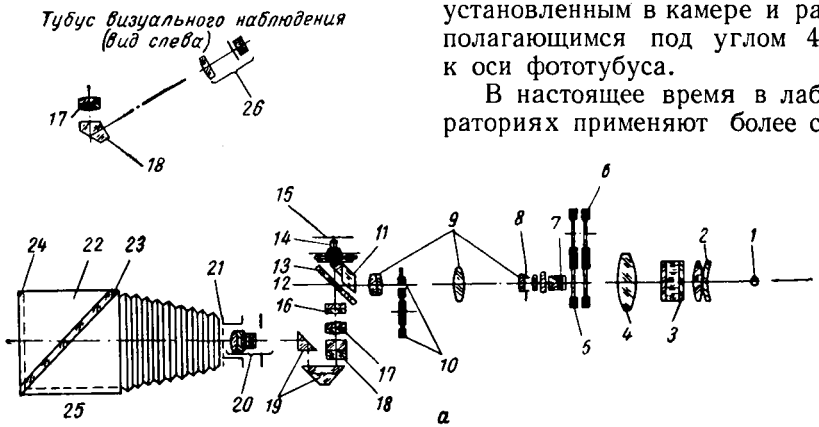


Рис. 37. Микроскоп МИМ-8; оптическая схема

вершенную модель этого микроскопа МИМ-8М. В этом микроскопе можно перемещать конденсор в осветителе (что повышает резкость освещения), причем по-разному в зависимости от того, в светлом или темном поле будет происходить наблюдение.

Для получения фазового контраста на микроскопах МИМ-8 и МИМ-8М может быть установлена фазово-контрастная насадка КФ-3. Ее закрепляют на патрубке микроскопа после снятия фототубуса, а на апертурную диафрагму (см. рис. 37) надевают оправку с кольцевой диафрагмой.

Для фотографирования выдвигают тубус визуального наблюдения (см. рис. 37), внизу которого под углом 45° установлено зеркало, и затем к зажиму, где установлен фотоокуляр, придвигают фотокамеру.

В новых конструкциях микроскопов, например ММР-2 (рис. 38), принято верхнее расположение предметного столика (*1*). В этом микроскопе можно визуально (*2*) и на экране 9×12 мм (*4*) изучать структуру металлов и других непрозрачных материалов в светлом и темном поле и в поляризованном свете (осветитель (*3*) с лампой накаливания ОП12-100). В отличие от микроскопов МИМ-7 и МИМ-8 объективы (планахроматы) установлены в револьверном устройстве (*5*).

Микроскоп ММР-2 снабжен двумя предметными столиками с ручным и автоматическим перемещением с помощью специального программного устройства (*6*). Время прохождения любой точки объекта через поле окуляра 3—4 с, что удобно для количественных расчетов элементов структуры. Увеличения микроскопа от 100 до 1000 раз.

Фотографирование объектов может быть на фотопластинку 9×12 и на пленку при использовании фотокамеры «Зоркий-4».

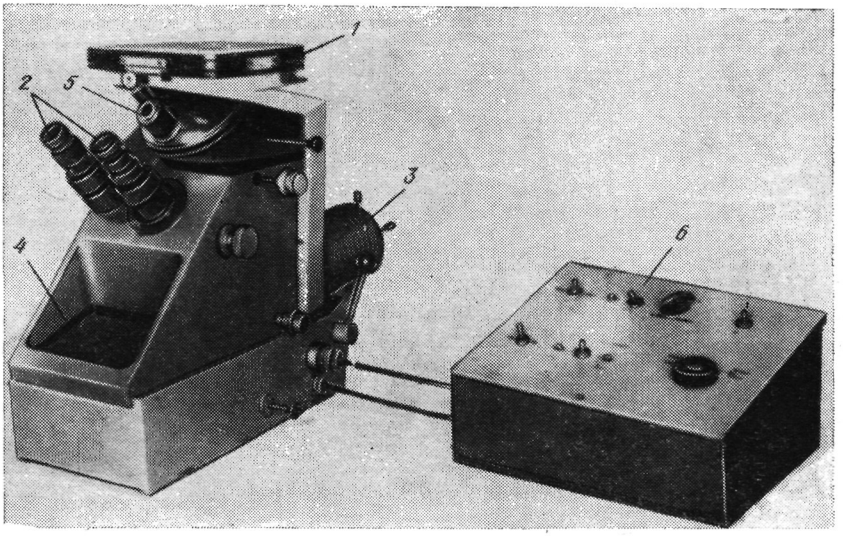


Рис. 38. Микроскоп ММР-2

В горизонтальном микроскопе «Неофот-2» (К. Цейсс, ГДР) можно изучать в отраженном свете строение любых непрозрачных объектов при увеличении до 2000 раз (рис. 39). Для наблюдения структуры в светлом и темном поле имеются два осветителя — для малых увеличений (10—50 раз) и для больших увеличений (50—2000 раз) в темном поле и в поляризованном свете и при использовании приспособлений для фазового контраста. Кроме того, имеется осветитель для специальных поляризационных наблюдений. В качестве источников света используют лампу накаливания 12 В×100 Вт или ксеноновую лампу сверхвысокого давления ХВО-100. Объект для изучения устанавливают на прецизионном предметном столике, который связан с рычажным приспособлением для быстрого подъема столика с целью смены объективов. Объективы — планахроматы с увеличением от 1,25 до 100 раз (при числовой апертуре от 0,025 до 1,30), планапохроматы с увеличением от 10 до 100 раз (числовая апертура 0,25—1,35) и планахроматы для специальной поляризации с увеличением от 6,3 до 100. Объективы согласованы между

собой в том отношении, что при их смене не требуется грубой фокусировки.

Наблюдение структуры может быть монокулярным или бинокулярным с помощью окуляра РК12,5 * при мнимом диаметре поля зрения 200 мм. Вращением рукоятки можно изменять кратность увеличения от 8 до 20 раз.

Фотографировать можно или с помощью крупноформатной камеры на фотопластинках от 13×18 до 0,5×9 см, или на микрофотографи-

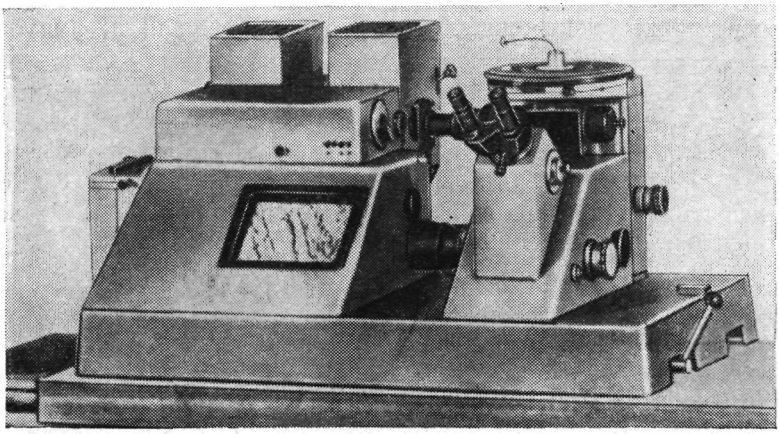


Рис. 39. Микроскоп «Неофот-2» (ГДР):

1 — микроскоп; *2* — прецизионный столик; *3* — экран для наблюдения фотографируемой структуры; *4* — фотокамера; *5* — рукоятка приспособления для быстрой смены объективов; *6* — бинокуляр для визуального наблюдения; *7* — рукоятка для изменения увеличения

ческом устройстве MF. В отличие от других микроскопов «Неофот-2» снабжен экспозиционным автоматом, который автоматически для любого освещения устанавливает оптимальную выдержку (целесообразно вначале правильно подобрать установочную выдержку) продолжительностью от 0,1 до 30 мин и более.

Микроскоп «Неофот-2» снабжен приставкой для измерения микротвердости и приспособлением для интерференционного наблюдения и контроля состояния поверхности.

Микроскопы с инфракрасным излучением

Для исследования структуры полупроводников и некоторых минералов используют микроскопы МИК-3 и МИК-4, в которых создается инфракрасное излучение ($\lambda = 0{,}75$—1,2 мкм). В этом излучении значительная группа полупроводниковых материалов, например кремния, арсенида галлия и др., прозрачна. Поэтому можно выявить наличие в структуре различных включений: газовые пузыри и дефекты структуры и т. п., поскольку они обладают другим коэффициентом преломления. Можно также при ис-

пользовании поляризованного света получить информацию о тонком строении — наличии блоков и характере напряжений.

Увеличение микроскопа МИК-3 25—270 и МИК-4 45—5260 в проходящем свете и 95—5625 раз в отраженном.

3. ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ

Использование электронных лучей, обладающих малой длиной волны, позволяет заметно увеличить разрешающую способность оптической системы.

Длина волны электронов обратно пропорциональна их импульсу, т. е.

$$\lambda = h/mv,$$

где h — постоянная Планка;

m, v — соответственно масса и скорость электрона.

Изменяя скорость электронов, можно изменять и длину волны.

Скорость электронов можно изменять, если пропускать их через электрическое поле высокой напряженности; тогда

$$v = \sqrt{2meU}/m \text{ или } \lambda = h/\sqrt{2meU},$$

где U — напряжение;

e — заряд электрона.

Подставим значение всех физических постоянных и введем коэффициент для перевода единиц измерения напряжения с тем, чтобы λ была выражена как

$$\lambda = \sqrt{\frac{150}{U}}\,10^{-8} \text{ см} = \frac{12{,}25}{\sqrt{U}} \text{ Å}.$$

С учетом изменения массы электрона при увеличении скорости

$$\lambda = \frac{1}{1 + 9{,}76U \cdot 10^{-7}} \sqrt{\frac{150}{U}} \text{ Å}.$$

В электронном микроскопе удается достигнуть разрешающей способности системы в 100 000 раз больше. Однако в действительности вследствие ряда явлений, сопутствующих прохождению потока электронов, — сферической и хроматической аберрации и т. д. максимальная разрешающая способность электронного микроскопа оказывается лишь в 100—200 раз больше оптического. Таким образом, максимальное увеличение электронного микроскопа достигает 100 000—200 000 раз.

Устройство электронного микроскопа. Внешний вид электронного микроскопа представлен на рис. 40, а принципиальная схема — на рис. 41.

Современный электронный микроскоп состоит из источника электронов — электронной пушки (см. позиции *1—3* на рис. 41), в которой не только происходит эмиссия электронов, но и достигается увеличение их скорости за счет приложенного напряжения. Электроны вылетают при нагреве вольфрамовой спирали, являющейся

катодом. Между спиралью и анодом, находящимся на небольшом расстоянии, создается мощное электрическое поле, необходимое для повышения скорости движения электронов. Анод представляет пластинку с отверстием посередине. Электроны проходят через отвер-

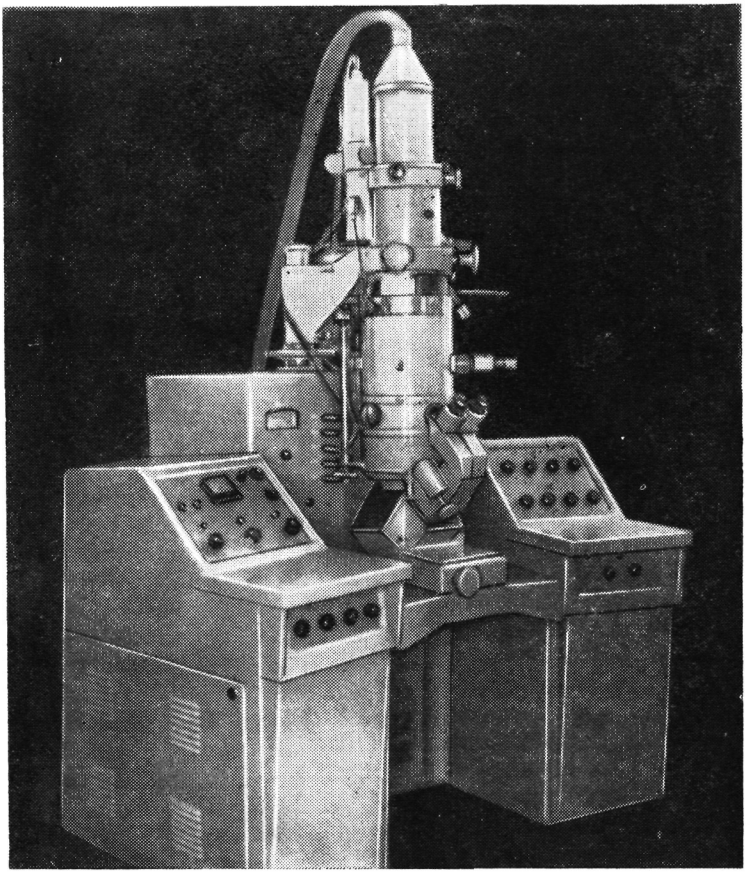


Рис. 40. Внешний вид электронного микроскопа ЭМ-8

стие и через расположенные ниже конденсорные линзы [1]. Конденсорная или расположенные далее объективная промежуточная и проекционные линзы имеют значительное по величине магнитное или электростатическое поле. В соответствии с этим микроскопы могут быть магнитными, электростатическими и смешанными.

Магнитные микроскопы разделяют на электромагнитные, в которых поле в линзах создается соленоидами, и магнитостатические,

[1] В электростатических микроскопах конденсорная линза отсутствует, а в электромагнитных микроскопах с высокой разрешающей способностью применяют двойную конденсорную линзу.

в которых поле создается мощными постоянными магнитами из высококоэрцитивных сплавов.

Наиболее распространены электромагнитные микроскопы. Принципиальная схема устройства проекционной и объективной линз в этих микроскопах показана на рис. 41. Эти линзы играют такую же роль, как объектив и окуляр в системе оптического микроскопа. Фокусирующее действие линз в электронном микроскопе создается в резуль-

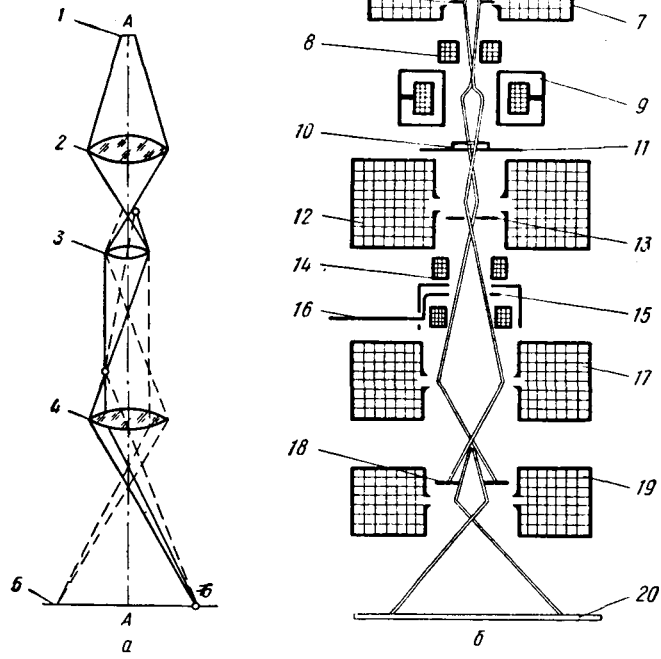


Рис. 41. Принципиальная схема оптического (*а*) и электронного микроскопа (*б*):

а — *1* — источник освещения; *2* — конденсорная линза; *3* — объектив; *4* — окуляр; *5* — изображение;

б — *1* — катод; *2* — фокусирующий электрод; *3* — анод; *4* — диафрагма первого конденсора; *5* — первый конденсор; *6* — диафрагма второго конденсора; *7* — второй конденсор; *8* — стигматор второго конденсора; *9* — корректор юстировки; *10* — объект; *11* — столик для объектов; *12* — объективная линза; *13* — апертурная диафрагма; *14* — стигматор объективной линзы; *15* — секторная диафрагма; *16* — стигматор промежуточной линзы; *17* — промежуточная линза; *18* — диафрагма поля зрения; *19* — проекционная линза; *20* — экран

тате взаимодействия электронов с магнитным (или электрическим) полем, напряженность которого и характер распределения силовых линий (или поверхностей равного потенциала) определяют расчетным способом. Электромагнитные линзы состоят из катушки, заключенной в железный панцирь, так как поле должно быть очень сильным. Внутри катушек устанавливают полюсные наконечники специальной формы, в зазоре между которыми и создается очень

небольшое по протяженности, но сильное поле. При этом уменьшается фокусное расстояние, что дает большее увеличение и уменьшает искажение изображения.

Затем поток электронных лучей попадает на объект. В зависимости от метода исследования объекта существует ряд конструкций микроскопов:

1. Просвечивающие, в которых поток электронов проходит через объект; получаемое изображение является результатом различного рассеивания электронов на объекте.

2. Отражательные, в которых изображение создается электронами, отраженными от поверхности объекта. Эти микроскопы имеют принципиальную схему электронно-оптической системы, близкую к оптической.

3. Эмиссионные, в которых изображение создается от поверхности, светящейся под действием электронов.

4. Растр-микроскопы, где изображение создается за счет вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно перемещающийся по этой поверхности поток первичных электронов.

Просвечивающие микроскопы

Наиболее распространен просвечивающий микроскоп, так как в отражательных электронных микроскопах при отражении электронных лучей от поверхности непрозрачного объекта, например металла, возникает значительная хроматическая аберрация и другие явления, приводящие к резкому снижению разрешающей способности микроскопа и, следовательно, к потере этого основного преимущества электронного микроскопа.

Имеется несколько типов просвечивающих микроскопов.

Электронный микроскоп ЭМВ-100Л имеет ускоряющее напряжение до 100 кВ, электронное увеличение до 400 000 раз и разрешающую способность не менее 3 Å.

Наблюдение структуры «на просвет» в этом микроскопе может быть в светлом и темном поле. Кроме того, с помощью специального устройства ПРОН-3 можно рассматривать изменения структуры металлических и других пленок — объектов при растяжении (максимальное удлинение 75 мкм) и в процессе нагрева до 1000° С. Для использования этого устройства полюсный наконечник в объективной линзе заменяют на наконечник с увеличенным отверстием и блок питания подключают к сети и выводам объективной линзы. Однако в итоге разрешающее расстояние заметно возрастает до 20 Å при использовании устройства для растяжения и до 30 Å при использовании устройства для нагрева.

В этом же микроскопе можно методом микродифракции определять кристаллическую структуру частиц присутствующих фаз, если их размер не менее 2—3 мкм.

Микроскоп ЭМ150 имеет ускоряющее напряжение до 150 кВ и разрешающее расстояние 5 Å. На микроскопе также можно ис-

пользовать приставку «ПРОН-3» и изучать структуру фаз методом микродифракции, если их линейные размеры не менее 2 мкм. Увеличение в микроскопе до 150 000 раз.

Микроскоп УЭМВ-100К характеризуется разрешающей способностью 8 Å и увеличением до 200 000 раз.

Создана целая серия и других электронных микроскопов:

ЭМ8 (рис. 40) с предельной разрешающей способностью 5—6 Å и с увеличением до 200 000 раз;

ЭМ9 с разрешающей способностью 35 Å и увеличением до 140 000 раз;

ЭМ114 с разрешающей способностью (предельной) 120 Å и увеличением до 100 000 раз.

Микроскоп ЕМ-200А (Япония) характеризуется разрешающей способностью 3,4 Å и увеличением до 200 000 раз (ускоряющее напряжение до 200 кВ), а микроскоп ЕМ-100В — разрешающей способностью 2 Å и увеличением до 500 000 раз.

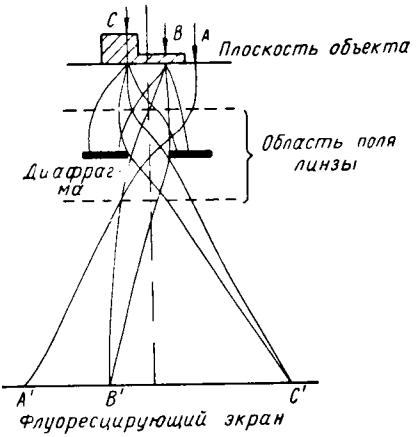


Рис. 42. Образование контраста изображения в электронном микроскопе

Использование просвечивающего микроскопа требует приготовления специальных объектов—тонких металлических пленок 100—2000 Å или реплик (слепков) с поверхности металлического шлифа, так как только они прозрачны для электронов. В настоящее время применяют слепки из различных материалов, обычно столь малой толщины, что прохождение электронов не вызывает собственной структуры этих материалов. Слепок имеет в разных участках различную толщину и поэтому неодинаково рассеивает проходящий поток электронов (рис. 42).

Однако общее количество рассеянных электронов, проходящих через разные участки объекта, в общем одинаково, и если объективная линза соберет и сфокусирует все электроны, то никакой контрастности изображения не будет.

Для создания контрастности изображения в объективной линзе имеется апертурная диафрагма в виде маленькой металлической пластинки с весьма малым отверстием в центре (диаметр ~0,003 мм, как показано на рис. 42). Диафрагма отделяет электроны, претерпевшие наибольшее рассеяние, т. е. прошедшие через наиболее утолщенные или плотные участки объекта (слепка). Через объективную линзу от разных участков изучаемого предмета будет проходить разное число электронов соответственно эффекту рассеяния (т. е. меньшее количество от более толстых или более плотных участков и большее от тонких и менее плотных). Поэтому появится контрастность изображения и создаваемое объективной линзой промежуточное изображение будет отображать строение предмета.

Для наблюдения промежуточного изображения имеется специальный флуоресцирующий экран. Изображение на экране рассматривают через специальные окна, расположенные в корпусе микроскопа.

В центре флуоресцирующего экрана имеется отверстие, через которое часть электронных лучей попадает в проекционную линзу; линза создает второе увеличенное (окончательное) изображение, получающееся также на флуоресцирующем экране.

Изображение может быть рассмотрено с помощью оптического микроскопа, установленного против экрана. Если изображение необходимо зафиксировать, его фотографируют, отводя экран в сторону; тогда поток электронов поступает на фотопластинку, после проявления и фиксирования которой получается изображение, соответствующее строению изучавшегося предмета.

Несколько иначе, чем при исследовании реплик, создается изображение в случае металлических пленок. Точнее говоря, речь идет об иных закономерностях прохождения электронных волн через вещество. При прохождении электронных волн через тонкие пленки возникает фазовый контраст как результат изменения фазы этих волн благодаря смещению атомов из нормальных положений в решетке в местах расположения дефектов строения (дислокации, дефекты упаковки и др.).

Для выявления дефектов существуют два метода:

1. Метод муаровых картин дает увеличенное изображение плоскостей решетки в результате интерференции электронных лучей. Однако этот метод применим лишь для кристаллов с большими межплоскостными расстояниями 5 Å, т. е. главным образом для неметаллических веществ.

2. Метод дифракционного контраста основан на том, что электронные лучи, дифрагированные на дефектах, не попадают в отверстие апертурной диафрагмы, тогда как прямой пучок проходит через него. Это дает изображение в светлом поле. Если же в плоскость изображения попадают только дифрагированные лучи, а прямые лучи ее не достигают (это достигается смещением апертурной диафрагмы), то такое изображение называют темнопольным. В случае метода дифракционного контраста атомные плоскости в отличие от первого метода не разрешаются и наблюдаются результаты смещения атомов, и поэтому дислокации обычно изображаются темными линиями, а дефекты укладки и границы зерен дают интерференционные полосы [1]. Контуры включения избыточных фаз при изучении тонких пленок выявляются достаточно четко из-за изменения условий дифракции, а также из-за интерференционного эффекта и скопления дефектов на границах.

---

[1] Если дислокация является краевой, то, поскольку по обе ее стороны кристалл локально повернут в различных направлениях по отношению к отражающему положению, максимальный контраст появляется только по одну сторону от центра дислокаций. В случае винтовой дислокации, когда атомы выше и ниже центра дислокации смещены друг относительно друга, между электронными волнами, рассеянными этими атомами, возникает сдвиг фаз. То же наблюдается и на дефектах упаковки.

Работа с электронным микроскопом сложнее, чем с оптическим; параметры электрической цепи, определяющие оптику микроскопа, должны выдерживаться строго постоянными, что контролируется электроизмерительными приборами. Обычно исследования с помощью электронного микроскопа проводят следующим образом. В специальную камеру устанавливают объект и затем, проверив герметичность сочленения всех элементов микроскопа, включают вакуумные насосы и по достижении необходимого разрежения включают накал вольфрамовой спирали электронной пушки. После этого подают высокое напряжение, создающее электрическое поле для повышения скорости электронов, затем подмагничивающий ток, питающий электромагнитные линзы, и, постепенно передвигая изучаемый предмет, рассматривают его участки, наиболее интересующие наблюдателя, и, если необходимо, фотографируют. В микроскопах многих конструкций можно изолировать камеру объекта и фотокамеру от остальной части микроскопа и наполнить воздухом только эту часть микроскопа, а затем заменить предмет исследования и фотопластинку. В микроскопах других конструкций заполняется воздухом вся система; это менее удобно, так как требуется большая затрата времени на последующую откачку воздуха.

Приготовление объектов исследования. Для электронного микроскопа оно более сложно, чем изготовление микрошлифа. Объект исследования должен быть прозрачным для электронов и поэтому весьма тонким. Такими объектами являются тонкие металлические пленки или реплики (слепки), полученные с поверхности микрошлифа и отображающие характер этой поверхности, а следовательно, и структуры металла.

Для изготовления тонких металлических объектов — пленок толщиной 100—2000 Å *, строение которых можно изучать «на просвет», применяют следующие методы: осаждение, деформацию и растворение. Объекты, полученные методами осаждения и деформации, не могут характеризовать строение массивных металлических образцов, которые получают обычно в других условиях. Поэтому наиболее широко в металловедении применяют методы растворения (утонения) массивных образцов после их механической обработки в результате химической или электрохимической полировки.

Химическое полирование применимо только для чистых металлов или однофазных сплавов, так как в сплавах с гетерогенной структурой идет преимущественно растворение одной из фаз. Более часто применяют метод электролитического полирования. Обычно образец электролитически полируют до тех пор (при остроконечной форме катодов), пока в нем не возникнут дыры. Тонкие участки вблизи краев дыр вполне пригодны для наблюдения.

В ряде случаев путем выбора соответствующего электрода, формы и расположения катода и образца добиваются образования несколь-

---

* Применение высоковольтных микроскопов (напряжение ~1 МэВ) позволяет изучать объекты большей толщины при разрешающей способности 7 Å.

ких дыр, промежутки (полоски) между которыми по толщине пригодны для исследования «на просвет». Для получения тонких пленок из медных сплавов применяют, например, электролит, состоящий из 33% азотной кислоты и 67% метилового спирта (плотность тока 0,5—0,6 А/см^2), а для получения пленок из сплавов железа применяют электролит: 20 частей ледяной уксусной кислоты и 1 часть хлорной кислоты (плотность тока 0,7 А/см^2).

Слепки, или реплики, надо изготавливать очень тщательно, так как даже небольшие отклонения их геометрической формы приводят к неправильному представлению о структуре металла.

Прежде всего необходимо специально подготовить поверхность микрошлифа. Шлиф подвергают электролитическому полированию и специальному травлению, дающему рельефную поверхность при полном отсутствии на поверхности продуктов травления, что контролируется при помощи оптического микроскопа.

Шлиф можно также подвергнуть травлению методом газового разряда. В этом случае он является катодом в трубке газового разряда, и травление происходит за счет ударов ионов газа (неона), давление которого 0,5—0,6 мм рт. ст.

Для получения более резкого рельефа на шлиф иногда осаждают медь, хром или другие вещества в вакуумной камере, что усиливает контрастность изображения. В этом случае поверхность шлифа устанавливают под небольшим углом к направлению движения осаждающихся частиц соответствующих веществ. Осаждение происходит главным образом на выступающие участки шлифа, и поэтому резкость рельефа возрастает.

С приготовленных микрошлифов изготавливают слепки различными методами. При этом применяют, например, способ лаковых слепков или пленок. На поверхность шлифа, расположенную наклонно, наносят каплю 1%-ного раствора коллодия в амилацетате или погружают весь образец в этот раствор и затем вынимают и высушивают. Лаковая пленка должна быть очень тонкой (до 0,1 мкм); более толстые пленки сильно поглощают электроны, нагреваются и изменяют строение, а также проявляют собственную внутреннюю структуру. Затем растворяют металлический шлиф в кислотах, тогда полученная пленка всплывает и может быть исследована. В других случаях пленку разрезают так, что для ее отделения достаточно лишь небольшого поверхностного растворения металла. Растворение выполняют обычным химическим или электрохимическим методом, при котором микрошлиф включают в качестве анода в цепь низкого напряжения.

Лаковую пленку вылавливают из раствора с помощью металлических дисков, имеющих в центре небольшие отверстия (диаметром 0,1 мм), или металлических сеточек с отверстиями 0,05×0,06 мм; они являются объект-диафрагмами и устанавливаются в камеру объекта электронного микроскопа.

Удобным методом отделения лаковой пленки является нанесение на нее раствора желатина. При высыхании желатиновая пленка сокращается и снимает лаковый слепок. Затем снятый слой погру-

жают в горячую воду, где желатин растворяется, а лаковый слепок всплывает и его вынимают указанной специальной сеточкой.

При исследовании лаковых пленок получают негативное изображение, так как углублениям шлифа соответствуют выступы на пленке.

Можно работать и на позитивном слепке, получаемом после предварительного изготовления негативного слепка из полистирола, который под значительным давлением [1] 350 кгс/см^2 и при нагреве (130° С) спрессовывают с металлическим шлифом в прессформе.

Слепок из полистирола отделяют от микрошлифа и помещают в вакуумную камеру, в которой на негативную поверхность путем распыления кварца, нагретого вольфрамовой спиралью, осаждают тонкую пленку — позитивное изображение микрошлифа. Затем полистироловый негатив растворяют в бромистом этиле, а отделившуюся кварцевую пленку вынимают с помощью объект-диафрагм. Кварцевая пленка является прозрачной для электронов, которые рассеиваются различным образом в местах выступов или впадин и дают изображение, соответствующее структуре металла.

Этот метод лучше выявляет более тонкие особенности структуры, т. е. обеспечивает большую «разрешающую способность» слепка, чем метод лаковых пленок, в котором четкость получаемой структуры зависит от смачиваемости поверхности шлифа соответствующим лаком; кроме того, если микрошлиф имеет неглубокий рельеф (после травления), то лаковая пленка не выявляет достаточно четкой картины рельефа.

Применяют также одноступенчатый метод получения кварцевых и более часто угольных слепков. При этом кварц или уголь напыляют непосредственно на шлиф. По сравнению с рассмотренным выше двухступенчатым методом одноступенчатый метод имеет определенные преимущества. В нем отсутствует промежуточное звено — полистироловый отпечаток, который может несколько деформироваться при его отделении от поверхности металлического шлифа.

Лаковые, кварцевые или угольные слепки часто для большей контрастности оттеняют, т. е. напыляют в вакууме под определенным углом тончайшие слои тяжелых металлов (хром, золото и др.), которые не обладают определенной структурой. Это создает более значительное различие в рассеянии электронов разными участками слепка, повышает контрастность и облегчает расшифровку электронных изображений (в частности, легче отличить впадины рельефа от выступов).

Кроме указанных методов, являющихся косвенными, применяют полупрямой метод (метод Л. М. Утевского). Его применяют для исследования двухфазных структур, например феррито-карбидных, в сплавах железа. Поверхность металлического шлифа подвергают электролитическому травлению в условиях, обеспечивающих лишь растворение основы. При этом частицы избыточной фазы (карбиды) не растворяются, но некоторые из них за счет растворения основы

[1] По системе СИ 1 кгс/см^2 = 981 МН/м^2.

уже слабо с ней связаны. Затем на поверхность наносят кварцевую или угольную пленку, при отделении которой от металлического шлифа в результате частичного электролитического растворения последнего в ней остаются частицы карбидов, расположенные таким же образом, как и в исходной металлической поверхности.

Отделенную пленку можно подвергать в том же электронном микроскопе электронографическому исследованию [1] для определения природы той фазы, включения которой находятся в пленке или слепке.

Выделение избыточных фаз можно также зафиксировать в оксидных слепках, полученных окислением поверхности или в результате соответствующего травления или нагрева. Так как разные фазы обладают различной способностью к окислению, то они образуют окисные пленки неодинаковой толщины и состава. При соответствующем химическом воздействии можно растворить матрицу таким образом, чтобы при отделении оксидной пленки вместе с ней были отделены и расположенные в пленке частицы избыточной фазы.

Исследованию слепков, полученных любым из этих методов, должно предшествовать изучение микрошлифа в оптическом микроскопе при разных увеличениях, вплоть до максимальных. Это необходимо для того, чтобы легче расшифровать структуру, наблюдаемую в электронном микроскопе. При исследовании в электронном микроскопе необходимо также постепенно переходить от малых увеличений к большим с тем, чтобы получить непрерывную серию наблюдений от увеличений, получаемых в оптическом микроскопе, до больших увеличений электронного микроскопа.

Если исследуют структуру, которая является в достаточной мере однородной или равномерно распределенной по объему металлического шлифа, то достаточно изучить любой участок пленки. Если же нужно рассмотреть только определенный участок, именно тот, который был замечен при исследовании на оптическом микроскопе, исследование структуры в электронном микроскопе значительно усложняется, так как надо изучить большую поверхность пленки, а поле зрения в электронном микроскопе имеет диаметр 5—6 мкм.

Для ускорения работы и большей уверенности, что в электронном микроскопе будет изучен именно указанный участок, применяют методы «прицельного» наблюдения.

Растровые микроскопы

Растровый электронный микроскоп имеет меньшую разрешающую способность; но его достоинство — возможность непосредственно наблюдать структуру поверхности объекта без изготовления слепков или получения тонких фольг.

---

[1] Электронографическое исследование состоит в изучении дифракционной картины (электронная микродифракция), получаемой с поверхности данной фазы в результате взаимодействия атомов, входящих в состав этой фазы, с пучком электронов. Метод микродифракции является одним из наиболее эффективных методов определения фазового состава сплавов.

На рис. 43 представлена принципиальная схема одного из этих приборов (Квикскан), использующих вторичную электронную эмиссию и обладающих разрешающей способностью 250 Å; изображение проецируется на экране телевизора.

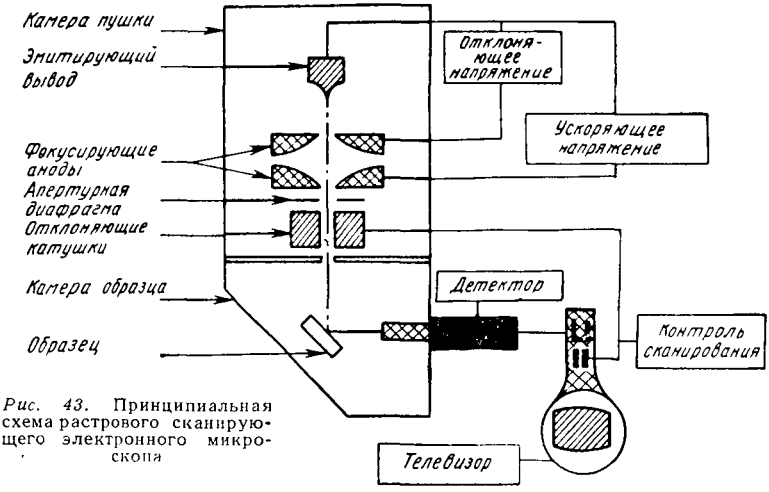


Рис. 43. Принципиальная схема растрового сканирующего электронного микроскопа

Структура, наблюдаемая в электронном микроскопе

С помощью электронного микроскопа получены многие данные расширяющие сведения об особенностях тонкой структуры материалов, а также данные о структуре стареющих сплавов, дисперсных структурах изотермического превращения переохлажденного аустенита и т. д.

На рис. 44 показана структура высоколегированной стали состава:[1] 0,5% C, 6% W, 4% Cr и 0,8% V после закалки и после отпуска при 400° C, 10 ч, наблюдаемая в оптическом микроскопе, а также в электронном микроскопе при увеличении в 17 000 раз соответственно. Видно, что переход к электронной микрофотографии при большом увеличении позволяет заметить такие детали структуры, которые из-за низкой разрешающей способности не выявляются при наблюдении в оптическом микроскопе. В частности, на электронной микрофотографии ($\times$ 17 000) можно видеть, что после отпуска наблюдаются пограничные выделения избыточных карбидов типа *MC*, которые влияют на свойства данной стали.

На рис. 45 показана характерная картина распределения дислокаций в деформированном сплаве медь—алюминий. На рис. 44 показаны, кроме того, микродвойники, плоские скопления дислокаций и дефекты укладки в бронзе. Эти микрофотографии получены на

[1] Этот состав отвечает содержанию легирующих элементов в матрице (т. е. в α-твердом растворе) закаленной быстрорежущей стали.

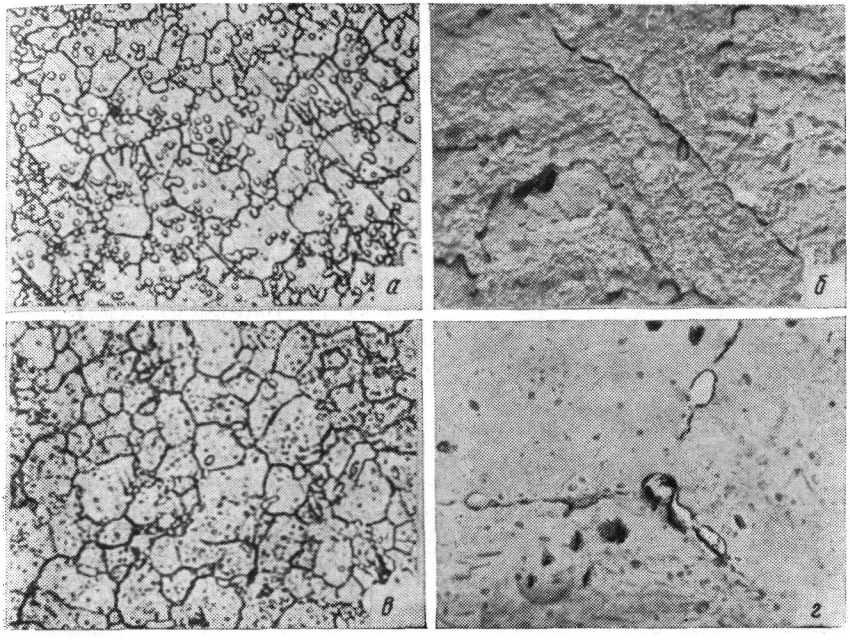


Рис. 44. Структура стали состава: 0,5% C, 6% W, 4% Cr и 0,8% V. После закалки [*а* — оптическая микрофотография. ×1000; *б* — электронная микрофотография. ×17.00 (Т. Г. Сагадеева и А. Г. Гордезиани)];

после закалки и отпуска при 400° С, 10 ч [*в* — оптическая микрофотография. ×1000; *г* — электронная микрофотография. ×17 000 (Т. Г. Сагадеева и А. Г. Гордезиани)]

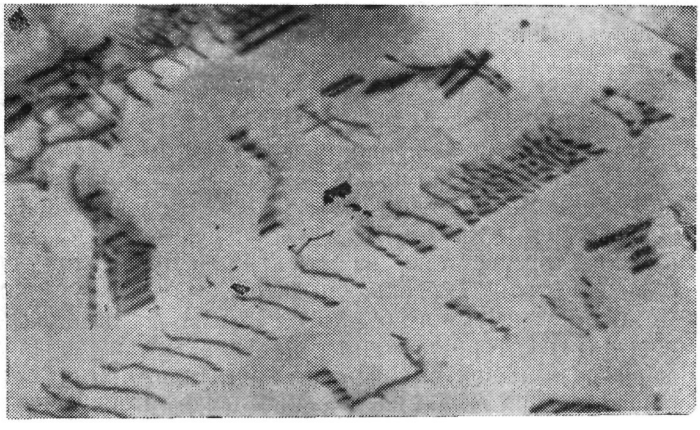


Рис. 45. Электронная микрофотография «на просвет» сплава медь—алюминий (Бр.А7). ×40 000 (Н. П. Горленко)

пленках методикой «на просвет». Электронномикроскопическим анализом установлено, что при старении бериллиевой бронзы выделения избыточной фазы образуются по границам зерен и имеют форму небольших эллипсоидов (рис. 46).

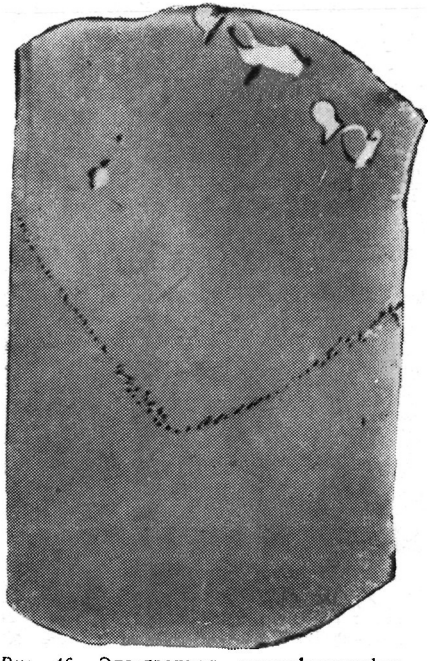


Рис. 46. Электронная микрофотография структуры бериллиевой бронзы после закалки с температуры 800° С и старения при 300° С в течение 3 ч. × 12 000

4. МЕТОД МИКРОРЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА

Свойства различных материалов, и в том числе металлических, зависят не только от структуры, но и от однородности химического состава.

Для определения химического анализа на элементы от B до U (кроме кислорода и фтора) в микрообъемах (3—10 мкм^3) различных объектов, как металлических, так и неметаллических, применяется микроанализатор МАР-2 (рис. 47). Основной принцип работы заключается в том, что поток электронов, созданный электронной пушкой и имеющий определенную длину волны взаимодействия с микрообъемами поверхности объекта, вызывает характеристическое рентгеновское излучение, Его длина волны свойственна только одному определенному элементу, входящему в состав того или иного локального участка объекта. Измеряя интенсивность характеристического излучения и сравнивая ее с интенсивностью излучения от эталона, имеющего известное содержание этого же элемента, можно рассчитать его концентрацию в изучаемом объекте.

Результаты анализа с помощью МАР-2 могут регистрироваться непрерывно на площади объекта до 200×200 мкм^2 (максимальный размер образца 9×15×8 мм).

Микроанализатор состоит из электронно-оптической системы, камеры образцов, рентгеновских спектрометров (вакуумного λ = = 12,5—67 Å) и невакуумного ($\lambda = 0{,}7$—1,25 Å), а также системы регистрации и счета, в которую входят усилитель, амплитудный дискриминатор, пересчетный блок, высоковольтный выпрямитель, блоки питания, цифропечатающая машинка, самописец, контрольный генератор.

Кроме того, в приборе МАР-2 имеется электронно-растровое устройство (ЭРУ). На экране электроннолучевых трубок можно получать изображение сканируемого участка в рентгеновских лучах, поглощенных и отраженных электронах, а также концентрационной кривой вдоль любой линии на сканируемом участке.

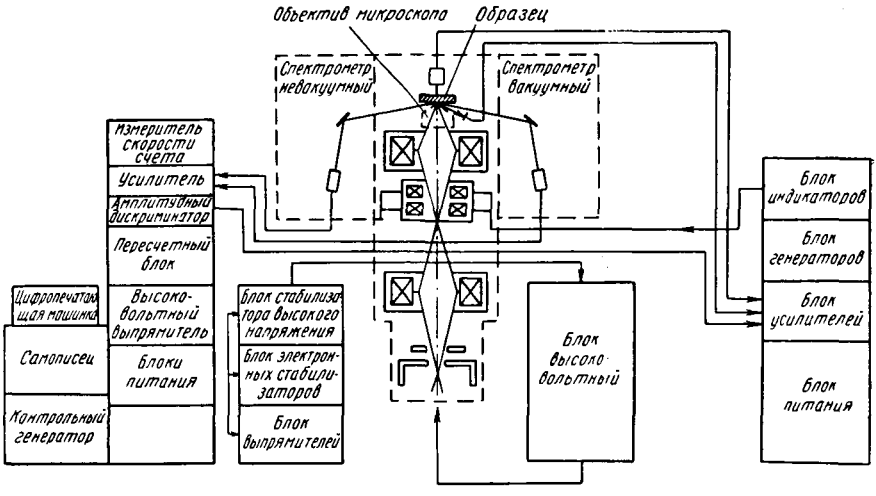


Рис. 47. Схема рентгеновского микроанализатора МАР-2

5. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

Занятия по микроанализу должны ознакомить студентов с конструкцией металлографического микроскопа и работой на нем и показать наблюдаемую в микроскопе наиболее типичную структуру простых по строению металлов. Получаемые при этом зрительные представления должны быть закреплены в памяти в такой степени, чтобы постоянно приводимые в лекциях и книгах понятия — зерно, эвтектика, твердый раствор, литая и деформированная структура и т. д. легко ассоциировались и вызывали в памяти представления о виде этих структур в микроскопе.

На основании полученных элементарных сведений выполняются последующие работы по изучению микроструктуры более сложных сплавов — промышленных сталей, чугунов и сплавов цветных металлов.

Изучение типичных микроструктур чистых металлов и двойных сплавов (простых по строению)

Для выполнения приводимых ниже работ необходимо предварительно ознакомиться с приведенными в книге материалами о задачах микроанализа и структуре простых по строению сплавов о приготовлении образцов (шлифов) для микроанализа (с. 47—48) и устройстве металлографических микроскопов типа МИМ-7 и МИМ-8 (с. 66—71).

Приводимые пять задач каждый студент выполняет поочередно.

Лаборатория представляет подготовленные микрошлифы. Шлифы удобно просматривать на вертикальном микроскопе типа МИМ-7 Увеличение на микроскопе устанавливается (кроме задачи № 20

относительно небольшое (порядка 100—200 раз), для того чтобы упростить для начинающего настройку микроскопа и обеспечить большую устойчивость этой настройки.

Выполнение работы должно заключаться в следующем. Студент должен просмотреть структуру, видимую в микроскопе, тщательно зарисовать ее и ответить на вопросы, поставленные в задаче.

Задачи

№ 17. Просмотреть и зарисовать структуру чистой сурьмы и технически чистого железа.

Объяснить, каким образом микроанализ позволяет обнаружить границы зерен.

Указать, в результате какого явления разные зерна одного и того же металла кажутся в микроскопе неодинаково окрашенными (это явление наблюдается в чистой сурьме).

№ 18. Просмотреть и зарисовать структуру чистой меди и латуни с содержанием 30% Zn после прокатки и отжига.

Объяснить, почему структура чистого металла (меди) и выбранного в задаче двухкомпонентного сплава (латуни) принципиально не отличается при просмотре в микроскопе.

Какой способ анализа позволяет установить существенное различие в строении этих металлов?

№ 19. Просмотреть и зарисовать микроструктуру двух низкоуглеродистых сталей: литой и катаной.

Указать, в чем заключается различие (по величине кристаллов) первого и второго сплавов. Объяснить, как влияет это различие на пластичность стали.

№ 20. Просмотреть и зарисовать микроструктуру сплавов системы свинец—сурьма: 1) с 13% Sb; 2) с 25% Sb.

Диаграмма состояния сплавов системы Pb—Sb приведена на рис. 65.

Просмотр структуры [1] сплава, содержащего 13% Sb, провести при увеличении микроскопа в 200 и 600 раз.

Объяснить, что представляют: а) темная структурная составляющая в обоих образцах, условия ее образования и количество фаз, из которых она состоит; б) светлая составляющая во втором образце (с 25% Sb). Указать условия образования кристаллов светлой составляющей и причины, по которым ее кристаллы имеют более крупные размеры, чем кристаллы темной составляющей.

№ 21. Просмотреть и зарисовать микроструктуру одного и того же ковкого ферритного чугуна, видимую: 1) на нетравленом шлифе; 2) на травленом шлифе.

Объяснить, почему микроанализ нетравленого шлифа позволяет лучше определить форму, размеры и распределение включений графита.

---

[1] Образцы следует травить в 4%-ном растворе азотной кислоты в спирте.

Указать, почему микроанализ травленого шлифа позволяет дополнительно характеризовать строение металлической основы чугуна.

Работы по определению увеличения металломикроскопа и по количественной металлографии [1]

Для выполнения задач № 19—24 необходимо предварительно ознакомиться с материалом, приведенным на с. 58—70 и 37—46 книги.

Задачи

№ 22. Определить с помощью объект-микрометра увеличение микроскопа при зрительном наблюдении с различными объективами и окулярами данного микроскопа.

Составить таблицу увеличения микроскопа на основании полученных данных.

№ 23. Определить с помощью объект-микрометра увеличение микроскопа при фотографировании с различными окулярами и объективами и при разном растяжении фотокамеры данного микроскопа.

На основании полученных данных составить таблицу увеличения микроскопа.

№ 24. Определить средний размер зерна феррита (α-железа) в двух образцах низкоуглеродистой стали после ее нагрева до различных температур, например до 900 и до 1200° С.

Для вычисления средней площади зерна воспользоваться формулой [2]

$$F_{ср} = \frac{k^2 \sum \left(\frac{\pi D^2}{4} m\right)}{\sum m} \text{ мкм}^2,$$

где m — частота группы (т. е. число зерен, приходящихся на определенный интервал шкалы окуляр-микрометра);

D — диаметр зерна, мкм;

k — цена деления шкалы окуляр-микрометра, мкм.

Объяснить, какие причины вызывают рост зерна металлов при нагреве, и указать, какой реактив должен быть применен для микротравления низкоуглеродистой стали.

№ 25. Определить: 1) степень вытяжки [3] деформированной меди; 2) средний размер зерна деформированной, а затем нагретой для рекристаллизации до различных температур.

---

[1] Выполняются в вузах с расширенной программой курса.

[2] См. с. 40.

[3] Степень вытяжки определить по отношению наибольшего размера зерна к наименьшему.

Вычисление среднего размера зерна провести по формуле, приведенной в задаче № 24.

Указать, какой реактив применяют для микротравления меди, и объяснить, какие факторы влияют на величину зерна металла при холодной деформации и при последующем отжиге (рекристаллизации).

№ 26. Определить по шкале (см. рис. 29) размер зерна [1] двух образцов стали, прошедшей специальную обработку для выявления зерна аустенита.

Величина зерна аустенита влияет на свойства стали и ее поведение при термической обработке. Поскольку аустенит существует в обычной стали лишь при повышенных температурах, для выявления его зерна пользуются специальными методами термической обработки (цементация, окисление и т. д.). Получающаяся при этом сетка карбидов или сетка окислов сохраняется после охлаждения и характеризует величину зерна аустенита.

Описать условия травления и принятый для данной задачи метод выявления размера зерна, а также объяснить зависимость механических свойств металлов от величины зерна.

№ 27. Определить балл двух образцов стали после специальной обработки для выявления зерна аустенита (см. задачу № 26). Для этого применить формулу $n = 2^{N+3}$, где n — среднее число зерен на площади шлифа 1 мм^2.

Примечание. Для указания балла зерна по шкале (см. рис. 29) можно пользоваться данными, приведенными на с. 39 и 45.

№ 28. Провести глубокое травление микрошлифа технического железа (низкоуглеродистой стали) 10%-ным раствором персульфата аммония $[(NH_4)_2S_2O_8]$.

Описать наблюдаемую структуру и объяснить, чем вызвана разная травимость зерен, имеющих одинаковое строение и состав.

№ 29. Провести микроисследование двух образцов однофазной латуни: одного после деформации, а другого после рекристаллизации. Выбрать реактив для микротравления и необходимое увеличение для полной характеристики структуры сплава.

Объяснить влияние процесса деформации на структуру сплава и описать механизм процесса рекристаллизации и его влияние на свойства деформированного металла.

№ 30. Провести микроисследование двух образцов сплава висмут — сурьма с содержанием 50% Bi и 50% Sb (см. рис. 66), одного непосредственно после затвердевания и другого после отжига при 200° С в течение 10 ч.

Указать реактив, применяемый для травления, и выбрать необходимое увеличение микроскопа для полной характеристики структуры сплава.

Объяснить наблюдающиеся различия в микроструктуре обоих образцов сплава и описать характер кристаллизации сплавов данной системы.

---

[1] При 100-кратном увеличении микроскопа.

№ 31. Провести микроисследование двух образцов сплава медь—никель с содержанием 60% Cu и 40% Ni, одного после литья, а другого — после отжига.

Объяснить наблюдающиеся различия в микроструктуре обоих образцов и описать характер кристаллизации сплавов данной системы. Объяснить явление ликвации на основании рассмотрения диаграммы медь—никель.

№ 32. Провести микроанализ двух сплавов системы медь—алюминий: доэвтектоидной алюминиевой бронзы и эвтектоидной бронзы в равновесном состоянии (после отжига). Указать реактив, применяемый для микротравления, и выбрать необходимое увеличение микроскопа для полной характеристики структуры сплава.

На основании диаграммы медь—алюминий (см. рис. 135) описать наблюдаемые структуры и по количеству эвтектоида определить содержание алюминия в доэвтектоидном сплаве, приняв условно одинаковыми плотности структурных составляющих.

ГЛАВА IV

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР ПРЕВРАЩЕНИЙ (КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК) МЕТАЛЛОВ

Для этой цели обычно определяют изменения теплосодержания (термический анализ) и теплового расширения (дилатометрический анализ).

1. МЕТОД ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Характеристика метода и область применения

Термический анализ используют для определения температур фазовых превращений (критических точек). При термическом анализе определяют изменение температуры материалов, в частности металлов, в процессе нагрева или охлаждения и фиксируют ее изменение.

Фазовое превращение — плавление (или кристаллизация), изменение типа кристаллической решетки, полиморфизм, растворение (или выделение) избыточной фазы вызывает изменение теплосодержания.

Если оно при определенной температуре изменяется резко, а величина производной теплосодержания по температуре (т. е. теплоемкость) стремится к бесконечности, то превращение происходит с изменением числа фаз и для его характеристики справедливо правило фаз (фазовый переход 1-го рода).

Если же теплосодержание изменяется плавно, а теплоемкость — резко, достигая конечной величины, то в этом случае не возникает новой фазы с новой границей раздела от исходной фазы (переход 2-го рода); поэтому правило фаз здесь не может быть применено.

Вследствие выделения или поглощения тепла в процессе фазовых переходов нарушается плавность изменения температуры при нагреве или охлаждении и на соответствующих кривых нагрева или охлаждения наблюдаются перегибы или горизонтальные участки.

Перегиб на кривой охлаждения наблюдается, если превращение происходит в интервале температур, и тогда можно фиксировать температуры начала и завершения превращения.

Горизонтальные участки на кривой — показатели того, что превращение происходит при постоянной температуре: полиморфное в чистых металлах, эвтектическое или эвтектоидное *, а также перитектическое или перитектоидное в двойных сплавах.

Точность термического анализа зависит от величины удельного теплового эффекта на единицу массы вещества или на единицу массы превращающейся фазы, а также скорости нагрева или охлаждения. Более значителен эффект при затвердевании (или плавлении) твердых тел.

Превращения в твердом состоянии, даже если они протекают при постоянной температуре, сопровождаются меньшим удельным тепловым эффектом, и поэтому для их выявления нужны более чувствительные приборы и использование, в частности, методов, основанных на определении теплового расширения.

Специальные методы анализа необходимы в случаях, когда превращение протекает только в условиях больших скоростей охлаждения, например при образовании мартенсита в процессе закалки стали. В этом случае тепловой эффект значителен (38,2 Дж/г), но скорость отвода тепла настолько велика, что практически невозможно зафиксировать температуру мартенситного превращения обычными приборами.

При неравномерном нагреве или охлаждении на температурных кривых возникают дополнительные перегибы, которые могут быть ошибочно приняты за показатель протекания фазовых превращений.

Методы измерения температуры

Для термического анализа используют термоэлектрические пирометры, состоящие из термопары и регистрирующего измерительного прибора (милливольтметра, потенциометра).

Термопары. В замкнутой цепи, образованной двумя разнородными металлами или сплавами, играющими роль электродов, возникает термоэлектродвижущая сила (E). Ее величина зависит от состава электродов и температуры каждого из замкнутых концов цепи. Результирующая т. э. д. с. тем больше, чем больше разность температур между указанными концами (спаями) электродов: $E = E_2(T_2) - E_1(T_1)$. При постоянной температуре одного из концов, выведенного к измерительному прибору (называемого холодным спаем), результирующая т. э. д. с (E) определяется температурой второго конца горячего спая, который вводится в изучаемый объект или располагается в непосредственной близости от него.

Величина результирующей т. э. д. с. зависит от температуры по соотношению

$$E = at + bt^2 + ct^3 + \cdots,$$

где a, b и c — коэффициенты, зависящие от состава электродов.

* В тройных сплавах при постоянной температуре образуется только тройная эвтектика или тройной эвтектоид.

Направление возникающего термоэлектрического тока, протекающего через горячий спай термопары, — от более электроотрицательного металла-электрода к более электроположительному. Это можно определить по ряду напряжений — Sb, Fe, Au, Cu, Ag, Zn, Pb, Pt, Bi и т. д., в котором каждый последующий металл — более электроотрицательный, чем предыдущий.

Металлы электродов, составляющих термопару, должны удовлетворять следующим основным требованиям:

1) развивать в паре друг с другом т. э. д. с. — значительную и плавно изменяющуюся в изучаемом и достаточно широком интервале температур; это возможно лишь в отсутствие в металлах-электродах фазовых или внутрифазовых превращений;

2) обладать стабильностью т. э. д. с. за длительный период эксплуатации;

3) быть химически стойкими в различных условиях использования, в том числе в атмосфере воздуха и печных газов.

В качестве термопар более часто применяют следующие сочетания — соединения металлов: платинородий (10% родия) — платина (ПП1), платинородий (30% Rh) — платинородий (6% Rh) (ПР 30/6), хромель — алюмель (ХА), хромель — копель (ХК). Для измерения высоких температур (до 2400° С) используют сплавы вольфрама с рением, в частности термопары из сплава вольфрама с 5% Re и вольфрама с 20% Re (ВР 5/20) или вольфрама с 10% Re и вольфрама с 20% Re (ВР 10/20). Их можно применять только в вакууме или в нейтральной атмосфере.

Для низких температур (до —250° С) используют термопару медь—копель.

Значения т. э. д. с. для наиболее распространенных термопар указаны в табл. 7. Наивысшие температуры, для которых приведены т. э. д. с., являются максимальными для соответствующих термопар в условиях длительного нагрева. Для кратковременного нагрева эти температуры в среднем на 200—300° С выше.

При выборе той или иной термопары надо учитывать состояние среды, в которой она должна работать, и максимальные температуры, подлежащие измерению. Следует отдавать предпочтение термопаре, развивающей в заданном интервале температур наивысшую и стабильную т. э. д. с.

Точность измерения температуры зависит от способа изготовления термопар. Горячий спай термопары надо получать сваркой (лучше электродуговой) двух скрученных проволок[1], изолированных друг от друга фарфоровыми трубками. Собранная таким образом термопара может быть непосредственно использована для измерений.

Если термопара нужна для измерений температуры в химически активной среде, то ее заключают в защитную трубку из жаростой-

[1] Чем больше скорость изменения температуры и меньше размер нагреваемых или охлаждаемых образцов, тем меньше должна быть инерционность спая и, следовательно, меньше его размеры.

Таблица 7

ЗНАЧЕНИЕ Т. Э. Д. С. РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМОПАР В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА

Температура горячего спая, °С	Т. э. д. с. термопар, мВ, при температуре, 0° С, холодных концов (холодного спая)				Температура горячего спая, °С	Т. э. д. с. термопар, мВ, при температуре, 0° С, холодных концов (холодного спая)			
	платинородий — платина (ППТ-1)	хромель-алюмель (ХА)	хромель-копель (ХК)	платинородий (30% Rh) — платинородий (6% Rh) (ПР-30/6)		платинородий — платина (ППТ-1)	хромель-алюмель (ХА)	хромель-копель (ХК)	платинородий (30% Rh) — платинородий (6% Rh) (ПР-30/6)
0	0	0	0	0	1000	9,57	41,31	—	4,91
100	0,64	4,10	6,90	—	1100	10,74	45,14	—	5,88
200	1,42	8,13	14,65	—	1200	11,95	—	—	6,90
300	2,31	12,21	23,16	0,46	1300	13,15	—	—	7,98
400	3,24	16,39	13,53	0,81	1400	14,37	—	—	9,11
500	4,21	20,64	10,15	1,27	1500	15,55	—	—	10,27
600	5,22	24,90	49,00	1,82	1600	16,76	—	—	11,47
700	6,25	29,14	17,75	2,47	1700	—	—	—	12,69
800	7,32	33,31	66,40	3,20	1800	—	—	—	13,93
900	8,43	37,36	—	4,02					

Таблица 8

МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В КАЧЕСТВЕ КОМПЕНСАЦИОННЫХ ПРОВОДОВ

Тип термопары	Электрод	Состав компенсационных проводов
ХА	Хромель Алюмель	Медь (до 100° С); сплав НМ (Ni + + 17% Cu) до 250° С Константан (до 100° С); сплав МТ (Cu + 0,5% Ti) до 250° С
ХК	Хромель Копель	Тот же сплав, что и основной электрод * То же *
ППТ	Платина Платинородий (10% Rh)	Медь Сплав ТП (Cu + 0,5% Ni)
ВР 5/20	Сплав вольфрам + 5% Re Сплав вольфрам + 20% Re	Медь Сплав МН2,4 (Cu + 2,4% Ni)

* В данном случае провода из этих сплавов являются удлинителями электродов термопары.

кой стали, кварца или фарфора [1]. Свободные концы термопары выводят непосредственно к измерительному прибору или сначала

[1] Фарфоровые трубки требуют медленного нагрева и охлаждения в районе 300—600° С.

их соединяют с компенсационными проводниками, которые подключают к измерительному прибору.

Использование компенсационных проводов нужно, чтобы максимально отдалить холодный спай термопары от источника нагрева, так как повышение температуры этого спая уменьшает результирующую т. э. д. с. горячего спая и требует введения значительной и точно не определяемой соответствующей поправки.

Состав компенсационных (удлинительных) проводов (табл. 8) [1] выбирают в зависимости от состава основных металлов-электродов.

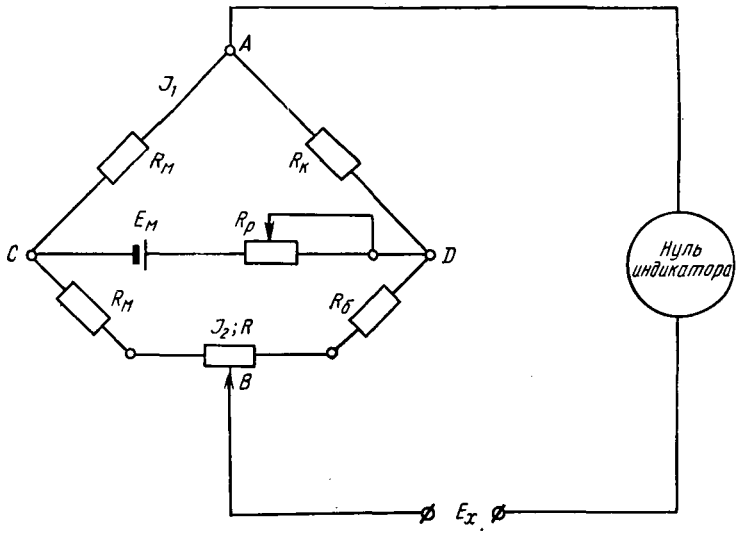


Рис. 48. Схема потенциометра

В качестве приборов для измерения т. э. д. с. используют милливольтметры (гальванометры) и потенциометры (рис. 48).

Милливольтметры — приборы магнитоэлектрического типа, показания которых основаны на взаимодействии поля, создаваемого термотоком, проходящим через измерительную обмотку, с магнитным полем постоянного магнита. В результате взаимодействия рамка прибора вместе с измерительной катушкой поворачивается на угол, пропорциональный величине проходящего термотока; при этом преодолевается действие пружины (для стрелочного прибора) или крутящий момент упругого подвеса (для зеркальных гальванометров) с оптической регистрацией.

Милливольтметр снабжен милливольтовой шкалой, а иногда температурной (градусной) или обеими этими шкалами. Температурная шкала пригодна только для определенных термопар и для постоянной температуры холодного спая (0 или 20° С). Если же

[1] Компенсационные провода создают равные, но противоположные по знаку значения т. э. д. с., развиваемые в местах их спая с основными электродами термопары.

температура холодного спая выше, то тогда на соответствующее число градусов смещают нулевое положение стрелки. Можно учесть и изменение температуры холодного спая на приборе с милливольтовой шкалой. Зная это изменение температуры, находят по градуировочной кривой соответствующее изменение т. э. д. с. и на эту величину смещают нулевое положение стрелки (или зеркала).

Точность показания прибора зависит также от изменения сопротивления внешней цепи, т. е. термопары и соединительных проводов. Если сопротивление этой цепи изменилось, например, за счет окисления термопары, то тогда истинная т. э. д. с. может быть определена по следующей формуле:

$$E = E_{\text{изм}} \frac{R'_{\text{цепи}}}{R_{\text{цепи}}},$$

где $E_{\text{изм}}$ — показания прибора;
$R_{\text{цепи}}$ — исходное сопротивление, для которого действительна милливольтовая шкала прибора;
$R'_{\text{цепи}}$ — изменившееся сопротивление.

Соответственно может быть определено и изменение по шкале температуры:

$$T = T_{\text{изм}} \frac{R'_{\text{цепи}}}{R_{\text{цепи}}}.$$

Для основных типов термопар приводятся стандартные таблицы перехода от значений т. э. д. с. к температуре. Но для проведения точных экспериментов надо проводить градуировку термопары, т. е. устанавливать зависимость между т. э. д. с. и температурой, особенно для изучаемого интервала. Это необходимо, так как термопары в процессе службы могут изменять т. э. д. с. за счет структурных изменений в сплавах — электродах термопары, окисления и т. п. Наконец, могут изменяться и характеристики прибора.

Градуировочная кривая строится по температуре плавления (кристаллизации) чистых веществ — металлов или солей [1], так как эти температуры имеют неизменную величину (табл. 9). Эти вещества расплавляют в тигле, а затем, опуская термопару в расплавленные вещества, фиксируют изменения т. э. д. с. (или температуры); для этого на кривой охлаждения (или нагрева) отмечают температурную остановку. Значение т. э. д. с., отвечающее этой остановке, соответствует температуре затвердевания (плавления) взятого вещества.

Наряду с градуировкой по точкам плавления можно выполнять градуировку по эталонной, т. е. точно выверенной термопаре; горячие спаи двух термопар располагают вблизи друг друга в нагреваемом блоке — медном или из нержавеющей стали или нихрома.

В потенциометрах (рис. 48) измеряемая т. э. д. с. компенсируется известной э. д. с. от эталонного или вспомогательного источника ($E_{\text{н}}$). Точность измерений потенциометром достаточно высокая: 0,01—

[1] Соли имеют меньший тепловой эффект кристаллизации, чем металлы.

Таблица 9

ВЕЩЕСТВА, ПРИМЕНЯЕМЫЕ ДЛЯ ГРАДУИРОВКИ ТЕРМОПАР *

Вещество	Температура затвердевания или плавления, °С	Материал тигля	Предохранительное покрытие
Ртуть	—38,39	Стекло	Без покрытия
Вода	0	Любой	» »
50,5% KNO_3 + + 49,5% $NaNO_3$	218	Нержавеющая сталь	» »
Олово	231,85	Графит, фарфор	Графит, уголь
Свинец	327,30	» »	» »
Цинк	419,40	» »	» »
35% $BaCl_2$ + 65% $CaCl_2$	600	Нержавеющая сталь	Без покрытия
Сурьма	630	Графит, фарфор	Графит, уголь
NaCl	801	Нержавеющая сталь	Без покрытия
$BaCl_2$	940	» »	» »
Серебро	960	Графит, фарфор	Графит, уголь
Золото	1063	» »	» »
$CaSO_4$	1360	Платина	Без покрытия

* При использовании солей указанные температуры определяют по точкам плавления

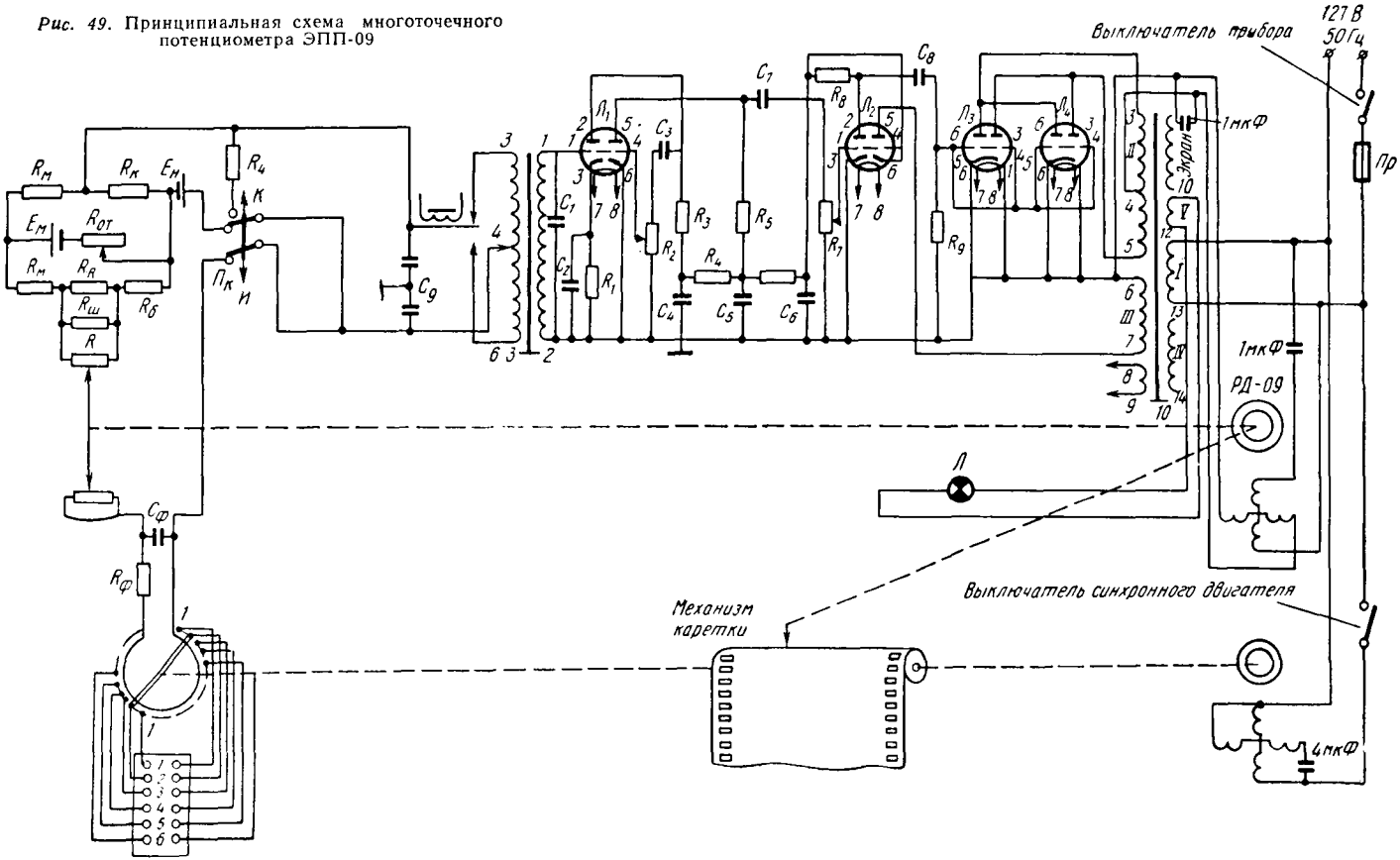
0,001 мВ. Важно, что в этом случае не играет роли величина электросопротивления всей цепи термопары. Однако измерения с помощью потенциометра требуют значительного времени для компенсации измеряемой э. д. с. Время, в течение которого проходится вся шкала, составляет несколько секунд, даже при использовании автоматических записывающих потенциометров, например типа ЭПП09 или ЭПП09М.

Автоматический потенциометр (рис. 49) может отмечать графически на диаграммной ленте показания шести термопар. Он состоит из трех цепей — измерительной, силовой и сигнализационной. Измерительная цепь представляет мостовую схему, в одной из диагоналей которой включены термопара и электронный усилитель. В мостовой схеме (рис. 48) две ветви — рабочая (см. сопротивления R, $R_н$, $R_р$, $R_б$) и вспомогательная (см. сопротивления $R_м$, $R_к^*$). Свободные концы термопары и медное сопротивление ($R_м$) термостатируются, и поэтому их температура всегда одинакова. Изменение сопротивления $R_р$ учитывает, что при изменении температуры в вершине моста (см. AB на рис. 48) появляется добавочное напряжение того или иного знака, компенсирующее изменение э. д. с., вызванное изменением температуры свободного конца.

Принцип работы автоматического потенциометра заключается в следующем. Э. д. с. термопары подается через электронный усилитель, играющий роль нуль-гальванометра (см. рис. 48), к вершинам измерительного моста. Если изменяющаяся величина э. д. с. больше

* Сопротивление $R_к$ служит для установки точного значения рабочего тока.

Рис. 49. Принципиальная схема многоточечного потенциометра ЭПП-09



чувствительности усилителя, то к последнему подается сигнал в виде некоторого постоянного напряжения, преобразуемого в переменное ($f = 50$ Гц). После усиления это напряжение подается к асинхронному двигателю РД-09, который вращается до тех пор, пока существует сигнал, вызванный нарушением равновесия системы. Направление вращения зависит от знака сигнала. На оси двигателя укреплен рычаг, перемещающий контактный ролик реохорда в сторону равновесия системы. Двигатель связан с печатающей кареткой, на которой закреп-

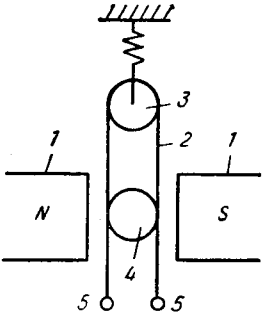


Рис. 50. Схема устройства вибратора (шлейфа) магнитоэлектрического осциллографа:

1 — постоянный магнит; *2* — нить вибратора; *3* — блок; *4* — зеркальце; *5* — клеммы

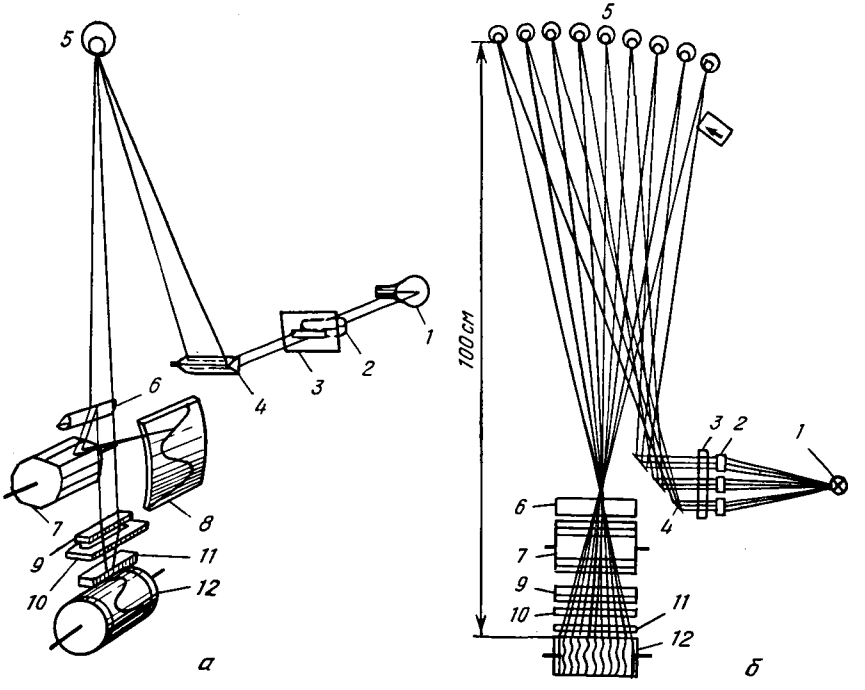


Рис. 51. Схема девятивибраторного осциллографа:

а — схема; *б* — ход световых лучей в осциллографе; *1* — осветитель; *2* — линза; *3* — диафрагма; *4* — призма; *5* — вибратор (шлейф); *6* — призма; *7* — барабан; *8* — экран; *9* — линза; *10* — диафрагма; *11* — линза; *12* — барабанная кассета

лен указатель, перемещающийся вдоль градусной шкалы, показывая температуру горячего спая. Печатающая каретка в этот момент равновесия делает на диаграммной ленте отпечаток, указывающий температуру и номер термопары.

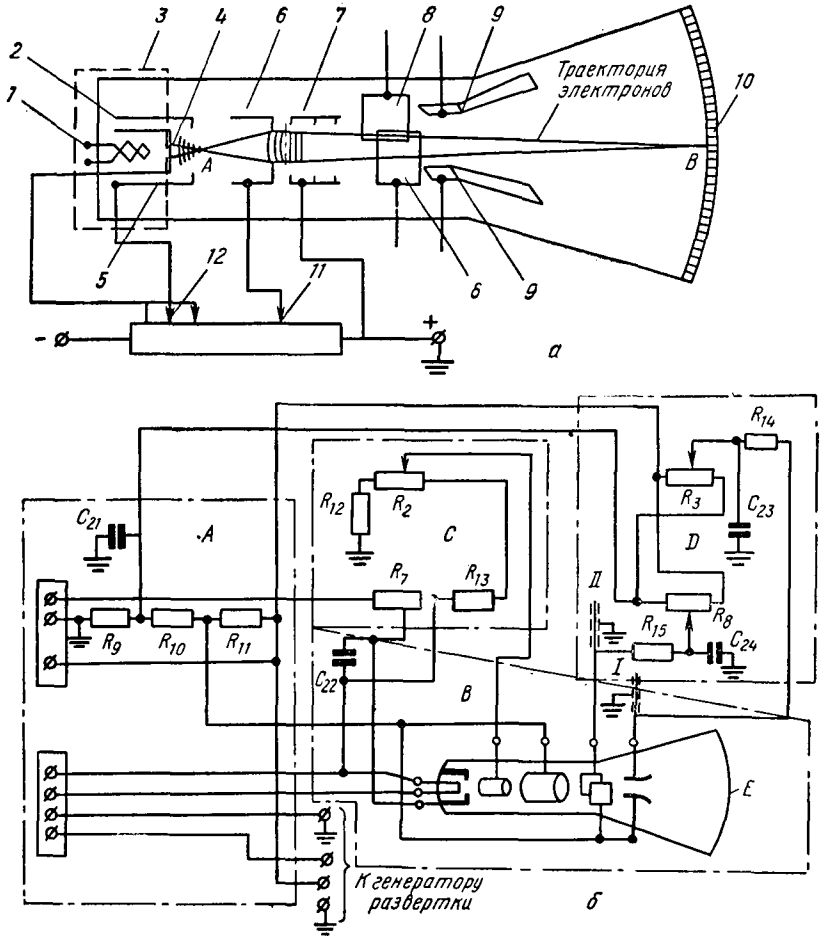


Рис. 52. Устройство электроннолучевого осциллографа:

а — схема электроннолучевой трубки: *1* — подогрев; *2* — катод; *3* — электронная пушка (обведена пунктиром); *4* — имитирующая поверхность; *5* — фокусирующий цилиндр; *6* — первый (фокусирующий) анод; *7* — второй анод; *8* и *9* — горизонтально и вертикально отклоняющие пластины, к которым подводится измеряемое напряжение; *10* — флюоресцирующий экран; *11* — управление фокусировкой; *12* — управление яркостью; *б* — принципиальная схема осциллографа:

A — блок питания; *B* — блок трубки; *C* — блок фокусировка—яркость; *D* — блок смещения луча; *E* — трубка; *I* и *II* — к генератору развертки; R_2 — потенциометр 150 кОм; R_3 — 50 кОм; R_7 — 18 кОм; R_8 — 50 кОм; R_9 — сопротивление 15 кОм; R_{10}—30 кОм; R_{11} — 30 кОм; R_{12} — 220 кОм; R_{13} — 100 кОм; R_{14} — 1,5 мОм; R_{15} — 10 мОм; C_{21}—электролитический конденсатор 10 мкФ; C_{22} — конденсатор 1 мкФ; C_{23} — 0,5 мкФ; C_{24} — 0,5 мкФ

Милливольтметры зеркальные или стрелочные отличаются значительной инерционностью подвижной системы и поэтому непригодны для регистрации быстроизменяющейся температуры, например при нагреве металлов токами высокой частоты или при закалке. В этом случае применяют осциллографы: магнито-электрические (или вибраторные) и электроннолучевые (или катодные).

В первом из них регистрирующим звеном является упруго натянутая металлическая петля (вибратор), к которой подводится измеряемое напряжение (или э. д. с.). При взаимодействии поля, создаваемого в этой петле, с магнитным полем мощного постоянного магнита, в зазоре которого и расположена петля, последняя поворачивается на определенный угол, зависящий от величины термотока (или э. д. с.). Этот угол поворота фиксируется оптическим методом (рис. 50). Время установки на показание в подобном приборе 5 мс. С помощью вибраторов с выбираемыми различными электрическими и механическими (частотой собственных колебаний) характеристиками можно измерять изменения тока (или э. д. с.) различной величины и при разных частотах их изменения.

В некоторых конструкциях осциллографов установлено несколько вибраторов; это позволяет наблюдать или фиксировать несколько одновременно протекающих процессов (рис. 51).

С помощью электроннолучевого (катодного) осциллографа регистрируются наиболее быстрые изменения температуры при нагреве или охлаждении, а также быстрые изменения неэлектрических параметров процессов; их можно изучать по изменению электрических величин от различных датчиков — сопротивления, индукционных, емкостных и т. д. Изменяющаяся э. д. с. создает в осциллографе смещение потока электронов по вертикали на флюоресцирующем экране (рис. 52). В этом случае можно регистрировать процессы, протекающие быстрее чем за $10^{-8} \div 10^{-9}$ с.

2. МЕТОД ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Дифференциальный анализ применяют для определения температур превращения, сопровождающихся выделением (или поглощением) небольшого количества тепла. Это имеет место при изучении превращений в твердом состоянии или при определении температур кристаллизации очень малых количеств вещества. Чем меньше тепловой эффект превращения, тем ниже точность термического анализа и относительно больше влияние различных неравномерностей нагрева и охлаждения.

При дифференциальном термическом анализе возможно обеспечить высокую точность и, как будет показано ниже (с. 100), отделить случайные колебания температур от вызываемых протеканием истинных фазовых превращений.

При дифференциальном термическом анализе используется одновременный нагрев или охлаждение эталонного и испытуемого вещества как в твердом, так и в расплавленном состоянии. В этом случае в момент превращения возникает разность температур между образ-

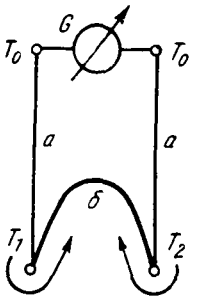
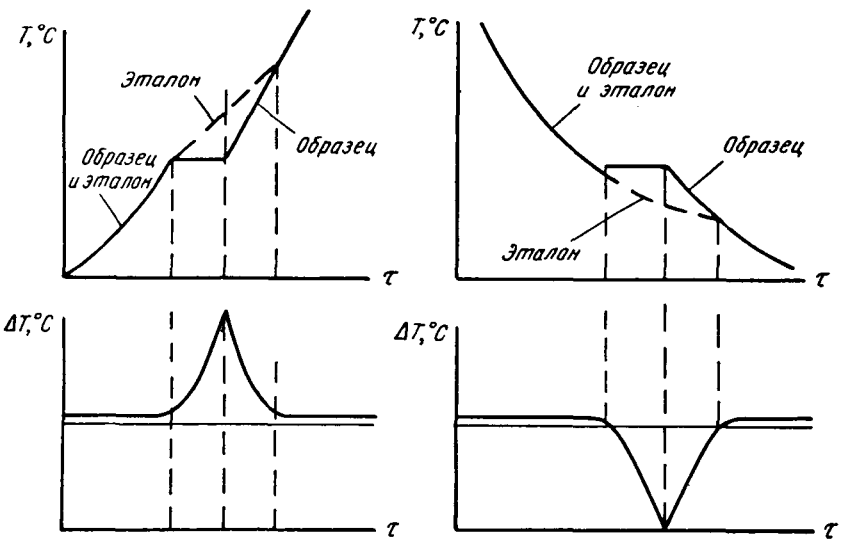


Рис. 53. Схема дифференциальной термопары:

а — электроды из одного материала; *б* — электрод из другого материала; T_1 и T_2 — горячие спаи

Рис. 54. Схема изменения температуры (T, °С) и разности температур (ΔT, °С) при нагреве и охлаждении эталона и образца, претерпевающего фазовое превращение



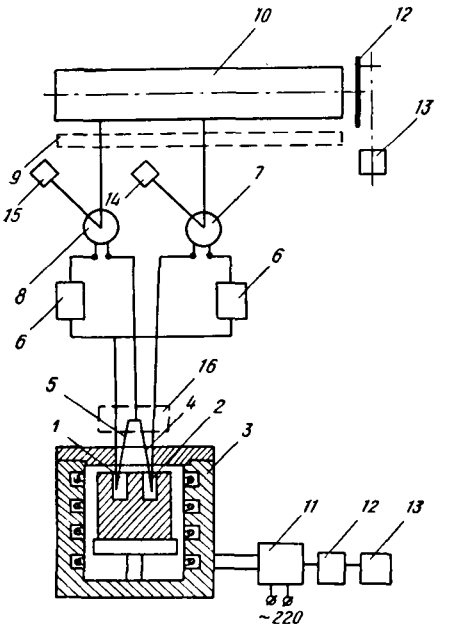


Рис. 55. Схема пирометра Н. С. Курнакова:

1 — образец; *2* — эталон; *3* — электропечь; *4* — дифференциальная термопара; *5* — обычная термопара; *6* — магазин сопротивления; *7* и *8* — зеркальные гальванометры; *9* — линза; *10* — барабан с фотобумагой; *11* — автотрансформатор; *12* — редуктор; *13* — электродвигатель; *14* и *15* — осветители гальванометров; *16* — система термостатирования холодных спаев термопар

цом и эталоном. Она фиксируется дифференциальной термопарой, соединенной с прибором высокой чувствительности.

Дифференциальная термопара состоит из двух горячих спаев, связанных между собой общим электродом (рис. 53). При одинаковой температуре спаев разность возникающих т. э. д. с. равна нулю. В момент превращения температуры образца и эталона (рис. 54) становятся разными из-за выделения или поглощения тепла и соответственно результирующая т. э. д. с. дифференциальной термопары отличается от нуля. Одновременно фиксируется и разность температур и абсолютная температура либо обычной термопарой, либо от соответствующих электродов дифференциальной термопары по схеме, показанной на пирометре Н. С. Курнакова (рис. 55).

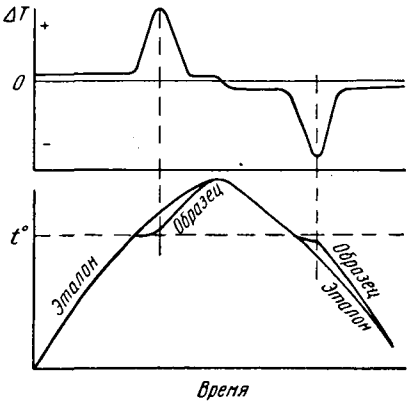


Рис. 56. Изменение температуры (T, °С) и разности температур (ΔT, °С) по показаниям дифференциальной термопары при определении критической точки у стали У8А дифференциальным термическим методом

На рис. 56 приведены результаты дифференциального термического анализа превращений в углеродистой стали У8А. Можно отчетливо наблюдать, что температура критической точки A_1 отчетливее выявляется по дифференциальной кривой, чем по кривой изменения температуры; поэтому точность анализа в этом случае выше, чем при обычном термическом.

3. МЕТОД ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Дилатометрический анализ заключается в фиксировании изменений длины образцов при нагреве (охлаждении) или в изотермических условиях. Его применяют для определения температур превращений, протекающих в твердом состоянии.

Если в металлах или сплавах при изменении температуры не происходит фазовых превращений, то их длина (объем [1]) изменяется плавно. Однако если происходит фазовое превращение, то длина (или объем) растет (или убывает) скачкообразно.

Измерение длины (или объема) во времени в изотермических условиях позволяет определить кинетику превращений, поскольку степень этих превращений во времени пропорциональна изменениям фазы (или объема).

---

[1] Изменения длины характеризуют объемные изменения при изотропном расширении-сжатии образца как у металлов (моно- или поликристаллов) с кубической решеткой, так и у металлов (поликристаллы) с некубической решеткой, но при отсутствии текстуры. На монокристаллах из-за анизотропии коэффициента расширения изменения длины, т. е. одного линейного размера, не характеризуют изменений объема.

Достоинством дилатометрического анализа по сравнению с термическим является независимость его результатов от скорости охлаждения или нагрева (если при этом не изменяется тип превращения).

Для регистрации изменений длины применяют различные методы и приборы — дилатометры — механические, оптические и электрические. В первых из них линейное перемещение фиксируется с помощью индикатора или пера на диаграммной бумаге, находящейся на вращающемся барабане, во втором — либо непосредственно различными компараторами, катетометрами или микроскопами, либо с использованием оптического рычага, когда поступательное движение от расширения образца преобразуется во вращательное, фиксируемое по перемещению светового блика на шкале. Существует несколько конструкций дилатометров, когда линейное перемещение преобразуется в электрический сигнал, например с помощью фотоэлектрических или электронных ламповых устройств, а также различных датчиков — тензометрических, индукционных или емкостных. На основе таких преобразователей созданы автоматические дилатометры с программным управлением и дилатометры для фиксирования быстропротекающих процессов при скоростном нагреве или охлаждении. На рис. 57 показана функциональная схема автоматического дилатометра АД-3, созданного в ИМФ АН УССР.

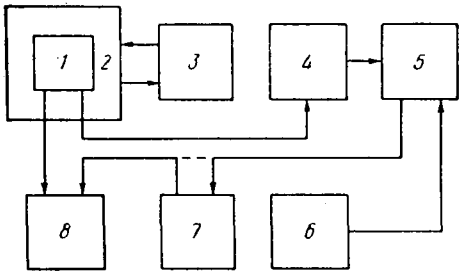


Рис. 57. Схема автоматического дилатометра АД-3:

1 — образец; *2* — термостат; *3* — блок управления тепловым режимом; *4* — измеритель перемещения с электрическим преобразователем; *5* — суммирующая схема; *6* — блок коррекции; *7* — функциональный преобразователь напряжения; *8* — двухкоординатный электронный потенциометр

Дилатометры снабжены, кроме того, средствами контроля температуры образцов, а иногда и устройствами, задающими определенную программу нагрева (охлаждения) или изотермической выдержки.

Для определения температур в дилатометрах используют термопары, а во многих конструкциях — дилатометрические пирометры, т. е. образцы-эталоны, характеризующиеся плавным изменением коэффициента расширения при нагреве или охлаждении [1]. Поэтому по величине расширения (сжатия) эталона можно точно определить их температуру. Достоинством таких дилатометрических пирометров является безынерционность и более точная оценка температуры образца, нагреваемого в тех же условиях, что и эталон, поскольку он фиксирует температуру не в какой-либо одной точке, а усредненную по всей длине образца.

---

[1] Эталон изготовляют обычно из сплава «пирос» (82% Ni, 7% Cr; 5% W; 3% Mn; 3% Fe); его линейный коэффициент расширения плавно изменяется от $12{,}58 \cdot 10^{-6}$ до $21{,}24 \cdot 10^{-6}$ 1/°C в интервале от 0 до 1000° C.

Дилатометрические пирометры (или эталоны) являются неотъемлемой частью так называемых дифференциальных дилатометров, в которых одновременно фиксируется расширение эталона и разность расширений эталона и исследуемого образца. Дифференциальные дилатометры используют более часто.

Дилатометры, в которых фиксируется только расширение образца, называют простыми, и они применяются более редко.

Дифференциальные дилатометры

Дилатометр Шевенара. Прибор состоит из головки прибора (собственно дилатометра), печи для нагрева (или криостата для охлаждения) и регистрирующего устройства (рис. 58).

В головке прибора имеются две запаянные с одного конца кварцевые трубки *1* и *2*. Другим концом они впаяны в шайбу *3*, закреплен-

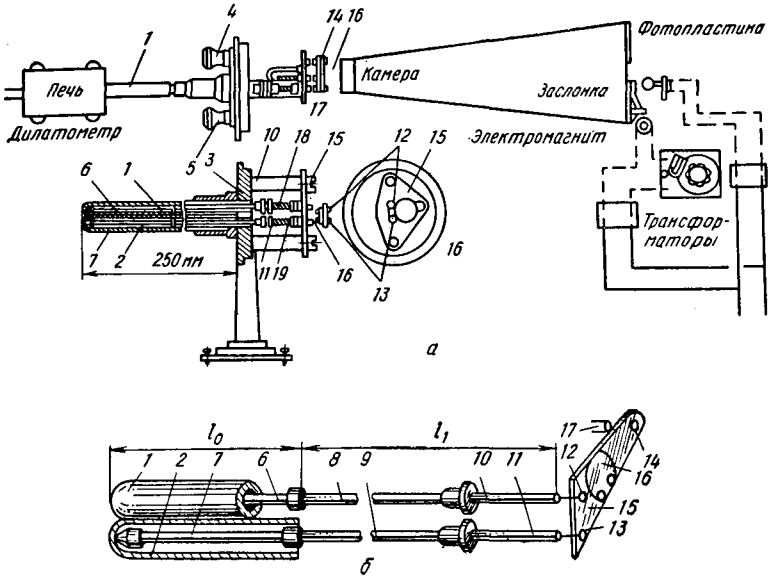


Рис. 58. Дилатометр Шевенара:
а — общий вид; *б* — головка дилатометра

ную винтами *4* и *5* в металлической подставке. В верхнюю кварцевую трубку вставлен эталон *6*, а в нижнюю — испытуемый образец *7*, имеющие форму стерженьков диаметром 4—5 мм и длиной 50 мм с одним заостренным концом.

Образец и эталон заостренными концами упираются в запаянный конец каждой соответствующей кварцевой трубки, а другими — в торцы кварцевых стержней *8* и *9*, перемещение которых через стальные стержни *18* и *19*, соединенные с последними через пистоны *10* и *11*, передается на оптический рычаг *15* с тремя острыми выступами

(опорами) *12*, *13*, *14*, расположенными по вершинам прямоугольного треугольника. Вокруг стальных стержней расположены пружины, которые упираются с одной стороны в пистоны, а с другой — в стенку головки прибора. При удлинении образца и эталона пружины сжимаются, а при сжатии образца и эталона упругая сила пружин позволяет сохранить жесткую связь между образцом (или эталоном), кварцевыми и стальными стержнями.

Острия *12* и *13* на оптическом рычаге упираются в углубления на стальных стержнях, а острие (опора) *14* — в углубление неподвижной опоры *17*. Перед началом опыта со стороны зеркальца *16* придвигается камера, в противоположном конце которой имеется матовое стекло или кассета с фотопластинкой. Перемещение образца или эталона вызывает поворот оптического рычага и соответственно

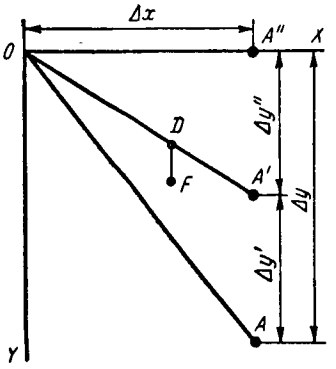


Рис. 59. Схема перемещения световой точки («зайчика») на экране дифференциального дилатометра

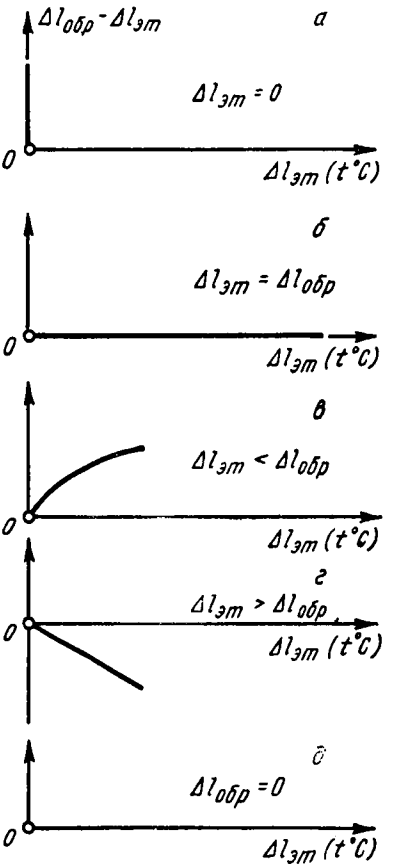


Рис. 60. Схема расширений эталона ($\Delta l_{эт}$) и образца ($\Delta l_{обр}$)

изменение хода отраженного светового луча, направленного от лампочки и фиксируемого либо визуально на матовом стекле, либо фотографически.

Возможны следующие перемещения зеркальца и соответственно световой точки на матовом стекле:

а) одновременное и одинаковое перемещение стальных стержней, действующих на опоры *12* и *13*; тогда зеркальце *16* поворачивается вокруг оси *OY* и световая точка будет перемещаться вдоль оси *OX* (рис. 59);

б) перемещается только опора *12* (при удлинении образца); в этом случае оптический рычаг *16* поворачивается вокруг горизонтальной оси *OX* и световая точка перемещается по вертикали по линии *OB*;

в) перемещается только пора *13* (при удлинении эталона); тогда оптический рычаг *15* будет поворачиваться относительно оси, проходящей через выступы *13* и *14*, и световая точка будет перемещаться по линии *OA*;

г) перемещаются опоры *12* и *13* одновременно, но неодинаково; в этом случае при одновременном перемещении эталона и образца результирующее перемещение будет соответствовать линии *OA'*. Если же в точке *D* начнется сжатие образца, то световая точка будет перемещаться соответственно линии *DF*.

При одновременном нагреве эталона и образца только перемещение светового блика относительно оси *OX* остается пропорциональным расширению эталона, тогда как перемещение относительно оси *OY* также зависит от расширения или сжатия образца. Отсюда следует, что перемещение световой точки относительно оси *OX*, учитывая равномерность расширения эталона, может быть проградуировано в функции температуры нагрева, т. е. ось *OX* будет в то же время температурной шкалой.

На рис. 60 показаны возможные случаи расширения эталона ($\Delta l_{эт}$) и образца ($\Delta l_{обр}$).

Перемещение светового зайчика Δx по отношению к оси *OX* (см. рис. 59) пропорционально разности расширений эталона и кварцевой трубки (на длине эталона), т. е.

$$\Delta x = k_1 l_0 (\Delta_{эт} - \Delta_{кв}),$$

где k_1 — увеличение оптической системы вдоль оси *OX*;
l_0 — длина эталона;
$(\Delta_{эт} - \Delta_{кв})$ — разность относительных расширений эталона и кварцевой трубки на равной длине.

При расширении одного эталона перемещение зайчика Δy относительно *OY* будет равно

$$\Delta y = k_2 l_0 (\Delta_{эт} - \Delta_{кв}),$$

где k_2 — увеличение оптической системы вдоль оси *OY*.

Таким образом:

$$\operatorname{tg} \varphi = \frac{\Delta y}{\Delta x} = \frac{k_2 l_0 (\Delta_{эт} - \Delta_{кв})}{k_1 l_0 (\Delta_{эт} - \Delta_{кв})} = \frac{k_2}{k_1}.$$

Отсюда, измерив Δy и Δx на фотопластинке или матовом стекле, можно определить точность установки дилатометра, поскольку величина $\operatorname{tg} \varphi$ часто указывается в паспорте прибора.

При расшифровке дилатометрических кривых определяют температуры, соответствующие тем или иным изменениям этих кривых. Перемещение зайчика вдоль оси *OY* зависит от расширения эталона,

обычно известного для разных температур, и от расширения образца, изменяющегося в зависимости от его состава и обработки, т. е.

$$\Delta y'' = \Delta y - \Delta y',$$

где

$$\Delta y' = k_2 l_0 (\Delta_{обр} - \Delta_{кв}).$$

Отсюда

$$\Delta y'' = k_2 l_0 (\Delta_{эт} - \Delta_{обр}).$$

Поэтому перемещение светового зайчика по отношению к оси OY не может быть проградуировано по температуре, так как в дилатометре одновременно нагреваются и эталон, и образец. По температуре может быть проградуирована только ось OX, поскольку перемещение зайчика по отношению к этой оси определяется только расширением эталона. Градуировку оси OX проводят различными способами. Один из них заключается в том, что на дилатометрической кривой отмечают несколько точек, соответствующих нагреву до той или иной температуры, контролируемой с помощью термопары, горячий спай которой устанавливают в непосредственной близости к эталону. Эти точки затем переносят на ось OX и, измерив Δx и определив $(\Delta_{эт} - \Delta_{кв})$ по уравнению $\Delta_{эт} - \Delta_{кв} = 1{,}21 \cdot 10^{-5} t + 0{,}525 \cdot 10^{-8} t^2$ или по табл. 10, вычисляют k_i^* для выбранных температур.

Таблица 10

ЗНАЧЕНИЯ $\Delta_{эт}$ И КОЭФФИЦИЕНТА РАСШИРЕНИЯ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Температура, °С	$\Delta_{эт}$	$\Delta_{эт} - \Delta_{кв}$	Коэффициент расширения эталона при данной температуре $\alpha \times 10^6$
0	0	0	12,57
50	$0{,}644 \cdot 10^{-3}$	$0{,}617 \cdot 10^{-3}$	13,19
100	$1{,}319 \cdot 10^{-3}$	$1{,}264 \cdot 10^{-3}$	13,73
200	$2{,}740 \cdot 10^{-3}$	$2{,}630 \cdot 10^{-3}$	14,69

Зная k_1 и измерив Δx для любой точки на дилатометрической кривой, можно вычислить $(\Delta_{эт} - \Delta_{кв})$ и по специальному графику или таблице определить температуру, соответствующую этой вычисленной величине. По полученным значениям температуры строят градуировку оси OX и для любой точки на дилатометрической кривой после ее проекции на ось OX определяют соответствующую температуру. Градуировку не выполняют, если к прибору приложена заранее изготовленная линейка, на которой в определенном масштабе указана шкала температуры. Тогда для определения температуры нужно лишь любую интересующую точку дилатометрической кривой снести на ось OX и, приложив линейку, определить температуру.

* По величине k_1 и зная tg φ, можно определить k_2, что важно для расчета коэффициента расширения.

В некоторых случаях к дилатометру прикладывается градуировочная кривая температур, построенная для данного прибора и данного эталона (пироса) и нанесенная обычно на матовое стекло. Наложение негатива, полученного при исследовании и записи на дилатометре, на это матовое стекло позволяет определить температуры критических точек.

При смене эталона (вследствие износа и других причин) необходимо экспериментально построить новую градуировочную кривую.

Более часто определяют температуры нагрева другим приемом. Между кварцевыми трубками дилатометра в печи помещают термопару; по ее показаниям в процессе исследования открывают при определенных температурах (например, при 100, 200, 300, 400° С и т. д.) узкую щель в затворе фотокамеры. В результате на фотопластинке появляются точки или штрихи, соответствующие этим температурам.

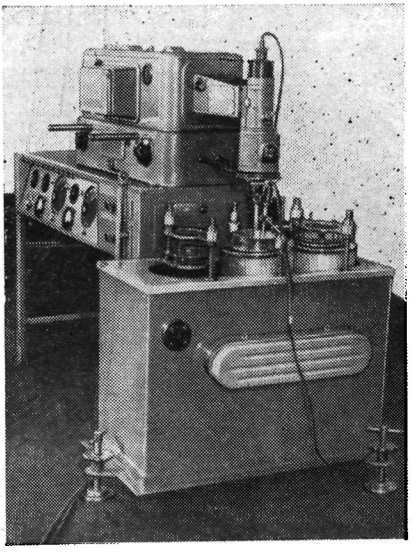


Рис. 61. Общий вид дилатометра ДКМ

Универсальный дилатометр (ДКМ). Дилатометр (рис. 61) может работать по простой схеме, когда кривая расширения образца фиксируется во времени (в том числе и в изотермических условиях), и по дифференциальной схеме, когда фиксируется разность расширений эталона и образца в функции температуры. Оптическое увеличение дилатометра 100, 200 или 400 раз.

Дилатометр состоит из собственно дилатометра (*I*), печей с механизмом их перемещения (*II*) и стола с пультом управления (*III*).

При работе по простой схеме (рис. 62) расширение образца (*s*) вызывает поворот плоского зеркала *a* относительно оси *b* в направлении стрелки *MN* из положения I в положение II.

При этом световой луч, направленный на зеркало (*a*), отклоняется от вогнутого зеркала *d*, играющего роль объектива. На фотобумаге отраженная световая точка (см. направление II) перемещается вертикально вверх, но при движении фотобумаги эта точка соответственно смещается и расширение образца отмечается в функции времени.

При работе по дифференциальной схеме зеркало (*a*) поворачивается в результате расширения эталона (*c*) и образца (*s*), и световой луч, направленный на это зеркало, отражаясь от него, попадает на зеркало *d*, которое поворачивается от расширения эталона. Таким образом, световая точка на фотобумаге смещается по вертикали в зависимости от разности расширений эталона и образца и, кроме того

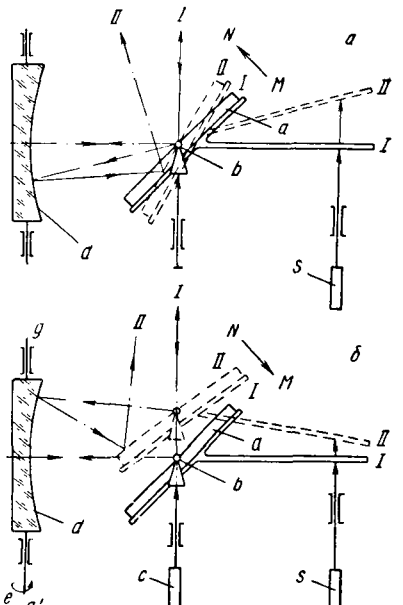


Рис. 62. Схема перемещений зеркал и световой точки в случае простого метода (*а*) и дифференциального метода (*б*)

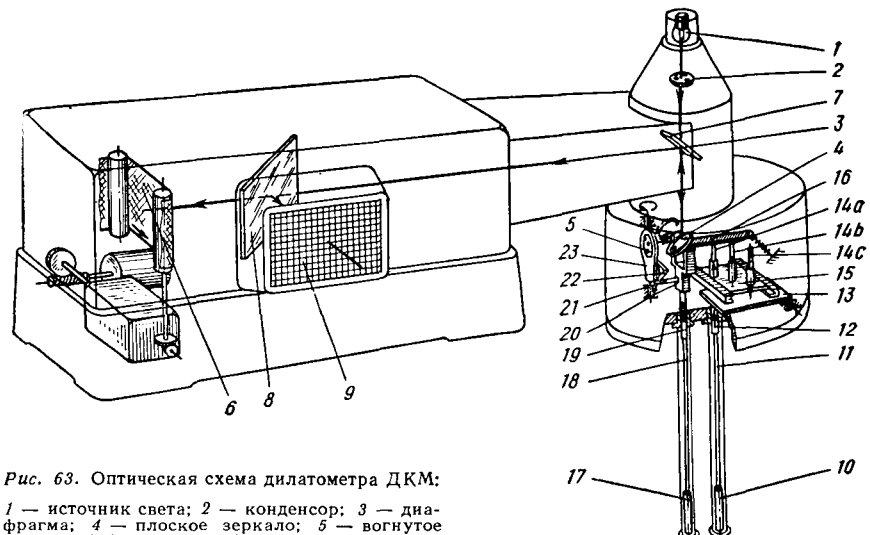


Рис. 63. Оптическая схема дилатометра ДКМ:

1 — источник света; *2* — конденсор; *3* — диафрагма; *4* — плоское зеркало; *5* — вогнутое зеркало (объектив); *6*—фотобумага; *7*—зеркало; *8* — полупрозрачное зеркало; *9* — экран; *10* — образец; *11* — кварцевый стержень; *12* — толкатель; *13* — пластинка-рычаг; *14а, 14в, 14с* — штоки; *15* — каретка; *16* — рычаг; *17* — эталон; *18* — кварцевый стержень; *19* — толкатель; *20* — рамка; *21* — штифт; *22* — наклонная плоскость; *23* — рамка

(но уже в горизонтальном направлении), только от расширения эталона пропорционально его температуре.

Подробнее оптическая регистрация расширения образца показана на рис. 63. Перемещение каретки *15* изменяет контактирование каждого из трех штоков (*14a*, *14b*, *14c*) и в зависимости от этого изменяется оптическое увеличение системы. Когда контактирует шток *14a* — увеличение 400, *14b* — 200 и *14c* — 100 раз.

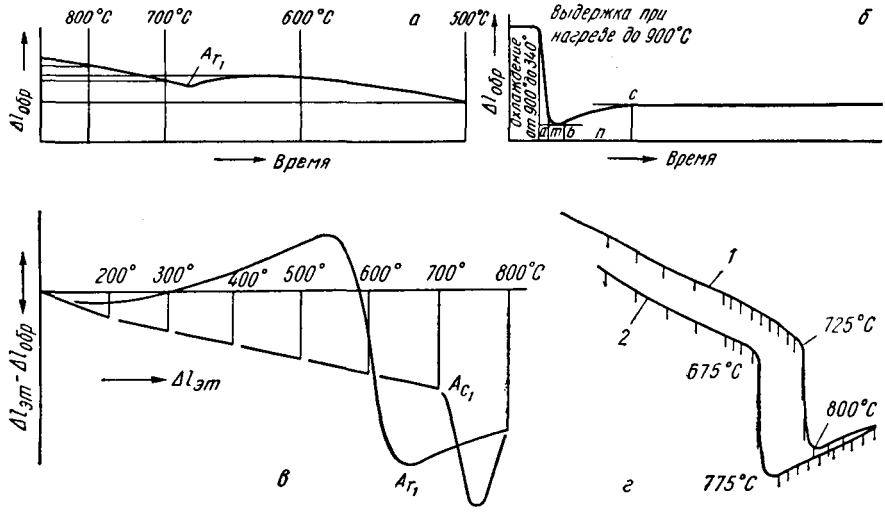


Рис. 64. Дилатограммы стали:

а — дилатограмма стали У8 при нагреве с печью до 800° С (простой метод, дилатометр ДКМ); *б* — дилатограмма стали У8 при закалке с 800° С с охлаждением в воде (простой метод, дилатометр ДКМ); *в* — дилатограмма стали У8 при нагреве в печи с последующим охлаждением на воздухе (дифференциальный метод, дилатометр ДКМ); *г* — дилатограмма стали с 0,5% С при нагреве в печи и охлаждении с печью (дифференциальный метод, дилатометр Шевенара)

На рис. 64, *а*, *б* показаны дилатограммы, полученные простым, а на рис. 64, *в* и *г* — дифференциальным методом. Видно, что для определения критических точек дифференциальный метод более чувствителен и фиксирует их более точно.

При нагреве стали У8 вслед за первоначальным плавным расширением образца, по достижении критической точки Ac_1 наблюдается сжатие за счет образования аустенита и кривая идет вниз. При дальнейшем повышении температуры следует сильное расширение образца за счет более высокого коэффициента расширения аустенита; вследствие этого кривая поднимается вверх.

В доэвтектоидной стали после перехода через точку Ac_1 продолжается сокращение объема (несмотря на более высокий коэффициент расширения аустенита), которое продолжается вплоть до точки Ac_3, при более высоком нагреве кривая поднимается вверх.

Сравнение критических точек при нагреве и охлаждении показывает их заметное различие, т. е. температурный гистерезис. Для стали У8 $Ac_1 = 710°$ С, а точка Ar_1 при охлаждении на воздухе 640° С (рис. 64, *в*). У стали с 0,5% С точки Ac_1 и Ac_3 равны 725 и

800° С, а при охлаждении с печью точки Ar_3 и Ar_1 соответствуют 775 и 675° С (рис. 64, *г*).

Критические точки, если они совпадают с температурными отметками, могут быть определены непосредственно по дилатометрической кривой, без дополнительных построений. Если же этого совпадения нет и критические точки оказываются расположенными между температурными отметками, то эти отметки и критические точки проецируются на горизонтальную ось. Принимая, что в интервале от одной отметки до другой температура изменяется равномерно, то, измерив расстояние между отметками (по горизонтальной оси) и от одной из отметок до критической точки, определяют температуру, соответствующую критической точке.

4. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ ПО ТЕРМИЧЕСКОМУ АНАЛИЗУ

Лабораторные работы включают задачи по определению: а) температур кристаллизации при охлаждении жидких сплавов; б) температур превращения сплавов в твердом состоянии дифференциальным методом (по Н. С. Курнакову).

Определение температур кристаллизации. До выполнения работы необходимо ознакомиться с материалом, приведенным в гл. IV (с. 89—101). Для работы применяют стальной тигель, лучше из нержавеющей стали, или же фарфоровый или кварцевый. В тигель помещают сплав указанного в задаче состава в количестве обычно не менее 150—200 г (при меньшем количестве сплава критические точки на кривой охлаждения выявляются недостаточно четко). Для каждого сплава во избежание его загрязнения следует иметь специальный тигель. Для предотвращения окисления зеркало расплава лучше закрыть слоем древесного угля: в этом случае тигельную печь помещают в вытяжной шкаф. Сплав расплавляют, нагревая несколько выше точки плавления. Для удобства выполнения работ в приводимых ниже задачах (№ 33—44) выбраны сплавы легкоплавких металлов, дающие при кристаллизации достаточно большой тепловой эффект. После расплавления сплав перемешивают фарфоровой или графитовой палочкой и устанавливают в него термопару, защищенную от непосредственного воздействия металла чехлом из заваренной с одного конца трубки из фарфора, кварца или нержавеющей стали. Термопару присоединяют к стрелочному милливольтметру (до начала работы термопару с милливольтметром проверяют в лаборатории и при необходимости составляют градуировочную кривую) или используют потенциометр, что обеспечивает более высокую точность.

После этого закрывают тигель огнеупорной крышкой или слоем асбеста и выключают печь для охлаждения сплава. Если такое охлаждение оказывается слишком ускоренным, его можно замедлить, не включая печь, а лишь уменьшив силу тока. С момента начала охлаждения записывают показания милливольтметра через каждые 30 и 60 с, вплоть до окончания процесса кристаллизации и охлаждения в течение 2—3 мин уже полностью затвердевшего сплава.

Результаты записи оформляют графически в виде кривых в координатах *температура — время* или *термоэлектродвижущая сила — время*; в последнем случае температуры определяют только для критических точек (точек перегиба или остановок) по градуировочным кривым.

Одну задачу рекомендуется выполнять трем студентам таким образом, чтобы один наблюдал время (по секундомеру) и сообщал его в установленные моменты (через 30 или 60 с), другой следил за показаниями милливольтметра и называл их, а третий записывал показания милливольтметра и одновременно наблюдал за тиглем.

Отчет по работе представляет каждый студент отдельно. В отчете должны быть даны письменные ответы на вопросы, поставленные в задаче, а также графики (кривые охлаждения) и вычерченная диаграмма состояния, если построение последней требуется по условиям задачи.

Задачи

№ 33. Определить температуры превращений сплавов системы свинец—сурьма: а) 13% Sb и 87% Pb; б) 20% Sb и 80% Pb; в) 5% Sb и 95% Pb.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения этих сплавов.

Объяснить ход полученных кривых и указать, какие процессы, происходящие в этих сплавах, характеризуют отдельные участки кривых.

Построить схематически примерную диаграмму состояния свинец—сурьма на основании: 1) кривых охлаждения, полученных при выполнении работы; 2) данных о температурах плавления чистой сурьмы и чистого свинца.

№ 34. Определить температуры превращений и химический состав двух доэвтектических сплавов системы свинец—сурьма [1].

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения сплавов.

Объяснить ход полученных кривых и указать, какие процессы, происходящие в этих сплавах, характеризуют отдельные участки кривых.

Вычертить в масштабе диаграмму состояния свинец—сурьма (рис. 65) и на основе рассмотрения диаграммы и экспериментально полученных кривых указать примерный химический состав исследованных сплавов.

№ 35. Определить температуры превращений трех сплавов системы свинец—сурьма: а) 13% Sb, 87% Pb; б) 35% Sb, 65% Pb; в) 10% Sb, 90% Pb.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения этих сплавов.

---

[1] Для выполнения задачи выбирают сплавы с различной температурой начала кристаллизации.

На основании диаграммы состояния свинец—сурьма (см. рис. 65) объяснить превращения, происходящие при найденных критических температурах, и указать фазы и структуры исследованных сплавов в твердом состоянии.

№ 36. Определить температуры превращений сплавов системы сурьма—свинец и висмут—сурьма: а) 13% Sb, 87% Pb, б) 20% Sb, 80% Bi.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения этих сплавов.

Указать: 1) какие превращения происходят в этих сплавах при постоянной температуре и какое число фаз (согласно правилу фаз)

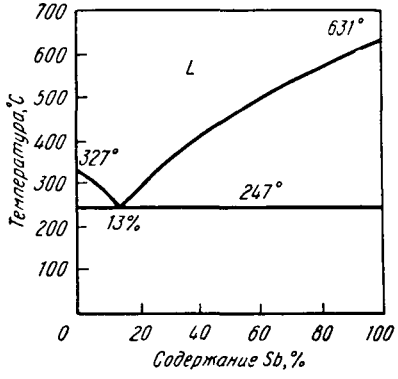


Рис. 65. Диаграмма состояния системы Pb—Sb

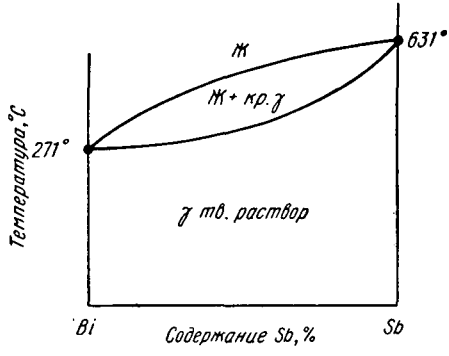


Рис. 66. Диаграмма состояния системы Bi—Sb

должно участвовать в этих превращениях; 2) в каких сплавах из числа указанных процесс кристаллизации происходит в интервале температур.

№ 37. Определить температуры превращений и химический состав двух доэвтектических сплавов системы висмут—сурьма.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения этих сплавов.

Объяснить ход полученных кривых и указать, какие процессы происходят в этих сплавах при критических температурах.

№ 38. Определить температуры превращений и примерный химический состав двух заэвтектических сплавов системы висмут—сурьма.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения этих сплавов и вычертить в масштабе диаграмму состояния висмут—сурьма (рис. 66).

№ 39. Определить температуры фазовых превращений трех сплавов системы цинк—олово: а) 5% Zn, 95% Sn; в) 9% Zn, 91% Sn; в) 20% Zn, 80% Sn.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения указанных сплавов,

Объяснить ход полученных кривых и указать, какие процессы, происходящие в этих сплавах, характеризуют отдельные участки кривых.

№ 40. Определить температуры превращений и примерный химический состав двух доэвтектических сплавов системы олово—цинк.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения заданных сплавов и вычертить в масштабе диаграмму состояния олово—цинк (рис. 67).

Объяснить ход полученных кривых и указать, какие процессы, происходящие в этих сплавах, характеризуют отдельные участки кривых.

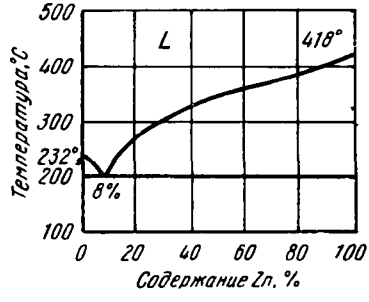


Рис. 67. Диаграмма состояния системы Sn—Zn

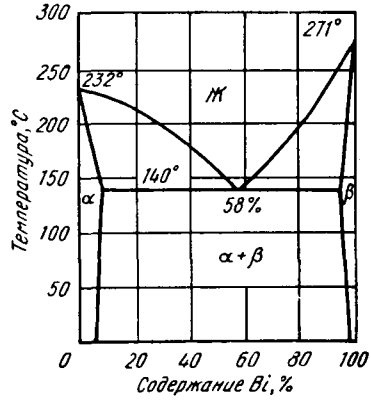


Рис. 68. Диаграмма состояния системы Sn—Bi

№ 41. Определить температуры превращений двух сплавов системы висмут—олово: а) 42% Sn, 58% Bi; б) 60% Sn, 40% Bi.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения этих сплавов.

Объяснить ход полученных кривых и указать, какие процессы, происходящие в этих сплавах, характеризуют отдельные участки кривых.

Вычертить в масштабе диаграмму состояния висмут—олово (рис. 68) и объяснить, в чем заключается различие в кривых охлаждения и в процессе кристаллизации сплавов «а» и «б».

№ 42. Определить превращения и химический состав двух доэвтектических сплавов системы висмут—олово.

Для этой цели построить кривые охлаждения заданных сплавов. Вычертить в масштабе диаграмму состояния висмут—олово (см. рис. 68).

Объяснить ход полученных кривых и указать, какие процессы, происходящие в этих сплавах, характеризуют отдельные участки кривых.

№ 43. Определить температуры фазовых превращений двух заэвтектических сплавов системы олово—свинец.

Для этой цели экспериментально построить кривые охлаждения заданных сплавов и вычертить в масштабе диаграмму состояния сплавов Sn—Pb (рис. 69).

Объяснить ход полученных кривых и указать, какие процессы, происходящие в этих сплавах, характеризуют отдельные участки кривых.

Задачи по дифференциальному термическому анализу. Для определения температур превращения (задачи № 44—45) изготавливают образец из стали, а эталон — из меди в виде полуцилиндров (целесообразно высотой 30 мм и диаметром 25 мм). В каждом полуцилиндре высверливают с торца отверстие для дифференциальной термопары; от нее надо отвести соединительные проводники, чтобы фиксировать абсолютную температуру стального образца (см. рис. 55). В стальной полуцилиндр можно вставить также отдельную абсолютную термопару. Размеры отверстий для дифференциальной и абсолютной термопар: диаметр 3, глубина 10 мм.

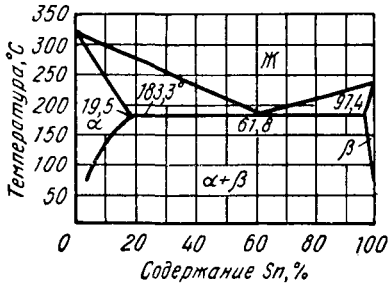


Рис. 69. Диаграмма состояния системы Pb—Sn

Между этими полуцилиндрами помещают изолирующую прокладку (из фарфора или кварца); затем полуцилиндры обертывают асбестовым шнуром и устанавливают в печь, обеспечивая их равномерный нагрев.

Можно использовать эталон и образец в форме цилиндров (вместо полуцилиндров); их помещают в общий блок, имеющий соответствующие отверстия (см. рис. 55). Эталон и образец надо изолировать от стенок блока асбестом или фарфором.

Независимо от формы образца и эталона и условий их нагрева или охлаждения важно обеспечить отсутствие замыканий между электродами термопар, тщательно изолируя их друг от друга.

Показания дифференциальной термопары рекомендуется регистрировать зеркальным высокочувствительным гальванометром (10^{-8}—10^{-9} А), в котором могут фиксироваться положительные и отрицательные значения разности температур, как в нуль-гальванометре. Для фиксирования температуры стального образца нужны приборы высокой точности.

По результатам измерений составляют графики: разность температур — время и температура — время, а затем их сводят в один график с общей осью времени.

Если эксперименты проводятся с использованием пирометра Н. С. Курнакова (см. рис. 55), то результаты измерений фиксируются на фоточувствительной бумаге. Их следует количественно обработать по имеющимся градуировкам.

Нагрев лучше проводить от температуры выше 600° С со скоростью 50—80° С в час до температуры на 50—60° С выше предполагаемых критических точек, а охлаждение — в печи при выключенном токе до температуры 600° С (для углеродистой стали) или до более низких температур для легированной стали, особенно воздушнозакаливающейся.

Температура рекристаллизации определяется только в процессе нагрева до 700° С (от 300° С со скоростью 100 град/ч). Образец для определения температуры рекристаллизации лучше сделать прямоугольной формы, собрав его из листов холоднокатаной стали, а эталон — из той же стали, но после предварительного отжига.

№ 44. Определить температуры фазовых превращений (критические точки) при нагреве и охлаждении доэвтектоидной углеродистой стали.

Обосновать, какой метод анализа надо использовать для решения задачи, и объяснить превращения, происходящие при нагреве и охлаждении, а также причину гистерезиса в положении точек при нагреве и охлаждении.

№ 45. Определить температуру рекристаллизации при нагреве холоднодеформированной стали.

Объяснить причины, по которым температуру рекристаллизации можно определить термическим методом, а также сущность процесса рекристаллизации и его влияние на свойства стали.

5. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ ПО ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОМУ АНАЛИЗУ

Лабораторные работы для определения критических точек выполняются дифференциальным методом, а для определения кинетики превращений — простым методом, что позволяет использовать дилатометры разных конструкций — ДКМ, Шевенара и т. п.

Применяют образцы диаметром 5 мм и длиной 50 мм. Конец образца, упирающийся в кварцевую трубку, должен быть заострен, а противоположный конец, в который упирается кварцевый стержень, передающий изменение длины образца, должен быть хорошо заторцован.

Для определения температур фазовых превращений по дилатограмме, полученной фотографическим методом, следует периодически через каждые 50° С (в температурной области, охватывающей предполагаемый интервал фазовых превращений), открывая щель в затворе осветителя фотокамеры, делать отметки. Такие же отметки, но уже самим экспериментатором, можно делать на кривой, прочерчиваемой по перемещению светового пятна на экране прибора.

№ 46. Определить температуры фазовых превращений (критических точек) углеродистой стали с 0,4% С при нагреве и охлаждении.

Для этой цели построить дилатограмму дифференциальным методом.

Описать принцип устройства примененного дилатометра и объяснить, какие особенности фазовых превращений в стали, вызывающие изменение длины образца, позволяют использовать дилатометр для определения критических точек.

№ 47. Определить температуры фазовых превращений (критических точек) легированной стали с 0,4% С при нагреве и охлаждении.

Для этой цели построить дилатограмму дифференциальным методом.

Описать принцип устройства примененного дилатометра и объяснить, какие особенности фазовых превращений в стали, вызывающие изменение длины образца, позволяют использовать дилатометр для определения критических точек.

№ 48. Определить температуру фазовых превращений при отпуске в процессе нагрева до 560° С и охлаждения предварительно закаленной быстрорежущей стали. Для этой цели построить дилатограмму дифференциальным методом.

Установить, когда происходит $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение: в процессе нагрева, выдержки при 560° С или при охлаждении.

№ 49. Определить кинетику превращений при отпуске на 200° С предварительно закаленной высокоуглеродистой стали.

Для этой цели построить дилатограмму простым методом в координатах *изменение длины — время отпуска.*

Описать устройство примененного дилатометра и объяснить процессы, происходящие при низкотемпературном отпуске.

ГЛАВА V

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Во многих случаях методы физического анализа имеют ряд преимуществ по сравнению с рассматриваемыми выше способами структурного исследования.

Прежде всего физические свойства, а по их изменению и кинетику изменения фазового состава можно регистрировать непрерывно и автоматически, в том числе и при быстро изменяющихся внешних факторах — быстром нагреве или охлаждении, воздействии внешней среды и т. п.

Кроме того, по изменению физических свойств можно фиксировать внутрифазовые превращения (концентрационное расслоение, упорядочение, магнитное превращение), поскольку эти свойства изменяются при перераспределении атомов и электронов внутри фаз.

По изменению физических свойств и, в частности, по величине электросопротивления (или электропроводности) и его температурной зависимости можно классифицировать твердые тела на металлы, полупроводники и изоляторы. Для металлов характерна высокая электропроводность и ее снижение с ростом температуры. Для полупроводников — заметно меньшая электропроводность и ее рост с повышением температуры. Изоляторы обладают ничтожно низкой электропроводностью.

Для определения фазового состава сплавов и кинетики их изменения используют методы определения электрических и магнитных свойств.

1. МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

(резистометрический анализ)

Наиболее часто используют [1] определения удельного электросопротивления, измеряемого при низких, нормальных или повышенных температурах.

Эти измерения позволяют установить:

а) структурное и фазовое состояния сплавов по закономерностям изменения удельного электросопротивления от состава сплавов. Воз-

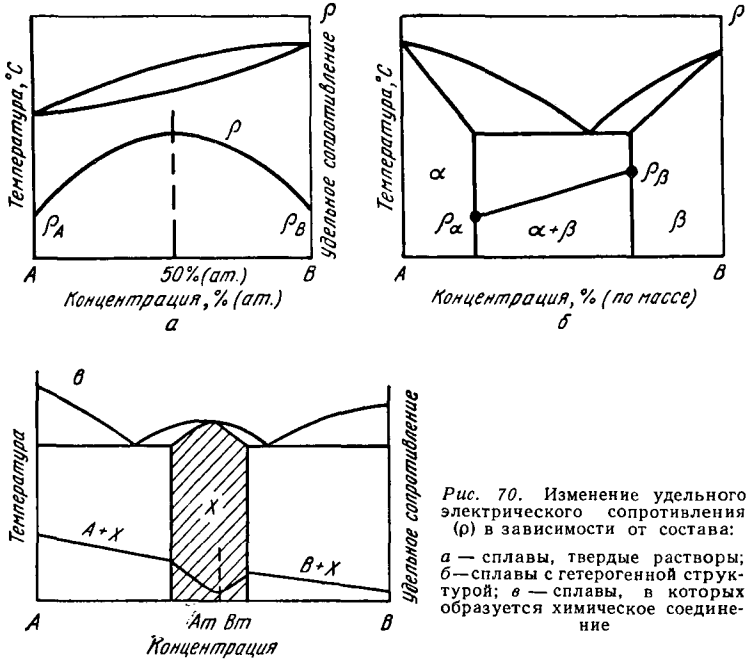


Рис. 70. Изменение удельного электрического сопротивления (ρ) в зависимости от состава:

а — сплавы, твердые растворы; *б* — сплавы с гетерогенной структурой; *в* — сплавы, в которых образуется химическое соединение

можность решения задачи основывается на известных положениях Н. С. Курнакова, которые графически показаны в диаграммах *состав—свойство* (электросопротивление), для разных фазовых состояний — твердые растворы, гетерогенные системы, промежуточные фазы, химические соединения и т. п. (рис. 70);

б) кинетику фазовых превращений — упорядочения, аллотропии, распада пересыщенных твердых растворов, отпуска закаленной стали

[1] Значительно реже определяют постоянную Холла, величину которой характеризует разность потенциалов, возникающая между противоположными поверхностями образца, находящегося в постоянном магнитном поле и через который протекает электрический ток в направлении, перпендикулярном вектору поля. По знаку постоянной Холла можно, например, определить природу носителей тока в полупроводниках, а по ее величине в металлах — число электронов проводимости, а следовательно, и число электронов, участвующих в образовании химической связи.

Для характеристики свойств изоляторов определяют пробивное напряжение или напряжение пробоя.

и т. п. На рис. 71 показан ход распада пересыщенного твердого раствора после закалки (рис. 72). По данным рис. 71 может быть определена и кинетика процесса распада, поскольку $d\rho/d\tau$ пропорционально скорости этого процесса;

в) плотность дефектов строения, особенно точечных дефектов (вакансий) и энергии их активации.

Для определения удельного электросопротивления, как это следует из его определения: $\rho = RS/l$ (где R — электрическое сопротивление, Ом; S — площадь поперечного сечения, мм^2; l — длина

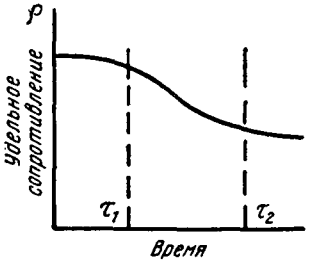


Рис. 71. Изменение удельного электросопротивления (ρ) в процессе отпуска закаленного сплава — пересыщенного твердого раствора (при постоянной температуре)

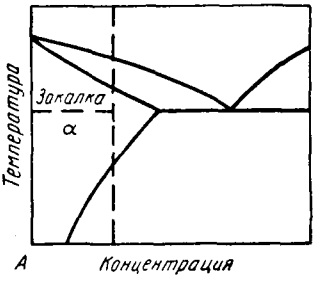


Рис. 72. Диаграмма состояния сплавов с уменьшающейся растворимостью второго компонента при понижении температуры

образца, м), необходимо точно измерить электрическое сопротивление и линейные размеры образца.

Точность определения электросопротивления зависит, кроме того, от точности используемых измерительных приборов или установок и от температуры и ее колебаний в процессе измерений.

Известно, что электрическое сопротивление металлического проводника (как и удельное электросопротивление) зависит от температуры согласно соотношению

$$R_t = R_0 (1 + \alpha t + \beta t^2 + \gamma t^3 + \cdots).$$

Из-за малости коэффициентов β и γ обычно ограничиваются приведением биномиального члена $R_t = R_0 (1 + \alpha t)$. Тогда коэффициент $\alpha_R = \frac{dR}{dt} \cdot \frac{1}{R_0}$. Этот коэффициент имеет для меди значение $2 \cdot 10^{-3}$1/°C и для железа $4 \cdot 10^{-3}$1/°C, и тогда колебание температуры даже в 1° С определяет погрешность измерения электросопротивления 0,2 и 0,4%.

Температурный коэффициент электросопротивления (при данном изменении температуры) является структурно чувствительным свойством, изменяющимся в зависимости от состава, так же как и электропроводность (т. е. как 1/ρ). При этом существенно, что при определении температурного коэффициента α_R можно не измерять линейные размеры образца и, таким образом, не будет внесена дополнительная погрешность, как при измерении удельного электросопротивления.

Применяют следующие методы измерения электросопротивления.

а. Контактные методы

В этих методах источник питания, создающий в образце электрическое поле, а также элементы измерительного контура непосредственно или контактно соединены с образцом.

Мостовые методы. Метод одинарного моста. Этот метод обеспечивает удовлетворительную точность при измерении образцов со сравнительно большим сопротивлением (>10 Ом), поскольку сопротивления контактов и потенциальных токоподводов к образцу вносят свой вклад в измеряемую величину.

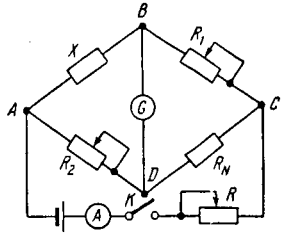


Рис. 73. Принципиальная схема одинарного моста

Принципиальная схема одинарного моста показана на рис. 73. Мост состоит из трех известных сопротивлений: R_1, R_2 и R_N (эталон) и неизвестного X. Для определения этого сопротивления проводят уравновешивание моста изменением сопротивлений R_1 и R_2 или R_2/R_1; в результате потенциалы точек B и D выравниваются между собой и ток, протекающий через гальванометр G, равен нулю.

Расчетная формула

$$X = R_N \frac{R_2}{R_1}$$

выводится исходя из теоремы о равновесии моста. Равновесие моста достигается, если замыкание и размыкание одной из его диагоналей не сопровождаются возникновением тока в другой диагонали (нулевой метод).

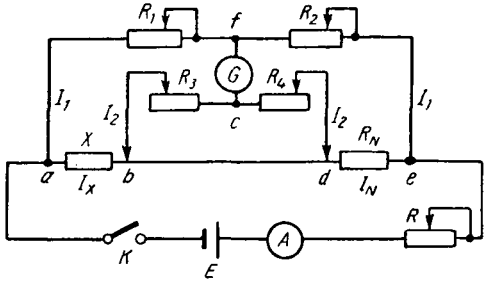


Рис. 74. Принципиальная схема двойного моста: X — измеряемое сопротивление: R_1, R_2, R_3 и R_4 — сравнительные сопротивления (в виде магазинов сопротивления декадного типа); R_N — эталонное сопротивление

Для измерения малых сопротивлений методом одинарного моста можно снизить влияние контактов и потенциальных токоподводов путем попеременного включения искомого сопротивления в различные ветви моста.

Метод двойного моста. Этим методом (рис. 74) можно с высокой точностью измерять малые сопротивления (от $1 \cdot 10^{-6}$ до 1 Ом). В результате простого изменения схемы (превращением ее в одинарный мост) возможно также измерять и весьма большие сопротивления.

Метод двойного моста используют для определения фазового состава металлических сплавов, образцы которых имеют малое сопротивление и соответственно невелико его изменение в процессе различных видов обработки.

Применение метода двойного моста для измерения малых сопротивлений или малых их изменений основано на том, что дополнительные сопротивления контактов и потенциальных токоподводов, связанных с образцом, не влияют на потенциалы точек f и c, к которым подсоединен нуль-гальванометр, поскольку величина промежуточных сопротивлений R_1, R_2, R_3, R_4 намного больше (> 100 Ом) указанных дополнительных сопротивлений.

Измерения проводят следующим образом. Изменяя сопротивление $R_1 - R_2$, $R_3 - R_4$ при эталонном R_N, добиваются равенства потенциалов в точках f и c, что соответствует нулевому показанию гальванометра (см. рис. 74). В этот момент равновесия моста падение напряжения на участке af и fe должно быть соответственно равно падению напряжения на участках ac и ce. Отсюда

$$I_xX + I_2R_3 = I_1R_1; \quad I_xX = I_1R_1 - I_2R_3$$

или

$$I_NR_N + I_2R_4 = I_1R_2; \quad I_NR_N = I_1R_2 - I_2R_4.$$

Так как $I_x = I_N$, то, разделив почленно эти уравнения, получим

$$X = R_N \frac{I_1R_2 - I_2R_3}{I_1R_2 - I_2R_4}.$$

Если

$$R_1 = R_3, \text{ а } R_2 = R_4, \text{ то}$$

$$X = R_N \frac{R_1}{R_2}.$$

Равенство сопротивлений R_2 и R_4 достигается в приборе тем, что их изготавливают в виде магазинов сопротивления, рычаги которых соединены друг с другом, и изменение одного сопротивления вызывает соответственно такое же изменение другого. Сопротивления R_1 и R_3 заведомо устанавливают равными друг другу.

Вычисление измеряемого сопротивления X, как видно из приведенной формулы, не отличается от вычисления по схеме простого моста. Уравновешивание достигается регулированием величины эталонного сопротивления R_N при постоянном отношении плеч $R_1/R_2 = R_3/R_4$ или, напротив, сохранением в процессе измерения постоянного значения и изменением отношения плеч.

Более часто применяют мосты, в которых сохраняют в процессе измерения постоянное R_N, причем уравновешивание схемы достигается изменением сопротивлений R_2 и R_4, тогда как R_1 и R_3 в процессе измерения не изменяют.

Высокая точность измерения по схеме двойного моста объясняется тем, что сопротивления R_1, R_2, R_3 и R_4 выбираются значительно больше сопротивлений X и R_N. Таким образом, сила тока, проходящего через ветви afe и bcd, значительно меньше, чем сила тока, проходящего через X или R_N. Поэтому небольшие изменения в сопротивлении этих ветвей за счет переменного сопротивления контактов и подводящих проводов мало сказываются на потенциалах точек f и c.

Напротив, даже малые изменения сопротивления образца будут отмечены. Они приведут к изменению потенциалов в точках b и d, а следовательно, и точке c, к которой подключен нуль-гальванометр. Поэтому небольшие изменения сопротивления X будут отражаться на показаниях гальванометра G, и для получения его нулевого показания нужно изменить сопротивления R_1 и R_2.

Для проверки правильности показаний моста включают вместо измеряемого сопротивления X известное эталонное сопротивление.

Если X' — сопротивление образца без подстановки эталона, а R'_N — сопротивление эталона, то истинное сопротивление образца $X_{ист}$ может быть вычислено из соотношения

$$X_{ист}/X' = R_N/R'_N.$$

Сделав такую подстановку, можно значительно понизить погрешность измерений двойного моста (примерно с 0,1—0,2 до 0,001—0,002%).

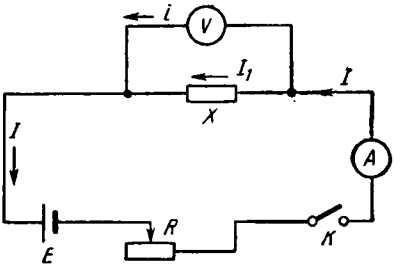


Рис. 75. Принципиальная схема измерений по методу амперметра — вольтметра:

E — источник тока; R — регулировочный реостат; X — измеряемое сопротивление; A — амперметр; V — вольтметр

Для повышения точности схемы двойного моста применяют гальванометры зеркального типа с чувствительностью порядка 10^{-8} или 10^{-9} А на 1°, используя для регистрации оптическую шкалу. На чувствительность схемы влияет также напряжение источника тока. Силу тока выбирают в зависимости от сопротивления измеряемого образца.

Потенциометрический метод обеспечивает высокую точность при измерении малых сопротивлений. В этом случае падение напряжения на образце сравнивается с падением напряжения на последовательно включенном эталонном сопротивлении. Падение напряжений E_D и E_N измеряется потенциометром (см. гл. IV с.94).

В этом случае искомое сопротивление X равно

$$X = R_N \frac{E_x}{E_N},$$

где R_N — сопротивление эталона; E_x и E_N — падение напряжений на искомом сопротивлении и эталоне соответственно.

Метод амперметра — вольтметра. Принципиальная измерительная схема приведена на рис. 75.

Чтобы определить электросопротивление, измеряют силу тока в цепи с помощью амперметра A, а также падение напряжения на длине измеряемого сопротивления X с помощью вольтметра V. Величину сопротивления определяют по формуле

$$X = U/I,$$

где U — падение напряжения, В;
I — сила тока, А.

Определение сопротивления этим способом не является точным, так как амперметр измеряет величину тока I_1, протекающего через образец, а также величину тока i, протекающего через вольтметр. Истинное сопротивление образца

$$X_{\text{ист}} = \frac{U}{I_1 - i} = \frac{U}{I_1 - U/r_v},$$

где r_v — сопротивление обмоток вольтметра.

Погрешность, получающаяся при расчете по формуле $X = U/I$, тем больше, чем меньше сопротивление вольтметра и чем больше сопротивление образца. Если сопротивление вольтметра более чем в 100 раз превосходит измеряемое сопротивление, можно пользоваться формулой $X = U/I$, что дает погрешность до 1%. Для уменьшения этой погрешности следует включить последовательно с вольтметром большое дополнительное сопротивление.

Точность метода зависит главным образом от точности используемых амперметра и вольтметра и величины переходных сопротивлений в местах включения приборов и измеряемого сопротивления. Последнее в свою очередь зависит от природы металлов и линейных размеров измеряемого образца.

Для увеличения измеряемого сопротивления металлов образцам иногда придают форму проволоки или ленты малого поперечного сечения и большой длины. Так как $R = \rho \frac{l}{s}$, то сопротивление R при данной величине ρ в этом случае возрастает и повышается точность измерений.

Метод амперметра—вольтметра обладает тем преимуществом, что он весьма прост в выполнении. Кроме того, при измерениях по этому методу можно применять зеркальные электроизмерительные приборы и проводить непрерывную оптическую запись показаний приборов на светочувствительной бумаге, намотанной на барабан. Это позволяет наблюдать изменения, происходящие в сплаве непосредственно в процессе термической обработки — при нагреве или охлаждении. Метод амперметра—вольтметра с непрерывной записью применяют при изучении превращений в стали, происходящих при изотермическом распаде аустенита, отпуске мартенсита и др.

При таких измерениях ошибка в определении температуры является преобладающей в оценке точности всего эксперимента. Поэтому температуру следует определять с высокой точностью.

б. Бесконтактные методы

В этом методе э. д. с. в образце создается в результате явления индукции. Достоинством метода является возможность измерять электросопротивление в герметизированных сосудах, при высоких температурах, расплавах и т. п.

Метод вращающегося магнитного поля. Электропроводность образца в этом случае определяется по величине действующего на него момента сил, измеряемого по углу закручивания подвеса. Точ-

ность метода ~1%, но для достижения такой точности вводятся поправки на форму и самоиндукцию, изменение магнитного состояния ферромагнетиков.

Метод вихревых токов. В этом методе образец помещается в переменное магнитное поле индуктора. Под влиянием этого поля в образце возбуждаются вихревые токи, которые изменяют полное сопротивление индуктора — при уменьшении индуктивности и относительного роста активного сопротивления. Изменение величины последнего характеризует электросопротивление образца.

Метод, основанный на отражении энергии сверхвысокочастотных колебаний. В этом методе, применяемом для полупроводников, электросопротивление измеряется по коэффициенту отражения электромагнитной волны, зависящего от проводимости (диэлектрическая постоянная принимается постоянной).

2. МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ

(магнитный анализ)

Фазовые превращения, происходящие в сплавах, сопровождаются изменением магнитных свойств — магнитной восприимчивости в парамагнитных или диамагнитных сплавах, намагниченности насыщения и коэрцитивной силы в ферромагнитных.

Фазовый состав ферромагнитных сплавов на основе железа, никеля, кобальта или редкоземельных металлов: Gd, Ho и др. и кинетику превращений в них характеризуют намагниченность насыщения и коэрцитивная сила [1] (рис. 76).

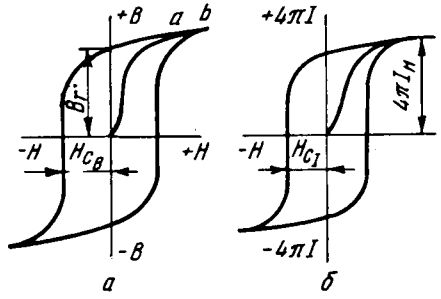


Рис. 76. Зависимость намагничивания ферромагнитного металла от напряженности поля: *а* — зависимость $B = \varphi(H)$; *б* — зависимость $4\pi I = f(H)$

Измерения намагниченности насыщения. Намагниченность насыщения чистых металлов является константой и не изменяется в процессе пластической деформации или термической обработки. Однако в процессе нагрева намагниченность металлов постепенно уменьшается и при достижении точки Кюри становится равной нулю.

В процессе последующего охлаждения намагниченность возрастает, причем при каждой температуре ее значения постоянны и не зависят от процесса нагрева или охлаждения.

---

[1] Изменение магнитных свойств в зависимости от состава подчиняется известным закономерностям Н. С. Курнакова, которые нашли отражение в диаграммах *состав—свойство* (подобно, например, рис. 70). Однако эти закономерности полностью не соблюдаются в сплавах, в составе которых имеются металлы переходных групп из-за происходящего в них перераспределения свободных электронов, переходящих на незаполненные уровни атомов переходных металлов.

Намагниченность насыщения однофазных сплавов определяется их составом, а гетерогенных (состоящих из ферромагнитной и парамагнитной фазы) — составом и количеством ферромагнитной фазы, но она не зависит от дисперсности присутствующих фаз, уровня макро- и микронапряжений, изменений плотности дислокаций. Таким образом, намагниченность насыщения не является структурно чувствительным свойством. Если в процессе фазовых превращений изменяется только количество и структура ферромагнитной фазы (но при постоянстве ее состава и, следовательно, ее намагниченности насыщения), то измерение намагниченности насыщения сплава позволяет с высокой точностью определить количество этой фазы. Если же в сплаве присутствует несколько ферромагнитных фаз, например α-фаза и δ-феррит, наряду с парамагнитным аустенитом в полуферритных нержавеющих сталях, то определить точное количество каждой из этих ферромагнитных фаз по намагниченности насыщения сплава при 20°С невозможно.

Расчет количества присутствующей в сплаве с гетерогенной структурой ферромагнитной фазы (наряду с парамагнитной) также сильно усложняется, если в процессе изучаемых фазовых превращений изменяется состав этой фазы. Тогда расчет количества ферромагнитной фазы может быть выполнен только в случае, если для каждого ее состава известна намагниченность насыщения.

Поэтому, например, точное определение количества остаточного аустенита (или соответственно, мартенсита) в закаленной стали может быть выполнено, если в качестве эталона будет принят образец, в котором будет 100% мартенсита того же состава, что и в первом случае, т. е. такой же намагниченностью насыщения.

Состав ферромагнитной фазы независимо от ее количества характеризует только температура Кюри, определение которой используют, в частности, для построения диаграмм состояния.

При изучении углеродистых и низколегированных сталей это условие легко выполняется, если изучаемый образец и эталон закаливают одновременно и в одинаковых условиях, а затем эталон немедленно охлаждают до низких температур (примерно до —70° С). Такое охлаждение эталона превращает почти весь остаточный аустенит в мартенсит.

В этом случае количество аустенита (A%) определяется по соотношению

$$A\% = \frac{4\pi I_{н\ (эт)} - 4\pi I_{н\ (обр)}}{4\pi I_{н\ (эт)}} 100\%.$$

При составлении расчета принимается, что фазы распределены равномерно по объему (сечению).

Определение количества остаточного аустенита усложняется для высоколегированной или для углеродистой заэвтектоидной сталей, нагревающихся при закалке до высоких температур. Охлаждение эталона даже до очень низких температур сохраняет значительное

количество остаточного аустенита. Методика расчета для этого более сложного случая приведена в литературе [1].

Часто количества остаточного аустенита рассчитывают по указанному соотношению, выбирая в качестве эталона сталь того же состава, как и исследуемый образец, но после отжига или отпуска. В этом случае эталон значительно отличается по структуре от исследуемого образца, и подобный расчет менее точен, а для ряда сталей дает существенную ошибку. Концентрации α-твердого раствора в таком эталоне и в образце различны; следовательно, неодинаковы

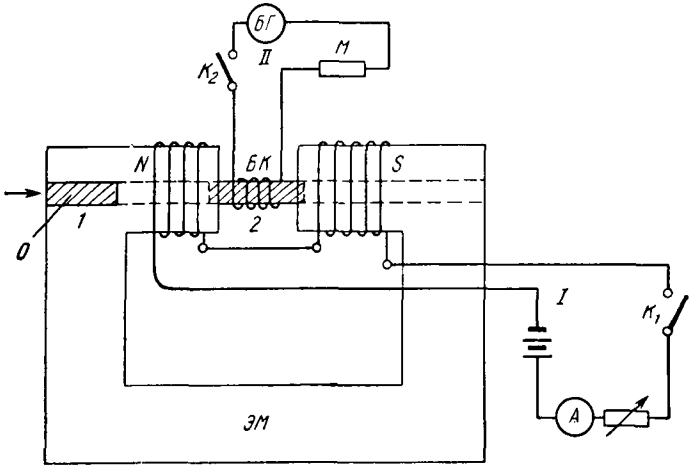


Рис. 77. Схема установки для определения намагниченности насыщения: *ЭМ* — электромагнит; *О* — образец; *I* — намагничивающая цепь; *П* — измерительная цепь; *А* — амперметр; K_1 и K_2 — ключи; *БК* — баллистическая катушка; *М* — магазин сопротивления; *БГ* — баллистический гальванометр; *1* и *2* — исходное и конечное положение образца

намагниченности насыщения выбранного эталона и образца. Кроме того, они содержат разное количество карбидов; присутствие третьей фазы в неодинаковых количествах с эталоном искажает результаты расчета.

Намагниченность насыщения определяют чаще всего баллистическим методом.

Схема баллистической установки для определения намагниченности насыщения приведена на рис. 77. В межполюсном пространстве электромагнита *ЭМ* создают магнитное поле напряженностью $\geqslant 5000$ Э, достаточное для того, чтобы испытуемый образец (обычно круглого или квадратного сечения) при помещении в это поле намагнитился до насыщения. С помощью реостата, включенного в цепь намагничивания I, можно изменять величину тока, проходящего через обмотки электромагнита, а следовательно, изменять и напряженность магнитного поля. Затем ключом K_2 замыкают измерительную (баллистическую) цепь II и образец вдвигают через отвер-

[1] Ю. А. Геллер — «Заводская лаборатория», 1955, № 3, с. 831—833 с ил.

стия в полюсах в межполюсное пространство магнита. Образец намагничивается до насыщения, и его магнитные силовые линии пересекают охватывающие витки баллистической катушки *БК*. Вследствие индукции в баллистической цепи возникает э. д. с. и через баллистический гальванометр *БГ* проходит определенное количество электричества, зависящее от магнитного потока образца, числа витков баллистической катушки и сопротивления цепи. При данном поперечном сечении образца, числе витков катушки *БК* и постоянной напряженности внешнего поля H количество протекающего через баллистический гальванометр электричества будет тем больше, чем больше величина магнитного насыщения образца.

Баллистический гальванометр снабжен зеркальцем, угол поворота которого пропорционален количеству протекающего электричества. Зеркальце освещается осветителем и отбрасывает световой блик («зайчик») на полупрозрачную шкалу, показывающую величину отклонения зеркальца.

Вычисление величины $4\pi I_н$ производят по формуле

$$4\pi I_н = \frac{c_b r \alpha}{ns} 10^2 \text{Гс},$$

где c_b — баллистическая постоянная, определяемая количеством электричества (мкК), протекающего через обмотки гальванометра и вызывающего отклонение на 1 см светового зайчика по шкале; c_b заранее определяется по эталону взаимоиндукции;

r — сопротивление баллистической цепи в омах, слагающееся из сопротивления баллистической катушки, сопротивления магазина M и внутреннего сопротивления гальванометра;

α — величина отклонения «зайчика» по шкале, см;

s — площадь поперечного сечения образца, см^2;

n — число витков баллистической катушки.

Величины намагниченности насыщения образца данного сплава часто определяют, используя эталон, т. е. образец с точно известным магнитным насыщением, изготовленным, например, из технически чистого железа.

Если образец и эталон измерены в одних и тех же условиях, т. е. на одной установке при равном сопротивлении цепи и при использовании той же баллистической катушки, то

$$4\pi I_{н\ (обр)} = 4\pi I_{н\ (эт)} \frac{\alpha_{обр} s_{эт}}{\alpha_{эт} s_{обр}}.$$

Если же сечения эталона и образца одинаковы, то

$$4\pi I_{н\ (обр)} = 4\pi I_{н\ (эт)} \frac{\alpha_{обр}}{\alpha_{эт}}.$$

Во многих экспериментальных исследованиях, например изотермического или непрерывного превращения переохлажденного аустенита в сталях, превращения остаточного аустенита в процессе отпуска или низкотемпературного охлаждения закаленной стали, для

определения точки Кюри различных сплавов важно определять изменение намагниченности насыщения (или свойства, пропорционального ей) при нагреве и охлаждении. Наиболее удобным для подобных измерений является специальный прибор — анизометр Н. С. Акулова (рис. 78). Этот прибор обладает высокой чувствительностью и позволяет непрерывно записывать изменения свойств сплава, происходящие в процессе фазовых превращений. Образец *1* диаметром 3 мм и длиной 30 мм помещают в мощное магнитное поле, создаваемое электромагнитом, и устанавливают в специальном держателе под углом 10° к направлению магнитного поля. Держатель позволяет образцу перемещаться в горизонтальной плоскости под действием пондеромоторных сил, возникающих в нем при помещении в магнитное поле. Повороту образца в направлении поля противодействует упругая система. Угол поворота образца будет тем большим, чем больше намагниченность насыщения образца (т. е. чем больше в образце ферромагнитной фазы). Перемещение образца отмечается оптической системой, состоящей из осветителя, линзы, системы зеркал и шкалы; перемещение образца можно записывать, если вместо шкалы установить фотокамеру с барабаном, на котором намотана светочувствительная бумага. По величине перемещения светового блика (зайчика) по шкале (или на фотобумаге) можно определить количество остаточного аустенита в образце.

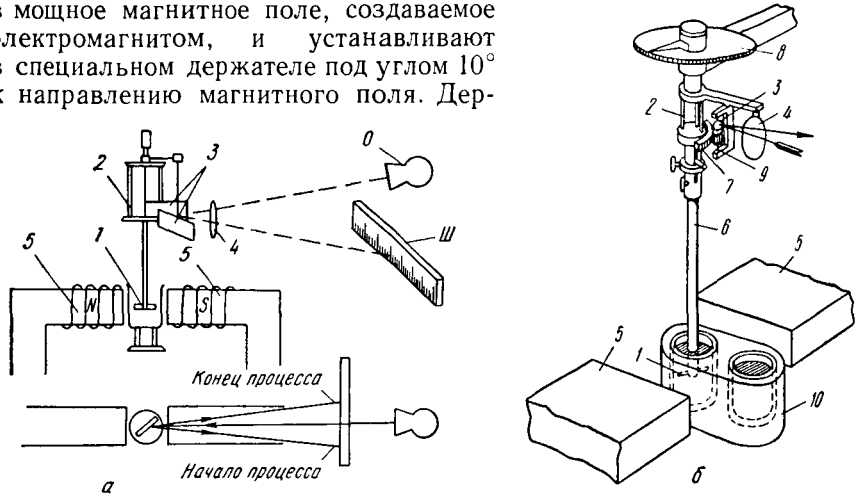


Рис. 78. Анизометр Н. С. Акулова:

а — принципиальная схема: *1* — образец; *2* — тензометр; *3* — зеркало; *4* — линза; *5* — электромагнит; *О* — осветитель; *Ш* — шкала; *б* — схема установки: *1* — образец; *2* — тензометр (упругая система, противодействующая повороту образца при действии магнитного поля); *3* — зеркало; *4* — линза; *5* — электромагнит; *6* — фарфоровая трубка для установки образца; *7* — фрикционное устройство; *8* — лимб (для установки образца под определенным углом по отношению к направлению поля); *9* — ось зеркала; *10* — печи для нагрева образца

Для этого необходимо сравнить величины отклонений (α) испытуемого образца и эталона из этого же сплава, но содержащего 100% ферромагнитной фазы; для стали в качестве такого эталона часто выбирают отожженный или высокоотпущенный образец; необходимо

при этом учитывать замечания, изложенные на с. 124. Расчет производят по формуле

$$A\% = \left(1 - \frac{\alpha_{обр} s_{эт}}{\alpha_{эт} s_{обр}}\right) 100\%,$$

где $\alpha_{эт}$ и $\alpha_{обр}$ — перемещение зайчика от нулевого положения по шкале для эталона и образца (т. е. $\alpha_{эт} = \alpha_1 - \alpha_0$ и $\alpha_{обр} = \alpha_2 - \alpha_0$, где α_0 — нулевое положение зайчика; α_1 и α_2 — соответственно отклонения зайчика при включении магнитного поля для установленных в приборе эталона и образца); $s_{эт}$ и $s_{обр}$ — соответственно площади поперечного сечения эталона и образца.

На анизометре можно проводить измерения при нагреве, выдержке и охлаждении. Прибор имеет специальное приспособление с двумя печами, которые можно перемещать в межполюсном пространстве; перевод образца из печи с одной температурой в печь с другой температурой занимает несколько секунд.

Поскольку намагниченность насыщения постепенно снижается при повышении температуры, то при расчете надо сравнивать углы поворота образца и эталона, определенные при одинаковых температурах.

Однако если температура, при которой проводят измерения, близка к точке Кюри, то величина отклонения (α) пропорциональна величине пондеромоторных сил, изменяется очень резко даже при небольших колебаниях температуры, что вносит значительную погрешность в результаты опыта. Поэтому при исследовании сталей температура опыта обычно не должна превышать 600—650° С. При исследовании горячий спай термопары следует располагать в непосредственной близости к образцу. Кроме того, для повышения точности измерений необходимо увеличить отклонения α_1 и α_2 путем изменения порядка отражений светового луча в системе зеркал и достаточного удаления шкалы (или барабана с фотобумагой) от зеркала и, наконец, увеличением угла поворота образца по отношению к направлению магнитного поля. Кроме того, для повышения точности измерений необходимо обеспечить стабилизацию напряжений в обмотках электромагнита.

Если по условиям исследования требуется охладить образец до низких температур, то в межполюсном пространстве вместо печи устанавливают термостат с жидким азотом; температуру образца можно регулировать в широких пределах, изменяя расстояние между образцом и уровнем жидкого азота.

Измерения коэрцитивной силы. Коэрцитивная сила является в отличие от намагниченности насыщения структурно чувствительным свойством. Она численно равна напряженности магнитного поля, которое, будучи приложено в обратном направлении по отношению к направлению первоначального намагничивания до насыщения, уменьшает собственную намагниченность ферромагнитного сплава до нуля.

Чистые металлы, а также твердые растворы, не претерпевающие упорядочения, как правило, характеризуются низкой коэрцитивной

силой. Применение пластической деформации повышает коэрцитивную силу этих металлов и сплавов, но она по абсолютной величине остается невысокой.

У сплавов с гетерогенной структурой коэрцитивная сила повышенная; она при этом тем больше, чем выше дисперсность структуры. Рост коэрцитивной силы особенно значителен при высокой дисперсности ферромагнитной фазы, каждая частица которой является однодоменной и анизотропной по форме, и эта фаза расположена в парамагнитной матрице.

Рост микронапряжений и плотности дислокаций также увеличивает коэрцитивную силу, как например в случае закалки стали на мартенсит.

Коэрцитивную силу удобно определять баллистическим методом на специальных установках, например БУ-3 (рис. 79). Ее основными частями являются намагничивающее устройство — соленоид или электромагнит (см. рис. 77), а в качестве измерителя — баллистический гальванометр — прибор, отличающийся значительным периодом колебаний. При возникновении э. д. с. индукции в измерительной цепи подвижная система баллистического гальванометра начинает поворачиваться уже после прохождения импульса в первичной (намагничивающей) цепи. Величина этого поворота (или перемещение светового блика или «зайчика» по полупрозрачной шкале) пропорциональна количеству электричества, протекающего через обмотку измерительной катушки прибора и через остальные токоведущие элементы измерительной цепи.

Для определения коэрцитивной силы образцы намагничивают до насыщения, а затем, изменяя направление магнитного поля, определяют намагниченность [1] ($4\pi I$). Затем образцы вновь намагничивают до насыщения и снова изменяют направление поля, но создавая уже большую его напряженность, и определяют намагниченность. Эти измерения повторяют до тех пор, пока собственная намагниченность не будет равна нулю или не будет противоположного знака. В последнем случае графическим путем определяют напряженность размагничивающего поля, соответствующую нулевой собственной намагниченности. Величина этого поля равна коэрцитивной силе.

Для измерения коэрцитивной силы, особенно так называемых магнитотвердых сплавов (см. табл. 39), часто применяют следующий метод (рис. 80). Образец заранее намагничивают в соответствующем намагничивающем устройстве до насыщения, затем помещают его в центре соленоида, который мог быть использован и для намаг-

[1] Эту величину определяют согласно соотношению $4\pi I = B - H$, где B — индукция в поле данной величины (H). Показания баллистического гальванометра позволяют определить индукцию по формуле $B = \frac{c_b r \alpha}{ns} 10^{-2}$ Гс (обозначения см. на с. 126). Напряженность поля (H) соленоида определяется по формуле $H = 0{,}4\pi nI/l$, где n — число витков; l — длина соленоида, см; I — сила тока, А. В случае использования электромагнита напряженность поля в межполюсном пространстве определяется «выдергиванием» измерительной катушки, соединенной с баллистическим гальванометром из этого же пространства. Формула для расчета H точно такая же, что и для расчета B или $4\pi I$ (см. выше)

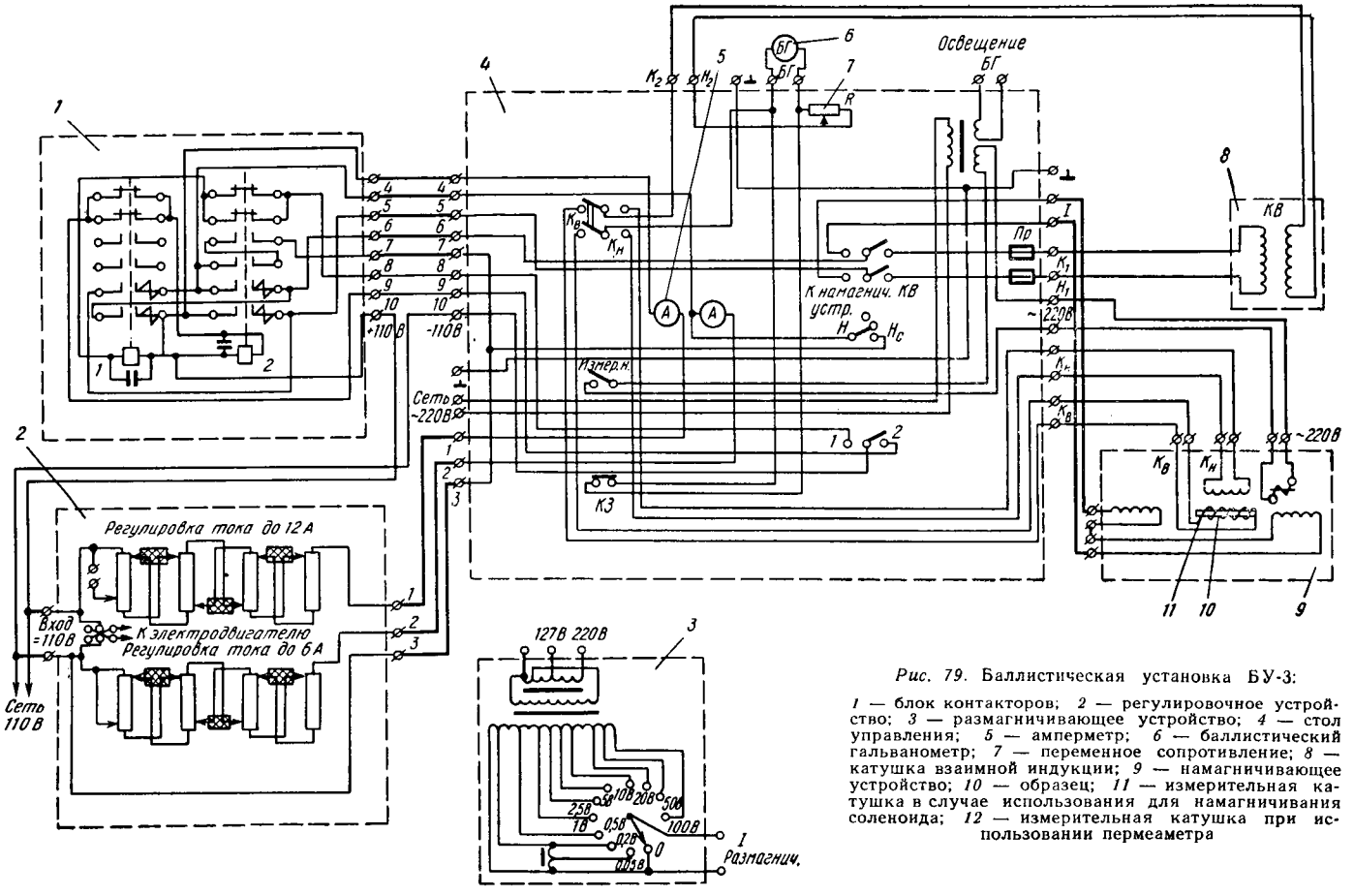


Рис. 79. Баллистическая установка БУ-3:

1 — блок контакторов; *2* — регулировочное устройство; *3* — размагничивающее устройство; *4* — стол управления; *5* — амперметр; *6* — баллистический гальванометр; *7* — переменное сопротивление; *8* — катушка взаимной индукции; *9* — намагничивающее устройство; *10* — образец; *11* — измерительная катушка в случае использования для намагничивания соленоида; *12* — измерительная катушка при использовании пермеаметра

ничивания). После этого, надвинув на образец измерительную катушку, соединенную с баллистическим гальванометром (или с флюксметром), и включая поле в направлении, противоположном намагничиванию, сдвигают катушку с образца [1] и измеряют отклонение измерительного прибора. Это отклонение пропорционально магнитному потоку, т. е. $4\pi I \times s$, где s — поперечное сечение образца, см^2. Последовательно повторяя эти операции при одновременном увеличении напряженности размагничивающего поля (так же как и при баллистическом методе), определяют коэрцитивную силу. Ее величина численно равна напряженности этого поля, когда $4\pi I = 0$.

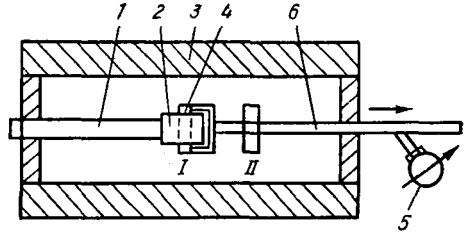


Рис. 80. Схема установки для определения коэрцитивной силы: *1* — приспособление для установки и закрепления образца; *2* — образец; *3* — соленоид; *4* — измерительная катушка; *5* — баллистический гальванометр или флюкметр; *6* — приспособление для установки и перемещения измерительной катушки от I к II

3. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ [2]

Лабораторные работы по изучению фазового состава сплавов методом измерения удельного электросопротивления и температурного коэффициента удельного электросопротивления можно выполнять любым из методов, указанных на с. 119—122. Метод выбирают в зависимости от приборов, имеющихся в лаборатории. Более желательно применение двойного моста. При использовании метода амперметра — вольтметра или простого моста лучше применять образцы из проволоки малого диаметра (0,5—1 мм), но большой длины (1—2 м) с тем, чтобы сопротивление было возможно большим. Проволоку лучше навить в виде спирали, более удобной для измерений и проведения термической обработки.

При работе с двойным мостом можно применить образцы круглые или квадратные диаметром или стороной от 3 до 10 мм и длиной от 80 до 150 мм (в зависимости от размеров имеющихся зажимных приборов). Необходимые пояснения о различных методах и измерительных схемах, а также о мерах повышения точности измерения приведены в гл. V.

Каждый студент выполняет одну из приводимых задач [3].

№ 50. Определить, изменяет ли увеличение содержания углерода в стали ее фазовое состояние в равновесном состоянии.

Для решения задачи: а) измерить удельное электрическое сопротивление трех образцов углеродистой стали с 0,2; 0,5 и 0,9% С;

---

[1] При этом катушка остается в поле той же напряженности, что и образец.

[2] Работы по магнитному анализу не приведены; измерения магнитных свойств предусмотрены в лабораторных работах по термической обработке (задачи № 203, 214—216).

[3] Термическая обработка может быть предварительно выполнена лабораторией.

б) показать графически зависимость электросопротивления стали от содержания углерода; в) определить, используя закономерности Н. С. Курнакова — диаграммы *состав—свойство*, какому фазовому состоянию отвечает полученная зависимость.

№ 51. Определить влияние закалки на фазовое состояние стали.

Для решения задачи: а) измерить удельное электросопротивление стали с 0,4; 0,7 и 0,9% С в отожженном состоянии и после закалки [1]; б) показать на графике изменение электросопротивления стали в зависимости от содержания углерода в отожженном и в закаленном состояниях и объяснить полученную зависимость.

№ 52. Определить влияние закалки на фазовое состояние стали.

Для решения задачи: а) измерить удельное электросопротивление стали с 0,2; 0,5 и 0,7% углерода в отожженном состоянии и после закалки [2]; б) показать на графике зависимость электросопротивления стали от содержания углерода в отожженном и закаленном состояниях и объяснить полученную зависимость.

№ 53. Определить изменение фазового состояния стали в результате закалки от разных температур. Для решения задачи: а) измерить удельное электросопротивление стали с 0,4 и 0,9% углерода в отожженном состоянии и после закалки [3] при 700, 750, 800, 850 и 900° С; б) построить графически зависимость удельного электрического сопротивления каждой стали от температуры закалки и определить интервал температур, отвечающих изменению фазового состояния стали.

№ 54. Определить изменение фазового состояния закаленной стали при отпуске.

Для решения задачи: а) измерить удельное электросопротивление стали с 0,8% С после закалки при 780° С с охлаждением в воде и последующего отпуска при 100, 200, 400 и 600° С в течение 30 мин, а также после отжига; б) показать на графике изменение электросопротивления в зависимости от температуры отпуска и установить, в каком температурном интервале фазовое состояние закаленной стали изменяется наиболее резко и когда это состояние совпадает с отожженным.

№ 55. Определить изменение фазового состояния закаленной стали при отпуске.

Для решения задачи: а) измерить удельное электросопротивление стали с 0,5% С после закалки при 850° С с охлаждением в воде и последующего отпуска при 100, 200, 400 и 600° С в течение 30 мин, а также после отжига; б) показать на графике изменение электросопротивления в зависимости от температуры отпуска и установить, в каком температурном интервале фазовое состояние закаленной стали изменяется наиболее резко и когда это состояние совпадает с отожженным.

№ 56. Определить влияние легирующих элементов на фазовое состояние стали.

---

[1] Образцы сталей закалить при 850, 820 и 800° С с охлаждением в воде.

[2] Образцы сталей закалить при 900, 820 и 800° С; охлаждение в воде.

[3] Охлаждение в воде.

Для решения задачи: а) измерить удельное электрическое сопротивление отожженных углеродистых сталей с 0,2; 0,5 и 0,7% углерода, а также отожженных хромистых сталей с тем же содержанием углерода; б) показать на графике зависимости электросопротивления углеродистых и легированных сталей от содержания углерода и объяснить причины различия в этих зависимостях с учетом их фазового состояния.

№ 57. Определить, изменяет ли увеличение содержания цинка в меди фазовое состояние сплавов в равновесном состоянии.

Для решения задачи: а) измерить удельное электрическое сопротивление четырех образцов — меди, латуни с 10% цинка (Л90), латуни с 20% цинка (Л80) и с 30% цинка (Л70); б) построить график зависимости удельного электрического сопротивления сплавов от содержания цинка; в) определить, используя закономерности Н. С. Курнакова — диаграммы *состав—свойство*, какому фазовому состоянию отвечает полученная зависимость.

№ 58. Определить, изменяет ли увеличение содержания цинка в меди фазовое состояние сплавов в равновесном состоянии.

Для решения задачи: а) измерить удельное электрическое сопротивление пяти образцов — меди, латуни с 10% цинка (Л90), латуни с 30% цинка (Л70), латуни с 38% цинка (Л62) и с 41% цинка (Л59); б) построить график зависимости удельного электрического сопротивления сплавов от содержания цинка; в) определить, используя закономерности Н. С. Курнакова — диаграммы *состав—свойство*, при какой концентрации цинка и в каком направлении изменяется указанное состояние сплавов.

№ 59. Определить, в каком направлении и почему изменяется температурный коэффициент электросопротивления при увеличении степени легированности сплавов.

Для решения задачи: а) измерить удельное электросопротивление меди, латуни с 20% цинка (Л80), латуни с 30% цинка (Л70) и латуни с 41% цинка (Л59) при 20 и при 100° С; б) вычислить средний температурный коэффициент электросопротивления; в) построить графически зависимость удельного электросопротивления и его среднего температурного коэффициента ($\alpha_{20-100°C}$) от содержания цинка и объяснить полученные зависимости.

№ 60. Определить, в каком направлении и почему изменяется температурный коэффициент сплавов при образовании твердых растворов.

Для решения задачи: а) измерить удельное электрическое сопротивление меди, никеля и сплава константан (МНМц40-1,5) при 20 и 100° С; б) вычислить средний температурный коэффициент электросопротивления в интервале 20—100° С ($\alpha_{20-100°C}$) и указать области техники, для которых важное значение имеет величина этого температурного коэффициента.

№ 61. Определить характер изменения фазового состояния дур алюмина в процессе изотермического искусственного старения.

Для решения задачи: а) измерить удельное электрическое сопротивление сразу после закалки образцов дуралюмина при 500° С

с охлаждением в воде и после отжига при 320° С, 1 ч; б) измерить удельное электрическое сопротивление образцов дуралюмина после закалки и старения при 175° С в течение 15, 30, 45 и 60 мин; в) построить график изменения удельного электросопротивления в зависимости от продолжительности старения и, сопоставив его значение с закаленным и отожженным образцами, указать направление изменения фазового состояния сплава при старении.

№ 62. Определить характер изменения фазового состояния дуралюмина в процессе искусственного старения.

Для решения задачи: а) измерить удельное электрическое сопротивление дуралюмина сразу после закалки при 500° С с охлаждением в воде и после отжига при 320° С, 1 ч; б) измерить удельное электрическое сопротивление образцов дуралюмина после предварительной закалки и искусственного старения при 100, 150, 175 и 200° С в течение 30 мин; в) построить график изменения удельного электросопротивления в зависимости от продолжительности старения и, сопоставив его значение с закаленным и отожженным образцами, указать направление изменения фазового состояния сплава при старении.

ГЛАВА VI

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МЕТОДОВ ИСПЫТАНИЙ

Механические свойства материалов в большой степени зависят от вида напряженного состояния, создаваемого в процессе испытания, а следовательно, от характера выполняемого испытания.

По этой причине применяют принципиально различающиеся методы определения механических свойств, а именно: 1) на образцах; 2) на готовых деталях.

В испытаниях первой группы используют образцы определенной и постоянной формы и размеров. Для большинства образцов они установлены стандартами. Следовательно, в этих испытаниях механические свойства определяются в условиях одинакового заранее задаваемого напряженного состояния. Несомненное преимущество таких испытаний — возможность характеристики и сравнения как свойств материалов разных плавок, неизбежно отличающихся химическим составом, способом изготовления и обработкой, так и изменений, вносимых в их химический состав или в условия обработки. Другое преимущество — сравнительная простота в выполнении испытаний и независимость их от большого числа переменных факторов, которые могли бы проявляться в ходе испытания. Ценность испытаний этого типа дополнительно возрастает в связи с тем, что они выполняются в течение многих лет (в том числе известные испытания на растяжение или на усталость более 100 лет). Поэтому для разных металлов в технической литературе — справочниках и монографиях — накопился очень большой и систематизированный материал,

который может быть удобно использован для необходимого сравнения со свойствами вновь создаваемых и испытываемых материалов.

Необходимо, однако, учитывать и ограниченность результатов испытаний, выполняемых на образцах постоянной формы. Прежде всего отсутствует прямое совпадение, а часто и более широкая зависимость между свойствами, определяемыми на образцах, и поведением материала в готовых деталях, имеющих иную и чаще более сложную конфигурацию и воспринимающих более сложное напряженное состояние.

Кроме того, в указанных испытаниях используются образцы небольшого сечения. Между тем в крупных деталях встречается больше пороков материала (ликвация в металлах, поры, микротрещины), понижающих механические свойства.

В испытаниях второй группы, называемых натурными и проводимых на готовых деталях, определяется поведение материала в условиях того напряженного состояния, которое возникает в условиях, максимально приближенных или даже полностью совпадающих с условиями эксплуатации того или иного механизма, узла или конструкции.

Для некоторых механизмов, особенно изготовляемых большими однотипными сериями, подобные испытания получили широкое применение. К ним, в частности, относятся испытания шарикоподшипников на долговечность, проводимые на специально оборудованных стендах, испытания многих коленчатых валов ответственного назначения в специальных установках и т. п. В более широком смысле к этим испытаниям можно отнести проверку годности многих двигателей, в частности в автомашинах в опытных пробегах и др.

Недостатком испытаний этой второй группы является трудность использования получаемых данных для других деталей, работающих в иных условиях эксплуатации и при изменении вида напряженного состояния. Кроме того, в таких испытаниях не всегда удается отделить роль и свойства материала от роли конструктивных факторов. Наконец, испытания готовых деталей достаточно сложны по технике выполнения, очень длительны и требуют больших затрат.

Можно выделить еще один вид механических испытаний — промежуточный между рассмотренными выше и выполняемый на образцах сравнительно сложной формы. Задача таких испытаний — определить поведение материала в более сложном напряженном состоянии, чем в испытаниях первой группы. Сюда относятся: испытания на растяжение образцов, устанавливаемых в испытательных машинах с перекосом (эксцентриситетом), т. е. при совместном воздействии растяжения и изгиба, испытания образцов со специально наносимым надрезом. В этом случае в большей степени, чем для гладких образцов простой формы, учитывается поведение деталей, имеющих надрезы, например, в виде галтелей, шпоночных канавок и т. п., в присутствии которых измеряется распределение напряжений по сечению и объему и создаются локальные концентрации напряжений. Применяют также испытания полых образцов, находящихся одновременно под внутренним гидростатическим давлением и т. д. Методика

одного из характерных испытаний этого типа, а именно испытаний на вязкость разрушения, приведена ниже (с. 157).

В технике более широко применяют определения на образцах сравнительно простой формы. Они проводятся практически для каждой изготовляемой партии материала, предназначаемого для изготовления деталей ответственного назначения. Получаемые данные являются исходными для характеристики свойств материалов и их качества.

При выполнении их удается также в определенной степени уменьшить роль указанных выше недостатков. Материалы, используемые для тяжелонагруженных и ответственных деталей и механизмов, подвергают не одному, а нескольким видам испытаний, в которых возникающее напряженное состояние оказывается различным. Эти испытания рассматриваются ниже; они выполняются в условиях как статического, так и динамического нагружения, а также при переменных нагрузках.

2. СТАТИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ

Существует несколько способов определения механических свойств материалов в условиях статического нагружения. Способ испытания выбирают в зависимости от создаваемого напряженного состояния (характеризуемого прежде всего «жесткостью» способа, т. е. отношением максимальных касательных к максимальным нормальным напряжениям) и пластичности испытываемого материала.

Испытания на растяжение

В этих испытаниях создается однородное напряженное состояние по сечению образца (гладкого цилиндрического или плоского), и материал находится под действием нормальных и касательных напряжений. Доля нормальных напряжений является преобладающей; величина максимальных касательных напряжений составляет половину от максимальных нормальных растягивающих: $\sigma_{max}/S_{max} = 0{,}5$. Такое испытание называется «жестким».

Это означает, что основные механические свойства: прочностные и пластические в испытаниях на растяжение могут быть определены преимущественно для сравнительно пластичных материалов, разрушению которых предшествует отчетливо наблюдаемая пластическая деформация. Существенно, что такими материалами являются наиболее широко применяемые в технике конструкционные стали, цветные металлы и большая часть полимерных материалов. Испытания на растяжение [1] пригодны и для инструментальных сталей в тех

[1] Для малопластичных материалов (чугуны, большинство сталей в закаленном и низкоотпущенном состоянии, некоторые полимерные материалы) испытания на растяжение являются чрезмерно жесткими и почти не применяются. Эти материалы очень чувствительны даже к небольшим перекосам, возможным при установке образцов в испытательной машине, и часто разрушаются в начале испытания.

случаях, когда они имеют достаточную пластичность (после высокого отпуска или отжига, т. е. при пониженной твердости).

Испытания гладких образцов из этих материалов стали применять раньше других способов определения механических свойств, и они являются до настоящего времени наиболее распространенным (кроме измерений твердости, рассматриваемых в гл. VII) способом определения механических свойств. Приводимые в литературе сведения о механических свойствах материалов указываются в большинстве случаев для условий определения на растяжение гладких образцов.

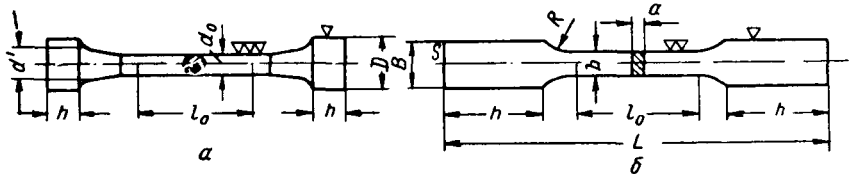


Рис. 81. Форма и размеры образцов для испытаний на растяжение:
а — цилиндрический образец; *б* — плоский образец

В испытаниях на растяжение определяют характеристики прочности: временное сопротивление (предел прочности) $\sigma_в$, предел текучести $\sigma_т$ ($\sigma_{0,2}$) и реже предел пропорциональности $\sigma_{пц}$ и характеристики пластичности: относительное удлинение δ и относительное сужение ψ.

Для испытаний на растяжение применяют цилиндрические или плоские образцы, форма и размеры которых установлены ГОСТ 1497—61 (рис. 81, табл. 11).

Таблица 11

СТАНДАРТНЫЕ ОБРАЗЦЫ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Образец	Расчетная длина l_0, мм	Сечение образца, мм²	Диаметр цилиндрического образца d_0, мм	Символы для обозначения кратности образца (относительного удлинения)
Нормальный:				
длинный	200	314	20	δ_{10}
короткий	100	314	20	δ_5
Пропорциональный:				
длинный	$11{,}3\sqrt{F_0}$	Произвольное	Произвольный	δ_{10}
короткий	$5{,}65\sqrt{F_0}$	То же	То же	δ_5

Испытания выполняют на машинах механического или гидравлического действия. Они автоматически фиксируют величины приложенной нагрузки и изменения длины образца (диаграмма растяжения); запись выполняется в увеличенном масштабе.

Образцы нагружают на машине плавно возрастающей нагрузкой [1]. Сначала удлинение образца возрастает пропорционально прилагаемой нагрузке.

Затем, после достижения определенной величины нагрузки, начинает нарушаться прямолинейная зависимость между нагрузкой и удлинением образца. Условное напряжение, отвечающее началу отклонения от линейной пропорциональной зависимости между напряжением и деформацией, называется *пределом пропорциональности* $\sigma_{пц}$ и равно отношению нагрузки $P_{пц}$ к начальной площади поперечного сечения образца:

$$\sigma_{пц} = P_{пц}/F_{нач} \text{ кгс/мм}^2.$$

Величину $P_{пц}$, по которой находят предел пропорциональности, можно также с некоторым приближением определить графически на диаграмме растяжения [2].

При нагружении до предела пропорциональности отношение между напряжением σ и удлинением образца ε определяется по закону Гука:

$$\sigma = E\varepsilon,$$

откуда

$$E = \sigma/\varepsilon.$$

Модуль упругости E является постоянной материала и на диаграмме растяжения характеризует крутизну подъема кривой деформации. Чем больше модуль упругости, тем меньшую деформацию получает материал при одинаковом напряжении и тем больше его жесткость. Каждый материал имеет определенный модуль упругости, сравнительно мало зависящий от структуры металла и его обработки. Величина модуля упругости E для различных металлов составляет, кгс/мм^2:

Стали	$20 \cdot 10^3$
Меди	$10 \cdot 10^3$
Алюминия	$7 \cdot 10^3$
Титана	$11 \cdot 10^3$

При нагружении до предела пропорциональности в металле возникают упругие деформации. Удлинение образца при этом незначительно. Для стали, имеющей предел пропорциональности 20 кгс/мм^2, удлинение в области упругих деформаций в момент приложения нагрузки составит

$$\varepsilon = \sigma/E = 20/20\,000 = 0{,}001;$$

т. е. величина упругой деформации не превышает в этом случае 0,1%.

---

[1] В более совершенных машинах можно изменять нагрузку в широких пределах (от нескольких граммов до тонн) при сохранении постоянным вида напряженного состояния. Кроме того, при наличии индуктивных датчиков можно записывать удлинение образца с увеличением в 1000 раз, что значительно повышает точность определения.

[2] Отклонение от линейной зависимости между нагрузкой и удлинением должно достигнуть такой величины, когда тангенс угла наклона кривой деформации с осью нагрузок увеличится на 50% своего значения на линейном упругом участке.

Модуль упругости меди в два раза меньше, но удлинение в области упругих деформаций тоже незначительно, так как предел пропорциональности меди ниже, чем стали.

После снятия нагрузки, не превышающей предела пропорциональности, растянутый образец сокращается практически до исходной длины.

При приложении нагрузки, близкой или большей $P_{пц}$, в металле появляется незначительная пластическая деформация; в случае снятия нагрузки образец не возвращается полностью в исходное состояние, а получает небольшую остаточную деформацию. Условное напряжение, отвечающее появлению остаточной деформации после нагружения образца, называется *пределом упругости* металла.

Переход из области упругих деформаций [1] в область пластических происходит постепенно и начинается в разных зернах металла при неодинаковых нагрузках; поэтому положение предела упругости трудно определить непосредственно на диаграмме растяжения. За предел упругости принимают то наибольшее напряжение, которое выдерживает испытуемый металл, показывая при снятии нагрузки остаточную деформацию определенной величины. В качестве технического (условного) предела упругости принимают напряжение, при котором остаточная деформация составляет 0,05 от первоначальной расчетной длины образца [2].

Дальнейшее увеличение нагрузки усиливает пластическую деформацию и на кривой растяжения наблюдается криволинейный участок.

Кривые растяжения низкоуглеродистой стали и отожженной алюминиевой и марганцовистой бронзы в отличие от остальных металлов показывают скачкообразный переход из упругой области в пластическую. Этот переход наблюдается на кривой в виде горизонтального участка (или «зуба» текучести), показывающего, что образец удлиняется почти без возрастания нагрузки P. Наименьшее напряжение, при котором продолжается деформация образца без заметного увеличения нагрузки, называется пределом текучести (физическим).

Большинство металлов и, в частности, средне- и высокоуглеродистые стали не обнаруживают такого горизонтального участка на диаграмме растяжения. Поэтому за условный предел текучести принимают то напряжение, которое вызывает в образце остаточное удлинение, равное 0,2% начальной расчетной длины образца:

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_{нач} \text{ кгс/мм}^2.$$

Предел текучести можно с точностью, достаточной для технических расчетов, определить непосредственно на диаграмме растяжения, вычерчиваемой на машине, тогда как предел упругости надо определять с помощью тензометрии. Поскольку абсолютные значения пре-

[1] В области упругих деформаций реального металла наблюдаются неупругие эффекты: упругое последействие, релаксация напряжений, упругий гистерезис и внутреннее трение.

[2] В ряде случаев допуск на остаточную деформацию принимается меньше: равным 10^{-3}—10^{-4}%.

делов пропорциональности, упругости и текучести мало отличаются друг от друга, то при проектировании конструкций и деталей машин во многих случаях расчет допускаемых напряжений проводят от предела текучести.

Увеличение нагрузки выше предела текучести вызывает пластическую деформацию во всех объемах металла и его упрочнение. Поэтому нагрузка, необходимая для растяжения образца, постепенно возрастает, достигая наибольшего значения в точке b на рис. 82. Напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке P_b и предшествующее разрушению образца, называется *временным сопротивлением* (*пределом прочности*) *при растяжении* σ_b:

$$\sigma_b = P_b/F_{\text{нач}} \text{ кгс/мм}^2.$$

Для пластических металлов наибольшая нагрузка при растяжении соответствует не разрушению, а переходу пластической деформации от равномерной к сосредоточенной на определенном небольшом (обычно более ослабленном) участке по длине образца. В таком участке происходит местное более значительное уменьшение сечения растягиваемого образца, обнаруживаемое по образованию шейки [1]. Следовательно, *предел прочности характеризует сопротивление пластической деформации*. Дальнейшее приложение большей нагрузки усиливает развитие пластической деформации, что значительно уменьшает сечение (развитие шейки). Вследствие этого уменьшается абсолютная нагрузка, необходимая для разрушения образца.

При определении пределов пропорциональности, упругости, текучести и прочности соответствующая им нагрузка P относилась к начальной площади поперечного сечения образца, т. е. площади образца до испытания. Практически при растяжении образца в области упругой деформации или близко от нее, т. е. при определении пределов пропорциональности и упругости, можно пренебречь весьма небольшим изменением площади сечения образца. Однако в области пластической деформации изменение сечения образца становится значительным; поэтому для определения пределов прочности и текучести можно относить соответствующую нагрузку не к исходной площади образца, а к его действительной площади, которую он имеет в момент приложения соответствующей нагрузки.

Напряжения, определенные по отношению приложенной нагрузки к начальной площади образца, называют *условными напряжениями*, а определенные по отношению к действительной площади — *истинными*.

На рис. 83 приведена схематическая кривая истинных напряжений. Предел текучести в этом случае обозначается S_s, а предел прочности, или точнее истинное сопротивление разрушению, S_k. Очевидно, что величины S_s и S_k больше величин $\sigma_т$ и $\sigma_в$. Это различие более значительно для пластичных металлов, получающих большую дефор-

[1] Стали с аустенитной структурой, способные к значительному упрочнению (наклепу), деформируются достаточно равномерно по длине и разрушаются почти без образования шейки.

мацию при растяжении, и незначительно для хрупких металлов. Вместе с тем различие между величинами S_k и $\sigma_в$ в свою очередь больше, чем между величинами $S_т$ и $\sigma_т$, поскольку при нагружении до предела текучести деформация образца еще не столь значительна.

Для стали экспериментально определить S_k сложно, тем более что на испытательной машине трудно установить нагрузку, отвечающую моменту разрушения образца, так как при этом нагрузка быстро снижается. Однако эти определения как более точные получают теперь большее применение.

В практике заводских испытаний определяют условные напряжения; в литературе также чаще указывают значения $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$.

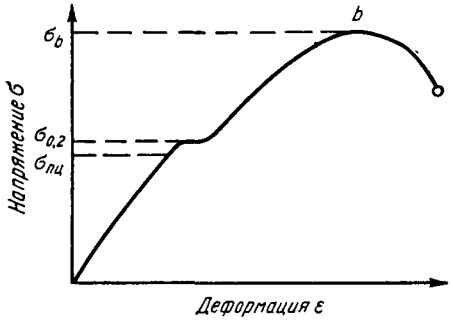


Рис. 82. Схематическая диаграмма растяжения образцов из пластичных материалов

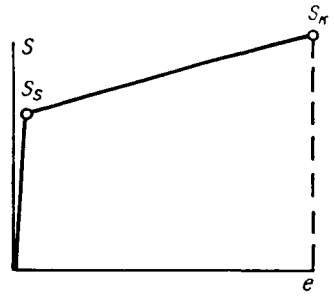


Рис. 83. Схематическая диаграмма истинных напряжений (при растяжении)

Хрупкие металлы при растяжении почти не испытывают пластической деформации. Предел текучести этих металлов по своему абсолютному значению почти такой же, как предел прочности. При достижении предела прочности происходит разрушение образца.

Измерения длины и сечения образцов после их разрушения позволяют определить пластичность испытанного материала.

Относительное удлинение δ — отношение (в процентах) приращения расчетной длины образца, остающегося после разрыва, к его начальной расчетной длине:

$$\delta = \frac{l_{кон} - l_{нач}}{l_{нач}} 100\%.$$

Абсолютное удлинение $l_{кон} - l_{нач}$, полученное при растяжении, складывается из равномерного удлинения всего образца Δl_1 и сосредоточенного (местного) удлинения образца в шейке Δl_2.

Равномерное удлинение Δl_1 зависит от свойств металла и пропорционально длине образца l, а сосредоточенное удлинение Δl_2 также зависит от свойств металла, но не зависит или мало зависит от начальной длины образца l.

Таким образом, общее удлинение образца зависит от расчетной длины и свойств металла образца и изменяется при изменении его размеров. Для получения сравнимых результатов ГОСТ установлены размеры образцов для испытаний на растяжение (см. с. 137).

Кроме того, относительное удлинение зависит от места разрыва образца; чем дальше от середины находится место разрыва, тем меньше удлинение образца. Таким образом, относительное удлинение является условной характеристикой свойств металла и позволяет лишь качественно судить, какой металл и в каком состоянии лучше воспринимает пластическую деформацию.

Относительное сужение ψ — отношение (в процентах) наибольшего уменьшения площади поперечного сечения образца к начальной площади его поперечного сечения $F_{нач}$:

$$\psi = \frac{F_{нач} - F_{кон}}{F_{нач}} 100\%.$$

Площадь поперечного сечения круглого образца в месте разрыва можно определить достаточно точно, так как сечение образца после разрушения сохраняет форму круга. Более сложно рассчитать поперечное сужение на плоских образцах.

Пластичность определяет также способность материала к перераспределению, а следовательно, к снижению локальных пиковых напряжений, возникающих в местах расположения дефектов строения, различных концентраторов напряжений. Поэтому при повышенной пластичности меньше опасность хрупких внезапных разрушений, и в этом случае для изделий можно назначать более высокие напряжения.

Для характеристики свойств материалов существенно, что абсолютные значения пластичности (δ, ψ) изменяются непропорционально изменению прочностных свойств. Относительное удлинение и сужение, как правило, тем ниже, чем больше прочность ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$). Наоборот, пластичность металлов возрастает в случае снижения прочности.

По этим причинам часто приходится ограничивать предел прочности, который может быть достигнут термической обработкой. Для конструкционных сталей $\sigma_в$, как правило, не больше 110—150 кгс/мм^2 (кроме мартенситно стареющих, указанных на с. 399).

Для *полимерных материалов* используются такие же образцы, как и для металлов. В испытаниях этих материалов определяют главным образом предел прочности ($\sigma_в$), а для более пластичных также и предел текучести ($\sigma_{0,2}$).

Необходимо, однако, учитывать отличия в условиях испытаний образцов из полимерных материалов по сравнению с рассмотренными выше испытаниями для металлов. Прочность этих материалов сильно зависит от длительности испытания и снижается с увеличением времени испытания. Поэтому при указании прочности полимерных материалов необходимо приводить длительность испытания (если оно было несколько больше обычных кратковременных).

Кроме того, механические свойства многих полимерных материалов зависят от поглощения ими влаги. Необходимо учитывать влажность помещения, в котором они хранятся до испытания, а затем испытываются.

Испытания на сжатие

В испытаниях на сжатие максимальные касательные напряжения значительно (вдвое) превышают величину максимальных нормальных сжимающих напряжений: $\tau_{max}/S_{max} = 2$. Поэтому сжатие — осевое и особенно объемное — является наиболее мягким способом нагружения.

Испытания на сжатие наиболее пригодны для хрупких материалов, образцы которых разрушаются практически без пластической деформации, следовательно, без уширения (образования бочки), а именно для инструментальных сталей в состоянии высокой твердости (при необходимости определения предела текучести), для белых и малопластичных серых чугунов (а также горных пород, цементов).

Прочность указанных металлов при сжатии по указанным причинам в 1,5—3 раза выше прочности, определяемой при растяжении.

Существенно, что при сжатии можно определять предел текучести малопластичных металлов. Это выполняется при последовательном нагружении возрастающими нагрузками (или разгружении) с замером остающейся деформации.

Для пластичных материалов испытания на сжатие малопригодны. Они не определяют достаточно отчетливо влияния структуры на механические свойства; кроме того, образцы таких материалов сильно деформируются, принимая бочкообразную форму, и оказываются в условиях объемного неравномерного сжатия, что еще больше затрудняет определение механических свойств. При дальнейшем увеличении нагрузки образцы сплющиваются; это не позволяет во многих случаях довести их до разрушения и определить сопротивление разрушению и полную пластичность. Вместе с тем прочность пластичных металлов при сжатии мало отличается от их прочности при растяжении.

Относительное укорочение (δ) и относительное уширение (ψ) образца в испытаниях на сжатие (вместо удлинения и сужения при растяжении) [1] определяются по формулам

$$\delta = \frac{l_{нач} - l_{кон}}{l_{нач}} 100\%$$

и

$$\psi = \frac{F_{кон} - F_{нач}}{F_{нач}} 100\%.$$

Схематическая диаграмма сжатия приведена на рис. 84.

Результаты испытаний зависят от формы и размеров образцов. По ГОСТ 2055—43 следует испытывать образцы диаметром от 10 до 25 мм и высотой, равной диаметру. Разрушение образцов малопластичных металлов происходит обычно по плоскостям, направленным под углом 45° к оси образца.

[1] Поэтому истинные напряжения, определяемые при сжатии, меньше условных (в отличие от испытаний на растяжение).

Однако при испытании коротких образцов более значительное влияние оказывают силы трения между торцовыми поверхностями образца и опорами; они затрудняют перемещение металла в этих участках и влияют на результаты испытаний. Для устранения трения необходимо изменять форму образца или применять насадки разной формы, что усложняет испытания. Вместе с тем ослабление трения изменяет характер разрушения: в образце возникают продольные трещины, и вследствие изменения условий течения металла разрушение наступает при меньшей нагрузке.

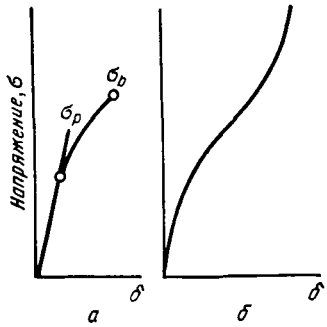


Рис. 84. Схематическая диаграмма сжатия:
а — хрупкого материала; *б* — пластичного материала

Испытания на кручение

В испытаниях на кручение величина максимальных касательных напряжений близка к нормальным: $\tau_{max}/S_{max} = 0{,}8$. Эти испытания являются средними по жесткости по сравнению с испытаниями на растяжение и на сжатие.

Прочностные свойства при кручении мало отличаются для большинства металлов от получаемых при растяжении. Тем не менее испытания на кручение, несмотря на несколько большую сложность выполнения, получают более широкое применение для пластичных, а также для малопластичных металлов из-за ряда преимуществ по сравнению с испытаниями на растяжение.

Образцы при кручении не образуют шейки, вследствие чего крутящий момент возрастает вплоть до их разрушения. Пластическая деформация протекает почти равномерно по длине образца. Это позволяет более надежно определять деформации и напряжения в очень пластичных, особенно чистых металлах. В испытаниях же на растяжение такие металлы образуют очень большую шейку; происходящее при этом неодинаковое изменение сечения растягиваемого образца затрудняет точный расчет деформаций.

Малопластичные металлы, испытания которых на растяжение представляют значительные затруднения, получают в испытаниях на кручение вполне измеримую деформацию, что позволяет определить их основные механические свойства.

Вместе с тем испытания на кручение позволяют по виду излома образцов определить характер разрушения. Излом, перпендикулярный оси образца, указывает на вязкое разрушение (от среза), характерное для пластичных металлов. Излом по винтовой линии образца указывает на хрупкое разрушение (от отрыва).

Машина для испытаний на кручение снабжена устройством, позволяющим записывать в увеличенном масштабе кривую деформации образца в координатах крутящий момент — угол закручивания.

Для определения углов закручивания, величина которых незначительна, в частности углов, отвечающих моментам M_p (при дости-

жении предела пропорциональности) и M_e (при достижении предела упругости), применяют экстензометры, в частности зеркальный прибор. Угол закручивания определяется как разность углов (угловых показателей) φ_1, φ_2 поворота сечений f_1 и f_2, находящихся на концах расчетной длины образца.

Для испытаний на кручение применяют цилиндрические образцы (рис. 85), чаще всего диаметром 10 мм (и не менее 5 мм) и расчетной длиной 100 мм, с головками квадратного сечения. Для менее пластичных материалов (например, для сталей высокой твердости) переход от цилиндрической части к головкам делают более плавным.

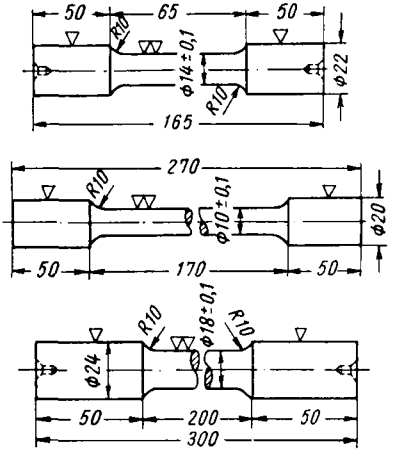


Рис. 85. Образцы для испытаний на кручение

В испытаниях на кручение определяют: *модуль упругости* при сдвиге G; характеристики *прочности*: предел пропорциональности $\tau_{пц}$, условный предел текучести $\tau_{0,3}$, истинный предел прочности τ_k, условный предел прочности τ_b; *пластичность* металла: относительный сдвиг при кручении γ.

Для определения *модуля упругости при сдвиге* G образец нагружают крутящим моментом, соответствующим начальному касательному напряжению τ_0. Рекомендуется согласно ГОСТ 3565—58 принимать τ_0 для стали равным около 3 кгс/мм², для других металлов — не более 10% от ожидаемого предела пропорциональности. Затем устанавливают зеркальный прибор, отмечают нулевое значение угла закручивания и нагружают образец крутящим моментом, не выводящим напряжение в образце за предел пропорциональности.

Модуль упругости определяют по формуле

$$G = \frac{Ml}{(\varphi_1 - \varphi_2) I_p},$$

где M — крутящий момент (за вычетом начального), кгс/мм;
l — расчетная длина образца, мм;
φ_1 и φ_2 — угловые показатели (углы закручивания) на концах расчетной длины, рад;
I_p — полярный момент инерции, мм⁴ (для цилиндрического сечения $I_p = \pi d^4/32$).

Предел пропорциональности $\tau_{пц}$ рассчитывают по формуле

$$\tau_{пц} = M/W,$$

где W — момент сопротивления, мм³ (для цилиндрического сечения $W = \pi d^3/16$).

Крутящий момент M определяют следующим образом. После нагружения образца крутящим моментом, соответствующим начальному касательному напряжению, и установки зеркального прибора догружают образец последовательно вначале большими ступенями (нагрузками до двух третей ожидаемого предела пропорциональности), а затем малыми ступенями нагрузки и отмечают угловую деформацию после каждого нагружения.

Нагружение малыми ступенями прекращают, когда угловая деформация от нагружения малыми ступенями превысит в 2—3 раза угловую деформацию, созданную первым малым нагружением. По полученным данным строят кривую кручения. На участке кривой, на котором еще не наблюдается отклонений от закона Гука, определяют средний угол закручивания на малую ступень нагружения. Найденную величину увеличивают на 50% и крутящий момент M_1, отвечающий этой точке, принимают для расчета предела пропорциональности.

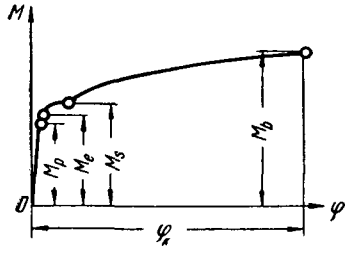


Рис. 86. Диаграмма кручения

Предел текучести $\tau_{0,3}$ можно определять графически по диаграмме кручения (рис. 86), если она получена в большом масштабе по деформации.

Эту же величину определяют по формуле

$$\tau_{0,3} = M/W.$$

Значение крутящего момента M, отвечающего достижению предела текучести, вычисляют по ГОСТ 3565—58.

Условный предел прочности τ_b определяют по формуле

$$\tau_b = M_к/W,$$

где $M_к$ — наибольший момент кручения, предшествующий разрушению образца.

Для определения истинного предела прочности τ_k образец догружают до наступления заметной пластической деформации. После этого образец догружают небольшими, по возможности одинаковыми ступенями и отмечают для нескольких ступеней крутящий момент M и соответствующие угловые показатели φ_1 и φ_2. Для нескольких разностей $\varphi_1 - \varphi_2$, соответствующих точкам кривой непосредственно перед разрушением, вычисляют удельный угол закручивания θ в радианах:

$$\theta = \frac{\varphi_1 - \varphi_2}{l},$$

где l — расчетная длина образца.

На основании полученных данных строят участок кривой зависимости M от O и для точки кривой, соответствующей наибольшему крутящему моменту, определяют графически величину $dM/d\theta$; она равна тангенсу угла наклона между касательной к данной точке и осью абсцисс (θ).

Истинный предел прочности определяют по формуле Людвика—Кармана:

$$\tau_к = \frac{4}{\pi d^3}\left(3M_к - \theta\frac{dM}{d\theta}\right),$$

где $M_к$ — наибольший крутящий момент, предшествующий разрушению.

Относительный сдвиг при кручении γ (%) определяют по формуле

$$\gamma = \frac{(\varphi_1 - \varphi_2)\,d}{2l}\,100 \text{ или } \gamma = \frac{\theta d}{2}\,100,$$

где φ_1 и φ_2 — угловые показатели перед разрушением образца, а

$$\theta = \frac{\varphi_1 - \varphi_2}{l}.$$

Для пластичных металлов, у которых величина упругой деформации относительно мала (по сравнению с пластической), допускается принимать общий сдвиг, определенный по указанной формуле, за остаточный.

Для малопластичных металлов, у которых упругая деформация относительно велика (по сравнению с пластической), из величины общего сдвига, определенного по указанной формуле, следует вычесть [1] величину упругого сдвига γ_y:

$$\gamma_y = \frac{\tau}{G}\,100,$$

где τ — предел прочности при кручении;
G — модуль сдвига исследуемого металла.

Испытания на изгиб

При изгибе в соответствующих зонах образца действуют как растягивающие, так и сжимающие напряжения. Поэтому испытания на изгиб являются более мягким способом нагружения, чем растяжение, но более жестким, чем сжатие.

Эти испытания применяют для малопластичных материалов, главным образом для серых и белых чугунов, инструментальных сталей в состоянии высокой твердости, а также с целью определения влияния коррозии (см. гл. VIII). Прочность этих материалов при изгибе (из-за влияния сжатой зоны) больше, чем при растяжении, но меньше, чем при сжатии.

Недостатком испытаний на изгиб (по сравнению с испытаниями на растяжение и на сжатие) является то, что при изгибе в образце создается неоднородное напряженное состояние. Это затрудняет анализ поведения металла в процессе нагружения.

Для пластичных металлов испытания на изгиб не применяют, так как образцы из этих металлов изгибаются до соприкосновения обоих

[1] Расчет является приближенным.

концов без разрушения. Это не позволяет, как и в испытаниях на сжатие, определять сопротивление разрушению и максимальную пластичность [1].

Для испытаний на изгиб применяют образцы круглого или прямоугольного (лучше квадратного) поперечного сечения, которые помещают концами на две опоры. Для устранения смятия в опорах лучше применять относительно малые нагрузки; это достигается выбором длинных образцов с соотношением $l : h \geqslant 10$.

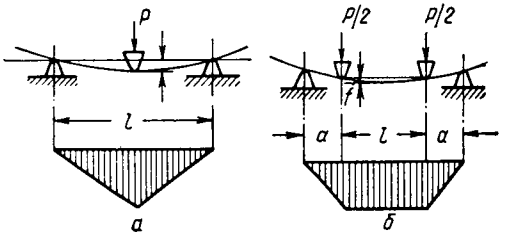


Рис. 87. Схема испытаний на изгиб:
а — сосредоточенный; *б* — чистый

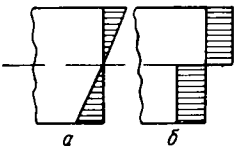


Рис. 88. Распределение напряжений при изгибе:
а — в области упругих деформаций; *б* — в области пластических деформаций

Испытывать на изгиб можно:

1) сосредоточенной нагрузкой, приложенной в середине пролета (рис. 87); этот способ применяют чаще. Наибольший изгибающий момент

$$M_{\text{изг}} = \frac{Pl}{4};$$

2) двумя разными нагрузками $P/2$, приложенными на равных расстояниях от опор (испытания на чистый изгиб); расстояние от опоры целесообразно принимать равным одной трети расчетной длины образца (см. рис. 87). При чистом изгибе

$$M_{\text{наиб}} = \frac{Pa}{2}.$$

Испытания в условиях чистого изгиба лучше выявляют свойства исследуемого материала. В этом случае разрушение образца происходит в том сечении на участке l, которое из-за особенностей строения и, в частности, макроскопической или микроскопической неоднородности данного материала является более ослабленным.

Однако напряженное состояние, возникающее при чистом изгибе, более сложно, чем при сосредоточенном.

При сосредоточенном изгибе образец разрушается чаще всего в месте приложения нагрузки P, т. е. в произвольно выбранном (относительно возможных дефектов внутреннего строения) сечении.

---

[1] Для оценки таких материалов применяют технологические испытания в виде многократного изгибания в противоположные стороны на 180° (пробы на перегиб). Качество материалов характеризуется числом перегибов, которые выдержал испытуемый образец до разрушения.

Прочность при изгибе определяется по отношению

$$\sigma_{изг} = M_{наиб}/W,$$

где W — момент сопротивления; для образцов круглого сечения $W = \pi d^3/32$, а для образцов прямоугольного сечения $W = bh^2/6$. Эти значения момента сопротивления соответствуют изгибу в области упругих деформаций (рис. 88, *а*).

При изгибе пластичных металлов в зоне значительных пластических деформаций и разрушения образца момент сопротивления составляет для образцов прямоугольного сечения (рис. 88, *б*)

$$W = bh^2/4.$$

Для хрупких металлов, разрушение которых происходит при изгибе без видимой пластической деформации (белые и серые чугуны, высокоуглеродистые стали в закаленном состоянии без отпуска), значения момента сопротивления очень близки к указанным значениям $bh^2/6$ и $\pi d^3/32$.

Для малопластичных металлов, разрушению которых предшествует небольшая пластическая деформация (закаленные инструментальные и другие стали с твердостью *HRC* 52—62), значение момента сопротивления лежит между $bh^2/6$ и $bh^2/4$ (для образцов прямоугольного сечения). Точный расчет момента сопротивления более сложен. С некоторым приближением его можно принимать как $bh^2/6 \cdot 1{,}2$.

Для менее пластичных материалов чаще ограничиваются определением прочности при изгибе ($\sigma_{изг}$).

Величина прогиба, определяемая при разрушении, не может надежно характеризовать пластичность таких материалов. Она зависит главным образом от прочности испытуемого образца, так как доля пластической деформации в этих случаях незначительна и, как правило, меньше упругой.

3. ИСПЫТАНИЯ ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗКАХ

(на усталость)

Испытания применяют для характеристики поведения материала как пластичного, так и хрупкого в условиях повторно-переменного приложения нагрузки. В таких условиях металлы обнаруживают более низкую прочность по сравнению с определяемой в статических испытаниях.

Поскольку многие детали работают в условиях повторно-переменных нагрузок (например, коленчатые валы в условиях симметричного цикла, шатуны в условиях асимметричного цикла и т. д.), испытания на усталость приобретают все большее значение. В справочниках и в литературе наряду со свойствами, определенными испытанием на растяжение и на ударную вязкость, указывают значения предела выносливости.

Разрушение металла в результате повторно-переменных (усталостных) нагрузок наступает внешне внезапно, без видимых признаков

пластической деформации, является хрупким и происходит под действием нормальных напряжений. Излом в месте разрушения обнаруживает два различных по виду участка. Меньший участок, прилегающий к поверхностным слоям, имеет гладкую (притертую) поверхность и называется *областью усталостного излома*; бóльший участок имеет грубое кристаллическое строение, характерное для излома в статических испытаниях.

Видимое и, казалось бы, внезапное разрушение металла в действительности наступает не сразу. Сначала в наиболее напряженном или ослабленном участке под действием повторных нагрузок возникает пластическая деформация, вызывающая небольшую трещину. При повторном и неоднократном приложении и снятии нагрузки эта трещина увеличивается, постепенно превращаясь в участок усталостного излома, и ослабляет опасное сечение. Когда часть сечения (объема), оставшаяся неразрушенной, не может выдержать всей приложенной нагрузки, наступает быстрое (внезапное) разрушение детали.

Свойство металла выдерживать большое число циклов переменных нагрузок называют *выносливостью*. Наибольшее напряжение, которое выдерживает металл без разрушения при повторении большого, заранее заданного числа циклов переменных нагрузок, называют *пределом выносливости* [1].

Величина предела выносливости зависит от числа циклов переменных нагрузок и характера самого цикла, так как нагрузки могут быть знакопеременными (растяжение и сжатие) или без изменения знака. Цикл может быть:

а) симметричным, если напряжения противоположны по знаку и равны;

б) асимметричным, если напряжения неодинаковы по величине (хотя и могут иметь одинаковый знак).

При симметричном цикле предел выносливости оказывается более низким. Его чаще определяют в этих условиях и число циклов знакопеременных нагружений устанавливают достаточно большим (см. с. 152).

Между пределом прочности на растяжение и пределом выносливости существует приблизительная количественная зависимость. Для стали предел выносливости, определенный при изгибе вращающихся гладких образцов, составляет от 0,45 до $0{,}55\sigma_b$, или, что более характерно, около $0{,}25S_k$. Предел выносливости при кручении составляет 0,5÷0,6 от предела выносливости при изгибе [2]. Однако этими зависимостями нельзя пользоваться без учета следующих соображений:

1. Повышению предела прочности, достигаемому изменением химического состава стали и применением термической обработки, соответствует значительно меньшее возрастание предела выносливо-

[1] В ряде случаев определенный предел выносливости при повышенных напряжениях и сравнительно небольшом числе циклов (малоцикловая выносливость).

[2] В условиях симметричного цикла для пластичных металлов.

сти. Для стали, особенно легированной в состоянии повышенной прочности при $\sigma_b > 90$—120 кгс/мм², если при этом заметно снижается пластичность, предел выносливости (для гладких образцов) соответствует меньшему значению приведенного здесь коэффициента, а для стали с мартенситной или троостито-мартенситной структурой может быть еще ниже. Такое снижение предела выносливости в меньшей степени наблюдается у новых сталей высокой прочности: мартенситно стареющих (см. табл. 23).

2. Предел выносливости значительно более резко, чем предел прочности при растяжении, зависит от состояния поверхности образца. Недостаточная чистота поверхности после резания (шероховатость меньше класса 6), наличие участков коррозии или обезуглероженного слоя могут резко снизить предел выносливости. В этом же направлении влияют различные включения (неметаллические, а в стали и крупные карбиды), газовые пузыри. В поверхностных участках с такими дефектами при повторно-переменном нагружении усиливается концентрация напряжений и быстрее начинается усталостный излом.

По этим причинам операции, улучшающие качество поверхности (хонингование, полирование), и методы обработки, повышающие прочность поверхностного слоя и создающие в нем сжимающие напряжения (цементация, азотирование), увеличивают предел выносливости. Весьма эффективной является также дробеструйная обработка и обкатка роликами стальных деталей, вызывающая наклеп поверхностного слоя.

3. Наличие в детали надрезов и резких переходов по сечению, вызываемых конструктивными соображениями, значительно понижает по тем же причинам предел выносливости материалов, особенно стали повышенной прочности (при пониженной пластичности).

Более пластичные материалы, например дуралюмин и латунь, менее чувствительны к надрезам и под действием этих факторов меньше снижают предел выносливости. Это же относится к серым чугунам, в которых пластинчатые включения графита играют роль внутренних надрезов.

4. Большое влияние на предел выносливости оказывают размеры детали (образца). Увеличение диаметра образца конструкционной стали с 7 до 200 мм снижает предел выносливости на 50—60%. Еще больше снижается предел выносливости сталей, имеющих избыточные карбиды, неравномерность распределения которых возрастает в крупных сечениях.

Предел выносливости определяют на машинах различных конструкций, позволяющих получить повторно-переменные напряжения при изгибе, растяжении, сжатии, кручении или ударе (главным образом в условиях симметричного цикла). Выбор условий испытания зависит от требований, которым должен удовлетворять испытуемый металл в готовой детали. Предел выносливости чаще определяют при изгибе вращающихся образцов и реже при кручении или ударе. Значения предела выносливости пластичных материалов, найденные в условиях изгиба и растяжения, достаточно близки.

Схема машины и форма образца для испытаний на изгиб при вращении приведены на рис. 89.

Предел выносливости при изгибе определяют [1] на основании испытания серии образцов (не менее 6 шт.), одинаковых по составу, обработке, форме и состоянию поверхности. Первый образец испытывают при постоянном напряжении, равном для сталей $0{,}6\sigma_b$, а для легких сплавов $0{,}4\sigma_b$. Для второго и последующего образцов напряжение каждый раз снижают или повышают на 2 или 4 кгс/мм² в зависимости от числа циклов, вызывающих разрушение первого образца. Таким

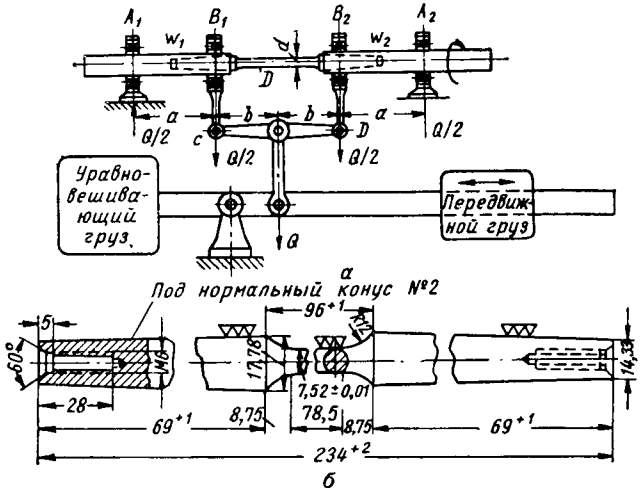


Рис. 89. Схема машины для определения выносливости при изгибе вращающихся образцов (*а*); форма и размеры образца (*б*)

образом находят то наибольшее напряжение, при котором образец выдерживает без разрушения заданное число циклов. Разность между напряжением для последних двух образцов из проверяемой серии не должна превышать 2 кгс/мм².

Предел выносливости стальных образцов определяют обычно на базе 5 млн. циклов [2]. Для сталей, вновь применяемых или назначаемых для изготовления деталей, длительность работы которых может значительно превышать 5 млн. циклов, базу испытаний устанавливают до 10 млн. циклов.

Предел выносливости образцов из легких литейных сплавов (алюминиевых или магниевых) определяют на базе 20 млн. циклов, а легких деформируемых сплавов — на базе 10 млн. циклов (или на иной базе, задаваемой в зависимости от условий работы детали).

---

[1] Методика испытаний для определения предела выносливости рекомендована ГОСТ 2860—65.

[2] Это относится только к испытаниям при комнатной температуре. В условиях высокотемпературных испытаний на усталость число циклов, составляющих базу испытаний, значительно увеличивается.

При указании предела выносливости отмечают базу испытаний при которой проводили испытания.

По полученным результатам строят кривую в координатах $\sigma—N$ (рис. 90). Для стали и некоторых других металлов эта кривая с увеличением числа циклов испытаний асимптотически приближается к горизонтали. Такой ход кривой показывает, что увеличение числа циклов сверх $10^6—10^7$ почти не снижает предела выносливости стали. Наибольшее напряжение, соответствующее в этих условиях приближению к горизонтальной линии, принимают за предел выносливости.[1]

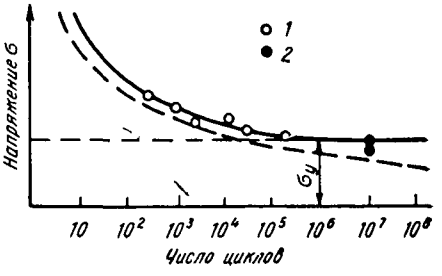


Рис. 90. Диаграмма $\sigma—N$ для расчета предела выносливости:

1 — образец разрушился; *2* — образец не разрушился

Однако получаемая экспериментальная кривая непрерывно снижается для дуралюмина после естественного старения; ряда других цветных металлов; крупных стальных образцов (см. пунктирную линию на рис. 90) и образцов, испытываемых в условиях одновременного воздействия усталости и коррозии. Для этих условий предел выносливости определяют лишь для определенного числа циклов (например, 10^8); такой предел выносливости является условным и его величина зависит от продолжительности работы детали.

На величину предела выносливости влияют также условия ведения испытаний. Перерыв в процессе испытаний или же предварительная тренировка при нагрузках, меньших предела выносливости, и даже перегрузка образца, но в определенных пределах, повышают предел выносливости.

4. ДИНАМИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ

Эти испытания применяют для металлов с решеткой объемноцентрированного куба и, следовательно, для сталей (главным образом пластичных конструкционных), для цинка и его сплавов, а также для некоторых полимерных материалов. Динамические испытания ценны тем, что материалы, не проявляющие хрупкости в испытаниях при растяжении, как относительно мягком способе нагружения, становятся хрупкими под действием ряда факторов, которые могут возникать в эксплуатации: большой скорости деформирования, т. е. при ударных нагрузках, при наличии надрезов или трещин, двухосного и трехосного напряженного состояния, понижении температуры и т. д.

---

[1] В условиях симметричного цикла нагружения предел выносливости обозначается σ_{-1}, при асимметричном цикле σ_2 (r — коэффициент асимметрии цикла — отношение наименьшего напряжения цикла к наибольшему с учетом алгебраического знака), при знакопеременном цикле нагружения — обозначение $\sigma_{\leqslant 0}$, при знакопостоянном $\sigma_{>0}$, при отнулевом цикле σ_0 и при отнулевом цикле сжатия σ_∞.

Склонность стали к хрупкому разрушению возрастает, если она имеет повышенное содержание фосфора, крупное зерно, распределение карбидов по границам зерен, полосчатость (в последнем случае хрупкость возрастает в определенных направлениях, см. гл. II).

Динамические испытания получают применение и для сталей в состоянии высокой твердости, в частности инструментальных.

Эти испытания излишни для сталей и сплавов с аустенитной структурой, дуралюминов, однофазных латуней и бронз; такие сплавы трудно перевести в хрупкое состояние.

Определения ударной вязкости

Ударной вязкостью $a_н$ для пластичных и $a_{б.\,н}$ для более хрупких материалов, определяемой в рассматриваемых здесь испытаниях, называется отношение работы ударного разрушения (путем изгиба) образца к площади его поперечного сечения в месте надреза [1] (кгс·м/см^2).

На рис. 91 показан образец основного типа. Размеры образца, форма надреза и способ обработки места надреза оказывают большое влияние на результаты испытаний. Надрезы надо выполнять абразивным камнем, а в мягких металлах — фасонной фрезой с дополнительным шлифованием или доводкой дна надреза.

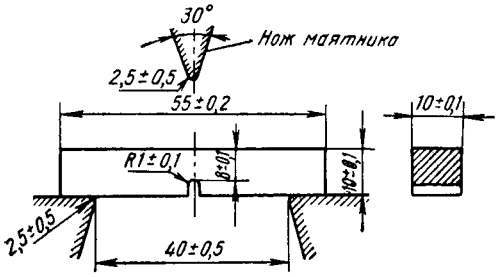


Рис. 91. Форма и размеры образца для испытаний на ударную вязкость

Результаты испытаний зависят также от направления волокон металла; поэтому в технических условиях определяют место вырезки образца и его положение по отношению к направлению деформации при прокатке, ковке или штамповке, в частности вдоль прокатки (продольные образцы), поперек прокатки (поперечные образцы) или в радиальном направлении. Кроме того, например, при вырезке образцов из металла сортовых профилей (круглых, квадратных и т. п.) ось надреза у поперечных образцов может быть параллельна направлению полосчатости металла, а при вырезке образцов из листов и полос надрез должен быть перпендикулярен к поверхности проката. В процессе изготовления образцов надо избегать наклепа и нагрева, а при их термической обработке — окисления и обезуглероживания. Если последние нельзя полностью устранить при нагреве, то образец надо шлифовать после термической обработки. Рекомендуется проводить надрез после термической обработки.

Определение ударной вязкости выполняют на копрах (рис. 92). Разрушение выполняют маятником, свободно качающимся в опорах и имеющим нож определенной формы и размеров.

---

[1] $a_н$ — образец с надрезом; $a_{б.\,н}$ — образец без надреза.

Образец устанавливают на нижних опорах копра симметрично относительно опор и так, чтобы надрез был обращен в сторону, противоположную направлению удара.

Вначале маятник поднимают в верхнее положение и закрепляют с помощью защелки. В этом положении маятник обладает потенциальной энергией Ph_1, где P — вес маятника; h_1 — высота подъема. Затем маятник опускают. При падении он разрушает образец и поднимается

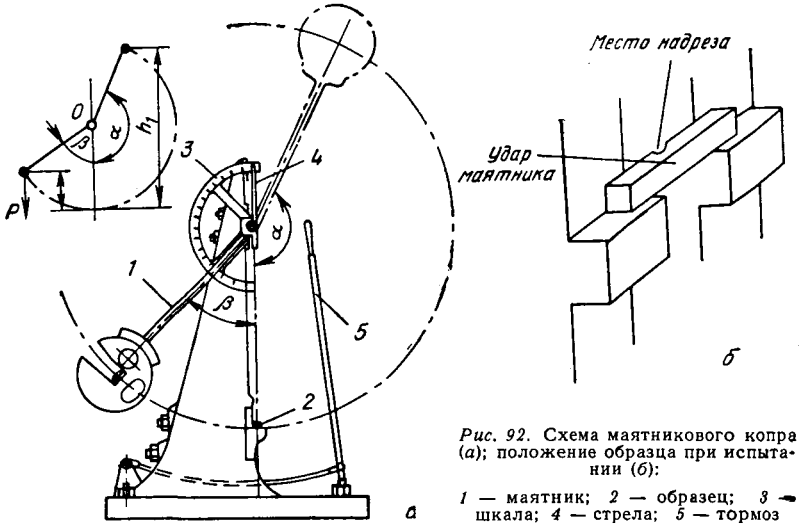


Рис. 92. Схема маятникового копра (*а*); положение образца при испытании (*б*):
1 — маятник; *2* — образец; *3* — шкала; *4* — стрела; *5* — тормоз

на некоторую высоту h_2, обладая энергией Ph_2, меньшей чем Ph_1. Разность между Ph_1 и Ph_2 определяет работу, затраченную на разрушение образца.

Стрелка *4*, установленная на станине копра, захватывается маятником и указывает на шкале *3* угол подъема маятника после разрушения образца. Работа разрушения $A_н$ определяется по формуле

$$A_н = Pl(\cos\beta - \cos\alpha),$$

где l — расстояние от оси маятника до его центра тяжести;

α и β — углы подъема соответственно до и после разрушения.

Угол α принимают постоянным, переводя стрелку перед началом испытания в положение, соответствующее 0° на шкале.

Весь расчет работы разрушения можно не проводить, так как копры снабжают таблицей, в которой против каждой величины угла указаны соответствующие значения $A_н$.

Чем меньше работа разрушения $A_н$, тем более точным должно быть измерение; поэтому для образцов, показывающих небольшую работу разрушения, надо применять менее мощный копер. Удобными для испытания являются маятниковые копры, в которых можно изменять высоту подъема маятника и тем самым изменять энергию удара.

Зная работу разрушения $A_н$, можно определить величину ударной вязкости:

$$a_н = A_н/F \text{ кгс} \cdot \text{м/см}^2,$$

где F — площадь поперечного сечения образца в месте надреза, см^2.

В приведенной формуле работа разрушения $A_н$ отнесена к площади поперечного сечения образца в месте надреза. Между тем удар маятника воспринимается не площадью сечения образца, а определенным объемом вокруг места надреза, в котором происходит деформация. Чем больше этот деформируемый объем, тем выше способность металла рассредоточить деформацию и больше величина ударной вязкости.

Ударная вязкость снижается при повышении прочностных свойств (если одновременно ухудшается пластичность). Однако для инженерных решений надо учитывать следующую важную особенность изменений вязкости. В сопротивлении ударному разрушению участвует, хотя и неодинаково, определенный объем материала по всему поперечному сечению образца (детали). Между тем при кручении или изгибе при однократном или циклическом нагружении максимальные напряжения создаются только в наружном слое, и серединные слои остаются почти не нагруженными. Поэтому упрочнение, создаваемое поверхностной обработкой, индукционным нагревом, холодной деформацией и в меньшей степени химико-термической обработкой, почти не снижает вязкости (кроме деталей небольшого сечения).

Более правильным было бы отнести работу разрушения к единице деформированного объема. Однако экспериментальное определение этого объема очень сложно. Поэтому для вычисления ударной вязкости применяют более простой, но условный прием, произведя деление работы разрушения $A_н$ на площадь поперечного сечения в месте разрушения. Можно также ограничиваться определением работы разрушения стандартного образца, не относя ее к площади поперечного сечения.

Работа разрушения малопластичных металлов (в частности, сталей с твердостью более *HRC* 55), определяемая на образцах с надрезом, по абсолютной величине незначительна и может не превышать рассеивания результатов, получаемого в испытаниях серии образцов пластичной стали, одинаковых по составу и обработке. Поэтому для более хрупких металлов применяют образцы без надреза.

Ударная вязкость при динамических испытаниях изменяется при понижении температуры (в условиях, когда вязкое разрушение становится хрупким) значительнее, чем свойства, определяемые в статических испытаниях. Поэтому испытания на ударную вязкость используют для определения хладноломкости, т. е. перехода стали из вязкого в хрупкое состояние при пониженных температурах (рис. 93).

При понижении температуры сначала наблюдается постепенное снижение ударной вязкости; при определенной температуре она достигает наиболее низкого значения, которое при еще большем понижении

температуры уже не изменяется. Температуры t_1 и t_2 (см. рис. 93) называют соответственно верхней и нижней температурами хрупкости или порогами хладноломкости.

Переход в хрупкое состояние сопровождается изменением характера разрушения, а следовательно, и вида излома. У конструкционных сталей в отожженном и улучшенном состоянии в изломе при верхней температуре (t_1) наблюдается визуально (см. гл. II) $\geqslant$90% вязкой составляющей (волокнистый излом), а при низкой температуре $\sim$90% хрупкой составляющей (кристаллический излом). Этот признак рекомендуется (по А. П. Гуляеву) для более точного определения температур t_1 и t_2. Он, однако, неприменим для конструкционных сталей с повышенной твердостью (более *HRC* 45—50) и для сталей, содержащих больше 0,6% С; в таких сталях зоны вязкой и хрупкой составляющих в изломе плохо различимы, так как они располагаются совместно в пределах одного или нескольких зерен.

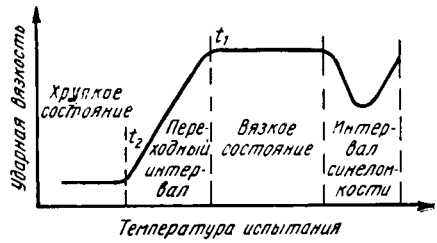


Рис. 93. Схематическая диаграмма испытания ударной вязкости в зависимости от температуры испытания

Верхняя температура хрупкости у отдельных сталей может находиться выше 0° С. Поэтому испытания выполняют от +50 (и даже +100° С для некоторых легированных высокоуглеродистых сталей) до —60° С, если металлы должны быть использованы в условиях атмосферных колебаний температур. Испытания образцов в этом случае ведут при разных температурах с интервалом 20—25° С. По достижении заданной температуры при нагреве или охлаждении образцы немедленно разрушают. С этой целью у копра устанавливают термостат и охлаждающее устройство (проще всего сосуд со смесью спирта или бензин с твердой углекислотой). Продолжительность переноса и испытания образца не должна превышать 10—15 с.

Вязкость металла в рассмотренных динамических испытаниях ограничивается определением величины общей работы ударного разрушения, т. е. сопротивления образованию и развитию трещины. Между тем работа разрушения определяется работой, затрачиваемой на зарождение трещины ($A_з$) и ее распространение ($A_р$). Для более полной и надежной характеристики поведения металла в условиях динамического нагружения во многих случаях надо знать эти отдельные составляющие общей работы разрушения.

5. ИСПЫТАНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ

Материалы, особенно высокопрочные, не проявляющие хрупкости при относительно мягких условиях нагружения, становятся хрупкими при действии ряда факторов: наличии трещин или надрезов, двух- или трехосного напряженного состояния, понижении температуры и т. д.

Величины ударной вязкости ($a_н$) и удельной работы распространения трещины при ударном изгибе образца с трещиной ($a_{т.у}$) * не характеризуют в достаточной мере склонность конструкционных материалов к хрупкому разрушению. Это связано с тем, что, во-первых, $a_н$ и $a_{т.у}$ являются характеристиками сопротивления разрушению конкретного образца при заданных условиях нагружения в лабораторных условиях. Во-вторых, ударная вязкость ($a_н$) является интегральной характеристикой, учитывающей энергию зарождения и энергию распространения трещины, в то время как в реальном металле всегда имеются готовые трещины, для зарождения которых не требуется энергии. В-третьих, $a_н$ и $a_{т.у}$ могут быть использованы только в качестве отборочных, но не служебных характеристик, гарантирующих безопасность от разрушения.

Более полную характеристику вязкости металлов дают испытания на вязкость разрушения. В этих испытаниях строят диаграммы разрушения, показывающие зависимость прироста длины трещины от приложенного напряжения (или числа циклов нагружения), что позволяет вычислять вязкость разрушения. Она характеризуется величиной коэффициента интенсивности напряжений K (кгс/мм$^{3/2}$) в вершине трещины или силой G (кгс/мм, кгс·м/см^2), необходимой для продвижения трещины на единицу длины. K и G связаны между собой соотношениями: $G = K^2/E$ для плоского напряженного состояния, когда напряжение по толщине образца равно нулю и разрушение происходит посредством сдвига. При этом плоскость излома составляет с плоскостью образца угол, близкий к 45°, или $G = K^2(1 - \mu)^2/E$ для условий плоской деформации, где μ — коэффициент Пуассона. В этом случае плоскость излома перпендикулярна поверхности образца, деформация по толщине равна нулю и разрушение происходит путем отрыва.

При нагружении образца с трещиной в ее вершине создается местное повышение растягивающих напряжений (рис. 94):

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1 + \sin\frac{\theta}{2} - \sin\frac{3}{2}\theta\right).$$

На оси X — $\theta = 0$ и, следовательно, $\sigma_y = K/\sqrt{2\pi r}$.

Отсюда видно, что поле растягивающих напряжений в вершине трещины определяется только величиной K, называемой коэффициентом интенсивности повышения растягивающих напряжений в вершине трещины или просто коэффициентом интенсивности напряжений. Эта величина не зависит от r и θ и является некоторой константой материала, определяемой из опыта для образца данного типа.

$K = \sigma\sqrt{\pi l}$ для образца бесконечных размеров (l — полудлина трещины) и $K = \sigma\sqrt{\pi l}, y$ для образца конечной ширины; величина y — поправка на конечную ширину образца (или K — тарировка) и выводится из анализа напряжений для каждого типа образца.

Самопроизвольное разрушение наступает как только в результате медленного роста трещины величина K достигнет некоторой критической величины, определяемой в свою очередь критическим значением длины трещины (l_c) и напряжения на образце.

Критическая величина K для условий плоского напряженного состояния обозначается K_c, а для условий плоской деформации K_{1c}.

---

* Величина $a_{т.у}$ характеризует работу распространения трещины. Она определяется на образце размером 10×10×55 мм с V-образным надрезом глубиной 1,5 мм, от дна которого идет специально нанесенная усталостная трещина (частота нагружений обычно 300—400 циклов/мин) глубиной 1—2 мм. Величина $a_{т.у} = A/F$, где A — работа разрушения, кгс·м; F — поперечное сечение (нетто), см^2, в месте надреза и трещины.

Для испытаний применяют образцы с центральной трещиной (рис. 95). От отверстия, просверленного в центре образца, делают надрез, в обе стороны от которого затем создают усталостные трещины. Для получения достоверных значений вязкости разрушения необходимо, чтобы протяженность пластической зоны в вершине создаваемой усталостной трещины была меньше возникающей при последующем разрыве (при определении K_{1c}) и чтобы путь, проходимый трещиной до перехода в закритическую стадию (при определении K_c), был меньше. Это достигается подбором величины максимального растягивающего напряжения цикла, которая не должна пре-

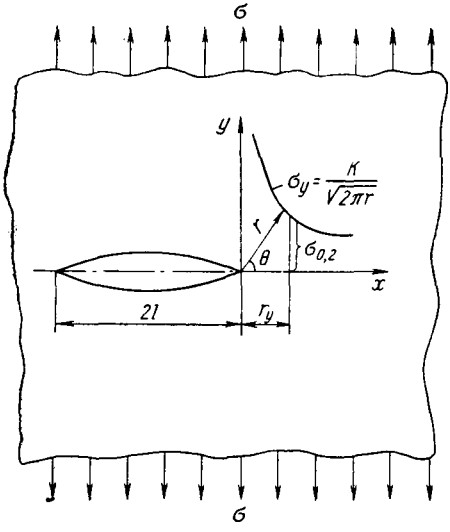


Рис. 94. Распределение напряжений в вершине трещины в бесконечной пластине под действием растягивающих напряжений

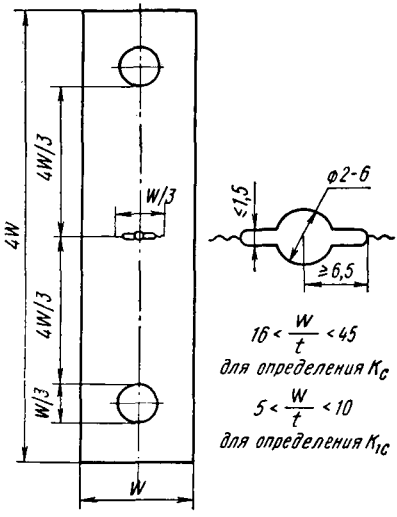


Рис. 95. Образец с центральной трещиной для испытания на вязкость разрушения при растяжении

вышать 0,5σ и быть такой, чтобы нанесение трещины длиной 0,3W (где W — ширина образца) происходило за 20 000—30 000 циклов нагружения.

Образец с усталостной трещиной растягивают при пропускании тока большой силы. При приложении нагрузки начинается рост трещины, вследствие чего увеличивается разность потенциалов между ее краями.

Для записи роста трещины в зависимости от нагрузки измеряют разность электрических потенциалов и смещение (раскрытие трещины) между двумя точками, расположенными на оси образца по разные стороны от надреза. Разность потенциалов на обе стороны от развивающейся трещины увеличивается (при условии неизменности силы тока). Схема установки показана на рис. 96. К образцу в точках *А* и *Б* от выпрямителя подводится ток 40 А.

Возникающий сигнал подается через фотоусилитель ∅ 116/2 на двухкоординатный самописец ПДС-021; на его второй вход через тензометрический усилитель подается сигнал с месдозы, служащей для измерения нагрузки на образце.

Запись расшифровывается с помощью тарировочной кривой длина трещины — величина сигнала (ΔE); она приведена на рис. 97 для расшифровки записей образцов, размеры которых пропорциональны размерам образца, указанного на рис. 95. По оси ординат отложена разность потенциалов между точками *А* и *О* в процентах от напряжения на образце.

При этом методе записи длины трещины образец должен быть электрически изолирован от испытательной машины, являющейся по отношению к нему «землей». Токоподводящие контакты располагаются на достаточном расстоянии от поверхности трещины, чтобы малые изменения в их расположении не повлияли на результаты измерений. Их помещают ближе к вершине трещины для обеспечения большей чувствительности к начальному моменту ее развития.

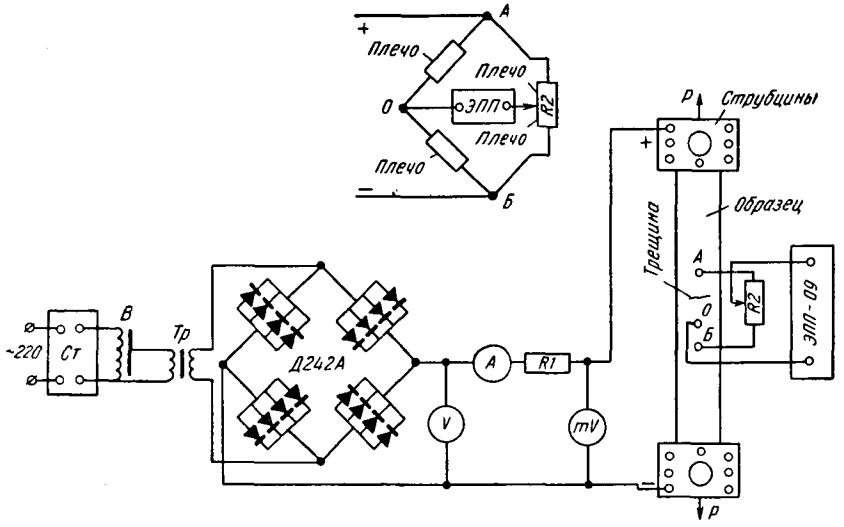


Рис. 96. Схема установки для записи диаграммы разность потенциалов — нагрузка: *Ст* — стабилизатор напряжения; *В* — вариатор; *Тр* — трансформатор; R_1 — постоянное сопротивление (0,5 Ом); R_2 — постоянное сопротивление (500 Ом); *Д242Л* — диоды, вольтметр (до 100 В); *А* — амперметр (до 40 А); *mV* — милливольтметр (до 20 мВ)

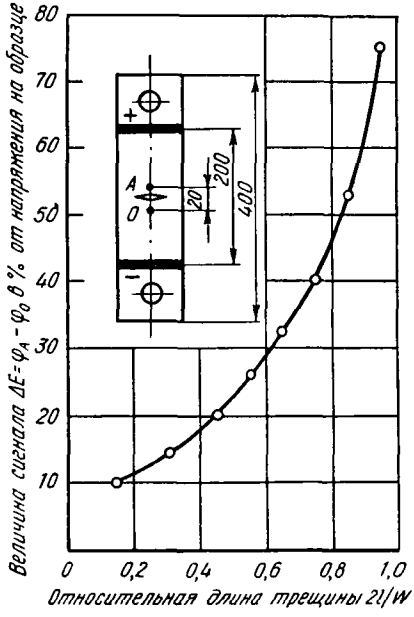


Рис. 97. Тарировочная кривая для пересчета разности потенциалов в длину трещины (для образца со сквозной трещиной)

При измерении смещения используют специальный датчик — гибкий элемент (скоба), который упруго деформируется при раскрытии надреза с трещиной. На этот датчик наклеивают и соединяют по мостовой схеме датчики электрического сопротивления (рис. 98). Необходимо, чтобы достаточная чувствительность сочеталась с высокой степенью линейности выходного сигнала в зависимости от смещения базовых точек. Датчик фиксируется с помощью небольших опорных призм, крепящихся винтами к поверхности образца на его оси по обеим сторонам от надреза с трещиной.

Длина трещины при данной нагрузке определяется затем с помощью тарировочной кривой (рис. 99), построенной с использованием тарировочных образцов со щелями различной длины и указывающей смещение при выбранной базе датчика для каждой известной длины щели в условиях упругого нагружения. Тарировочная кри-

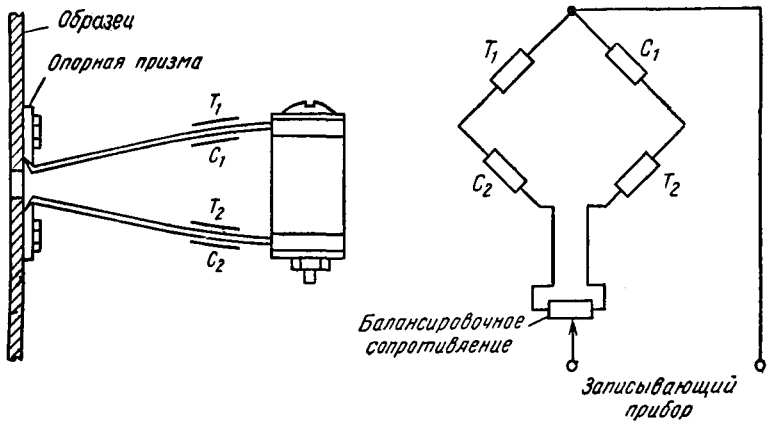


Рис. 98. Устройство и крепление датчика для измерения смещения (конструкция Сроули)

вая этой формы пригодна для любого образца при условии, что все размеры используемого образца и база датчиков пропорциональны эталонному образцу, применяв шемуся при тарировке.

Значения вязкости разрушения вычисляют с использованием:

а) поправки Ирвина, что обеспечивает точность 5—7%:

для плоского напряженного состояния

$$K_c = \frac{P_c}{Wt}\sqrt{\pi l_c}\sqrt{\frac{W}{\pi l_c}\operatorname{tg}\frac{\pi l_c}{W}} = \frac{P_c}{Wt}\sqrt{W\operatorname{tg}\frac{\pi l_c}{W}},$$

для плоской деформации

$$K_{1c} = \frac{P_c}{Wt}\sqrt{\frac{W\operatorname{tg}\frac{\pi}{Wt}l_c}{1-\mu^2}};$$

б) поправки Формана—Кобаяши, позволяющей вычислить значения вязкости разрушения для условий плоского напряженного состояния и плоской деформации с точностью до 1% при длинах трещин не более $0{,}6W$:

$$K = \frac{P_c}{Wt}\sqrt{\pi l_c}\left[1 - 0{,}1\left(\frac{2l_c}{W}\right) + \left(\frac{2l_c}{W}\right)^2\right],$$

где $2l_c$ — критическая длина трещины, мм, в момент достижения максимальной нагрузки на образце P_c, кгс;

W и t — соответственно ширина и толщина образца, мм.

При вычислении K_c и K_{1c} к фактической длине трещины $2l_c$ прибавляют поправку на зону пластической деформации в вершине трещины. Для случая плоской деформации $r_{1y} = \frac{1}{6\pi}\left(\frac{K_{1c}}{\sigma_{0,2}}\right)^2$, а для плоского напряженного состояния $r_y = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_c}{\sigma_{0,2}}\right)^2$.

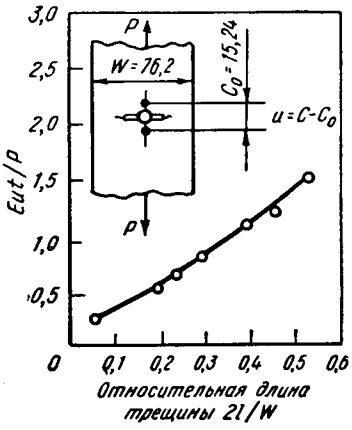


Рис. 99. Тарировочная кривая для преобразования смещения в длину трещины

Расчет K_c ведут методом последовательного приближения, т. е. по фактической полудлине трещины l_c рассчитывается K_c. По полученному значению K_c находят поправку r_y. Затем r_y прибавляют к l_c, и новое значение K_c подсчитывается по длине трещины, равной $(l_c + r_y)$. Для расчета K_c бывает необходимо три-четыре повторения, а для расчета K_{1c} достаточно одного повторения.

Расчет K_c и K_{1c} по формулам линейной механики разрушения правомерен при условии, что в разрушающемся сечении образца не наступает макропластического течения. Поэтому напряжение в сечении — нетто $\sigma_{\text{разр. нетто}} = P_c/t\,(W - 2l_c)$ не должно быть больше $0{,}8\sigma_{0,2}$.

При несоблюдении указанного условия определяются только критическая длина трещины $2l_c$ и разрушающее напряжение $\sigma_c = P_c/Wt$, являющиеся важными сравнительными параметрами материалов.

Величина K_{1c} принимается как коэффициент интенсивности напряжений, при котором длина трещины станет на 2% больше исходной. Соответствующая этому моменту нагрузка, определенная из диаграмм смещение — нагрузка, разность потенциалов—нагрузка, подставляется в формулы для расчета K_{1c}. Величина K_{1c} считается действительной, если толщина образца и исходная длина трещины больше 2,5 $(K_{1c}/\sigma_{0,2})^2$.

6. ИСПЫТАНИЯ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Поведение многих металлов и сплавов и их механические свойства при низких температурах отличается от определяемых при +20° С. Это вызвано прежде всего тем, что с понижением температуры возрастает сопротивление развитию пластической деформации и соответственно повышаются прочностные свойства. При низких температурах наблюдается, кроме того, значительная локализация пластической деформации; могут изменяться также число действующих кристаллографических систем скольжения и механизм развития пластической деформации — от скольжения к двойникованию. В связи с этим при низких температурах усиливается отрицательное влияние крупного зерна и примесей в металлах на пластичность и вязкость.

Особенно сильное снижение этих свойств наблюдается у металлов с решеткой о. ц. к. (что и иллюстрирует существование порога хладноломкости). У металлов с решеткой г. ц. к. эти свойства или снижаются, но весьма замедленно, либо остаются на том же уровне, как и при 20° С.

По этим причинам необходимы прямые определения механических свойств для металлов, используемых в таких конструкциях, как контейнеры для сжиженных газов, оболочки ракет и космических аппаратов, детали холодильных машин и т. п.

Для испытаний при низких температурах используют такие же методы и машины, как и при 20° С. Однако в этом случае в испытательных машинах устанавливают специальные криостаты, в которых испытуемые образцы предварительно охлаждают вплоть до гелиевых температур (—269° С).

Криостаты, применяемые для температур до —70° С, представляют хорошо теплоизолированные камеры, в которых находится смесь твердой углекислоты с ацетоном либо по змеевикам циркулирует в соответствующем количестве жидкий азот.

В криостатах, работающих до —196° С, образец находится в непосредственном контакте с жидким азотом, поступающим в рабочее пространство, между стенками которого для теплоизоляции создается вакуум.

В испытаниях до еще более низких температур: жидкого водорода (—253° С) или жидкого гелия (—269° С) образец находится в непосредственном контакте с этими сжиженными газами, а между стенками криостата для теплоизоляции циркулирует сжиженный азот.

Для испытаний на растяжение криостат крепится к неподвижной траверсе машины; рабочее пространство криостата, в котором находится образец, тщательно герметизируется.

На растяжение испытывают образцы как гладкие, так и с надрезом или специальной формы в случае определения характеристик вязкости разрушения.

Образцы для определения ударной вязкости после охлаждения в контейнере быстро переносят на опоры копра и сразу разрушают. Для предупреждения нагрева образца при переносе его помещают в криостат в специальном бумажном чехле, вместе с которым его испытывают.

7. ИСПЫТАНИЯ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ; ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ

Определения механических свойств металлов при нагреве принципиально отличаются от выполняемых при 20° С. Это вызвано тем, что в области температур, лежащих вблизи или выше температур начала рекристаллизации, протекает медленная пластическая деформация (металл «ползет»). Эти температуры следующие: 300—450° С для сталей, ~100° С для алюминиевых и ~300° С для титановых сплавов.

Поэтому прочностные свойства в условиях длительного нагружения, т. е. при нагреве в условиях эксплуатации, оказываются ниже получаемых при кратковременном нагружении в обычных испытаниях механических свойств. Снижение свойств тем больше, чем длительнее выдержка и выше температуры испытания. Надо, однако, учитывать, что при очень длительном времени нагружения и очень высоких напряжениях металлы могут медленно деформироваться и при 20° С (так называемая, холодная ползучесть).

Механические свойства *полимерных материалов* даже при нормальных температурах значительно больше, чем металлов, зависят от времени нагружения. Кроме того, деформация этих материалов

протекает и при напряжениях, существенно меньших их предела текучести (прочности).

Кратковременные испытания при повышенных температурах. Испытания чаще всего проводят на растяжение на обычных разрывных машинах, снабженных специальной печью. Испытывают стали, предназначенные для деталей машин и инструментов, подвергающихся в эксплуатации воздействию высоких температур, сравнительно короткое время.

Образцы имеют цилиндрическую или плоскую форму (рис. 100): на головках делают резьбу для закрепления в зажимах машины.

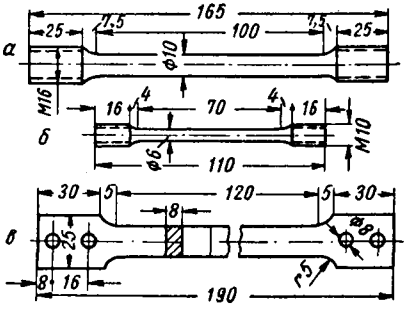


Рис. 100. Образцы для испытаний на растяжение при повышенных температурах:
а — цилиндрический нормального типа;
б — цилиндрический уменьшенных размеров; *в* — плоский

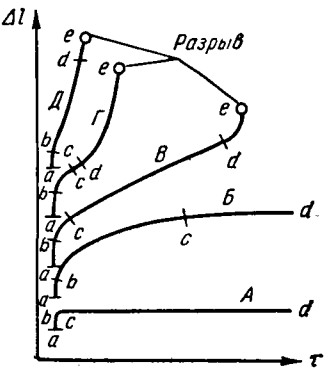


Рис. 101. Кривые ползучести

Образцы устанавливают в печи машины и нагревают до заданной температуры.

На результаты испытаний существенное влияние оказывает скорость приложения нагрузки и продолжительность выдержки образца под нагрузкой при температуре испытания. Влияние этих факторов становится значительным при нагреве сверх указанных выше температур. Поэтому испытания проводят после определенной выдержки (30—60 мин) образца при заданной температуре. Скорость разгрузки (если образец не доводят до разрушения) мало влияет на результаты испытаний.

Характеристики прочности и пластичности определяют таким же способом, как и при обычных испытаниях на растяжение. Для определения условного предела текучести, предела пропорциональности и модуля упругости строят графическим способом диаграмму напряжение—удлинение.

Испытания на ползучесть (*длительные испытания при высоких температурах*). Прочностные свойства металла при длительном нагружении значительно ниже, чем в кратковременных испытаниях (табл. 12).

Развитие пластической деформации (ползучести) при длительном нагружении сильно зависит от условий испытания.

В зависимости от нагрузки, температуры и свойств металла процесс деформации при увеличении продолжительности испытания

Таблица 12

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Сталь	Предел прочности σ_b по данным кратковременных испытаний, кгс/мм²			Предел ползучести (при суммарной деформации 1%) по данным испытаний в течение 10 000 ч, кгс/мм²	
	20° С	600° С	700° С	600° С	700° С
4Х10С2М	90	30	6	6	1
4Х14Н14В2М	104	56	37	12	4,5
4Х18Н25С2	108	56	36	8	3

может протекать с небольшой скоростью или, наоборот, быстро увеличиваться до разрушения (рис. 101).

Ползучесть можно определять при растяжении, кручении, изгибе и при сложнонапряженном состоянии.

Чаще всего ползучесть определяют при растяжении.

Применяют образцы, показанные на рис. 100. Рекомендуется[1] применять цилиндрические образцы диаметром 10 мм и расчетной длиной 100 или 200 мм или плоские шириной 15 мм и расчетной длиной 100 мм.

Испытания можно проводить при: а) постоянной температуре и постоянном напряжении (изотермический метод); б) переменной температуре и постоянном напряжении (дилатометрический метод); в) постоянной температуре и переменном напряжении (релаксационный метод). Более широкое применение получил изотермический метод.

При испытаниях на ползучесть можно определять напряжение, вызывающее: 1) равномерную (установившуюся) скорость ползучести (участок *cd* на кривой *B*; см. рис. 101); 2) определенную суммарную деформацию заданной величины за определенный промежуток времени; 3) напряжение, которое не вызывает деформации (теоретический предел ползучести).

Чаще определяют условный предел ползучести, т. е. напряжение, которое вызывает заданное удлинение (суммарное или остаточное) или заданную скорость ползучести на прямолинейном участке кривой ползучести. Для этой цели результаты испытаний часто выражают в координатах относительное удлинение — время или напряжение — средняя скорость ползучести на прямолинейном участке (в логарифмической системе координат). В последнем случае длительность испытания должна быть не менее 2000—3000 ч и линейный участок не менее 500 ч. Предел ползучести обычно определяют при допусках на удлинение 0,1—1% при длительности испытаний 100, 300, 500 и 1000 ч (если по условиям исследования не требуется иная длительность и иной допуск на деформацию). Иногда результаты, полученные

[1] Метод испытания на ползучесть при растяжении см. ГОСТ 3248—60.

для испытания продолжительностью 1000 ч, экстраполируют для условий более длительной работы детали. Однако такое экстраполирование не может быть надежным, так как действительная скорость ползучести при более длительной выдержке под влиянием процессов структурных превращений может быть иной.

Большая длительность испытаний на ползучесть, зависимость результатов испытаний даже от сравнительно небольших колебаний температуры и необходимость точного измерения весьма малых деформаций требуют применения специальных машин и весьма точных приборов. Точность отсчета по приборам для измерения деформации $\geqslant 0{,}002$ мм.

Испытания на ползучесть проводят следующим образом. Образец нагревают и выдерживают при заданной температуре не менее 60 мин, затем плавно прикладывают предварительную нагрузку, равную приблизительно 10% от заданной общей нагрузки (но она не должна создавать напряжение более 1 кгс/мм^2), и присоединяют прибор для измерения деформации. Если показания прибора остаются неизменными в течение 5 мин, то образец плавно нагружают до заданной нагрузки. При испытании образец, как правило, не доводят до разрушения и получают на диаграмме деформации лишь два участка: начальный криволинейный и следующий за ним почти прямолинейный. После окончания испытания образец разгружают и определяют абсолютную величину остаточного удлинения.

Условный предел ползучести определяют следующим образом:

а) испытывают не менее четырех образцов при заданной температуре и разных напряжениях;

б) на основании полученных первичных кривых ползучести строят диаграммы зависимости между напряжением и суммарным удлинением (или между напряжением и средней равномерной скоростью удлинения на прямолинейном участке в логарифмических координатах);

в) по диаграмме путем интерполяции находят искомое напряжение.

Подобные испытания проводят не менее чем при трех разных температурах и на основании этих данных получают диаграмму зависимости между напряжением и температурой.

Кроме измерения предела ползучести для полной характеристики материалов, предназначенных для работы при повышенных температурах, во многих случаях определяют так называемую длительную прочность.

Длительная прочность характеризует сопротивление материала разрушению под действием длительно приложенной постоянной нагрузки при различных (заранее обусловленных) схемах нагружения—растяжение, изгиб и кручение и обычно постоянной температуре (изотермический метод).

Испытания сортового металла проводят на цилиндрических образцах диаметром 5 или 10 мм с резьбовыми головками, а листового или полосового — на плоских образцах шириной 15 или 10 мм (толщина образцов зависит от сечения материала).

Результаты испытаний в изотермических условиях обычно представляют графически в координатах $\lg \sigma_D$ (где σ_D — напряжение, вызвавшее разрушение) — $\lg \tau_D$ (время, необходимое для разрушения при данном напряжении) или σ_D — $\lg \tau_D$. Зависимость $\lg \sigma_D$ — $\lg \tau_D$ является линейной для относительно непродолжительных испытаний, а σ_D — $\lg \tau_D$ — для испытаний большей продолжительности.

ГЛАВА VII

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛОВ

1. ТВЕРДОСТЬ КАК ХАРАКТЕРИСТИКА СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Твердость металлов. Определения твердости являются широко применяемыми в лабораторных и в заводских условиях способами испытаний для характеристики механических свойств металлов. Это объясняется указываемыми ниже преимуществами измерений твердости по сравнению с другими способами определения механических свойств, рассмотренными в гл. VI.

Твердость металлов измеряют при помощи воздействия на поверхность металла наконечника, изготовленного из малодеформирующегося материала (твердая закаленная сталь, алмаз, сапфир или твердый сплав) и имеющего форму шарика, конуса, пирамиды или иглы.

Существует несколько способов измерения твердости, различающихся по характеру воздействия наконечника. Твердость можно измерять вдавливанием наконечника (способ вдавливания), царапанием поверхности (способ царапания), ударом или же по отскоку наконечника-шарика. Твердость, определенная царапанием, характеризует сопротивление разрушению (для большинства металлов путем среза); твердость, определенная по отскоку, характеризует упругие свойства; твердость, определенная вдавливанием, — сопротивление пластической деформации.

Наибольшее применение получило измерение твердости вдавливанием. В результате вдавливания с достаточно большой нагрузкой поверхностные слои металла, находящиеся под наконечником и вблизи него, пластически деформируются. После снятия нагрузки остается отпечаток. Особенность происходящей при этом деформации заключается в том, что она протекает только в небольшом объеме, окруженном недеформированным металлом. В таких условиях испытания, близких к всестороннему неравномерному сжатию, возникают главным образом касательные напряжения, а доля растягивающих напряжений незначительна по сравнению с получаемыми при других видах механических испытаний (на растяжение, изгиб, кручение, сжатие). Поэтому при измерении твердости вдавливанием пластическую деформацию испытывают не только пластичные, но также металлы (например, чугун), которые при обычных механических испытаниях (на растяжение, сжатие, кручение, изгиб) разрушаются

хрупко почти без макроскопически заметной пластической деформации.

Таким образом, твердость характеризует сопротивление пластической деформации и представляет собой механическое свойство металла, отличающееся от других его механических свойств способом измерения. Я. Б. Фридман предложил рассматривать измерения твердости как «местные механические испытания поверхностных слоев материала».

Преимущества измерения твердости следующие:

1. Между твердостью пластичных металлов, определяемой способом вдавливания, и другими механическими свойствами (главным образом пределом прочности), существует количественная зависимость.

Величина твердости характеризует предел прочности металлов, получающих в испытаниях на растяжение сосредоточенную пластическую деформацию (шейку), а именно сталей (кроме сталей с аустенитной и мартенситной структурой) и многих цветных сплавов. Это связано с тем, что при испытаниях на растяжение наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению и отнесенной к его первоначальной площади (предел прочности), отвечает сосредоточенная пластическая деформация (образование шейки), а не разрушение образца. Такая пластическая деформация аналогична деформации, создаваемой в поверхностных слоях металла при измерении твердости вдавливанием наконечника.

Подобная количественная зависимость не наблюдается для хрупких материалов, которые при испытаниях на растяжение (или сжатие, изгиб, кручение) разрушаются без заметной пластической деформации, а при измерении твердости получают пластическую деформацию. Однако в ряде случаев и для этих металлов (например, серых чугунов) наблюдается качественная зависимость между пределом прочности и твердостью; возрастанию твердости обычно соответствует увеличение предела прочности на сжатие.

По значениям твердости можно определять также и некоторые пластические свойства металлов.

Твердость, определенная вдавливанием, характеризует также предел выносливости некоторых металлов, в частности меди, дуралюмина и сталей в отожженном состоянии.

2. Измерение твердости по технике выполнения значительно проще, чем определение прочности, пластичности и вязкости. Испытания твердости не требуют изготовления специальных образцов и выполняются непосредственно на проверяемых деталях после зачистки на поверхности ровной горизонтальной площадки, а иногда даже и без такой подготовки.

Измерения твердости выполняются быстро, например при вдавливании конуса за 30—60 с, а при вдавливании шарика за 1—3 мин.

3. Измерение твердости обычно не влечет за собой разрушения проверяемой детали, и после измерения ее можно использовать по своему назначению, в то время как для определения прочности,

пластичности и вязкости необходимо изготовление специальных образцов из детали.

4. Твердость можно измерять на деталях небольшой толщины, а также в очень тонких слоях, не превышающих (для некоторых способов измерения твердости) десятых долей миллиметра, или в микрообъемах металла; в последнем случае измерения проводят способом микротвердости. Поэтому многие способы измерения твердости пригодны для оценки различных по структуре и свойствам слоев металла, например поверхностного слоя цементованной, азотированной или закаленной стали, имеющей разную твердость по сечению детали. Методом определения микротвердости можно также измерять твердость отдельных составляющих в сплавах.

Для полной характеристики свойств металла необходимо наряду с измерением твердости проводить остальные механические испытания (см. гл. VI). Поскольку при измерении твердости в большинстве случаев детали не разрушаются, то эти измерения можно применять для сплошного контроля деталей, в то время как определения характеристик прочности и пластичности проводят в качестве выборочного контроля.

Следует различать два способа определения твердости вдавливанием: измерение твердости (макротвердости) и измерение микротвердости.

Измерение твердости (макротвердости) характерно тем, что в испытуемый материал вдавливается тело, проникающее на сравнительно большую глубину, зависящую прежде всего от величины прилагаемой нагрузки и свойств металла. Кроме того, во многих испытаниях вдавливается тело значительных размеров, например стальной шарик диаметром до 10 мм, в результате чего в деформируемом объеме оказываются представленными все фазы и структурные составляющие сплава в количествах и с расположением, характерными для измеряемого материала. Измеренная твердость должна в этом случае характеризовать твердость всего испытуемого материала.

Выбор формы, размеров наконечника и величины нагрузки зависит от целей испытания, структуры, ожидаемых свойств, состояния поверхности и размеров испытуемого образца.

Если металл имеет гетерогенную структуру с крупными выделениями отдельных структурных составляющих, различных по свойствам (например, серый чугун, цветные подшипниковые сплавы), то для испытания твердости следует выбирать шарик большого диаметра. Если же металл имеет сравнительно мелкую и однородную структуру, то малые по объему участки испытуемого металла могут быть достаточно характерными для оценки свойств материала в целом и, в частности, его твердости. В этих случаях испытания можно проводить вдавливанием тела меньшего размера, например алмазного конуса или пирамиды, и на меньшую глубину, и, следовательно, при небольшой нагрузке.

При испытании металлов с высокой твердостью, например закаленной или низкоотпущенной стали, приведенное условие является

даже обязательным, поскольку вдавливание стального шарика или алмаза с большой нагрузкой может вызвать деформацию шарика или скалывание алмаза.

Однако значительное снижение нагрузки нежелательно, так как это приведет к резкому уменьшению деформируемого объема и может дать значения, не характерные для основной массы металла. Поэтому величины нагрузок и размеры получаемых в материалах отпечатков не должны быть меньше некоторых определенных пределов.

Измерение микротвердости имеет целью определить твердость отдельных зерен, фаз и структурных составляющих сплава (а не «усредненную» твердость, как при измерении макротвердости). В данном случае объем, деформируемый вдавливанием, должен быть меньше объема (площади) измеряемого зерна. Поэтому прилагаемая нагрузка выбирается небольшой. Кроме того, микротвердость измеряют для характеристики свойств очень малых по размерам деталей.

У *полимерных материалов* измерение твердости дает меньше информации о их свойствах, так как между твердостью и прочностью этих материалов нет определенной зависимости. Результаты измерений являются лишь дополнительной характеристикой свойств полимерных материалов.

Значительное влияние на результаты испытаний твердости оказывает состояние поверхности измеряемого материала. Если поверхность неровная — криволинейная или с выступами, то отдельные участки в различной степени участвуют в сопротивлении вдавливанию и деформации, что приводит к ошибкам в измерении [1]. Чем меньше нагрузка для вдавливания, тем более тщательно должна быть подготовлена поверхность. Она должна представлять шлифованную горизонтальную площадку, а для измерения микротвердости — полированную (в этом случае при изготовлении шлифа нельзя допускать наклепа в поверхностном слое).

Измеряемая поверхность должна быть установлена горизонтально, т. е. перпендикулярно действию вдавливаемого тела. Противоположная сторона образца также должна быть зачищена и не иметь окалины, так как последняя при нагружении образца сминается, что искажает результаты измерения.

2. МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ВДАВЛИВАНИЕМ ШАРИКА [2]

(твердость по Бринеллю)

Этот способ используется для определения твердости как металлов, так и полимерных материалов.

В материал вдавливается стальной шарик, и значения твердости определяют по величине поверхности отпечатка, оставляемого шариком. Шарик вдавливают с помощью пресса. В некоторых конструк-

[1] Для шаровой поверхности в зависимости от радиуса образца можно заранее учесть величину ошибки.

[2] Методика измерения установлена ГОСТ 9012—59 «*Измерения твердости по Бринеллю*».

циях давление осуществляется гидравлическим способом, а в других грузами, передвижение которых осуществляется электродвигателем.

Испытуемый образец (деталь) устанавливают на столике *1* в нижней части неподвижной станины пресса (рис. 102), зашлифованной поверхностью кверху. Поворотом вручную маховика *2* по часовой стрелке столик прибора поднимают так, чтобы шарик мог вдавиться в испытуемую поверхность. В прессах с электродвигателем вращают маховик *2* до упора и нажатием кнопки включают двигатель *5*. Последний сначала перемещает коромысло и постепенно нагружает шток, а следовательно, и вдавливает шарик под действием нагрузки, сообщаемой привешенным к коромыслу грузом. Эта нагрузка действует в течение определенного времени, обычно 10—60 с, в зависимости от твердости измеряемого материала (см. табл. 13), после чего вал двигателя, вращаясь в обратную сторону, соответственно перемещает коромысло и снимает нагрузку. После автоматического выключения двигателя, поворачивая маховик *2* против часовой стрелки, опускают столик прибора и затем снимают образец. Регулировкой реле двигателя можно изменять время приложения нагрузки.

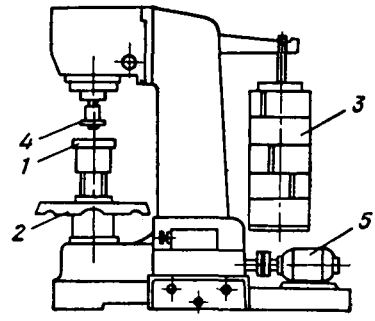


Рис. 102. Схема прибора для получения твердости вдавливанием шарика (измерение по Бринеллю):

1 — столик для центровки образца; *2* — маховик; *3* — грузы; *4* — шарик; *5* — электродвигатель

В образце остается отпечаток со сферической поверхностью (лунка). Диаметр отпечатка измеряют лупой, на окуляре которой нанесена шкала с делениями, соответствующими десятым долям миллиметра. Диаметр отпечатка измеряют с точностью до 0,05 мм (при вдавливании шарика диаметром 10 и 5 мм) в двух взаимно перпендикулярных направлениях; для определения твердости следует принимать среднюю из полученных величин.

Имеются приборы (бривископы), в которых получаемый отпечаток в увеличенном масштабе проецируется на экране прибора и диаметр этого отпечатка измеряется линейкой.

При измерениях расстояние от центра получаемого отпечатка до края образца должно быть не меньше двух диаметров отпечатка во избежание искажения результатов из-за «выпучивания» края образца. Каждое последующее измерение надо проводить на расстоянии не меньше двух диаметров предыдущего отпечатка. Число твердости по Бринеллю *HB* характеризуется отношением нагрузки, действующей на шарик, к поверхности отпечатка:

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{P}{\frac{\pi D}{2}\left(D - \sqrt{D^2 - d^2}\right)},$$

где P — нагрузка на шарик, кгс;
F — поверхность отпечатка, мм^2;
D — диаметр вдавливаемого шарика, мм;
d — диаметр отпечатка, мм.

Получаемое число твердости при прочих равных условиях определяется диаметром отпечатка d. Последний тем меньше, чем выше твердость испытуемого металла.

Однако получение постоянной и одинаковой зависимости между величиной нагрузки и диаметром отпечатка, необходимое для точного определения твердости, сравнительно надежно достигается только при соблюдении определенных условий. При вдавливании шарика на разную глубину, т. е. с разной нагрузкой для одного и того же материала, не соблюдается закон подобия между получаемыми диаметрами отпечатка. Наибольшие отклонения наблюдаются, если шарик вдавливается с малой нагрузкой и оставляет отпечаток небольшого диаметра или вдавливается с очень большой нагрузкой и оставляет отпечаток большого диаметра, приближающегося по величине к диаметру шарика. Поэтому твердость измеряют при постоянном соотношении между величиной нагрузки P и квадратом диаметра шарика D^2. Это соотношение должно быть различным для металлов разной твердости. Деформация металла в разных участках под шариком неодинакова. Вызываемая этим неоднородность напряженного состояния возрастает с увеличением поверхности отпечатка, т. е. величины нагрузки.

В процессе вдавливания наряду с пластической деформацией измеряемого металла происходит также упругая деформация вдавливаемого шарика. Величина этой деформации, искажающей результаты определения, возрастает при измерении твердых материалов. Поэтому испытания вдавливанием шарика ограничивают измерением металлов небольшой и средней твердости (для стали с твердостью не более *НВ* 450).

Известное влияние оказывает также длительность выдержки металла под нагрузкой. Легкоплавкие металлы (свинец, цинк, баббиты), имеющие низкую температуру рекристаллизации, испытывают пластическую деформацию не только в момент вдавливания, но и в течение некоторого времени после приложения нагрузки. С увеличением выдержки под нагрузкой пластическая деформация этих металлов практически стабилизируется.

Для металлов с высокими температурами плавления влияние продолжительности выдержки под нагрузкой незначительно, что позволяет применять более короткие выдержки (10—30 с).

ГОСТом установлены нормы для испытаний по Бринеллю (табл. 13).

Твердость полимерных материалов, как и их прочность (см. с. 453), в большой степени зависит от длительности приложения нагрузки.

При измерении твердости шариком определенного диаметра и с установленными нагрузками нет необходимости проводить расчет по указанной выше формуле. На практике пользуются заранее состав-

ленными таблицами, указывающими число *HB* в зависимости от диаметра отпечатка и соотношения между нагрузкой *P* и поверхностью отпечатка *F*. При указании твердости *HB* иногда отмечают принятые нагрузку и диаметр шарика.

Таблица 13

Металлы	Твердость *HB*	Толщина образца, мм	Соотношение между нагрузкой *P* и квадратом диаметра шарика D^2	Диаметр шарика *D*, мм	Нагрузка *P*, кгс	Выдержка под нагрузкой, с
Черные	140—450	6—3 4—2 >2	$P = 30D^2$	10 5 2,5	3000 750 187,5	10 10 10
Черные	≤140	>6 6—3 >3	$P = 10D^2$	10 5 2,5	3000 250 62,5	10 10 10
Цветные	≥130	6—3 4—2 >2	$P = 30D^2$	10 5 2,5	3000 750 187,5	30 30 30
Цветные	35—130	9—3 6—3 2—3	$P = 10D^2$	10 5 2,5	1000 250 62,5	30 30 30
Цветные	8—35 8—35 8—35	>6 6—3 <3	$P = 2{,}5D^2$	10 5 2,5	250 62,5 15,6	60 60 60

Между пределом прочности и числом твердости *HB* различных металлов существует следующая зависимость [1]:

Сталь с твердостью *HB*:

120—175 . . . . . $\sigma_b \approx 0{,}34\ HB$

175—450 . . . . . $\sigma_b \approx 0{,}35\ HB$

Медь, латунь, бронза:

отожженная . . . . . $\sigma_b \approx 0{,}55\ HB$

наклепанная . . . . . $\sigma_b \approx 0{,}40\ HB$

Алюминий и алюминиевые сплавы с твердостью *HB*:

20÷45 . . . . . $\sigma_b \approx (0{,}33 \div 0{,}36)\ HB$

Дуралюмин:

отожженный . . . . . $\sigma_b \approx 0{,}36\ HB$

после закалки и старения . . . . . $\sigma_b \approx 0{,}35\ HB$

[1] Минкевич Н. А. Журнал Русского металлургического общества, 1912.

Измерение площади отпечатка (лунки) $F_{лунк}$ и площади проекции отпечатка $F_{пр}$ позволяет, по данным М. П. Марковца, характеризовать пластичность стали по формуле

$$\psi_{вдавл} = \frac{F_{лунк} - F_{пр}}{F_{лунк}}.$$

Величина $\psi_{вдавл}$ связана с относительным сужением ψ (%).

В меньшей степени соблюдается точная количественная зависимость между числами твердости *НВ* и пределом выносливости. Сравнительно простая зависимость существует лишь для сплавов в равновесном (отожженном) состоянии. Для этих сплавов предел выносливости, определяемый в условиях повторно-переменного изгиба вращающегося образца (при отсутствии резких переходов) по сечению, надрезов, царапин на поверхности и обезуглероживания), характеризуется следующими данными:

Медь	0,15 *НВ*
Дуралюмин	0,12 *НВ*
Сталь с 0,2% С	0,15 *НВ*
Сталь с 0,45% С	0,15 *НВ*
Сталь с 0,77% С	0,12 *НВ*

Эти данные соответствуют соотношению, по которому предел выносливости составляет примерно 0,5 σ_b.

Для стали в закаленном и отпущенном или нормализованном состоянии, для дуралюмина после старения и для металлов в холоднодеформированном состоянии предел усталости не может быть достаточно точно определен по результатам измерения твердости.

Измерение твердости вдавливанием стального шарика не является универсальным способом. Этот способ не позволяет: а) испытывать материалы с твердостью более *НВ* 450; б) измерять твердость тонкого поверхностного слоя (толщиной менее 1—2 мм), так как стальной шарик продавливает этот слой и проникает на большую глубину. Толщина измеряемого слоя (или образца) должна быть не менее 10-кратной глубины отпечатка.

3. МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ВДАВЛИВАНИЕМ КОНУСА ИЛИ ШАРИКА (твердость по Роквеллу) [1]

Принципиальное отличие данного способа от рассмотренного выше измерения по Бринеллю состоит в том, что твердость определяют *по глубине* отпечатка, получаемого при вдавливании алмазного конуса или стального шарика, а не по площади отпечатка.

Этот метод имеет то преимущество по сравнению с измерением по Бринеллю, что позволяет изменять нагрузку в широких пределах, без изменения значений твердости, так как при вдавливании конуса сохраняется закон подобия, а условия деформации под вершиной конуса с увеличением давления не изменяются.

[1] Методика измерения установлена ГОСТ 9013—59 «Измерение твердости по Роквеллу».

Твердость измеряют на приборе (рис. 103), в нижней части неподвижной станины которого установлен столик *1*. В верхней части станины укреплены индикатор *4*, масляный регулятор *5* и шток *6*, в котором устанавливается наконечник с алмазным конусом, имеющим угол в вершине 120, или со стальным шариком диаметром 1,59 мм. Индикатор *4* представляет собой циферблат, на котором нанесены две шкалы (черная и красная) и имеются две стрелки — большая (указатель твердости), вращающаяся по шкале, и маленькая для контроля величины предварительного нагружения, сообщаемого вращением маховика *2*.

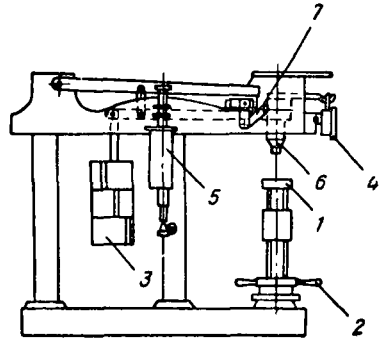


Рис. 103. Схема прибора для измерения твердости вдавливанием алмазного конуса или стального шарика (измерение по Роквеллу): *1*—столик для установки образца; *2* — маховик; *3* — груз; *4* — шкала-индикатор; *5*—масляный регулятор; *6* — шток с алмазным конусом (шариком); *7* — рукоятка

Образец для измерений должен иметь тщательно зашлифованную плоскую поверхность, в которую вдавливается конус или шарик, а противоположная параллельная поверхность также должна быть ровной, зачищенной. Поворотом маховика по часовой стрелке столик поднимают таким образом, чтобы наконечник мог вдавливаться в поверхность установленного образца; при дальнейшем подъеме столика начинают вращаться стрелки на циферблате. Подъем столика продолжают до тех пор, пока малая стрелка не примет вертикального положения, указываемого на циферблате красной точкой. Это означает, что наконечник вдавился в образец под действием определенной (предварительной) нагрузки, равной 10 кгс. Предварительное нагружение проводят для того, чтобы исключить влияние упругой деформации и различной степени шероховатости поверхности образца на результаты измерений.

Когда образец получает предварительную нагрузку 10 кгс, большая стрелка на циферблате принимает вертикальное положение или близкое к нему. Для точности измерения необходимо, чтобы большая стрелка указывала на цифру 0 на черной шкале циферблата. Если положение большой стрелки не совпадает точно с цифрой 0, то, не меняя величины предварительного нагружения и, следовательно, не вращая маховик, поворачивают шкалу индикатора (круг циферблата) таким образом, чтобы цифра 0 на черной шкале циферблата переместилась и совпала с большой стрелкой, отклонение которой от вертикали допускается в пределах ± 5 единиц шкалы.

Затем освобождают рукоятку *7* и она плавно перемещается до упора. Такое перемещение рукоятки сообщает испытуемому образцу через рычаг основную нагрузку, определяемую грузом, привешенным к рычагу. Один груз на рычаге сообщает образцу дополнительную нагрузку 50 кгс, следовательно, общая нагрузка составит 60 кгс. Два груза сообщают дополнительную нагрузку 90 кгс, что

отвечает общей нагрузке 100 кгс или 10 + 90 кгс и, наконец, три груза сообщают нагрузку 140 кгс, что соответствует общей нагрузке 150 кгс. На приборе указана общая нагрузка. При этом нагружении большая стрелка перемещается по циферблату влево, против часовой стрелки. Время приложения основной нагрузки 5—7 с. Затем рукоятку прибора плавно переводят в исходное состояние и тем самым снимают дополнительную нагрузку, но оставляют предварительную. Большая стрелка перемещается по циферблату по часовой стрелке. Цифра, которую указывает на шкале циферблата большая стрелка,

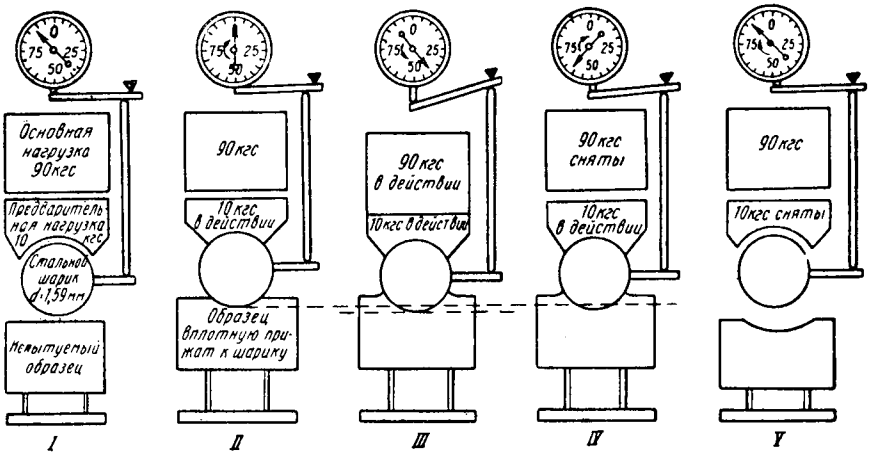


Рис. 104. Схема приложения и снятия нагрузки при измерении твердости по Роквеллу

представляет число твердости по Роквеллу. Эту цифру записывают и, поворачивая маховик против часовой стрелки, опускают столик прибора с образцом, снимая тем самым предварительную нагрузку. Схема приложения и снятия нагрузок приведена на рис. 104.

Прибор измеряет глубину отпечатка алмазного конуса (стального шарика) или, точнее, разность между глубиной отпечатков, полученных от вдавливания наконечника под действием основной нагрузки и от вдавливания под предварительной нагрузкой. Каждое деление (единица шкалы) индикатора соответствует глубине вдавливания в 2 мкм. Однако стрелка индикатора отмечает не указанную величину глубины вдавливания h, а величину $100 - h$ по черной шкале при измерении алмазом и величину $130 - h$ по красной шкале при измерении шариком. Поэтому чем тверже измеряемый материал и, следовательно, меньше h, тем больше должно быть число твердости. Наоборот, чем мягче измеряемый материал и больше величина h, тем меньше число твердости, т. е. числа твердости по Роквеллу возрастают с увеличением твердости материала, что позволяет сравнить числа Роквелла с числами Бринелля. Вместе с тем числа твердости по Роквеллу не имеют той размерности и того физического смысла, который имеют числа твердости по Бринеллю. Однако числа

твердости по Роквеллу можно пересчитать на числа твердости по Бринеллю с помощью диаграмм (рис. 105) и таблицы, построенных на основании многочисленных экспериментальных работ. Зависимость между этими числами, как показывает диаграмма, не имеет линейного характера.

Твердость на приборе Роквелла можно измерять:

1) алмазным конусом с общей нагрузкой 150 кгс; в этом случае значения твердости характеризуются цифрой, указываемой стрелкой на черной шкале *С* циферблата, и обозначаются *HRC*. Например,

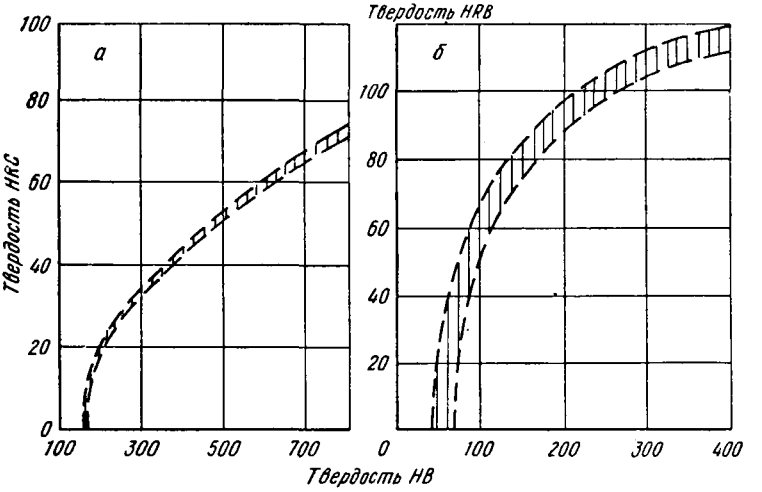


Рис. 105. Соотношение твердости по Бринеллю и по Роквеллу:

а — при вдавливании стального шарика (Роквелл, шкала *В*); *б*— при вдавливании алмазного конуса (Роквелл, шкала *С*)

HRC 65 означает, что твердость материала составляет 65 единиц по Роквеллу по шкале *С* с нагрузкой 150 кгс;

2) алмазным конусом с общей нагрузкой 60 кгс. В этом случае значения твердости также характеризуются цифрой, указываемой стрелкой на черной шкале *С* циферблата, но обозначаются *HRA*. Числа *HRA* можно перевести на числа *HRC* по следующей формуле $HRC = 2HRA - 104$;

3) стальным шариком с общей нагрузкой 100 кгс, в этом случае значения твердости характеризуются цифрой, указываемой стрелкой на красной шкале *В* циферблата, и обозначаются *HRB*.

Измерения алмазным конусом с нагрузкой 150 кгс (*HRC*) проводят: а) для закаленной или низкоотпущенной стали (с твердостью более *HB* 450), т. е. в условиях, когда вдавливание стального шарика (по Бринеллю или Роквеллу по шкале *В*) в твердый материал может вызвать деформацию шарика и искажение результатов; б) для материалов средней твердости (более *HB* 230) как более быстрым способом определения, оставляющим, кроме того, меньший след на измеряемой поверхности, чем при испытании по Бринеллю;

в) для определения твердости тонких поверхностных слоев, но толщиной более 0,5 мм (например, цементованного слоя).

Измерения алмазным конусом с нагрузкой 60 кгс (*HRA*) применяют для очень твердых металлов (более *HRC* 70), например твердых сплавов, когда вдавливание алмазного конуса с большой нагрузкой может вызвать выкрашивание алмаза, а также для измерения твердых поверхностных слоев (0,3—0,5 мм) или тонких образцов (пластинок).

Стальным шариком с нагрузкой 100 кгс (*HRB*) твердость определяют для мягкой (отожженной) стали или отожженных цветных сплавов в деталях или образцах толщиной 0,8—2 мм, т. е. в условиях, когда измерение по Бринеллю, выполняемое шариком большого диаметра, может вызвать смятие образца.

Условия для испытания по Роквеллу установлены ГОСТом (табл. 14).

Таблица 14

УСЛОВИЯ ДЛЯ ИСПЫТАНИЯ ПО РОКВЕЛЛУ

Примерная твердость по Виккерсу *HV*	Обозначение шкалы Роквелла	Тип наконечника	Нагрузка, кгс	Допускаемые пределы измерения твердости по шкале Роквелла
60—240	*B*	Шарик стальной	100	25—100
240—900	*C*	Алмазный конус	150	20—67
390—900	*A*	» »	60	70—85

Расстояние от центра отпечатка до края образца или до центра другого отпечатка должно быть не менее 1,5 мм при вдавливании конуса и не менее 4 мм при вдавливании шарика. Толщина образца должна быть не менее 10-кратной глубины отпечатка.

Твердость следует измерять не менее чем в трех точках (особенно алмазным конусом), т. е. не менее чем три раза на одном образце. Для расчета лучше принимать среднее значение результатов второго и третьего измерений и не учитывать результата первого измерения.

Измерение твердости по Роквеллу требует меньше времени (30—60 с), чем по Бринеллю, причем результат измерения виден на шкале (он указан стрелкой). Кроме того, измерение твердости по Роквеллу оставляет меньший отпечаток на поверхности детали.

Твердость очень тонких слоев металла (толщиной менее 0,3 мм) с указанными нагрузками 60 и 150 кгс измерять нельзя, так как алмазный конус проникает на глубину, превышающую толщину этих слоев, и указывает, следовательно, твердость нижележащих областей. Вместе с тем с увеличением твердости измеряемого материала глубина отпечатка уменьшается, вследствие чего понижается точность измерения (особенно для металлов с твердостью более *HRC* 60). Для этих же целей иногда применяют приборы типа супероквелл, у которых твердость измеряют с меньшей нагрузкой и с меньшей глубиной вдавливания. Предварительная нагрузка со-

ставляет 3 кгс, а каждое деление (единица шкалы) индикатора соответствует глубине вдавливания, равной 1 мкм. Поэтому чувствительность этих приборов заметно выше.

4. МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ВДАВЛИВАНИЕМ АЛМАЗНОЙ ПИРАМИДЫ (твердость по Виккерсу) [1]

По этому способу в металл вдавливается четырехгранная алмазная пирамида с углом в вершине 136° и твердость характеризует площадь получаемого отпечатка.

При вдавливании пирамиды соотношение между диагоналями получающегося отпечатка при изменении нагрузки остается постоянным, что позволяет в широких пределах в зависимости от целей исследования увеличивать или уменьшать нагрузку.

Испытания проводят на приборе (рис. 106), имеющем неподвижную станину, в нижней части которой установлен столик *1*, перемещающийся по вертикали вращением маховика *2*. Образец устанавливают на столике испытуемой поверхностью (перпендикулярной действующей силе) кверху и затем поднимают столик почти до соприкосновения образца с алмазной пирамидой, закрепленной в шпинделе *3*. Нажатием педали пускового рычага *4* приводят в действие нагружающий механизм, который через рычаг передает давление грузов *5*, предварительно поднятых на алмазную пирамиду. После этого опускают столик прибора и подводят микроскоп, установленный на штанге, прикрепленной к станине. С помощью микроскопа определяют длину диагонали полученного отпечатка. На окуляре микроскопа имеются две шторки: подвижная и неподвижная. Микрометрическим винтом перемещают подвижную шторку до соприкосновения с правым углом отпечатка (рис. 107). Микрометрический винт соединен с вращающимся указателем (барабаном) с цифрами. Передвижение подвижной шторки вызывает вращение цифровой ленты указателя. Цифру, которая будет соответствовать положению подвижной шторки, когда она соприкасается с углом отпечатка, переводят по таблице на числа твердости по Виккерсу. Измерять необходимо обе диагонали и принимать среднюю величину измерений.

В этом приборе применяют нагрузки в 1, 3, 5, 10, 20, 30, 50, 100 и 120 кгс. Чем больше выбираемая нагрузка, тем глубже проникает алмазная пирамида в испытуемый материал. Поэтому для измерения твердости тонких слоев применяют меньшие нагрузки: 5 или 10 кгс.

На этом приборе можно измерять твердость образцов толщиной до 0,3—0,5 мм или поверхностных слоев толщиной до 0,03—0,05 мм. Необходимо, однако, учитывать, что при небольшой нагрузке, например в 1 кгс, отпечаток пирамиды может быть недостаточно отчетливым, что вызовет ошибку в определении длины диагонали. Поэтому для измерения твердости очень тонких поверхностных

[1] Методика измерения установлена ГОСТ 2999—59 «Методика измерения твердости алмазной пирамидой» (по Виккерсу).

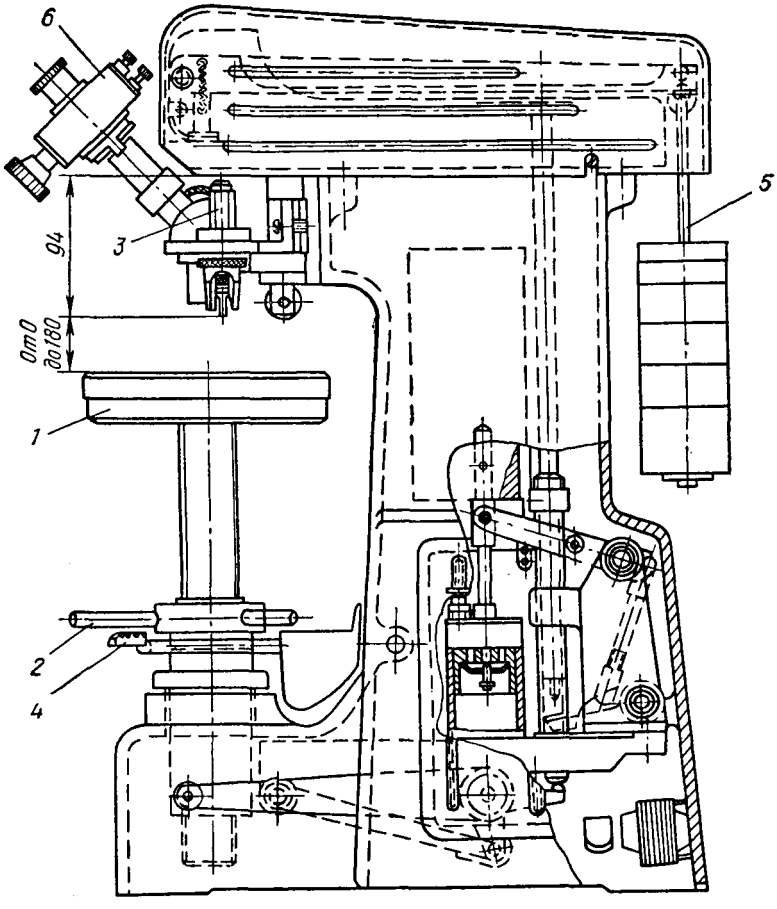


Рис. 106. Схема прибора для измерения твердости вдавливанием алмазной пирамиды (измерение по Виккерсу):

1 — столик для установки образца; *2* — маховик; *3* — шток с алмазной пирамидой; *4* — педаль пускового рычага; *5* — подвеска с призмой; *6* — микроскоп

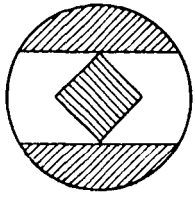


Рис. 107. Схема измерения отпечатка, полученного вдавливанием алмазной пирамиды (измерение по Виккерсу)

слоев, например цианированного слоя стали толщиной 0,04—0,06 мм, чаще применяют нагрузку в 5 кгс, а для измерения твердости азотированного слоя стали толщиной до 0,05 мм — нагрузку в 5 или 10 кгс. При обозначении твердости по Виккерсу следует указывать величину применяющейся нагрузки (*HV* 5, *HV* 10 и т. д.).

Поверхность образцов для определения твердости пирамидой должна быть тщательно отшлифована бумагой с мелким зерном или даже отполирована. Толщина испытуемого образца должна быть не меньше чем 1,5 диагонали отпечатка.

Твердость по Виккерсу *HV*, так же как и по Бринеллю, определяется как усилие, приходящееся на единицу поверхности отпечатка [1]:

$$HV = \frac{2P \sin \alpha/2}{d^2} = 1{,}854 \frac{P}{d^2} \text{ кгс/мм}^2,$$

где P — нагрузка на пирамиду, кгс;

α — угол между противоположными гранями пирамиды (136° С);

d — среднее арифметическое длины обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм.

Числа твердости по Виккерсу и по Бринеллю имеют одинаковую размерность и для материалов твердостью до *HB* 450 практически совпадают. Вместе с тем измерения пирамидой дают более точные значения для металлов с высокой твердостью, чем измерения шариком или конусом. Алмазная пирамида имеет большой угол в вершине (136°) и диагональ ее отпечатка примерно в семь раз больше глубины отпечатка, что повышает точность измерения отпечатка даже при проникновении пирамиды на небольшую глубину и делает этот способ особенно пригодным для определения твердости тонких или твердых сплавов.

При испытании твердых и хрупких слоев (азотированного, цианированного) около углов отпечатка иногда образуются трещины (отколы), по виду которых можно судить о хрупкости измеряемого слоя.

5. МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ [2]

Для изучения свойств и превращений в сплавах необходимо не только знать «усредненную» твердость, представляющую твердость в результате суммарного влияния присутствующих в сплаве фаз и структурных составляющих, но и определять твердость отдельных фаз и структур сплава. Микротвердость определяют вдавливанием алмазной пирамиды.

Прибор типа ПМТ-3, разработанный М. М. Хрущовым и Е. С. Берковичем (рис. 108), имеет штатив *1* вертикального микроскопа с тубусом, перемещающимся вверх и вниз с помощью макрометрического винта *2* и микрометрического винта *3*. На верхний конец тубуса

[1] Продолжительность нагружения при испытании черных металлов составляет 10—15 с; цветных металлов 30 ± 2 с.

[2] Методика измерения установлена ГОСТ 9450—60.

насажен окулярный микрометр *4*, а в нижнем конце закреплены шток *5* с алмазной пирамидой, опакиллюминатор *6* и объективы *7*.

В опакиллюминаторе имеется лампочка напряжением 6 В, питаемая от электросети через трансформатор.

Прибор снабжен двумя объективами для просмотра микрошлифа при увеличениях в 478 и 135 раз. Окуляр увеличивает в 15 раз.

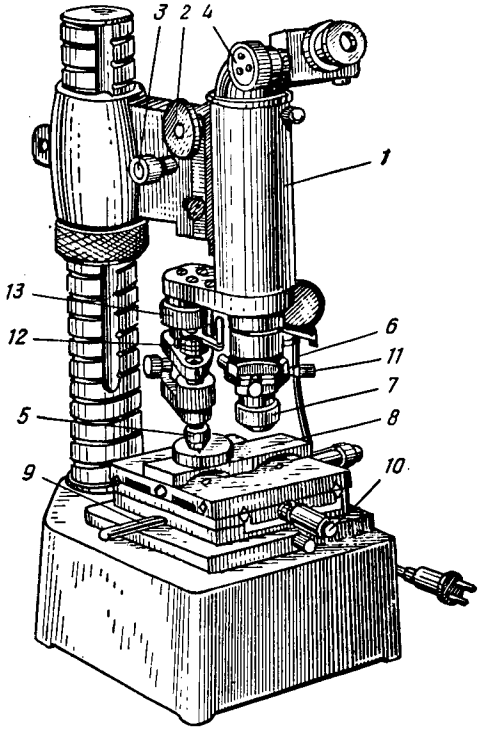


Рис. 108. Схема прибора ПМТ-3 для измерения микротвердости:

1 — микроскоп; *2* — микрометрический винт; *3* — микрометрический винт; *4* — окулярный микрометр; *5* — шток с алмазной пирамидой; *6* — опакиллюминатор; *7* — объектив; *8* — стол для установки микрошлифа; *9* — ручка стола; *10* — винт стола; *11* — регулировочные винты; *12* — грузы; *13* — ручка нагружения

Окулярный микрометр имеет неподвижную сетку, остаточный микрометрический барабанчик и каретку с подвижной сеткой. На неподвижной сетке длиной 5 мм нанесены штрихи с цифрами и угольник с прямым углом, вершина которого совпадает с цифрой 0. На подвижной сетке нанесен угольник с прямым углом и две риски.

Алмазная пирамида имеет угол между гранями при вершине 136°, т. е. такой же, как и в пирамиде для измерения по Виккерсу (что облегчает пересчет на числа Виккерса). Нагрузка для вдавливания пирамиды создается грузами *12*, устанавливаемыми на шток *5*. В приборе применяют грузы от *1* до 200 г в зависимости от особенностей изучаемой структуры и задач исследования.

Поверхность измеряемого образца шлифуют и полируют [1], а при необходимости подвергают травлению реактивами, применяемыми для микроанализа соответствующих сплавов (см. табл. 4).

Подготовленный образец (микрошлиф) устанавливают на столе *8* так, чтобы исследуемая поверхность была параллельна плоскости столика и обращена вверх. При испытании образцов сложной формы это достигается предварительной установкой образца в пластилин и выравниванием положения шлифуемой поверхности образца ручным прессом.

[1] При изготовлении микрошлифов для измерения микротвердости лучше применять электролитическое полирование (см. с. 50—51), не вызывающее наклепа в тонком поверхностном слое.

Установленный микрошлиф просматривают через окуляр. С помощью двух винтов столик перемещается в двух перпендикулярных направлениях, что позволяет перемещать микрошлиф и выбрать на нем участок, в котором необходимо измерить твердость. Этот участок следует разместить в середине поля зрения микроскопа — точно в вершине угла неподвижной сетки. Затем устанавливают грузы, поворачивают с помощью ручки столик *9* на 180° (от одного упора до другого) для подведения выбранного участка образца под алмазную пирамиду. После этого медленным (в течение 10—15 с) поворотом ручки *13* приблизительно на 180° опускают шток с алмазной пирамидой так, чтобы алмаз коснулся образца. В этом положении выдерживают образец под нагрузкой 5—10 с, после чего, поворачивая ручку *13* в исходное положение, поднимают шток с алмазом. Затем поворачивают столик *8* на 180° и возвращают образец в исходное положение под объектив микроскопа для измерения диагонали отпечатка (рис. 109). Если прибор правильно центрирован, то изображение отпечатка окажется в поле зрения микроскопа или будет близко к вершине угла неподвижной сетки. Точность совмещения места, намеченного для испытания, с местом фактического вдавливания пирамиды составляет в этом приборе 3 мкм. Затем вращением винтов *11* подводят отпечаток к угольнику неподвижной сетки таким образом, чтобы вершина угольника совпала с левым углом отпечатка, а пунктирные линии угольника совпали с гранями левой части отпечатка. После этого вращением микрометрического барабана окуляра подводят вершину угольника подвижной сетки к противоположному углу отпечатка; тогда пунктирные линии угольника подвижной сетки совместятся с гранями правой части отпечатка. При таком положении сеток деления микрометрического барабанчика указывают длину диагонали отпечатка. Поворачивая окуляр на 90°, определяют также длину второй диагонали и вычисляют среднюю длину диагонали. Полученную среднюю длину переводят по таблице на число твердости. Указанные измерения полученного отпечатка производят не менее двух-трех раз. Числа твердости в таблице вычислены по формуле

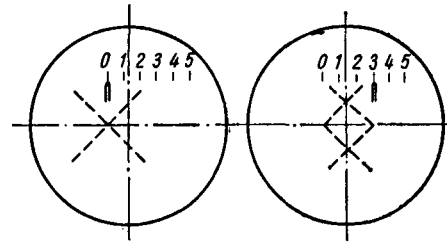


Рис. 109. Схема измерения отпечатков на приборе микротвердости

$$HV = 1{,}854P/d^2 \text{ кгс/мм}^2$$

и представляют числа твердости по Виккерсу.

Для получения более точного результата измеряют твердость изучаемого участка микрошлифа, например одного зерна два-три раза. Для этого необходимо, чтобы на площади одного и того же зерна (или карбида и т. д.) разместились, по крайней мере, два отпечатка. Исходя из этого условия, экспериментально подбирают величину нагрузки для исследования. Необходимо, однако, учесть,

что при очень малых нагрузках (меньше 20 гс) могут получиться недостаточно точные результаты.

Прибор позволяет фотографировать микроструктуру сплава с полученными отпечатками.

Измерения микротвердости широко применяют для изучения структуры и свойств сплавов.

На рис. 110 показана микроструктура литой быстрорежущей стали после закалки. Сталь состоит из крупных зерен неоднородного строения, причем каждое зерно имеет три концентрических слоя: сердцевина зерна имеет твердость *HV* 320—350 (*HRC* 35), промежуточный слой *HV* 700—725 (*HRC* 58) и наружный слой *HV* 940—1000 (*HRC* 65—67).

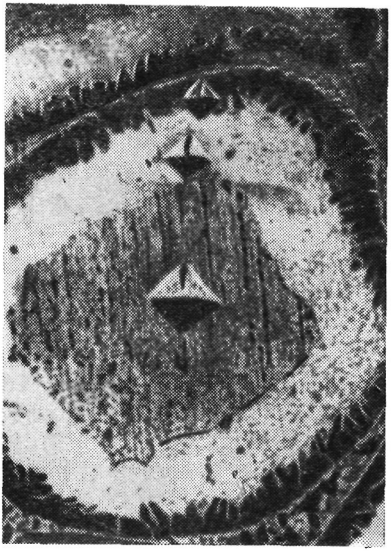


Рис. 110. Литая быстрорежущая сталь после закалки (видны отпечатки алмазной пирамиды). × 500

Макротвердость стали (*HRC* 65) не выявляет этой неоднородной твердости, а следовательно, и структуры.

Определение твердости при нагреве

Измерения твердости при нагреве (горячей твердости) важны для исследования разнообразных теплостойких и жаропрочных материалов — как конструкционных, так и инструментальных.

Надо учитывать, что локальное понижение температуры, возможное при вдавливании более холодного индентора, заметно изменяет твердость в определяемом участке и снижает точность измерений. Заметные искажения вносятся также окислением поверхности образца, наступающим в случае нагрева в печи без защитной атмосферы и возрастающим при более высоком нагреве.

Эти недостатки устраняются при измерении в вакууме или в инертных газах с вдавливанием алмазной [1] пирамиды (по Виккерсу), в частности на многопозиционной установке М. Г. Лозинского и Н. А. Богданова [2]; в ней можно нагревать одновременно несколько образцов, а следовательно, измерять их в одинаковых условиях. Прибор для измерения твердости помещен в герметизированной камере, образуемой стеклянным колпаком и медным корпусом (рис. 111). Остаточное давление в ней после откачивания воздуха от 10^{-4} до 10^{-5} мм рт. ст., что предотвращает окисление при измерениях до 800° С.

[1] *Для температур выше 800° С рекомендуется пирамида из искусственного сапфира.*

[2] Лозинский М. Г. Строение и свойства металлов и сплавов при высоких температурах. М., «Металлургия», 1963. 535 с. с ил.

Поверхность образцов предварительно полируют. Затем их размещают в специальных гнездах прибора. После создания вакуума образцы нагреваются от молибденового ленточного нагревателя, охватывающего каждый образец. Одновременно нагреваются и

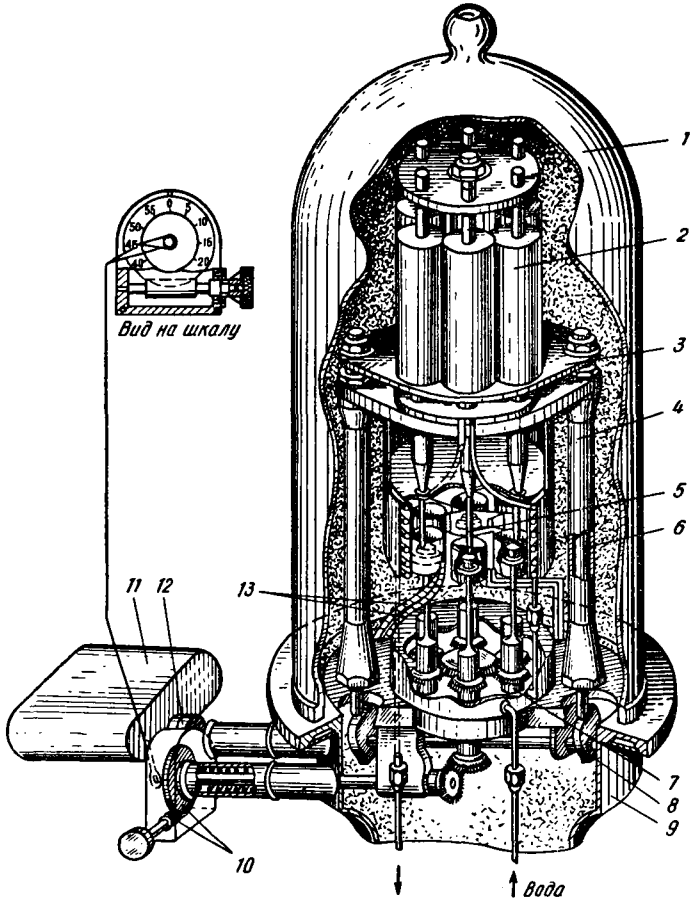


Рис. 111. Схема прибора для измерения твердости алмазной пирамидой в вакууме (М. Г. Лозинский):

1 — стеклянный колпак; *2* — разъемные грузы; *3* — поднимающая площадка; *4* — полые стойки; *5* — индикаторы; *6* — тяга; *7* — стрелка и шкала для контроля нанесенных отпечатков; *8* — кулачковый механизм; *9* — медный корпус; *10* — редуктор; *11* — исполнительный механизм; *12* — поворачивающая муфта; *13* — термопары

инденторы. Температуры измеряются термопарой, спай которой прикрепляется к образцу точечной сваркой.

В приборе на площадке размещены шесть разъемных грузов с инденторами для измерения твердости соответственно 6 образцов. Грузы поднимаются при помощи тяги и кулачкового механизма. При нажатии кнопки на пульте включается двигатель исполнительного механизма, и муфта, поворачиваясь на 180°, опускает площадку

с грузами и инденторами на измеряемую поверхность образцов. Выдержка под нагрузкой обычно принимается 30 с и регулируется реле времени. По окончании выдержки реле пускает электродвигатель исполнительного механизма в обратном направлении, снимая нагрузку.

Диагональ полученного отпечатка измеряют после охлаждения образца и извлечения его из камеры. Для более точного определения твердости необходимо выполнять измерения на одном образце не менее 4—5 раз.

Менее надежны определения вдавливанием шарика (из твердого сплава) или алмазного конуса. Такие измерения можно выполнять при нагреве до 300—400° С.

6. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ [1]

Для выполнения работ необходимо ознакомиться с пп. 1—5 данной главы.

Лабораторные работы по измерению твердости включают выполнение двух заданий.

Первое задание предусматривает приобретение навыков измерения твердости. Каждый студент измеряет твердость одного-двух образцов стали, подвергавшейся различной термической обработке (твердость образцов должна быть в пределах *HB* 220—400).

Содержание задания. Измерить твердость по Бринеллю (шариком 10 мм) и Роквеллу (по шкале *C*) и указать примерное значение предела прочности испытуемой стали. Объяснить принцип измерения твердости вдавливанием шарика или алмазного конуса.

Второе задание предусматривает решение каждым студентом одной из приводимых задач (№ 63—80), построенных таким образом, чтобы при выполнении их показать связь твердости, как одного из важнейших механических свойств большинства металлов, со структурой и остальными прочностными свойствами.

При выполнении отдельных задач необходимы некоторые сведения о воздействии термической обработки на структуру и свойства. Если этот раздел курса еще не прочитан ко времени выполнения соответствующей работы, то преподаватель сообщает студенту краткие дополнительные пояснения или указывает главы учебника, ознакомление с которыми нужно для решения задачи.

Задачи

№ 63:

а) определить, на каком приборе и с какой нагрузкой следует измерять твердость сплавов системы Sn—Zn;

б) измерить твердость чистого олова, чистого цинка и трех образцов сплавов этой системы с содержанием 5, 20 и 50% Zn;

в) начертить диаграмму состояния Sn—Zn (см. рис. 67) и по по-

[1] Методы определения механических свойств на растяжение и ударную вязкость приведены в гл. VI, пп. 2,4.

лученным значениям твердости нанести на диаграмме линию, показывающую изменение твердости сплавов этой системы в зависимости от концентрации в координатах твердость — концентрация цинка. Объяснить, по какому закону изменяется твердость сплавов этой системы и как связано полученное изменение твердости со структурой сплава.

Примечание. При отливке образцов (размерами 20×20×100 мм) следует учесть возможность выгорания цинка при расплавлении шихты. Более значительное изменение твердости дают сплавы системы Pb—Sb; однако использование этих сплавов затруднительно вследствие значительной ликвации по плотности.

№ 64:

а) измерить твердость четырех образцов отожженной углеродистой стали с содержанием углерода соответственно 0,1; 0,3; 0,5 и 1,1%; указать примерно их пределы прочности при растяжении;

б) построить диаграмму в координатах твердость стали — содержание углерода (до 1,1% С), показать на диаграмме изменение твердости отожженной стали с увеличением содержания углерода и объяснить, как изменяется при этом структура стали (см. рис. 174 и 15).

№ 65. Измерить твердость четырех образцов отожженной углеродистой стали с содержанием углерода 0,4; 0,7; 1,0 и 1,2%.

Указать, какой закономерности следует изменение твердости отожженной стали при увеличении в ней содержания углерода, и определить приблизительно по значениям твердости, измеренным по Бринеллю, предел прочности и текучести. Указать по ГОСТ марки сталей, отвечающих приведенным составам (по содержанию углерода), и их назначение в промышленности.

№ 66. Измерить твердость четырех образцов закаленных углеродистых сталей с содержанием углерода 0,2; 0,4; 0,6 и 0,75%.

Указать, на каком приборе следует измерять твердость в данном случае, и определить, какой закономерности следует изменение твердости закаленной стали при увеличении содержания углерода в указанных пределах.

Характеризовать влияние углерода на закаливаемость стали. Принять, что стали были закалены с обычно принятых температур ($Ac_3 + 30 \div 50°$ С) и охлаждены в воде. Указать по ГОСТ марки стали, отвечающие приведенным составам (содержание углерода), и их назначение в промышленности.

№ 67. Объяснить, на каком приборе следует измерить твердость отожженной стали и серого чугуна.

Измерить твердость образцов: а) стали с 0,1% С; б) стали с 0,45% С; в) серого чугуна с содержанием 3% С.

Объяснить, как изменяется твердость отожженной стали с увеличением в ней содержания углерода и почему эта зависимость не сохраняется для серого чугуна.

№ 68:

а) определить экспериментально, на каком приборе и по какой шкале следует измерять твердость сплавов системы Cu—Zn (рис. 127),

и измерить твердость четырех отожженных образцов чистой меди, латуни с содержанием 90% Cu, латуни с 68% Cu и латуни с 58% Cu;

б) начертить в масштабе часть диаграммы (см. рис. 127) медь—цинк (до 42% Zn) и диаграммы в координатах твердость—концентрация цинка; нанести на диаграмму экспериментально полученные точки и провести через них кривую. Объяснить, как связан ход кривой твердости с линиями диаграммы состояния данной системы и структурой указанных сплавов;

в) привести по ГОСТ марки сплавов, отвечающих приведенным системам, и указать их назначение в промышленности.

№ 69:

а) определить экспериментально, на каком приборе и с какой нагрузкой следует измерять твердость сплавов системы Cu—Sn. Измерить твердость трех образцов: чистой меди и прессованной оловянной бронзы (после рекристаллизации) с содержанием 4% Sn и 6% Sn;

б) начертить в масштабе часть диаграммы медь—олово (см. рис. 128) для сплавов на основе меди и диаграмму в координатах твердость—концентрация олова (до 15% Sn), нанести на диаграмму экспериментально полученные точки и провести через них кривую.

Объяснить, как связан ход полученной кривой твердости со структурой оловянной бронзы;

в) привести по ГОСТ марки оловянных бронз, отвечающих приведенным составам, и указать их назначение в промышленности.

№ 70. Указать, каким способом, по Бринеллю или по Роквеллу, надо измерять твердость мягких сталей.

Измерить твердость образца низкоуглеродистой стали марки 10 и на основании известных закономерностей между твердостью и прочностными свойствами определить примерно предел прочности и предел текучести исследованной стали.

№ 71. Измерить твердость двух образцов латуни с содержанием 20% Zn, определив, на каком приборе и с какой нагрузкой следует измерять твердость латуни.

Оба образца были нарезаны из холоднокатаного прутка, но один из них подвергнут затем рекристаллизации.

Указать, какой образец подвергался рекристаллизации и примерную температуру нагрева.

Объяснить, какие изменения в структуре латуни в процессе рекристаллизации вызвали изменение твердости и в каком направлении изменилась при этом пластичность латуни. На основании значений твердости, полученных при испытании, указать примерные значения предела прочности исследованных образцов латуни.

№ 72. Образец углеродистой стали 10 толщиной 20 мм был подвергнут цементации, а затем закалке для повышения твердости и износостойкости поверхностного слоя.

На каком приборе и по какой шкале следует определить твердость образца?

Измерить твердость на поверхности, затем снять на абразивном круге слой толщиной 1 мм, измерить твердость и вновь снять на этом же участке слой толщиной 1 мм и затем опять измерить твердость.

Объяснить, в каком направлении изменяется твердость от поверхности к сердцевине и какими изменениями в составе и структуре стали оно вызвано.

№ 73. В образце углеродистой стали (0,5% С) толщиной 15 мм в результате длительного нагрева при высокой температуре произошло значительное обезуглероживание с поверхности, после чего образец был подвергнут закалке.

Измерить твердость на поверхности, затем снять абразивом слой толщиной около 1 мм, измерить твердость, вновь снять слой толщиной около 1 мм и повторить измерения твердости.

Привести полученные значения твердости и объяснить:

1) в каком направлении меняется твердость от поверхности к сердцевине;

2) как влияет обнаруженный дефект на свойства стали.

Твердость образца измерить вдавливанием алмазного конуса с нагрузкой 60 кгс и произвести пересчет на шкалу *С*.

Объяснить, почему измерения по Роквеллу (шкала *С*) и Бринеллю окажутся менее чувствительными и каким способом исследования металлов можно более точно определить толщину обезуглероживания слоя.

№ 74. Цилиндрический образец углеродистой стали с 0,45% С диаметром 25 мм и высотой 70 мм был закален с нагревом до 840° С и охлаждением в воде, затем сломан (разрезан) посередине высоты и со стороны излома зашлифован.

На каком приборе и по какой шкале следует определить твердость образца и затем измерить твердость шлифованной поверхности по диаметру через каждые 2 мм?

На основании результатов измерения построить диаграмму в координатах твердость — расстояние от поверхности образца и по полученным экспериментальным точкам провести кривую. Объяснить, каким превращениям при закалке и изменениям в структуре стали соответствует ход полученной кривой.

№ 75. Цилиндрический образец углеродистой стали с 0,5% С диаметром 35 мм и высотой 90 мм был закален (нагрев до $Ac_3 + 30°$ С, охлаждение в воде), затем сломан (разрезан) посередине высоты и зашлифован со стороны излома.

Объяснить, на каком приборе и по какой шкале следует определить твердость образца, и затем измерить твердость шлифованной поверхности по диаметру через каждые 2 мм.

На основании результатов измерения построить диаграмму в координатах твердость — расстояние от поверхности образца и по полученным экспериментальным точкам провести кривую. Объяснить, каким превращениям при закалке и изменениям в структуре стали соответствует ход полученной кривой.

№ 76. Два цилиндрических образца углеродистой стали (0,45% С) диаметром 15 мм были закалены, а затем отпущены. Один образец с нагревом до 450° С (для получения структуры троостита), другой — с нагревом до 580° С (для получения структуры сорбита).

Измерить твердость обоих образцов по Роквеллу (шкала *С*) и пересчетом на число твердости по Бринеллю определить примерные значения пределов прочности, которые сталь имеет в указанных состояниях.

Определить (качественно), какой образец характеризуется более высокой вязкостью.

№ 77. Измерить твердость двух образцов стали с содержанием 0,45% С; оба образца изготовлены из отожженной заготовки, причем второй образец после изготовления подвергался закалке и отпуску с нагревом до 550° С (для получения структуры сорбита).

Установить, на каком приборе рационально измерять твердость обоих образцов.

Указать на основании результатов измерения твердости примерные значения предела прочности.

№ 78. Измерить твердость двух цилиндрических фрез, изготовленных из быстрорежущей стали (измерение провести в торцовой части).

На основании результатов измерения объяснить, какая из проверяющихся фрез была подвергнута окончательной термической обработке и пригодна для непосредственного использования в качестве режущего инструмента и какая должна еще пройти термическую обработку (закалку и отпуск) для получения высоких режущих свойств.

Измерение выполнить вдавливанием алмазного конуса.

Объяснить, почему измерение вдавливанием стального шарика в данном случае недопустимо.

№ 79. Измерить твердость двух круглых плашек, изготовленных из инструментальной стали (марки 9ХС или У11).

Указать, какая плашка была закалена и отпущена и какая из них должна быть еще подвергнута термической обработке.

Измерение выполнить вдавливанием алмазного конуса.

Объяснить, почему измерение вдавливанием стального шарика в данном случае недопустимо.

№ 80. Измерить твердость двух образцов дуралюмина: а) после отжига; б) после закалки и старения.

Обосновать способ измерения твердости алюминиевых сплавов и на основании результатов определения и зависимостей, приведенных на с. 173, указать примерно предел прочности дуралюмина в этих двух разных структурных состояниях.

ГЛАВА VIII

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

1. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Можно выделить следующие характерные случаи, когда физические свойства являются:

1) **главными**, определяющими службу деталей. Роль механических свойств в этих случаях — подчиненная. Стали и сплавы этого типа должны иметь повышенными одно или два физических свойства, например высокую коэрцитивную силу и высокую остаточную индукцию (см. табл. 39). Эти условия необходимы прежде всего сплавам для постоянных магнитов; высокая магнитная проницаемость и низкая коэрцитивная сила при высоком электросопротивлении обеспечивают малые потери на перемагничивание и на вихревые токи, что требуется для магнитопроводов трансформаторов и т. п. (см. табл. 36); высокое удельное электросопротивление при его малом температурном коэффициенте необходимо для реостатов, нагревательных элементов печей и др. (см. табл. 40), постоянный и низкий коэффициент теплового расширения необходим для многих деталей приборов, пружин специального назначения и т. п. (см. табл. 35).

Постоянный и низкий температурный коэффициент модуля упругости, что необходимо для пружин специального назначения;

2) **важными**, но при обязательном высоком уровне других свойств, прежде всего механических. Такое сочетание свойств требуется, например, у сталей для паропроводов и других деталей теплоэнергетических установок; они должны иметь высокую жаропрочность при низком тепловом коэффициенте расширения. Другим примером являются сплавы для камер сгорания двигателей, которые должны иметь наряду с требуемой жаропрочностью возможно лучшую теплопроводность;

3) **желательными**, как сопутствующие комплексу других свойств, высокий уровень которых является обязательным и обеспечивает высокую стойкость изделия. Примером являются режущие инструменты и многие штампы горячего деформирования, для которых инструментальные стали должны иметь высокую теплостойкость, обеспечивающую сохранение необходимой высокой твердости и износостойкости при нагреве, возникающем в рабочей кромке. Если стали, используемые для этого назначения, сохраняют одновременно и повышенную теплопроводность, то это обеспечивает лучший и более быстрый отвод тепла от рабочей кромки и позволит дополнительно повысить стойкость подобных инструментов;

4) **выбираемыми** для характеристики фазового состава и многих превращений, протекающих в сплавах. Значения этих определений были рассмотрены выше, в главах V и VI;

5) **контрольными**. По сохранению определенного уровня того или иного физического свойства можно судить об остальных главных свойствах металла в изделиях, а следовательно, о качестве металла и выполненной термической обработки. Эта роль физических свойств чрезвычайно важна при условии, что выбираемое физическое свойство удобно определяется на образце или на готовой детали и для этого не требуется разрушение детали (образца).

В этих условиях, достаточно широко и легко реализуемых на практике, возможно применение массового и автоматизированного контроля. Для характеристики возможностей метода определения физических свойств надо привести следующие способы контроля:

а) магнитная дефектоскопия, используемая для определения поверхностных трещин и непроваров. Метод основан на том, что в участках, в которых создаются подобные дефекты, возникают поля рассеивания; они обнаруживаются специальными приборами (индуктивными, пондеромоторными и т. п.) или по изменению расположения наносимого на поверхность магнитного порошка (после или при наложении магнитного поля);

б) ультразвуковые; они основаны на различиях в отражении (рассеивании) направленного ультразвукового луча от внутренних, в том числе глубокорасположенных в детали несплошностей, раковин и т. п.;

в) по изменению магнитных свойств, главным образом магнитной проницаемости. Способ применяют для инструментов и быстрорежущих сталей. После окончательной термической обработки (закалки и отпуска) эти стали не должны сохранять в структуре мягкой составляющей — остаточного аустенита. Степень превращения аустенита зависит от числа отпусков и точного соблюдения температуры нагрева. Поэтому качество отпуска, а следовательно, и стали проверяют на специальном магнитном приборе (аустенометре). Если магнитная проницаемость стали в проверяемом инструменте достигает определенного значения, то это служит надежным признаком превращения аустенита. При меньшем значении проницаемости инструменты подвергают дополнительному отпуску.

Методы определения удельного электросопротивления, намагниченности насыщения и коэффициента расширения были указаны в главах IV и V. Методы определения других свойств приведены в литературе (см. Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов. Т. 1. М., «Машиностроение», 1971. 551 с. с ил.).

2. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Для характеристики химических свойств металлов в зависимости от состава, структуры и обработки определяют прежде всего их стойкость против общей коррозии, межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания.

Испытания на общую коррозию

Используется несколько методов: 1) в жидкости при полном погружении образца; 2) в жидкости при переменном многократно повторяемом погружении; 3) в парах; 4) в кипящем соляном растворе; 5) в окружающей атмосфере в лабораторных условиях.

Состав жидкости, паров или растворов выбирают с учетом намечаемого использования металла. Для испытаний применяют образцы с большим отношением поверхности к объему.

Полученные результаты оценивают количественно, чаще по скорости коррозии, характеризуемой потерей массы (при удалении продуктов коррозии с поверхности образцов) в течение определенного промежутка времени, отнесенной к единице поверхности. По скорости коррозии определяют также величину проникновения коррозии:

$$П = \frac{K}{\gamma} 10^{-3} \text{ мм/год},$$

где K — скорость коррозии, г/м^2 год;

γ — плотность металла, г/см^3.

Эта оценка приемлема только в случае однородного коррозионного воздействия. При проявлении локальных нарушений такой метод оценки неприемлем.

Наряду с определением изменения массы выполняют визуальное (или под микроскопом) наблюдение поверхности образцов. Это позволяет определить стойкость против точечной коррозии. В этом случае измеряют плотность (количество коррозионных точек на единицу поверхности) и глубину точек. Микроисследования позволяют обнаружить возникновение очень малых точек и начало коррозии.

Другим показателем развития коррозии является изменение механических свойств образцов. Общая коррозия, приводящая к уменьшению сечения, сопровождается снижением разрушающей нагрузки. В результате точечной коррозии снижается также пластичность (относительное удлинение).

Коррозионную стойкость металла оценивают по шкале, указанной в табл. 15. Меньшим баллом характеризуют более стойкие металлы.

Таблица 15

ОЦЕНКА СТОЙКОСТИ ПРОТИВ КОРРОЗИИ

Группа стойкости	Скорость коррозии, мм/год [1]	Балл	Группа стойкости	Скорость коррозии, мм/год [1]	Балл
Совершенно стойкие	$0{,}001 > П$	1	Пониженно стойкие	$0{,}1 < П < 0{,}5$	6
				$0{,}5 < П < 1{,}0$	7
Весьма стойкие	$0{,}001 < П < 0{,}005$	2	Малостойкие	$1{,}0 < П < 5{,}0$	8
Стойкие	$0{,}005 < П < 0{,}001$	3		$5{,}0 < П < 10{,}0$	9
	$0{,}001 < П < 0{,}05$	4	Нестойкие	$10 < П$	10
	$0{,}05 < П < 0{,}1$	5			

[1] Указываются среда и метод испытания.

Испытания на межкристаллитную коррозию (по ГОСТ 6032—58)

Эти испытания выполняют для нержавеющих сталей с аустенитной структурой (см. табл. 34), используемых в условиях сравнительно сильных агрессивных сред, преимущественно кислот. В этих условиях эксплуатации может протекать коррозия по границам зерен в глубь металла, приводящая к разрушению. Испытания выполняют на пластинках стали определенной толщины (≈3 мм). Используют один из следующих методов испытаний в растворах:

серной кислоты с добавлением сернокислой меди. Раствор очень слабо воздействует на стали, закаленные с обычно принятых температур (950—1150° С) с охлаждением в воде и получающие однофазную аустенитную структуру. Напротив, раствор вызывает сильную межкристаллитную коррозию, если сталь приобрела восприимчивость к межкристаллитной коррозии вследствие нагрева до 500—800° С, вызывающего выделение части карбидов по границам зерен и обеднение твердого раствора (анодное травление отдельных участков поверхности детали выполняют тем же раствором с добавкой медной стружки);

кипящей концентрированной (65%) азотной кислоты. Преимущество — более интенсивная коррозия и возможность указать результаты испытаний в весовых потерях;

в азотнофтористоводородном растворе 10%-ной азотной кислоты (или 65%-ной) и 3% плавиковой кислоты (50%-ной), температура испытания 70° С. Испытание сравнительно быстрое и после пяти погружений (продолжительностью по 1 ч) обнаруживается заметная межкристаллитная коррозия. Результаты оценивают по потере веса и по прочности в испытаниях на изгиб.

Степень развития межкристаллитной коррозии оценивают качественными и количественными способами.

Качественная характеристика предусматривает: а) испытания на звук; появление межкристаллитной коррозии резко уменьшает продолжительность звучания; б) испытания на изгиб; появление межкристаллитной коррозии приводит к возникновению мелких трещин и даже хрупкого разрушения в зоне растяжения; в) металлографическое исследование, обнаруживающее начальное возникновение микротрещин; этот метод используется для более точного фиксирования появления межкристаллитной коррозии.

Количественные оценки предусматривают определения: а) потери веса; б) электросопротивления (оно возрастает); в) чувствительности к коррозионному растрескиванию (КР).

Испытания на коррозионное растрескивание

Коррозионное растрескивание — сложный процесс разрушения металла, протекающего в условиях одновременного воздействия статических напряжений и электрохимического процесса. В результате этого процесса на поверхности металла возникают трещины,

развивающиеся перпендикулярно направлению растягивающих напряжений: характер их межкристаллитный (т. е. по границам зерен), внутрикристаллитный, а подчас и смешанный.

Устойчивость металлов к коррозионному растрескиванию характеризуют:

а) величиной, обратной времени до растрескивания; эту характеристику называют скоростью либо склонностью или чувствительностью к коррозионному растрескиванию;

б) процентом образцов, растрескавшихся при испытании, по отношению к общему числу испытанных;

в) относительным изменением предела прочности металла за определенное время выдержки в коррозионной среде в напряженном состоянии, создаваемым воздействием внешних или внутренних сил.

В свою очередь способы создания статических напряжений различны и выбираются в зависимости от поставленной цели и свойств исследуемого металла. Величину напряжений назначают на уровне возникающих в условиях эксплуатации либо равных пределу текучести испытуемого сплава. Такие напряжения создаются приложением к образцу нагрузки (усилия) постоянной величины или сообщением образцу постоянной деформации.

При одноосном растяжении образцов напряжения распределяются равномерно и достаточно точно подсчитываются для исходного состояния. Такое напряжение создается непосредственно растяжением грузом, пружиной или с помощью рычажных машин (установка ИНК-1 конструкции ЦНИИТМАШ). На этой установке можно определять развитие коррозии также и в горячих растворах или полной герметизации рабочего пространства.

Принципиальное отличие в напряженном состоянии, возникающем в этих случаях, заключается в следующем. Если исходные напряжения создаются приложением постоянной нагрузки, то фактические напряжения в процессе коррозионного растрескивания непрерывно возрастают (за счет уменьшения реального сечения образца).

При сообщении образцу постоянной деформации, наоборот, происходящее уменьшение сечения образца приводит к непрерывному снижению фактически действующих напряжений.

Более жестким способом создания напряжений является сведение (сближение) концов изогнутого в петлю плоского образца. Это позволяет получить результаты испытания за относительно короткий срок.

Среды, выбираемые для испытаний на коррозию

В зависимости от задачи испытания можно выбирать среды, искусственно создаваемые и природные.

Искусственные среды. Преимущество их — возможность полного воспроизведения и регулирования состава среды и характера ее агрессивности. Можно при этом изменять ее температуру и регулировать pH раствора и содержание в нем кислорода.

Идеальной искусственной средой, применяемой в лабораторных испытаниях, признается та, в которой коррозионное растрескивание протекает в течение значительно меньшего срока, чем в эксплуатации. В такой среде должны быть такие же ионы, с какими материал взаимодействует в условиях службы. Вместе с тем создаваемая лабораторная коррозионная среда не должна вызывать общей коррозии, т. е. не вызывать воздействия на ненагруженный материал. Этим условиям отвечает, например, среда, применяемая для испытаний на коррозионное растрескивание аустенитных нержавеющих сталей: кипящий раствор 42% $MgCl_2$, 0,5-н. NaCl и 0,1-н. $NaNO_2$, разбавленные раствором хлоридов, и кислород.

П р и р о д н ы е с р е д ы. Испытания в них ближе к эксплуатационным. Среды выбирают таким образом, чтобы они не уступали в агрессивности тем, в которых должны служить материалы. В этих средах могут содержаться следы примесей, играющих важную роль в развитии коррозии. Испытуемые материалы могут подвергаться при этом воздействию циклов смачивания и просушивания, солнца и ветра. Наиболее характерны испытания:

1) в морской воде, в том числе на специальных морских станциях, материалов и конструкций, в которых нельзя допускать разрушений от коррозионного растрескивания под напряжением при длительном воздействии коррозии;

2) в промышленной атмосфере, в которой могут присутствовать хлор, соединения серы, окислы азота, аммиак, двуокись углерода, пары воды и тонкие слои влаги, концентрирующиеся на поверхности образцов;

3) во влажных тропических условиях на специальных станциях, созданных в разных частях мира.

Испытания можно проводить под напряжением; тогда при агрессивном воздействии этих сред может развиваться общая коррозия и разрушение образца.

3. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

В приводимых ниже лабораторных работах выбраны определения стойкости стали против газовой коррозии (в зависимости от состава и условий нагрева). Эти испытания могут быть выполнены в относительно простых условиях и за относительно короткое время (30—60 мин). Вместе с тем они позволяют получить предварительную характеристику такого важного свойства сталей, используемых при высоком температурном нагреве, как окалиностойкость, а также влияние на нее основных легирующих элементов. В качестве материала целесообразно выбирать окалиностойкие стали из числа указанных в табл. 24 (гл. XXVII), а для сравнения — углеродистые или легированные стали общего назначения.

Для повышения чувствительности испытания следует использовать образцы с большой поверхностью, например толщиной 2—3 мм, шириной 5—8 мм и длиной 60—80 мм. Поверхность образца должна быть шлифованной или протравленной.

Стойкость против коррозии проще оценивать по привесу (степени окисления). Работа выполняется в следующей последовательности. Измеряют поверхность образца, затем каждый образец укладывают в отдельную прокаленную фарфоровую лодочку и взвешивают вместе с лодочкой на аналитических весах. После этого оба сравниваемых образца нагревают в обычной электрической печи с воздушной атмосферой до температур и с выдержкой, указанными в задаче. Целесообразно для более интенсивного окисления 2—3 раза открывать (на 1—2 мин) дверцу печи. После окончания выдержки образцы вместе с лодочкой осторожно (чтобы не просыпалась окалина) взвешивают на тех же весах. Точность взвешивания 0,1 мг. Относительную окалиностойкость характеризуют по привесу в г/см^2·ч.

№ 81. Сравнить окалиностойкость при 800° С (60 мин) двух сталей: углеродистой марки 10 и легированной с таким же содержанием углерода, но с 6% Cr (сталь марки 15Х6СЮ).

Объяснить причины, по которым хром придает стали окалиностойкость.

№ 82. Сравнить окалиностойкость при 850° С (60 мин) двух сталей: легированной конструкционной с 1,5% Cr (марки 40Х) и стали с 9% Cr (марки 40Х9С2).

Объяснить: 1) причины, по которым хром повышает окалиностойкость, и 2) почему его содержание для этой цели не должно быть ниже 9%.

№ 83. Определить температуру начала интенсивного окисления окалиностойкости стали 15Х6СЮ и объяснить причины защитного действия хрома и кремния, которыми легируется эта сталь.

Образцы нагревать: первый до 800° С и второй до 900° С. Выдержка в обоих случаях 30 мин.

№ 84. Сравнить стойкость против окисления двух окалиностойких сталей: с 5% Cr (сталь 15Х5) и с 17% Cr (сталь 12Х17) и объяснить, какую сталь целесообразно использовать для теплообменников, длительно нагревающихся в эксплуатации до 850° С.

Образцы сталей нагревать до 900° С.

№ 85. Клапаны выпуска автомобильных и тракторных моторов нагреваются до 850° С. Определить, какая сталь: с 6 или с 9% Cr более пригодна для этого назначения.

Материал для исследования стали 15Х5 и 40Х9С2. Образцы нагревать до 850° С (30 мин).

№ 86. Сравнить окалиностойкость при 850° С (60 мин) двух сталей: углеродистой марки 45 и легированной с таким же содержанием углерода, но с 9% Cr (марки 40Х9С2).

Объяснить причины, по которым хром повышает стойкость против газовой коррозии.

ЗАДАЧИ ПО ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ

ГЛАВА IX

ЗАДАЧИ ПО ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Диаграммы состояния показывают в условиях равновесия фазовый состав сплава в зависимости от температуры и концентрации и позволяют качественно характеризовать многие физико-химические, механические и технологические свойства сплавов.

Существенно, что анализ диаграмм состояния позволяет, кроме того, решать важные инженерные задачи; на основании диаграмм возможно определить, какие именно сплавы и в каком направлении изменяют свою структуру, и многие свойства при переходе к неравновесному состоянию, зависящему от реальных условий литья, обработки давлением и специально выполняемой термической обработки.

В приводимых ниже задачах показаны методические пути и возможность решения этих вопросов на основании рассмотрения превращений, протекающих в сплавах и указанных в диаграммах состояния. В связи с этим в задачах приведены преимущественно те диаграммы состояния, которые характеризуют фазовый состав сплавов, близких к широко применяемым в технике.

1. ХАРАКТЕРИСТИКА ДИАГРАММ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ПО ИХ АНАЛИЗУ И РЕШЕНИЮ ЗАДАЧ

Решение проводимых ниже задач включает выполнение следующих заданий:

1. Начертить заданную диаграмму состояния (как указано на рис. 115).

2. В каждой области диаграммы указать структуры, образующиеся в сплавах данной системы в состоянии равновесия.

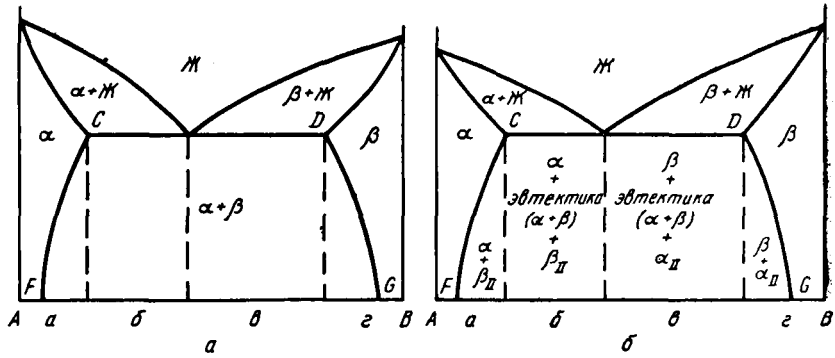
На диаграммах, данных в задачах, указан соответствующий равновесию фазовый состав. Но знать только один фазовый состав недостаточно для того, чтобы судить о превращениях и свойствах сплава.

В качестве примера на рис. 115 дана диаграмма состояния сплавов, имеющих одинаковый фазовый состав (рис. 112, *а*) в областях

а, *б*, *в* и *г* и состоящих из смеси двух твердых растворов α и β, где α — твердый раствор на основе компонента *А* и β—твердый раствор на основе компонента *В*. Структурный же состав (рис. 112, *б*) для каждой области диаграммы различен.

В области α сплавы состоят из кристаллов α-твердого раствора и некоторого количества β_{II} (вторичных кристаллов β), выделившихся в виде мелких частиц из α-твердого раствора.

Структурный состав в области *б* (доэвтектические сплавы): α-твердый раствор + эвтектика + β-твердый раствор (вторичные кристаллы).



а *б*

Рис. 112. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии:

а — фазовая диаграмма; *б* — структурная диаграмма

Структурный состав в области *в* (заэвтектические сплавы): β-твердый раствор + эвтектика + α-твердый раствор (вторичные кристаллы).

При решении задач следует выделить вертикальными пунктирными линиями области, имеющие разный структурный состав, и в каждой области указать соответствующие структурные составляющие.

3. Указать на диаграмме состояния заданные в задаче сплавы и провести соответствующие им вертикальные линии (см. рис. 115).

4. Построить в координатах температура—время кривые охлаждения сплавов.

Диаграммы состояний характеризуют превращения, протекающие при медленном охлаждении (нагреве). Они в зависимости от состава сплава могут протекать различно, а следовательно, сплавы могут иметь разные по характеру температурные кривые охлаждения (нагревания).

Первичная кристаллизация, т. е. кристаллизация из жидкого состояния, протекает для чистых металлов при постоянной температуре с определенным тепловым эффектом, вследствие чего на кривых охлаждения при температуре затвердевания (и на кривых нагревания при температуре плавления) обнаруживается остановка (горизонтальный участок).

В сплавах из двух компонентов первичная кристаллизация протекает указанным образом, т. е. при постоянной температуре, только в сплавах эвтектического состава, в сплавах — химических соединениях и в тех твердых растворах, состав которых отвечает на диаграмме положению минимума или максимума.

Кристаллизация остальных сплавов происходит в интервале температур. Так как образование кристаллов из жидкости идет с выделением тепла, то этому процессу соответствует замедление охлаждения сплава, что изменяет наклон кривой охлаждения. Поэтому начало процесса кристаллизации этих сплавов характеризуется перегибом на кривой охлаждения.

Окончание процесса кристаллизации может в зависимости от числа фаз характеризоваться на кривой охлаждения перегибом или горизонтальным участком.

Если сплав по окончании затвердевания однофазный (твердый раствор), то в течение всего процесса кристаллизации в равновесии находятся две фазы: жидкость и кристаллы твердого раствора. Окончание затвердевания характеризуется перегибом (изменяется наклон кривой) на кривой охлаждения. На диаграмме состояния этому случаю соответствует наклонный ход линии солидуса и изменение температуры кристаллизации при изменении концентрации сплава (рис. 113, *IIа* и *IIб*).

В сплавах — механических смесях (гетерогенные системы), образующих эвтектику, в момент окончания затвердевания на линии солидуса находятся в равновесии три фазы: кристаллы обоих компонентов (или их растворов и соединений) и жидкость. Согласно правилу фаз ($C = K + 1 - \Phi$), это равновесие нонвариантное: $C = 2 + 1 - 3 = 0$. Поэтому окончание первичной кристаллизации происходит при постоянной температуре и характеризуется остановкой (горизонтальным участком) на кривой охлаждения (рис. 113, *I*). На диаграмме состояния этому случаю соответствует горизонтальный ход линии солидуса (прямая линия).

Кривая охлаждения, которую строят при выполнении задачи, должна показывать не только характер превращения, но, кроме того, и относительное количество сплава, превращающегося при постоянной температуре. Это следует из того, что температурная остановка зависит от теплового эффекта превращения и при одинаковой массе и скорости охлаждения сплава пропорциональна количеству образующейся эвтектики.

Чтобы указать протяженность горизонтального участка на кривой охлаждения, следует выбрать масштаб для изображения кристаллизации сплава, содержащего 100% эвтектики. При построении требуемых в задаче кривых охлаждения удобно, например, принять горизонтальный участок кривой для эвтектического сплава длиной 10 мм, а затем по правилу отрезков определить относительное количество эвтектики, образующейся при кристаллизации данного сплава, и показать кристаллизацию эвтектики на кривой охлаждения в виде горизонтального участка, соответствующего по длине ее относительному количеству. Например, при наличии в сплаве 50%

эвтектики кристаллизацию следует представить (в принятом масштабе) горизонтальным участком длиной 5 мм.

Часто в сплавах одной системы в зависимости от концентрации и числа образующихся фаз происходят оба вида превращения. Например, в сплавах системы, приведенной на рис. 113, *IIIа*, кристаллизация α-фазы (а также β-фазы) протекает при переменной температуре, а затвердевание эвтектики — при постоянной.

В сплавах с перитектическим превращением (рис. 113, *IIIб*) кривая охлаждения *1* обнаруживает: а) перегиб, указывающий начало кристаллизации (в равновесии находятся две фазы: жидкость и выделяющиеся первичные кристаллы фазы, богатой более тугоплавким компонентом); б) горизонтальный участок (остановка), отвечающий перитектической реакции, при которой в условиях равновесия находятся три фазы: первичные кристаллы фазы, богатой тугоплавким компонентом, жидкость и образующиеся кристаллы фазы, богатой более легкоплавким компонентом. Кривая охлаждения сплавов, сохраняющих после этих превращений жидкую фазу (кривая *II*, рис. 113, *IIб*), имеет, кроме того, перегиб, указывающий окончание процесса затвердевания сплава.

Остановка на кривой охлаждения соответствует горизонтальной линии на диаграмме состояния.

Несколько отличается процесс кристаллизации в сплавах, образующих химическое соединение, неустойчивое при высоких температурах (при отсутствии растворимости между химическим соединением и компонентами). На кривой охлаждения ряда сплавов наблюдается сначала перегиб (начало кристаллизации), затем горизонтальный участок, соответствующий реакции образования химического соединения, и, наконец, второй горизонтальный участок, соответствующий образованию эвтектики. Этим двум остановкам на кривой охлаждения соответствуют две горизонтальные линии на диаграмме состояния (рис. 113, *Va*, кривая *II*).

Если неустойчивое химическое соединение при высоких температурах обладает растворимостью с образующими его компонентами, то диаграмма и кривая охлаждения имеют вид, представленный на рис. 113, *Vб*.

Вторичная кристаллизация, т. е. превращения в твердом состоянии (полиморфное превращение, полный или частичный распад твердого раствора, упорядочение твердых растворов [1], образование или распад неустойчивых химических соединений), также протекает с определенным тепловым эффектом. Однако он часто незначителен, и поэтому для определения температуры таких превращений наряду с построением кривых охлаждения применяют те методы анализа (дилатометрический метод, измерение удельного электросопротивления и др.), которые для данных сплавов являются более чувствительными. В чистых металлах превращение в твердом состоянии

[1] К анализу процесса упорядочения, как и к другим фазовым превращениям *II* рода (магнитным и др.), не может быть применено правило фаз, так как при этом не образуется границ раздела области нового фазового состояния.

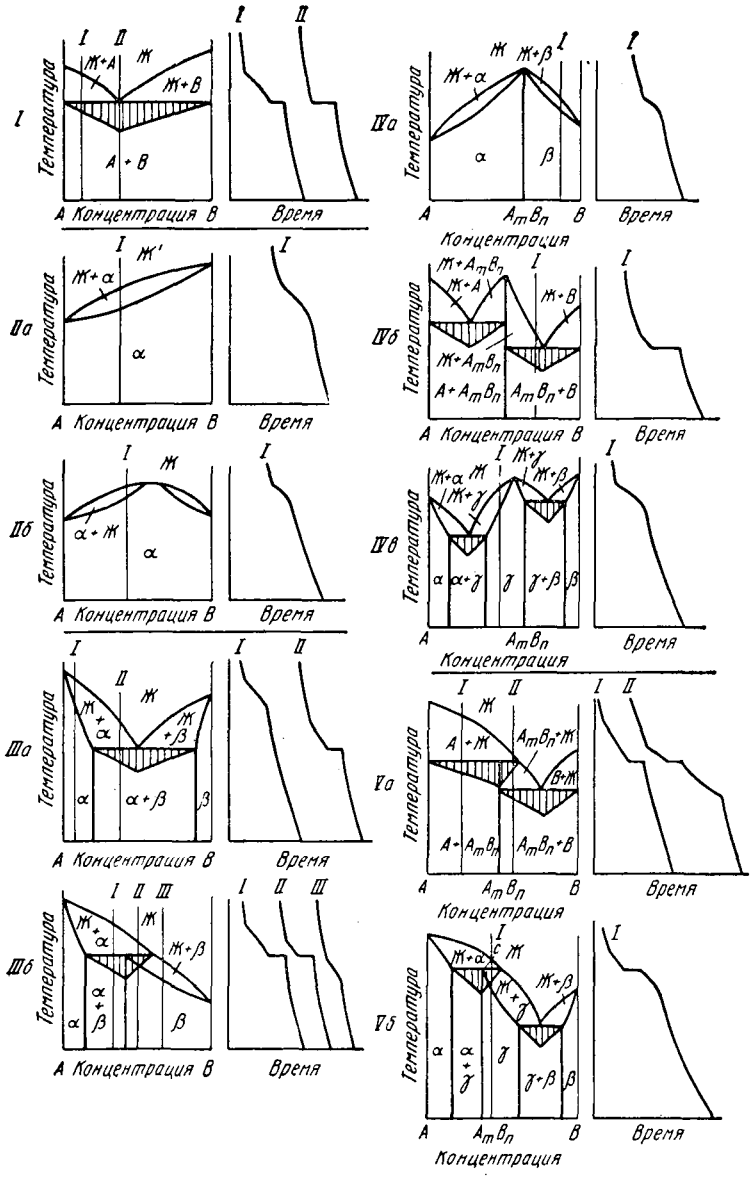


Рис. 113. Основные типы диаграмм состояния и кривые охлаждения двойных сплавов (не имеющих превращений в твердом состоянии): *I* — отсутствие растворимости; *II* — полная растворимость; *III* — ограниченная растворимость (*а* — с образованием эвтектики; *б* — с образованием перитектики); *IV* — образование химического соединения (*а* — при полной растворимости с компонентами; *б* — при отсутствии растворимости; *в* — при ограниченной растворимости); *V* — образование химического соединения, неустойчивого при высоких температурах (*а* — при отсутствии растворимости с компонентами; *б* — при ограниченной растворимости)

(полиморфное) протекает при постоянной температуре, поэтому на кривых охлаждения (нагревания) при температуре превращения наблюдается горизонтальный участок.

В двойных сплавах превращения в твердом состоянии протекают при постоянных температурах в следующих случаях.

I. В сплавах — твердых растворах: а) при эвтектоидном превращении в результате полного распада твердого раствора; б) при перитектоидном превращении; в) при образовании интерметаллидных или упорядоченных фаз. Распад первоначально образовавшегося (устойчивого при высокой температуре) твердого раствора при дальнейшем эвтектоидном или перитектоидном превращении протекает при постоянной температуре. Если состав сплава отличается от эвтектоидного (или перитектоидного), то вначале идет частичный распад с выделением из исходного твердого раствора новой фазы, а лишь затем, по достижении эвтектоидной температуры, превращение происходит при постоянной температуре. Начало распада характеризуется на кривой охлаждения перегибом, а окончание распада при эвтектоидном превращении (и перитектоидном) — горизонтальным участком (рис. 114, *IIIа* и *IIIб*). Кривые некоторых сплавов с перитектоидным превращением имеют, кроме того, при более низкой температуре еще один перегиб, отвечающий окончанию процесса превращения (однако в условиях охлаждения, обычно применяемых в технике, перитектоидное превращение до конца не протекает). В сплавах, в которых происходит образование интерметаллидных фаз, горизонтальный участок имеет кривая охлаждения сплава только той концентрации, которая точно соответствует стехиометрическому составу. Этот вид превращения в остальных сплавах протекает в интервале температур, изменяющемся в зависимости от состава сплава, и характеризуется двумя перегибами на кривой охлаждения (рис. 114, *IIIв*).

II. В сплавах — механических смесях при полиморфном превращении одного из компонентов или образованного ими химического соединения (рис. 114, *Iа*).

На диаграмме состояния этим превращениям соответствует горизонтальная линия, а на кривой охлаждения (нагревания) — горизонтальный участок (остановка).

Так как тепловой эффект превращения в твердом состоянии (вторичной кристаллизации) меньше, чем при первичной кристаллизации из жидкости, то при выполнении задачи длину горизонтального участка кривой, отвечающую относительному количеству превращающейся фазы, можно принимать в меньшем масштабе.

В остальных случаях превращения в твердом состоянии протекают в интервале температур и начинаются в сплавах разной концентрации при различных температурах; соответствующие кривые на диаграмме состояния имеют наклон и показывают превращение (рис. 114, *Iб*, *Iв*) или частичный распад твердого раствора (рис. 114, *IIа*, *IIб*, *IIIв*). В этом случае начало и конец превращения на кривой характеризуются перегибом, после которого угол наклона несколько изменяется.

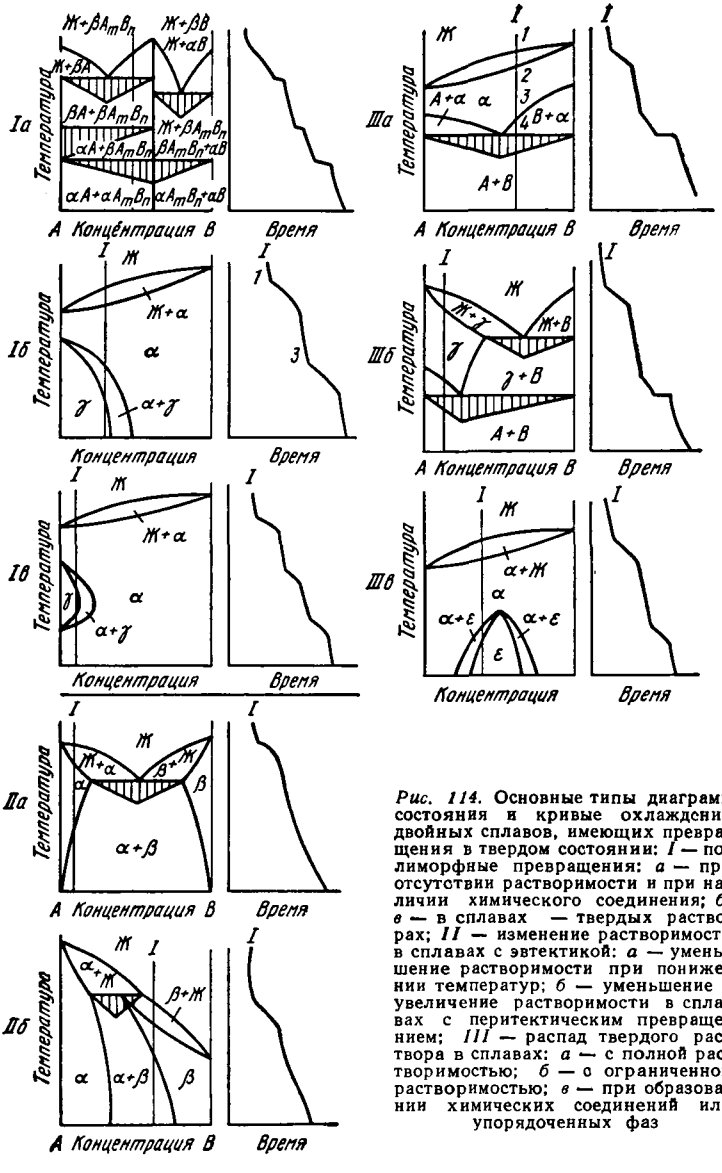


Рис. 114. Основные типы диаграмм состояния и кривые охлаждения двойных сплавов, имеющих превращения в твердом состоянии: *I* — полиморфные превращения: *а* — при отсутствии растворимости и при наличии химического соединения; *б*, *в* — в сплавах — твердых растворах; *II* — изменение растворимости в сплавах с эвтектикой: *а* — уменьшение растворимости при понижении температур; *б* — уменьшение и увеличение растворимости в сплавах с перитектическим превращением; *III* — распад твердого раствора в сплавах: *а* — с полной растворимостью; *б* — с ограниченной растворимостью; *в* — при образовании химических соединений или упорядоченных фаз

5. Построить схему кристаллизации заданных сплавов, показать графически структуры, образующиеся в процессе кристаллизации, а также превращения, протекающие в этих сплавах при охлаждении.

Схема кристаллизации должна быть построена в том же масштабе (для температур), какой был принят ранее. Для изображения каж-

дой отдельной структуры необходимо предварительно установить условные обозначения, указав, что представляет собой данная структурная составляющая (твердый раствор, механическая смесь, химическое соединение).

Необходимо стремиться к тому, чтобы приводимые изображения максимально близко воспроизводили реальные структуры, которые наблюдаются в заданном или аналогичном сплаве при металлографическом анализе. Чистые металлы и твердые растворы в состоянии равновесия (после отжига) имеют в микроскопе зернистое (полиэдрическое) строение, подобное, например, полиэдрической структуре α-железа (феррита) или полиэдрам твердого раствора цинка в меди (см. рис. 26) после обработки давлением и отжига. Если в сплавах данной системы образуются твердые растворы нескольких типов, то каждому из них следует давать другое условное изображение, как это показано, например, в диаграмме, даваемой ниже в решении задачи № 87 (рис. 115).

Химические соединения могут быть в виде кристаллов различной формы: при распаде твердых растворов они часто отлагаются в виде сетки по границам зерен или образуют включения пластинчатой или игольчатой формы.

Эвтектики и эвтектоиды кристаллизуются в виде участков гетерогенной смеси различной измельченности: точечного, пластинчатого или зернистого вида (например, эвтектика на рис. 10).

При построении схемы кристаллизации следует учитывать примерное количество каждой составляющей. Так, например, при выделении из твердого раствора небольшого количества вторичных кристаллов другой фазы вследствие уменьшения растворимости с понижением температуры следует изображать эту фазу в виде мелких кристалликов (например, на границах зерен) на фоне полиэдрической структуры основного твердого раствора.

6. Дать характеристику состояния заданных сплавов при температурах, указанных в задаче.

Если сплав при температуре, указанной в задаче, окажется гетерогенным, то надо определить фазы или структуры, присутствующие в сплаве, указать состав каждой составляющей и количество отдельных составляющих в процентах. Для этого необходимо провести через точку, определяющую данный сплав при заданной температуре, горизонталь до пересечения с линиями диаграммы (коноду, т. е. линию, показывающую составы фаз, находящиеся в равновесии); затем, опустив перпендикуляры из концов коноды на абсциссу, определить концентрацию каждой составляющей.

Далее по правилу отрезков надо определить относительное количество отдельных фаз или структур, присутствующих в сплаве в состоянии равновесия. Количество присутствующих в сплаве эвтектики или эвтектоида следует рассчитывать для температур их образования. Результаты расчета необходимо привести в виде таблицы ниже диаграммы, как это показано, например, в решении задачи № 87 (см. рис. 115).

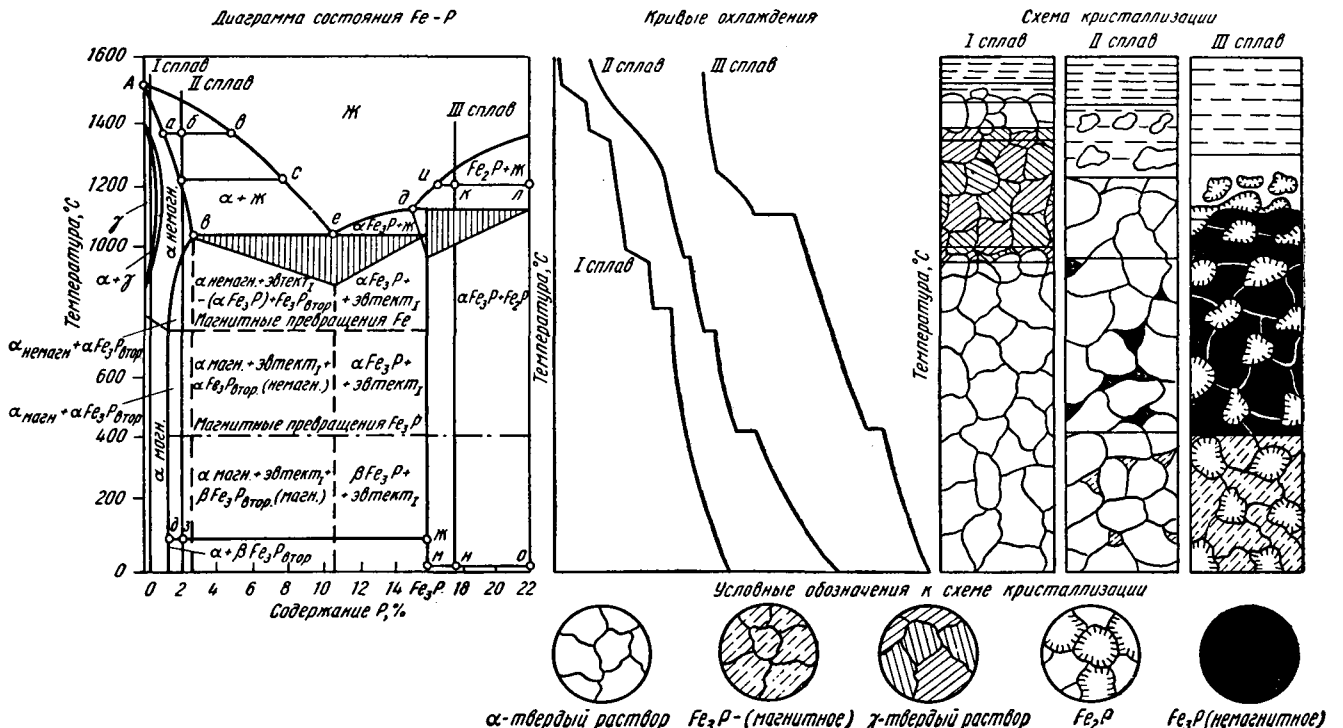


Диаграмма состояния Fe - P
Кривые охлаждения
Схема кристаллизации
I сплав
II сплав
III сплав
Температура, °C
Содержание P, %
Fe₃P
Fe₂P
Ж
α + Ж
α + γ
α немагн.
α маг.
γ
Магнитные превращения Fe
Магнитные превращения Fe₃P
α немагн. + эвтект₁ + (α Fe₃P) + Fe₃P втор
α Fe₃P + эвтект₁
α Fe₃P + Fe₂P
α немагн. + α Fe₃P втор
α маг. + эвтект₁ + α Fe₃P втор (немагн.)
α маг. + α Fe₃P втор
α маг. + эвтект₂ + β Fe₃P втор (маг.)
β Fe₃P + эвтект₁
α + β Fe₃P втор
Fe₂P + Ж
Условные обозначения к схеме кристаллизации
α-твердый раствор
Fe₃P - (магнитное)
γ-твердый раствор
Fe₂P
Fe₃P (немагнитное)

ХАРАКТЕРИСТИКА СОСТОЯНИЯ ЗАДАННЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Сплав	Температура, °С	Фазовый или структурный состав сплава	Расчет количества фазовых и структурных составляющих по правилу отрезков
I	20	Однородный твердый раствор на основе α-железа	
II	1350	Кристаллы твердого α-раствора концентрации 0,9% P (точка *а*) и жидкая фаза, содержащая 4,6% P (точка в)	Количество жидкости ($Q_ж$): $Q_ж = \frac{аб \cdot 100}{ав} = \frac{1,1 \cdot 100}{3,7} = 30\%$
II	100	Основная структура твердого раствора концентрации 1,2% P (точка *д*) и небольшое количество вторичных кристаллов химического соединения Fe_3P (магнитное)	Количество α-фазы ($Q_α$): $Q_α = \frac{эж \cdot 100}{дж} = \frac{13,5 \cdot 100}{14,3} = 94\%$; $Q_{Fe_3P} = 100 - 94 = 6\%$;
III	1200	Кристаллы химического соединения Fe_2P и жидкая фаза, по концентрации соответствующая точке *и* — 16% P	$Q_ж = \frac{кл \cdot 100}{ил} = \frac{4 \cdot 100}{5} = 80\%$;
III	20	Смесь двух химических соединений Fe_2P и Fe_3P	$Q_{Fe_3P} = \frac{но}{мо} \cdot 100 = \frac{4 \cdot 100}{5,5} = 73\%$; $Q_{Fe_2P} = 27\%$.

Рис. 115. Диаграмма состояния Fe—P

7. Ответить в результате сделанного анализа превращений на основной вопрос задачи о структуре, свойствах, обработке и области применения заданных в ней сплавов.

2. ЗАДАЧИ

№ 87. Разобрать диаграмму состояния FeP в части, ограниченной областью Fe—Fe_2P, и процессы превращения в сплавах I, II и III, содержащих: I — 0,05, II — 2, III — 17% P.

Определить фазовый состав и количественное соотношение фаз: сплава I при 20° С, сплава II при 100 и 1350° С, сплава III при 20 и 1200° С.

Указать, какие отклонения в структуре при первичной кристаллизации сплавов этой системы можно ожидать в условиях ускоренного охлаждения.

Решение задачи № 87.

Решение по первым вопросам задачи дано в диаграммах и таблице на рис. 115.

Ответ на последний вопрос приведен ниже.

Разбираемая диаграмма состояния является равновесной. Между тем некоторые превращения в сплавах протекают настолько медленно, что практически не заканчиваются полностью даже при очень длительном охлаждении. К таким превращениям относится, в частности, образование по перитектической реакции твердых растворов или неустойчивых химических соединений.

Изменение скорости охлаждения смещает отдельные точки и линии превращений на диаграмме, причем величина смещения зависит от степени отклонения сплава от равновесного состояния. Поэтому структуры, наблюдаемые в промышленных сплавах, могут отличаться от ожидаемых на основании равновесной диаграммы состояния.

Для полной характеристики данной системы следовало бы иметь не только плоскостную равновесную диаграмму в координатах температура—концентрация, но и пространственную диаграмму в координатах температура—концентрация—время, которая показывала бы переход от неравновесного к равновесному состоянию. Однако такая диаграмма была бы очень сложной. Рассмотрение равновесной диаграммы на основе более подробного разбора процессов, протекающих в сплавах, и закономерностей, которым эти процессы подчиняются, позволяет с достаточной вероятностью указать характер превращений при ускоренном охлаждении (особенно при первичной кристаллизации).

Рассмотрим с этой точки зрения процесс кристаллизации.

Сплав I, согласно диаграмме, кристаллизуется с образованием однородной структуры α-твердого раствора. Затвердевание его протекает между 1520 и 1500° С при изменении концентрации жидкости и выделяющейся твердой фазы между сотыми долями процента и 1,8% P. Следовательно, сплав подвержен ликвации.

При ускоренном охлаждении состав кристаллов твердого раствора не будет однородным, однако концентрация их не превысит

предела растворимости фосфора в железе α (δ). Поэтому сплав после затвердевания в реальных условиях охлаждения не будет отличаться по фазовому составу от равновесного. Однако отдельные кристаллы (зерна) сплава по химическому составу будут неоднородными.

Получающаяся неоднородность химического состава кристаллов твердого раствора называется внутрикристаллической или внутридендритной ликвацией и соответственно влиянию фосфора на свойства железа дополнительно снижает ударную вязкость и пластичность, особенно при низких температурах. Это снижение тем значительнее, чем выше концентрация фосфора. Поэтому в высококачественной стали содержание фосфора ограничивается до 0,02—0,03%, а в качественной — до 0,04—0,05%.

Сплав II с 2% P в равновесном состоянии после затвердевания должен, как и сплав I, иметь структуру однородного твердого раствора. Однако и у этого сплава наблюдается большое расхождение между линиями ликвидуса и солидуса по температуре, а также по концентрации; следовательно, он должен быть склонен к ликвации, подобно сплаву I (с 0,05% P). Затвердевание сплава II начинается при температуре около 1500° С и заканчивается при температуре около 1200° С. Уже при 1350° С, как это видно из диаграммы и из таблицы (рис. 115), жидкая фаза (точка *b*) содержит примерно 4,6% P, т. е. в полтора раза больше, чем может быть растворено в железе в твердом состоянии при эвтектической температуре. Предел растворимости фосфора в железе (точка *B*), как показывает диаграмма (см. рис. 115), равен 2,6% P. К концу затвердевания состав жидкой фазы будет соответствовать точке *c*, что соответствует примерно 7,5% P. При ускоренном охлаждении не успевает пройти полностью диффузия, выравнивающая состав сплава. Поэтому последняя «порция» жидкой фазы состава *c* затвердевает подобно доэвтектическому сплаву такой же концентрации, т. е. образуя некоторое количество кристаллов α-твердого раствора и эвтектическую смесь, состоящую из кристаллов α и химического соединения Fe_3P.

Таким образом, при ускоренном охлаждении в сплаве II наряду с кристаллами α-твердого раствора переменной концентрации может присутствовать некоторое количество эвтектики. Наличие эвтектики с низкой температурой плавления улучшает жидкотекучесть. В то же время эвтектика вследствие повышенной хрупкости ухудшает механические свойства.

Сплав III в процессе затвердевания, кроме химического соединения Fe_2P, образует еще неустойчивое при высоких температурах химическое соединение Fe_3P. Поэтому сплав III при нормальной температуре, как следует из диаграммы состояния, должен состоять из смеси кристаллов двух химических соединений $Fe_3P + Fe_2P$. Количество каждого из этих соединений в сплаве III определяется по правилу отрезков и составляет 73% Fe_3P и 27% Fe_2P (табл. рис. 115).

Образование химического соединения Fe_3P происходит по реакции между жидкой фазой состава *c* и химическим соединением Fe_2P,

т. е. по типу перитектической реакции, протекающей, как известно, на поверхности раздела фаз.

В условиях ускоренного охлаждения такие реакции не идут до конца, и сплав будет содержать значительно меньшее количество соединения Fe_3P, чем это следует из диаграммы, или даже вовсе не содержит его. Более того, в некоторых случаях последние порции жидкой фазы, содержащие больше железа, чем это соответствует составу химического соединения Fe_3P (например, точка *д*), могут при затвердевании образовать некоторое количество эвтектики, состоящей из мелкодисперсной смеси Fe_3P (Fe_2P) и α-твердого раствора.

Таким образом, и сплав III при некоторых условиях (ускоренное

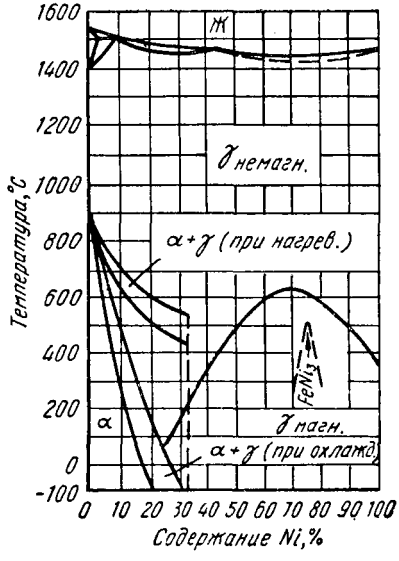


Рис. 116. Диаграмма состояния сплавов Fe—Ni

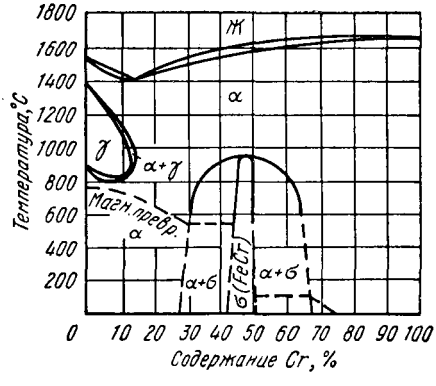


Рис. 117. Диаграмма состояния сплавов Fe — Cr

охлаждение) может иметь структуру, значительно отличающуюся от ожидаемой по диаграмме состояния.

Магнитные превращения α-твердого раствора и Fe_3P, протекающие в этих сплавах и показанные пунктирными линиями на диаграмме (рис. 115), не вызывают изменений в структуре.

№ 88. Мартенситно-стареющие сплавы на основе системы железо—никель (см. табл. 23) приобретают при закалке мартенситную структуру даже при замедленном охлаждении, если они имеют определенное содержание никеля.

Определить, при какой концентрации никеля: 5; 10 или 20% превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ протекает как мартенситное, а не как диффузионное.

Для решения задачи учесть температуры превращения и по диаграмме сплавов системы Fe—Ni (рис. 116) рассмотреть процессы превращений в указанных сплавах и количественное соотношение фаз в них при 200° С.

№ 89. Термическая обработка некоторых высокохромистых сталей с пониженным содержанием углерода существенно улучшает их

вязкость и пластичность. Указать, для каких сплавов системы Fe—Cr применима такая обработка, в чем она заключается и какое влияние она оказывает на структуру такой стали.

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 10, 20 и 30% Cr (рис. 117) и указать их фазовый состав и количественное соотношение фаз: для сплава I при 20 и 1000° С, а для сплавов с 20 и 30% Cr при 20° С.

№ 90. Сплавы хрома с железом приобретают стойкость против коррозии, если содержание хрома составляет 12%; при еще большем

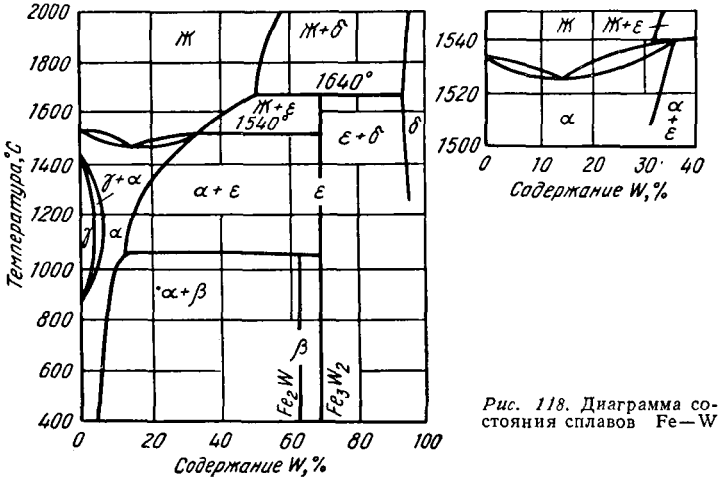


Рис. 118. Диаграмма состояния сплавов Fe—W

повышении содержания хрома: до 25% и выше стойкость против коррозии дополнительно возрастает (см. рис. 117). Однако в этом случае снижается пластичность сплавов, что затрудняет использование их для ряда назначений.

Объяснить причины указанного влияния хрома на механические свойства. Для этой цели рассмотреть процессы превращений и структуру сплавов с 12, 25 и 35% Cr. Определить фазовый состав сплава I при 1000 и 20° С, сплавов II и III при 20° С.

№ 91. Сплавы системы Fe—W (см. рис. 118) определенной концентрации получают очень высокую твердость (*HRC* 63—65) и высокую коэрцитивную силу в результате дисперсионного твердения при отпуске 600—650° С.

Указать: а) примерное содержание вольфрама в таких сплавах; б) термическую обработку, которая должна предшествовать отпуску, и какую структуру она создает в сплаве; в) причины возрастания твердости и коэрцитивной силы при отпуске.

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 1; 10 и 45% W и указать их фазовый состав и количественное соотношение фаз при 400° С.

№ 92. В некоторых сплавах системы Fe—W протекают превращения в твердом состоянии. Развитие превращений зависит от тер-

мической обработки и может сильно изменять механические свойства сплавов.

Рассмотреть превращения в сплавах с 2, 15 и 75% W (см. рис. 118). Определить фазовый состав и количественное соотношение фаз сплавов: I при 1200° С, II при 400° С и сплава III при 1400° С. Указать, в каких сплавах из числа заданных можно изменить структуру и свойства путем термической обработки и какой именно, и объяснить, в какой степени (качественно) она может изменить свойства.

№ 93. Сплавы системы Fe—Mo, но лишь определенного состава, способны к дисперсионному твердению при отпуске, выполняемом

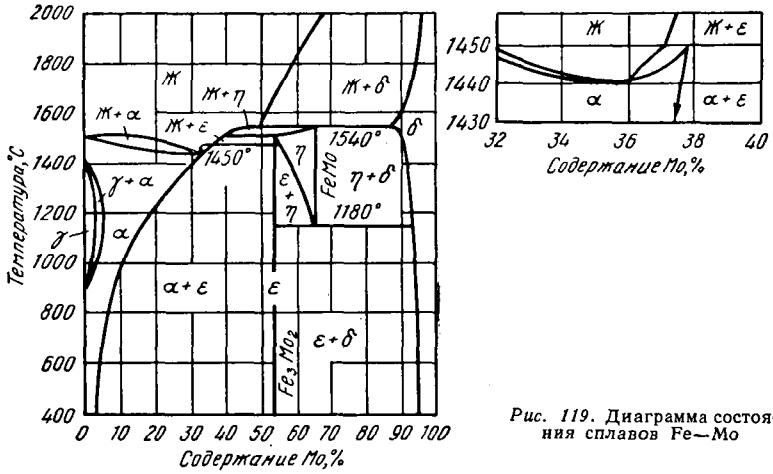


Рис. 119. Диаграмма состояния сплавов Fe—Mo

после закалки (переводящей сплав в состояние пересыщенного твердого раствора).

Рассмотреть превращения в сплавах с 2; 10 и 70% Mo (рис. 119) и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз сплавов: I при 1050° С, II при 400° С и III при 1200° С.

Указать, какой из этих сплавов можно подвергать дисперсионному твердению, его структуру после закалки и после отпуска и влияние этого процесса на твердость, прочность и пластичность.

№ 94. Пластичность ряда сплавов системы Fe—Mo можно улучшить термической обработкой.

Рассмотреть превращения в сплавах с 3, 15 и 80% Mo и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз сплавов: I при 1100° С, II при 600° С и III при 1000° С (см. рис. 119).

Указать, какой из этих сплавов можно подвергать термической обработке для повышения пластичности, в чем заключается эта обработка и какие изменения она вызывает в структуре сплава.

№ 95. В промышленности используют железомарганцевые сплавы, приобретающие: а) г. ц. к. решетку и являющиеся немагнитными; б) мартенситную структуру и высокую твердость даже при медленном охлаждении.

Определить, какой концентрации марганца (5; 12 или 70%) отвечают сплавы указанных двух групп.

Для решения задачи рассмотреть по диаграмме состояния сплавов системы Fe—Mn (рис. 120) процессы превращения в указанных сплавах, определить их фазовый состав и количественное соотношение фаз при 20° С.

№ 96. Насыщение азотом поверхностного слоя стали (особенно легированной хромом и алюминием или хромом и титаном) повышает твердость, износостойкость, предел выносливости и стойкость против коррозии.

На основании диаграммы Fe—N (рис. 121) объяснить причины, по которым азотирование повышает твердость и износостойкость,

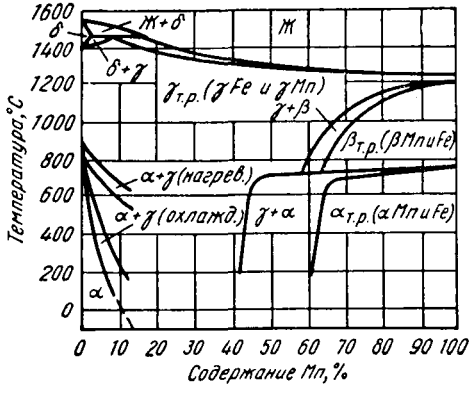


Рис. 120. Диаграмма состояния сплавов Fe—Mn

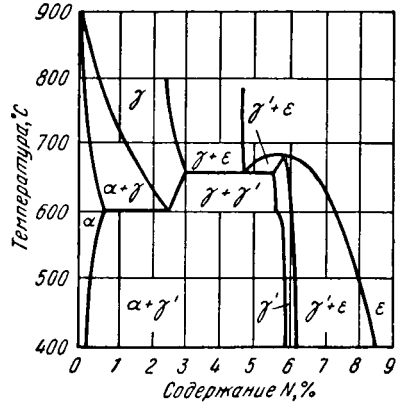


Рис. 121. Диаграмма состояния сплавов Fe—N

и указать, какую концентрацию азота целесообразно получать в тонком поверхностном слое.

Для решения задачи разобрать превращения в сплавах, содержащих 0,5; 3 и 6% N, и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз в этих сплавах при 20° С.

Учесть, что Σ-фаза в этих сплавах является излишне хрупкой и ее присутствие в азотированном слое нецелесообразно. Влияние легирующих элементов на процесс азотирования можно не учитывать.

№ 97. Введение меди в некоторые нержавеющие и высокопрочные мартенситно стареющие стали повышает их стойкость против коррозии и прочность. Однако влияние меди различно в зависимости от выбираемой концентрации.

Определить, при каком содержании меди достигается: а) повышение прочности и твердости в результате дисперсионного твердения и какая термическая обработка сплава нужна для этой цели; б) изменение величины зерна, пластичности и вязкости в результате $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения и режим термической обработки, требуемой в этом случае.

Для решения задачи рассмотреть по диаграмме состояния Fe—Cu (рис. 122) процессы превращений в сплавах с 2; 7 и 20% Cu, указать их фазовый состав и количественное соотношение фаз при 850° С.

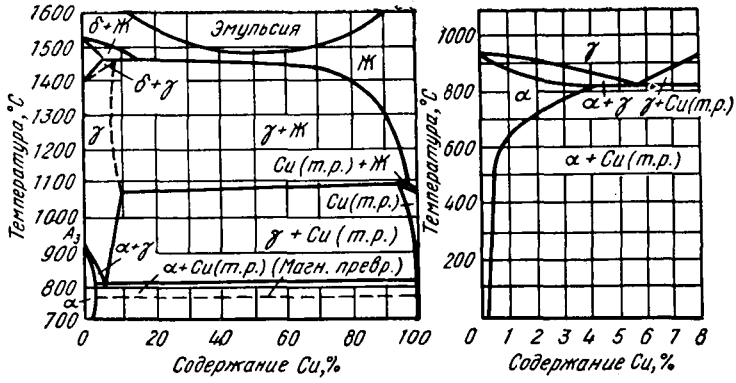


Рис. 122. Диаграмма состояния сплавов Fe—Cu

При решении задачи условно не учитывать влияния других компонентов нержавеющих и мартенситно стареющих сталей.

№ 98. Введение бериллия в некоторые нержавеющие и мартенситно стареющие стали повышает их прочность.

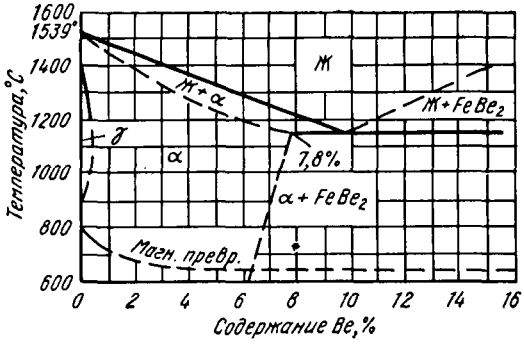


Рис. 123. Диаграмма состояния сплавов Fe—Be

Определить, при каком содержании бериллия: 0,1; 3 и 7,5% создается наибольший эффект упрочнения и какая термическая обработка должна быть применена для получения наибольшего упрочняющего эффекта.

Для решения задачи определить на основании диаграммы состояния Fe—Be (рис. 123) процессы превращений в сплавах приведенных концентраций и указать количественное соотношение структурных составляющих сплава с 0,1 и 3% Be при 1000° С, а сплава с 7,5% Be при 600° С.

При решении задачи условно не учитывать влияния других компонентов, содержащихся в нержавеющих и в мартенситно стареющих сталях.

№ 99. Введение титана в многие жаропрочные и мартенситно стареющие стали повышает их прочность.

Указать: а) при каком содержании титана (0,1; 4 и 10%) обеспечивается наибольшее упрочнение; б) какая термическая обработка

вызовет дисперсионное твердение и возрастание прочностных свойств; в) тип фазы-упрочнителя.

Для решения задачи рассмотреть по диаграмме состояния Fe—Ti (рис. 124) процессы превращения в сплавах Fe—Ti указанного выше состава и определить их структуру и количественное соотношение фаз при 1100° С, а для сплава с 10% Ti, кроме того, при 1300° С.

При решении задачи можно не учитывать влияния остальных легирующих элементов в перечисленных сталях.

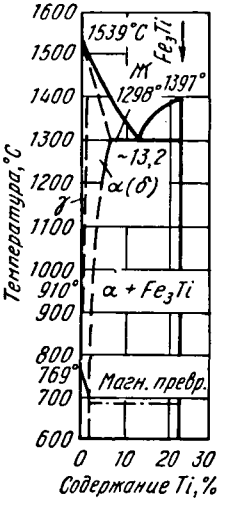


Рис. 124. Диаграмма состояния сплавов Fe—Ti

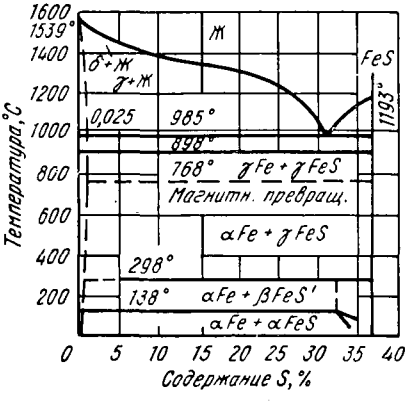


Рис. 125. Диаграмма состояния сплавов Fe—FeS

№ 100. Сталь, выплавленная без добавок марганца, становится непригодной для деформации (прокатки, ковки при 1100—900° С) из-за возникновения трещин. Этот вид брака называется красноломкостью. Разобрать диаграммы:

а) Fe—FeS (рис. 125), рассмотреть процессы превращений в сплавах с 0,03; 2 и 10% S, определить природу и количественное соотношение фаз в сплавах I и II при 1050° С и в сплаве III при 1100° С и объяснить причину, вызывающую красноломкость;

б) Fe—MnS (рис. 126), объяснить, почему введение марганца устраняет красноломкость и марганец в количестве не менее 0,4—0,5% является полезной и обязательной примесью стали.

№ 101. В промышленности используют латуни: а) повышенной пластичности; б) высокой прочности.

Указать, какие латуни: однофазные или двухфазные и по каким причинам отвечают этим основным требованиям по механическим свойствам и какие из них имеют более высокие литейные свойства.

Для решения задачи рассмотреть превращения в сплавах с 20, 30 и 41% Zn (рис. 127), определить их фазовый состав и количественное соотношение фаз при 20° С и указать особенности строения и свойств этих фаз.

№ 102. Из числа сплавов Cu—Zn наибольшую пластичность имеет латунь, содержащая 32—34% Zn, широко используемая для холод-

ной вытяжки. При дальнейшем увеличении содержания цинка снижается пластичность, но возрастает прочность. Сплавы, имеющие больше 42% Zn, в промышленности не используются из-за низкой пластичности.

Объяснить причины подобного влияния цинка.

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 33; 42 и 45% Zn (рис. 127) и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз в этих сплавах.

№ 103. Многие подшипники скольжения изготовляют из оловянных бронз как сплавов, имеющих низкий коэффициент трения.

Определить, какие оловянные бронзы — однофазные или двухфазные — имеют, кроме того, более высокую износостойкость и обеспечивают лучшее качество подшипников.

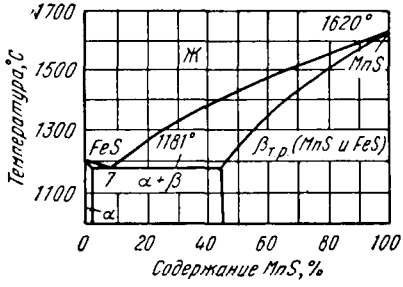


Рис. 126. Диаграмма состояния сплавов FeS—MnS

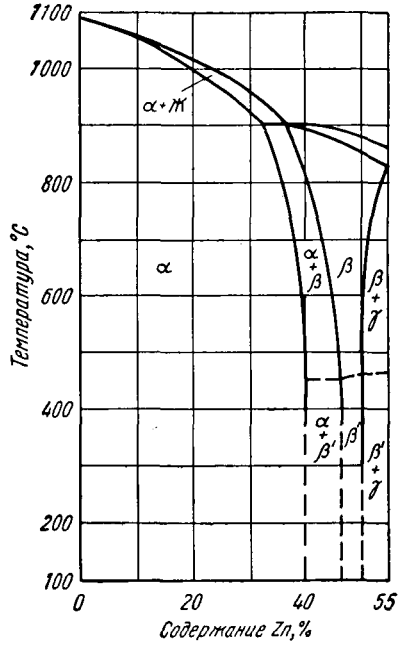


Рис. 127. Диаграмма состояния сплавов Cu—Zn

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 6 и с 10% Sn (рис. 128) и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз в этих сплавах при 20° С. Принять при этом, что подшипники отливают в металлическую форму.

№ 104. Детали из оловянных бронз в зависимости от пластичности, определяемой содержанием в них олова, изготовляют из: 1) проката (труб, прутков, лент); 2) отливок.

Указать, какие бронзы: однофазные или двухфазные более пригодны для указанных разных назначений и причины, по которым они имеют разную пластичность.

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 3; 5 и 10% Sn (см. рис. 128) и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз при 20° С (для условий, что отливки охлаждаются в металлической форме).

№ 105. В литых свинцовистых бронзах, используемых для подшипников скольжения, должно быть создано равномерное распределение частиц свинца в медной основе.

Определить: а) какой сплав — с 1, 35 или 70% Pb — более пригоден для этого назначения; б) какое охлаждение — медленное или быстрое — должно быть рекомендовано для выбранного сплава.

Для решения задачи рассмотреть по диаграмме состояния Cu—Pb (рис. 129) процессы превращений в указанных сплавах и указать фазовый состав и количественное соотношение фаз при 400° С для сплавов с 1 и 35% Pb и при 1200° С для сплава с 70% Pb.

№ 106. Некоторые сплавы меди с бериллием (бериллиевые бронзы) используют для пружин электромашин и приборов, так как

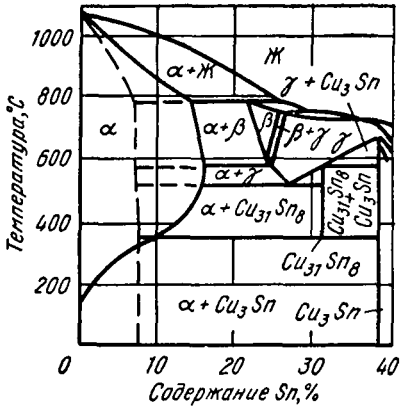


Рис. 128. Диаграмма состояния сплавов Cu—Sn (пунктирная линия указывает состояние после литья в металлическую форму)

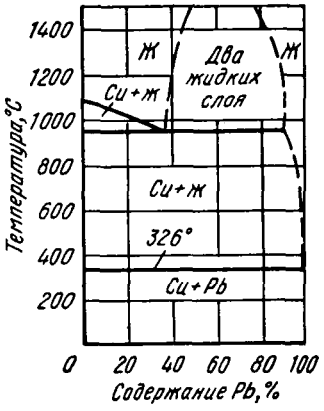


Рис. 129. Диаграмма состояния сплавов Cu—Pb

в результате термической обработки эти сплавы (в отличие от других медных сплавов) получают высокие предел прочности (до 100—120 кгс/мм²) и предел упругости (60—70 кгс/мм²) и повышенную электропроводность (~ 0,06 Ом·мм²/м).

Объяснить, какие сплавы этой системы принимают упрочняющую термическую обработку и в чем она может заключаться. Для этой цели рассмотреть превращения в сплавах с 2 и 10% Be (рис. 130), указать структурное состояние этих сплавов и количественное отношение фаз при 20 и 500° С.

№ 107. Для проволоки и ленты, служащей элементами сопротивления во многих нагревательных приборах и печах, используют сплавы системы никель—хром (нихром).

Указать, какие сплавы: с 5, 20 или 50% Cr (рис. 131) имеют более высокое электросопротивление и должны быть рекомендованы для этого назначения. Учесть, что такие сплавы должны иметь, кроме того, повышенную пластичность при 20° С для возможности холодной прокатки или волочения.

Для решения задачи: 1) привести фазовый состав и количественное соотношение фаз в указанных сплавах при 20 и 1100° С; 2) показать качественно, используя правило Н. С. Курнакова, как изме-

няется электросопротивление сплавов этой системы в зависимости от содержания никеля.

№ 108. В титановые сплавы для улучшения прочностных свойств и жаропрочности при сохранении удовлетворительной пластичности вводят алюминий в количестве ~5%.

При введении алюминия повышение прочности меньше, чем при введении такого же количества хрома ($\sigma_в = 70 \div 90$ и 100—110 кгс/мм^2 соответственно), но пластичность сплава сохраняется более высокой. Определить причины различного влияния хрома и алюминия на механические свойства титана при их содержании 5%.

Для решения задачи рассмотреть на основании диаграмм Ti—Al (рис. 132) и Ti—Cr (рис. 133) превращения в спла-

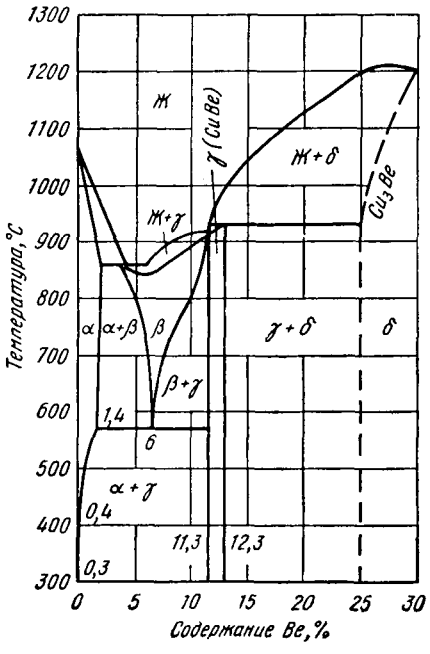


Рис. 130. Диаграмма состояния сплавов Cu—Be

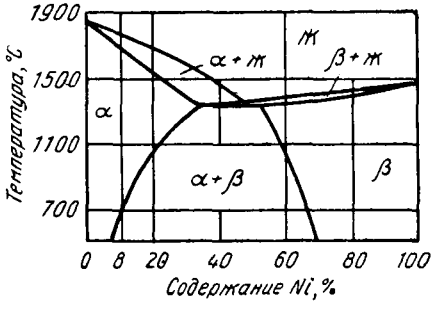


Рис. 131. Диаграмма состояния сплавов Cr—Ni

вах с 5% Al и в сплаве с 5% Cr и указать фазовый состав и количественное соотношение фаз в этих сплавах при 400° С.

Влияние термической обработки при решении задачи можно условно не учитывать.

№ 109. Создание в сплавах титана при 20—400° С двухфазной структуры, достигаемой, в частности, легированием хромом, позволяет значительно повысить прочностные свойства ($\sigma_в \approx 100 \div 110$ кгс/мм^2). Однако этот улучшающий эффект не достигается при излишне большом количестве второй фазы.

Определить и объяснить, какое содержание хрома: 4, 10 или 15% является оптимальным.

Для решения задачи рассмотреть на основании диаграммы Ti—Cr (см. рис. 133) превращения в указанных сплавах и определить фазовый состав и количественное соотношение фаз при 400° С.

При решении задачи условно не учитывать влияние термической обработки.

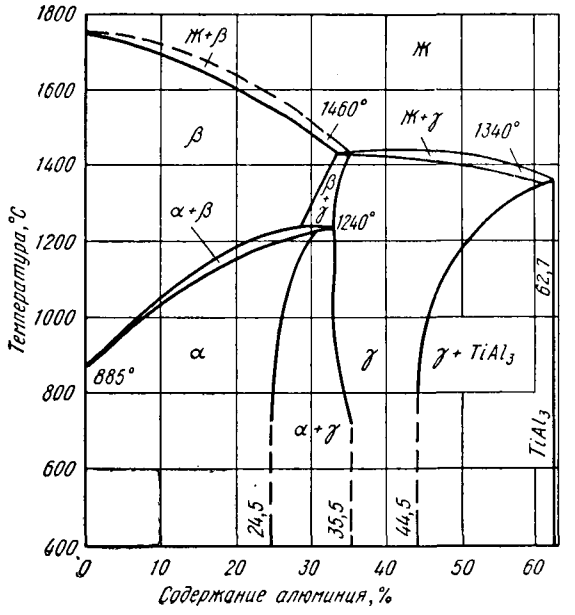


Рис. 132. Диаграмма состояния сплавов Ti—Al

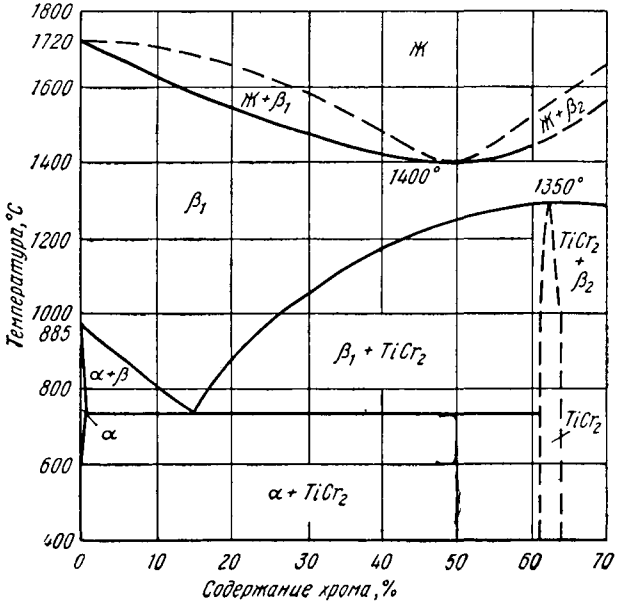


Рис. 133. Диаграмма состояния сплавов Ti—Cr

№ 110. В многие титановые сплавы вводят марганец для улучшения механических свойств, особенно горячей пластичности (ковкости).

Указать, при каком содержании марганца: 2, 22 и 40% может быть достигнут этот эффект.

Для решения задачи рассмотреть на основании диаграммы Ti—Mn (рис. 134) процессы превращений в сплавах указанного состава

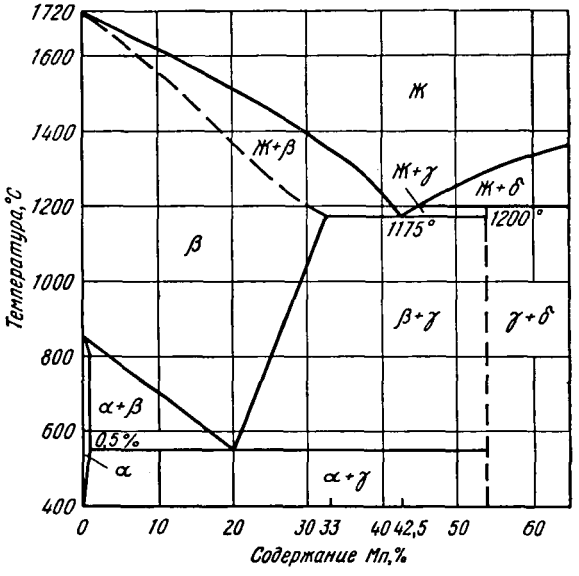


Рис. 134. Диаграмма состояния сплавов Ti—Mn

и определить их фазовый состав при 600° С и количественное соотношение фаз при 400° С.

№ 111. Дуралюмины — сплавы алюминия с 2—5% Cu (и добавками небольших количеств магния, кремния, марганца) имеют прочность 20—22 кгс/мм² в равновесном состоянии (после медленного охлаждения) и значительно более высокую (40—50 кгс/мм²) после упрочняющей термической обработки.

Рассмотреть превращения в сплавах Al—Cu с 0,2; 4 и 40% Cu (рис. 135) и указать их структурный состав и количественное соотношение фаз сплавов I и III при 20° С, а сплава II при 400 и 20° С.

Объяснить, почему сплавы I и III в отличие от сплава II неприменимы для термической обработки и в чем заключается эта обработка для сплава II (влияние малых добавок Si, Mg и Mn, вводимых в дуралюмины, условно не учитывать).

№ 112. Алюминиевокремнистые сплавы определенного состава, называемые силуминами, имеют хорошие литейные свойства и из-за малой плотности и удовлетворительных механических свойств они широко используются в промышленности для разнообразных литых деталей.

На основании анализа диаграммы состояния Al—Si (рис. 136) и зависимости, существующей между изменением литейных свойств и видом диаграммы, определить состав силумина и указать, может ли быть эффективной термическая обработка этого сплава.

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 5, 12 и 20% Si и указать структуру и количественное соотношение структур при 20° С.

№ 113. В системе магний—алюминий (рис. 137) имеются сплавы на основе магния, сильно упрочняющиеся в результате присутствия алюминия в определенных концентрациях и выполнения термической обработки. Эти сплавы, как имеющие малую плотность при удовлетворительной прочности, используются в авиационной и других отраслях промышленности.

Рекомендовать состав сплава и указать термическую обработку и фазу-упрочнитель.

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 1; 4 и 30% Mg и определить структуру и количественное соотношение фаз в этих сплавах при 20° С.

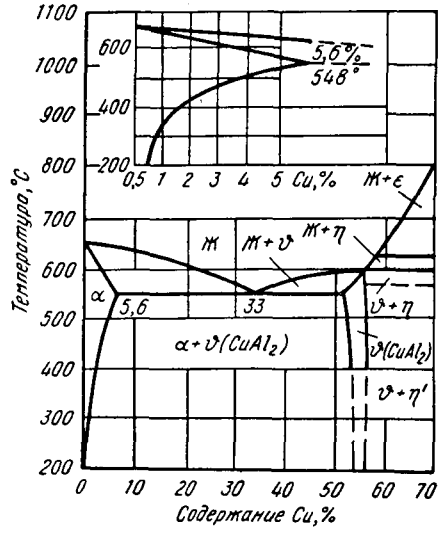


Рис. 135. Диаграмма состояния сплавов Al — Cu

№ 114. Подшипниковые сплавы (баббиты), используемые в виде литых вкладышей скольжения в тяжелонагруженных механизмах, должны иметь структуру из твердых частиц, обеспечивающих износостойкость, и более мягкой металлической основы, окружающей эти частицы и создающей хорошую прирабатываемость вкладыша к поверхности вращающегося вала. Для этой цели используют сплавы на основе системы Sn—Sb определенного состава (рис. 138).

Указать, какой области диаграммы (см. рис. 69) должны соответствовать сплавы с подобной структурой и какие превращения протекают в них при охлаждении после литья.

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в сплавах с 15, 50 и 80% сурьмы, определить их фазовый состав и количественное соотношение фаз при 20° С (учесть, что сурьма является более твердым металлом, чем олово).

№ 115. Сплавы системы Pb—Sb, отвечающие определенному составу и структуре (баббиты), используют для литья вкладышей скольжения (работающих при умеренных нагрузках). Структура сплавов должна состоять из пластичной металлической основы, хорошо прирабатывающейся к валу, и твердых включений второй фазы, обеспечивающих износостойкость вкладыша.

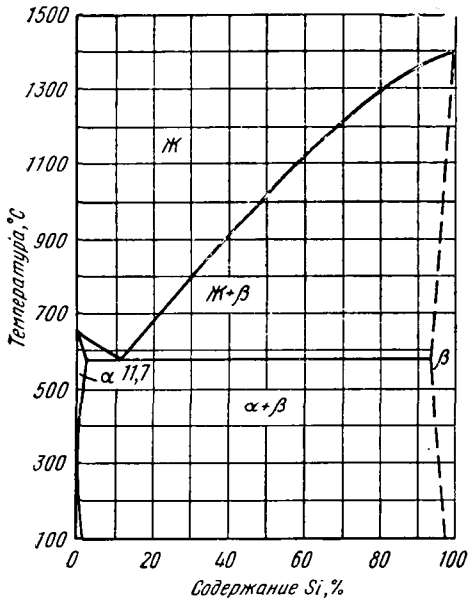


Рис. 136. Диаграмма состояния сплавов Al—Si

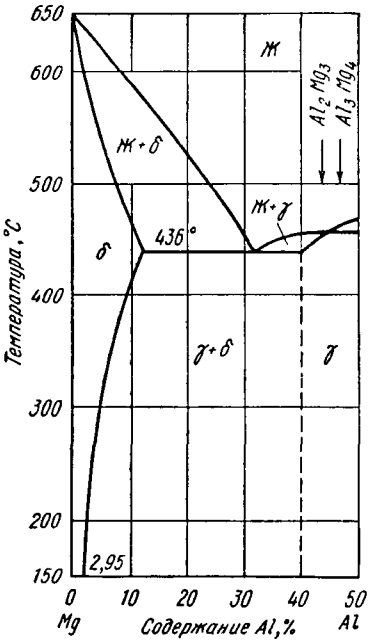


Рис. 137. Диаграмма состояния сплавов Mg—Al

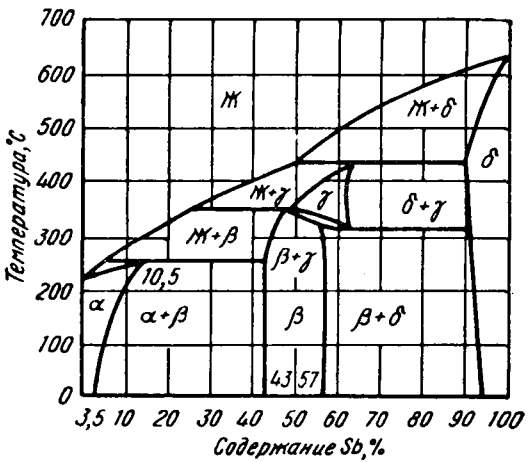


Рис. 138. Диаграмма состояния сплавов Sn—Sb

Указать, какой из сплавов: с 5, 12 и 14—15% Sb более пригоден для этого назначения (влияние меди и олова, дополнительно вводимых в свинцовистые баббиты, можно условно не учитывать).

Для решения задачи рассмотреть процессы превращений в указанных сплавах (см. рис. 65), указать их структуру и количественное соотношение структурных составляющих при 20° С.

ГЛАВА X

ЗАДАЧИ ПО ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ

1. ХАРАКТЕРИСТИКА ДИАГРАММ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ И МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ПО ИХ АНАЛИЗУ И РЕШЕНИЮ ЗАДАЧ

Для определения в условиях равновесия фазового и структурного состава тройных сплавов в зависимости от температуры и концентрации применяют пространственные диаграммы, имеющие вид трехгранных призм. Основанием призмы удобно выбирать равносторонний («концентрационный») треугольник, так как в таком треугольнике концентрацию всех компонентов можно показать в одинаковом масштабе. Компоненты сплава располагают в вершинах треугольника, концентрации двойных сплавов — на соответствующих сторонах треугольника, а тройные сплавы — внутри треугольника. Каждая точка внутри треугольника характеризует тройной сплав определенного состава.

Определение концентрации сплава

Концентрацию любого тройного сплава можно определить несколькими способами:

1. Первый способ, называемый *способом перпендикуляров*, основан на известной из геометрии теореме о том, что *сумма перпендикуляров, опущенных из любой точки внутри равностороннего треугольника на стороны, равна высоте треугольника.* Последняя принимается за 100%, т. е. за сумму содержания всех трех компонентов сплава, а длины перпендикуляров — за процентное содержание отдельных компонентов, составляющих тройной сплав. Поэтому перпендикуляр, опущенный из вершины и, следовательно, совпадающий с высотой и равный ей, указывает, что точки, лежащие в вершине, соответствуют чистым компонентам и, в частности, 100% содержания компонента, помещенного в вершине, из которой опущен перпендикуляр. Например, на рис. 139 перпендикуляр *Cc* указывает, что вершина *C* соответствует 100% содержания компонента *C* в сплаве, т. е. чистому компоненту *C*. Для определения концентрации тройного сплава, т. е. сплава, лежащего в какой-нибудь точке внутри треугольника, необходимо опустить перпендикуляры из этой точки на стороны треугольника.

Длина перпендикуляра показывает концентрацию компонента, помещенного в вершине, противоположной той стороне треугольника, на которую опущен перпендикуляр. Так, например, на рис. 139 длина перпендикуляра *Oc* показывает содержание компонента *C* в тройном сплаве, характеризуемом точкой *O*; длина перпендикуляра *Oa* — содержание компонента *A* в этом же сплаве, а длина перпендикуляра *Ob* — содержание компонента *B*. Длину перпендикуляра можно отсчитывать по масштабной сетке, наносимой внутри треугольника.

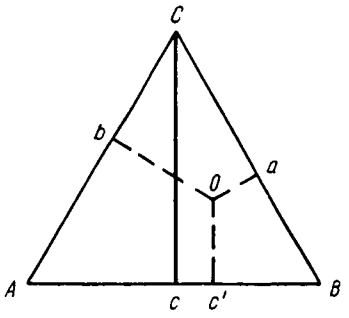


Рис. 139. Определение концентрации компонентов тройного сплава по способу перпендикуляров

Измерение длины перпендикуляров представляет некоторое неудобство в связи с тем, что концентрацию компонентов, составляющих сплав, откладывают на сторонах треугольника и, следовательно, в масштабах, пропорциональных стороне (а не высоте) треугольника. В этих условиях затруднительно решение *обратной* задачи, а именно нахождение точки внутри треугольника, соответствующей составу сплава, концентрация которого известна.

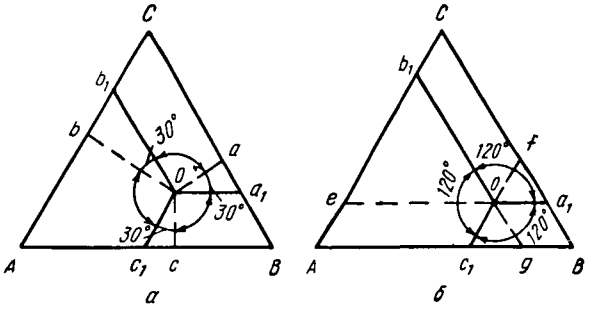


Рис. 140. Определение концентрации компонентов тройного сплава по способу параллелей:

а — определение по длине отрезков; *б* — выбор параллельных отрезков

2. По второму способу, называемому *способом параллелей*, концентрацию компонентов измеряют по длине отрезков прямых, проводимых из точки искомого сплава параллельно стороне треугольника и до пересечения с другой его стороной. На рис. 140 видно, что состав тройного сплава можно выразить не только длинами перпендикуляров *Oa*, *Ob* и *Oc*, но и длинами отрезков Oa_1, Ob_1 и Oc_1, проведенных из точки *O* параллельно сторонам *AB*, *BC* и *AC*. Эти отрезки образуют с перпендикулярами и с соответствующим участком стороны равностороннего треугольника новые прямоугольные треугольники, в которых опущенные перпендикуляры являются

катетами, а проведенные отрезки — гипотенузами, причем угол между ними составляет 30°.

Все эти треугольники подобны и вследствие пропорциональности между катетами и гипотенузой в них сумма всех трех отрезков равна стороне треугольника, подобно тому как сумма опущенных перпендикуляров равна высоте треугольника. Поэтому *измерение по катетам можно заменить измерением по гипотенузам*. Оно имеет то преимущество, что длины отрезков можно непосредственно определять в масштабе, принятом для указанной концентрации на сторонах треугольника.

Это правило относится не к любым трем отрезкам, полученным при проведении через точку внутри треугольника линий параллельно

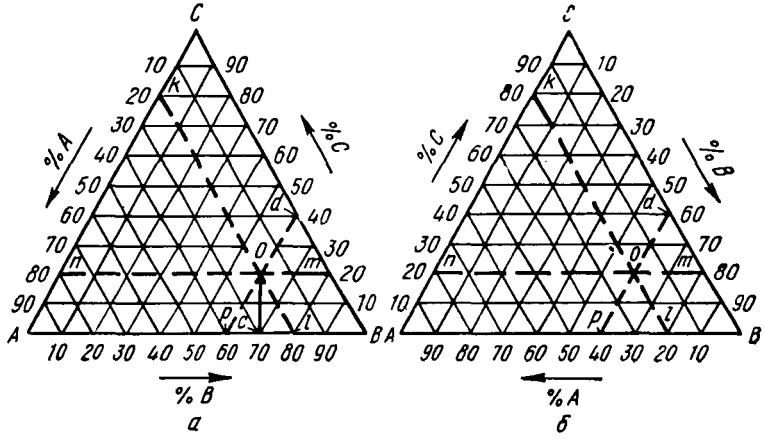


Рис. 141. Проведение параллельных отрезков для определения концентрации компонентов тройного сплава

сторонам. Так, например, на рис. 140 сумма отрезков $Oa_1 + Ob_1 + Oc_1$ (или $Of + Oe + Og$) равна стороне треугольника, но сумма отрезков $Oa_1 + Og_1 + Oc_1$ (или $Ob_1 + Oe + Oc$) не равна стороне треугольника. Во избежание ошибки следует выбирать такие три отрезка, угол между которыми составляет 120°.

Тогда для определения концентрации любого тройного сплава через точку O проводят линии, параллельные сторонам треугольника до пересечения с ними (рис. 141). Длина каждого из отрезков, отсекаемых на сторонах треугольника и заключенных между проведенной линией и параллельной ей стороной треугольника, определяет содержание того компонента, который указан в вершине, противоположной проведенной линии.

Так, например, линия, проведенная на рис. 141, *а* параллельно стороне треугольника AB, отсекает на двух других сторонах треугольника отрезки B_m и A_n; эти отрезки равны гипотенузе Op в прямоугольном треугольнике OcP и длина их определяет содержание компонента C в тройном сплаве.

Аналогично длина отрезка *Ck* или *Bl* (см. рис. 141) определяет содержание компонента *A*, а длина отрезка *Ap* или *Cd* (или *Ok*) — содержание компонента *B* в том же сплаве.

Применение этого правила вызывает иногда некоторое затруднение, ибо для указания процентного содержания компонентов на сторонах треугольника нет установившегося правила: диаграммах, приводимых в литературе, принят разный порядок указания концентрации компонентов, как например на рис. 141, *а* и *б*.

Хотя при определении концентрации сплава необходимо измерять абсолютную длину отрезков, которая, конечно, не зависит от порядка расположения цифр на диаграмме, однако различное расположение их может затруднить быстрый подсчет содержания всех трех компонентов, тем более, что при проведении трех линий на сторонах треугольника отсекается шесть отрезков.

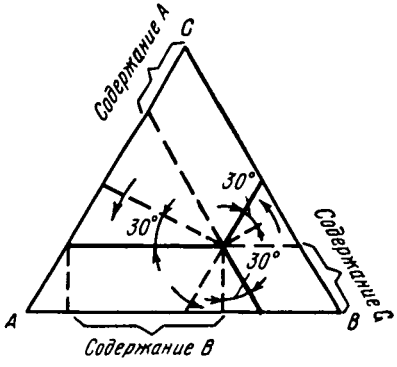


Рис. 142. Определение концентрации тройного сплава по длине параллельных отрезков (с поворотом опущенных перпендикуляров на 30°)

Можно по этому способу определять концентрацию сплава несколько иначе. Из рассматриваемой точки мысленно опускают перпендикуляры на стороны треугольника. Затем каждый перпендикуляр поворачивают на 30° против часовой стрелки, с тем чтобы он занял положение параллельно стороне треугольника. Полученные отрезки проектируют на параллельные им стороны треугольника.

В этом случае длина отрезков покажет концентрацию компонентов, расположенных в вершинах, противоположных сторонам, на которые были опущены перпендикуляры (рис. 142).

3. По третьему способу, называемому *правилом трех отрезков* [1] и более простому по выполнению, из рассматриваемой точки проводят до пересечения с основанием треугольника две линии, параллельные двум другим сторонам треугольника (рис. 143), тогда длина отрезка *kl*, отсекаемого проведенными линиями на основании треугольника, покажет содержание компонента *C*, расположенного в противоположной вершине; длина отрезка *Bl*, прилегающего справа, покажет содержание компонента, расположенного в левой вершине (компонент *A* на рис. 143, *а*), и соответственно длина отрезка *Ak*, прилегающего слева, покажет содержание компонента, расположенного в правой вершине (т. е. компонента *B* на рис. 143, *а*).

Это правило выводится из следующего. Треугольник *kOl*, образуемый при проведении из точки *O* линий, параллельных сторонам равностороннего треугольника *ABC*, подобен треугольнику *ABC* (рис. 143, *б*) и, следовательно, также является равносторонним.

[1] Правило предложено Ю. А. Геллером (прим. ред.).

Стороны *Ol* и *Ok* треугольника *kOl* являются гипотенузами в прямоугольных треугольниках *kOn* и *lOn*. Было показано, что длина этой гипотенузы определяет содержание компонента *C*; следовательно, сторона *kl*, равная *kO* и *Ol* (в равностороннем треугольнике *Okl*), также определяет содержание компонента *C*.

На рис. 143, *б* показано, что аналогично длина стороны *Op* треугольника *pOS* определяет содержание компонента *A*, но отрезки

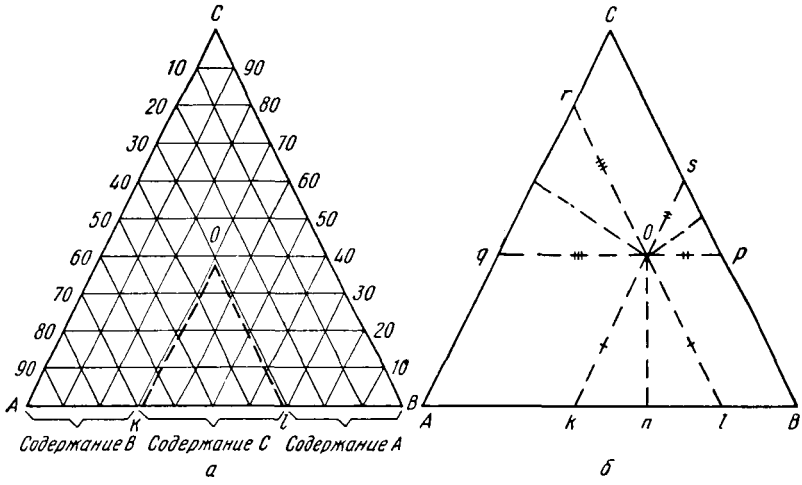


Рис. 143. Определение концентрации тройного сплава по правилу «трех отрезков»: *а* — определение концентраций; *б* — доказательство правила

Op и *lB* равны (как два отрезка параллельных, заключенных между параллельными). Таким же образом доказывается, что длина отрезка *Ak* определяет содержание компонента *B*.

Это правило применимо только для определения концентрации сплава, и из приведенного построения нельзя сделать вывод о том, что сторона треугольнка, характеризуя строение сплава из двух компонентов, может характеризовать строение тройного сплава.

Пространственные диаграммы

Равносторонний треугольник служит основанием трехгранной призмы; температуры откладывают по высоте призмы. Такое построение дает пространственную диаграмму (или объемную модель).

На рис. 144 и 145 приведены в качестве примеров пространственные диаграммы сплавов из трех компонентов: а) полностью растворимых в жидком и в твердом состоянии (рис. 144); б) полностью растворимых в жидком состоянии, но не растворимых в твердом состоянии (рис. 145).

Рассмотрение диаграмм тройных сплавов позволяет, как и по диаграммам двойных сплавов, определять фазовый и структурный состав, качественно оценивать многие физические и механические

свойства и технологические качества сплавов в условиях равновесия, а в ряде случаев предположительно указывать ожидаемый характер изменения структуры и свойств отдельных сплавов при переходе к неравновесному (метастабильному) состоянию.

Однако в технической литературе диаграммы тройных сплавов в виде

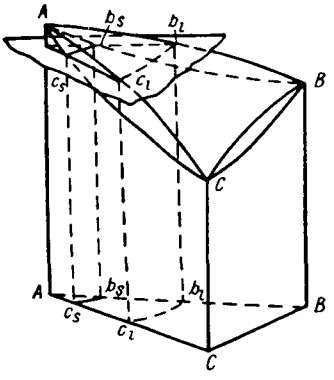


Рис. 144. Пространственная диаграмма состояния сплавов из трех компонентов, полностью растворимых в жидком и в твердом состоянии

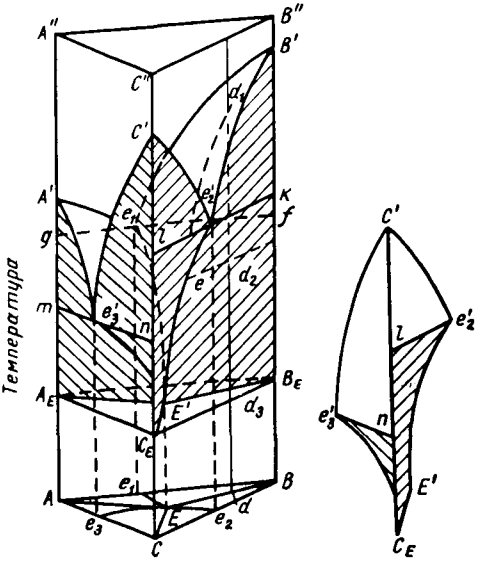


Рис. 145. Пространственная диаграмма состояния сплавов из трех компонентов, полностью растворимых в жидком состоянии, но не растворимых в твердом состоянии

трехгранных призм (пространственных диаграмм) приводят и используют сравнительно редко вследствие трудности изображения в пространстве криволинейных поверхностей, тем более что эти поверхности и линии диаграммы пересекаются между собой. Вместе с тем для построения всей объемной модели сплавов тройной системы требуются большие экспериментальные работы, так как необходимо изучить большое количество сплавов.

Разрезы пространственных диаграмм

Исследование тройных систем ограничивается в ряде случаев изучением только некоторых областей и концентраций, представляющих наибольший научный и технический интерес. В литературе чаще всего приводят не пространственные диаграммы или снимки объемных моделей, а лишь некоторые исследованные сечения (разрезы) диаграмм.

Для этого используют следующие способы построения.

Горизонтальные сечения. Их проводят или в виде изотермических сечений, или в виде проекций отдельных поверхностей и линий пространственной диаграммы на горизонтальную плоскость.

Изотермические сечения указывают фазовый и структурный состав для всех концентраций тройных сплавов, но при определенной

температуре. Эти сечения представляют собой равносторонний треугольник, если последний при построении пространственной диаграммы был принят за основание призмы.

Изотермические сечения удобны в том отношении, что позволяют определить фазовый и структурный состав сплавов данной тройной системы, если на них нанесены коноды. Однако недостатком этого построения является невозможность определения, как изменяется фазовый или структурный состав в зависимости от температуры. Следовательно, рассмотрение одного такого сечения не позволяет судить о многих свойствах тройных сплавов и, в частности, о ходе

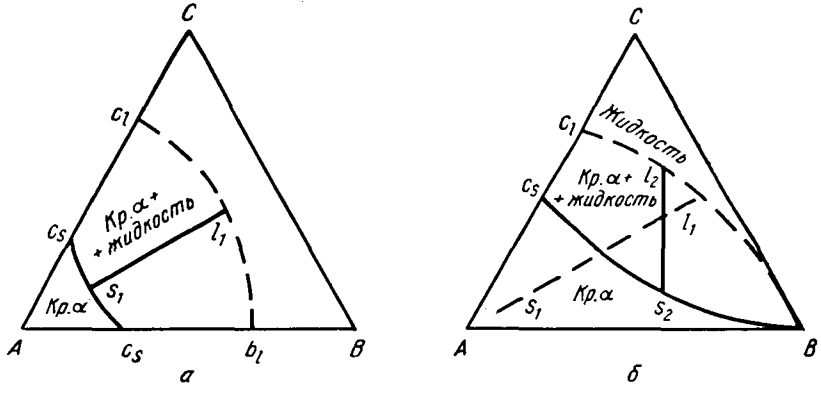


Рис. 146. Изотермическое сечение пространственной диаграммы состояния сплавов из трех компонентов, показанной на рис. 144: *а* — сечение при T_1, несколько ниже температуры плавления наиболее тугоплавкого компонента *A*; *б* — сечение при T_2 (ниже T_1), соответствует температуре плавления компонента *B* (l_2S_2 — конода; ее направление изменяется с понижением температуры); — — — — — линия ликвидуса; ———— линия солидуса

линий ликвидуса и солидуса, а также об изменении растворимости в зависимости от температуры, определяющей способность сплава принимать термическую обработку и изменять структуру и свойства.

Этот недостаток в значительной мере устраняется, если одновременно даются не одно, а, по крайней мере, два или несколько горизонтальных сечений пространственной диаграммы, полученных, следовательно, при нескольких различных температурах.

Сопоставление таких сечений позволяет судить об изменении фазовых и структурных областей и хода линии диаграммы и делать заключения о строении и некоторых свойствах тройных сплавов.

Использование изотермических сечений представляет вместе с тем то преимущество, что на них можно наносить коноды, т. е. прямые, соединяющие сопряженные точки линий ликвидуса и солидуса или линий растворимости при одной температуре (рис. 146).

Коноды наносят на диаграммы на основании экспериментальных определений; точки пересечения коноды с линией ликвидуса и солидуса или с линиями растворимости показывают соответственно состав и количество фаз (например, жидкой и твердой для линии ликвидуса и солидуса), находящихся в равновесии в сплаве данного состава при данной температуре. Сплавы, находящиеся в остальных точках ко-

ноды, имеют одинаковый фазовый состав, но разное количественное соотношение фаз.

Проекции поверхностей и линий пространственной диаграммы на горизонтальную плоскость обычно образуют концентрационный треугольник, на который наносят (проектируют) линии пространственной диаграммы, разные точки которых соответствуют различным температурам (т. е. разным изотермическим сечениям). Например, так наносят линии двойных эвтектик для сплавов, образующих эвтектические смеси, и точку, определяющую концентрацию тройной эвтектики (рис. 147), и указывают на диаграмме температуры образования эвтектик. В данном случае можно судить о протекании процесса кристаллизации.

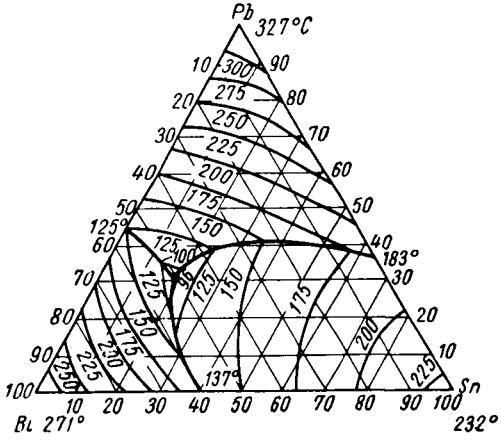


Рис. 147. Проекция поверхностей ликвидуса сплавов Pb—Sn—Bi

На концентрационный треугольник можно проектировать также поверхности ликвидуса и солидуса, линии растворимости и линии, которые характеризуют сплавы, обладающие некоторыми одинаковыми свойствами, например одинаковой твердостью.

На одну диаграмму целесообразно наносить лишь некоторые линии, так как проектирование всех линий, характеризующих фазовый состав или определенные свойства сплавов, усложняет диаграмму.

Однако использование горизонтальных сечений не позволяет построить полную кривую охлаждения или нагревания каждого тройного сплава, как это можно сделать на диаграмме двойных сплавов.

Вертикальные разрезы (сечения). Эти разрезы указывают качественно фазовый и структурный состав сплавов при всех температурах, но только для некоторых концентраций тройных сплавов, определяемых в зависимости от того, как проведено сечение пространственной диаграммы.

Применяют следующие разрезы:

а) разрез параллельно одной из сторон концентрационного треугольника (т. е. параллельно одной из граней призмы). В этом случае содержание одного из компонентов (для разреза, показанного на рис. 148, *а*, содержание компонента *C*) остается постоянным, а двух других (*A* и *B*) — переменным от точки *a* до точки *b*;

б) разрез через одну из вершин концентрационного треугольника, т. е. через ребро призмы по ее высоте или параллельно высоте (рис. 148, *б*), или под тем или иным углом в направлении, не совпадающем с высотой (рис. 145, *в*). Во всех этих случаях при изменении

содержания компонентов в сплаве отношение содержания двух компонентов (*A* и *B* на рис. 148, *а, б*) остается постоянным, как это показывают перпендикуляры, опущенные на стороны треугольника. Такой разрез необходим в том случае, когда следует показать какие-либо характерные для данной системы сплавы или особенности сплавов (например, влияние третьего компонента на свойства и струк-

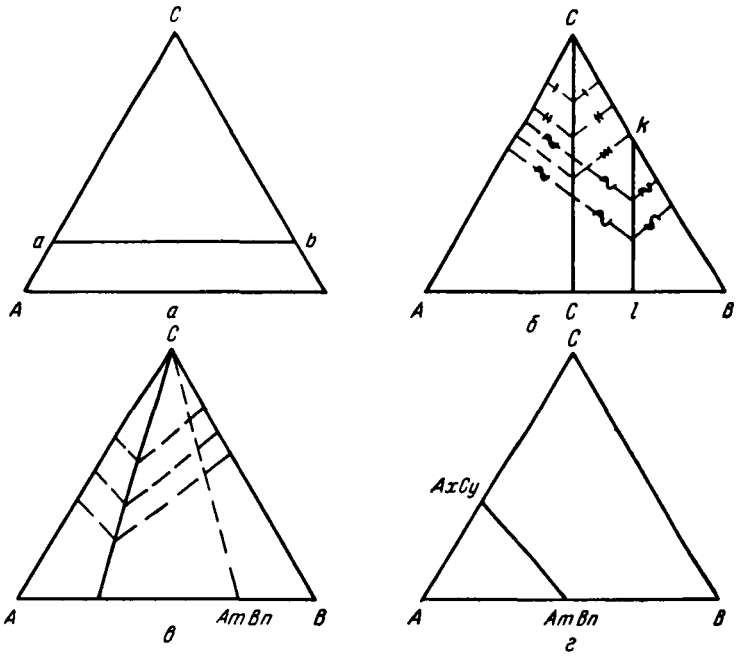


Рис. 148. Сечение концентрационного треугольника:

а — параллельно одной стороне; *б* — по высоте (*Cc*) и параллельно высоте (*kl*); *в* — по секущей (через грань призмы); *г* — через химические соединения, образуемые компонентами

туру сплавов при постоянном соотношении концентраций двух других компонентов).

Если разрез проведен через точки, отвечающие по составу чистому компоненту и химическому соединению, образуемому двумя другими компонентами (например, $C—A_mB_n$ на рис. 148, *г*), то в ряде случаев такой разрез представит диаграмму состояния сплава из двух компонентов (например, чистый металл — химическое соединение). Подобный вертикальный разрез называется *псевдобинарным*. В таком разрезе направление коноды совпадает с плоскостью вертикального разреза. В псевдобинарном разрезе можно проводить коноду и количественно определять состав и соотношение фаз (как и в диаграммах двойных сплавов);

в) специальные разрезы (типа показанных на рис. 148, *г*) позволяют рассмотреть определенные тройные сплавы, обладающие специальными свойствами, например сплавы, образуемые не чистыми

компонентами, а химическими соединениями и т. д. Во многих случаях такие разрезы также представляют псевдобинарные диаграммы. Однако возможность рассмотрения такой диаграммы как двойной определяется на основании экспериментального исследования.

В зависимости от структуры и свойств сплавов выбирают те вертикальные разрезы, которые наиболее характерны для данной системы.

Диаграмма, являющаяся вертикальным разрезом, по внешнему виду напоминает диаграмму двойных сплавов, но вместе с тем значительно отличается от нее. В диаграммах — вертикальных разрезах, за исключением случаев, когда они представляют собой псевдобинарные диаграммы, нельзя проводить коноды и определять по ним концентрацию и количество фаз, находящихся в равновесии при данной температуре, как это можно сделать в диаграмме двойных сплавов. Обычно вертикальный разрез пространственной диаграммы не совпадает с направлением коноды, так как последняя с изменением температуры меняет свое направление (схематически показано на рис. 146). Поэтому проведение на вертикальных разрезах горизонтальной линии, соединяющей точки на линиях ликвидуса и солидуса (или на линиях растворимости), лежащие при одной температуре, не позволяет определить состав и количество фаз, находящихся в равновесии. Эти линии не являются конодами.

Кроме того, эвтектические (а также эвтектоидные или перитектические и перетектоидные) превращения в тройных сплавах могут происходить не только при одной температуре, как в двойных сплавах, но и в интервале температур.

Характер превращения определяется правилом фаз. Если превращение происходит в присутствии четырех фаз, то этому превращению соответствует нонвариантное равновесие ($c = k + 1 - ф$ и, следовательно, $c = 3 + 1 - 4 = 0$), и на вертикальном разрезе пространственной диаграммы оно характеризуется горизонтальной линией, так как превращение происходит при постоянной температуре. Если превращение происходит в присутствии трех фаз, то оно протекает в интервале температур и в вертикальном разрезе диаграммы характеризуется областью превращений.

Если вертикальный разрез проведен не через вершину треугольника (ребро призмы), то часто в него не входят превращения, происходящие в чистых компонентах, образующих изучаемые тройные сплавы. Поэтому в подобных вертикальных разрезах линии ликвидуса и солидуса на ординатах (для твердых растворов) не пересекаются и не начинаются в одной точке. Такой ход линий ликвидуса и солидуса (а также и многих линий растворимости) объясняет построение, приведенное на рис. 149.

В качестве примера на рис. 150 представлен вертикальный разрез тройной диаграммы Fe—C—W при содержании 4% W, т. е. разрез проведен параллельно стороне Fe—C. Из диаграммы видно, что линии ликвидуса и солидуса на ординатах не сходятся в одной точке, так как ординаты соответствуют не чистым компонентам, а двойным сплавам с содержанием 96% Fe и 4% W и соответственно 96% Fe_3C

и 4% W. Эвтектическое превращение происходит в интервале температур, так как соответствует выделению двойной эвтектики, но заканчивается (при охлаждении) при одной температуре, при которой происходит выделение тройной эвтектики.

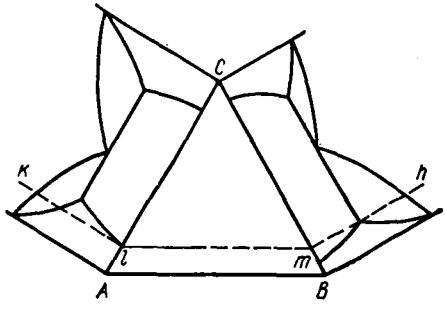


Рис. 149. Вертикальное сечение параллельно одной из сторон треугольника (грани призмы); l_m — линия разреза

В то же время эвтектоидное превращение начинается и заканчивается при одной температуре, так как происходит в присутствии четырех фаз: γ-фазы, α-фазы, Fe_3W_3C и Fe_3C.

Вертикальные разрезы пространственных диаграмм удобны, так как они позволяют определить качественно (а в псевдобинарных диаграммах также и количественно) изменение фазового и структурного состояния сплава в зависимости от температуры, т. е. характеризовать процессы кристаллизации из жидкости и превращений в твердом состоянии. Однако вертикальные разрезы характеризуют эти про

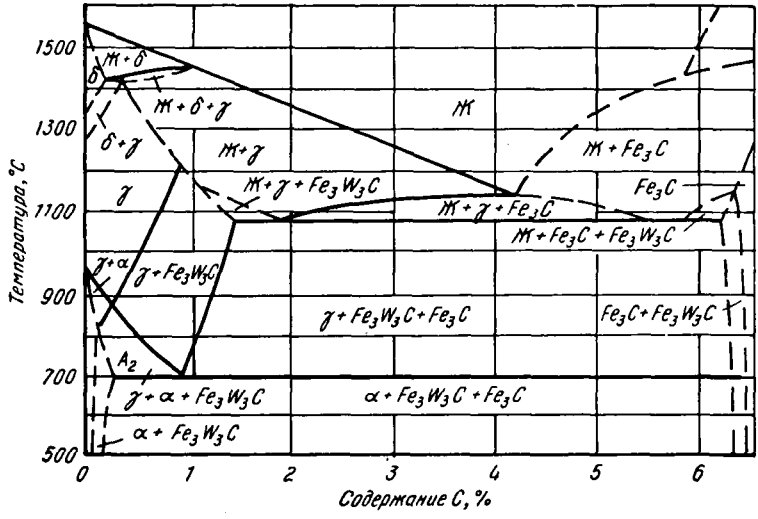


Рис. 150. Вертикальный разрез пространственной диаграммы Fe—C→W параллельно стороне Fe—C при 4% *W*

цессы лишь для небольшого числа сплавов, а не для всех сплавов изучаемой тройной системы.

Этот недостаток устраним, если для данной тройной системы построены два или несколько вертикальных разрезов. Рациональный выбор таких разрезов позволяет относительно полно определить наиболее характерные свойства соответствующих тройных сплавов.

Например, построение и сравнение нескольких разрезов, параллельных одной стороне треугольника, дает возможность во многих случаях достаточно полно определить влияние третьего компонента на фазовое и структурное состояние сплава в зависимости от температуры при различном содержании остальных двух компонентов.

2. ЗАДАЧИ

В приводимых задачах даны главным образом различные сечения пространственных диаграмм, так как их наиболее часто применяют в литературе.

Рассмотрев и сравнив эти сечения, необходимо подробно ответить на вопросы, поставленные в каждой задаче.

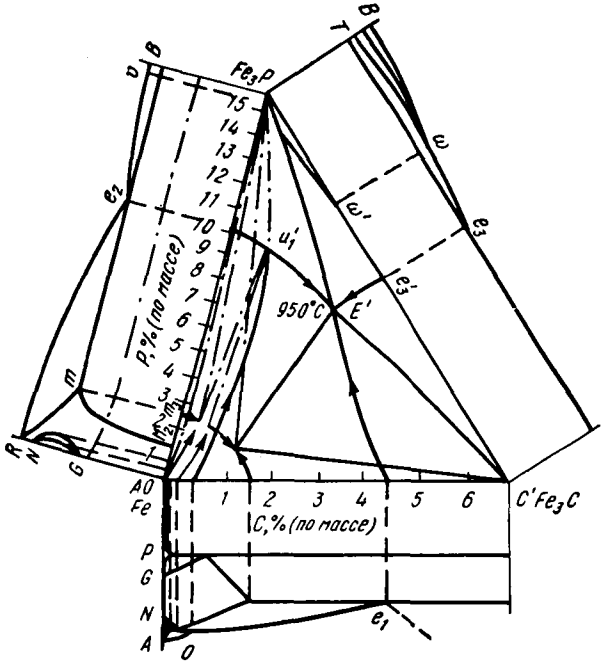


Рис. 151. Проекция поверхностей кристаллизации на концентрационный треугольник сплавов Fe—C—P, ограниченный разрезом Fe_3C—Fe_3P

В задачах, в которых приведены горизонтальные сечения, следует указать положение заданных тройных сплавов, используя свойства концентрационного треугольника.

В задачах, в которых приведены вертикальные разрезы, необходимо построить кривые охлаждения и нагревания соответствующего тройного сплава, если это требование специально оговорено в задаче. Кривые следует строить, используя указания, приведенные в этом разделе и в разделе «Диаграммы состояния двойных сплавов».

Однако в тройных сплавах, имеющих эвтектическое (эвтектоидное) превращение, двойная эвтектика (эвтектоид) будет кристаллизоваться не при одной температуре, а в интервале температур. В таких случаях на кривой охлаждения (нагревания) кристаллизация двойной эвтектики (эвтектоида) должна быть показана наклонной линией и перегибами кривой с другим наклоном.

№ 116. На рис. 151 приведена проекция поверхностей кристаллизации на концентрационный треугольник системы Fe—C—P, ограниченный разрезом Fe_3C—Fe_3P (т. е. сплавами системы Fe—Fe_3C—Fe_3P).

Описать процесс кристаллизации сплава, содержащего 4% C и 1% P, указать химический состав и температуру образования тройной эвтектики.

Сравнить процесс кристаллизации указанного тройного сплава с процессом кристаллизации двойного сплава с таким же содержанием углерода (4%), но не содержащего фосфора.

Объяснить, почему увеличение содержания фосфора в чугуне улучшает литейные свойства (жидкотекучесть).

Указать, как влияет увеличение содержания фосфора на механические свойства чугуна, если учесть, что в структуре чугуна в этом случае увеличивается количество фосфидной эвтектики, содержащей два химических соединения (Fe—Fe_3C—Fe_3P).

№ 117. Кремнистая сталь с содержанием 4% Si, которую применяют в трансформаторах, должна обладать высокой проницаемостью и малыми потерями на вихревые токи. Для этого структура стали должна быть близко приближающейся к однофазной (на основе α-железа).

На рис. 152 приведен вертикальный разрез тройной диаграммы железо—кремний—углерод, проведенный параллельно стороне железо—углерод при содержании 3,8% Si.

Сравнить этот разрез диаграммы с диаграммой железо—углерод, указать влияние кремния на температуру эвтектоидного превращения, на содержание углерода в эвтектоиде и на растворимость углерода в α- и γ-железе.

На основании приведенного вертикального разреза:

1) определить содержание углерода, при котором в стали, содержащей 4% Si, можно получить однофазную ферритную структуру, не превращающуюся при нагреве и охлаждении, и указать, какое минимальное содержание углерода можно получить в стали при выплавке в электрической или мартеновской печи;

2) указать, как влияет кремний (при растворении в α-железе) на величину удельного электросопротивления, учитывая, что от этой характеристики трансформаторной стали зависят потери на вихревые токи.

№ 118. На рис. 152 приведены вертикальные разрезы диаграммы железо—кремний—углерод при содержании 2; 3; 8 и 11% Si.

Сравнить приведенные разрезы с диаграммой железо—углерод и указать влияние кремния на: а) содержание углерода в эвтектике; б) содержание углерода в эвтектоиде и температуру образования

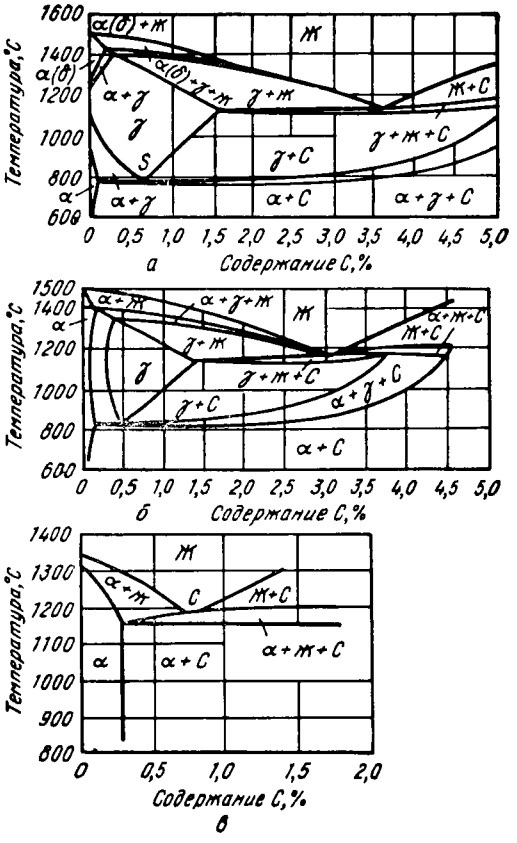


Рис. 152. Вертикальные разрезы диаграммы сплавов Fe—C—Si параллельно стороне Fe—C: *а* — 2% Si; *б* — 3,8% Si; *в* — 11% Si

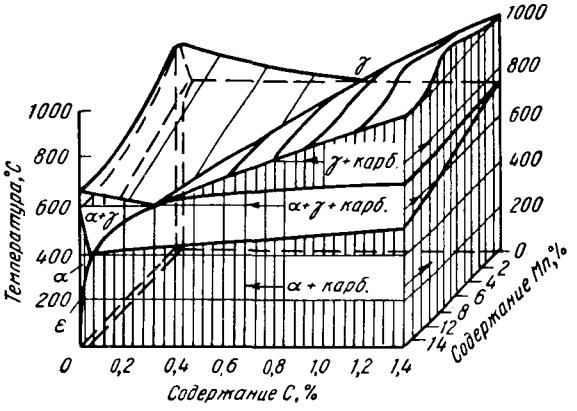


Рис. 153. Пространственная диаграмма сплавов Fe—C—Mn (в области превращений в твердом состоянии)

эвтектоида из аустенита; в) область существования (устойчивости) аустенита (как однофазной структуры).

На основании полученной в результате такого сопоставления характеристики влияния кремния на структуру железоуглеродистых сплавов определить, к какому структурному классу относится сплав, содержащий 0,6% С и более 11% Si.

Сплав, содержащий 0,5—0,6% С и 13—16% Si, обладает высокой устойчивостью против действия соляной кислоты. Объяснить, какой технологический процесс (литье или обработка давлением) следует

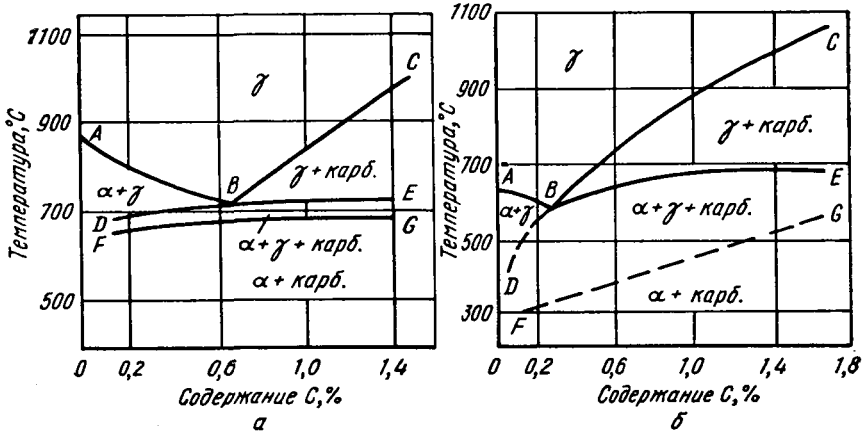


Рис. 154. Вертикальные разрезы диаграммы сплавов Fe—C—Mn (в области превращений в твердом состоянии):

а — 2,5% Mn; *б* — 13% Mn

применить для изготовления деталей из этого сплава, учитывая его структуру и свойства.

№ 119. На рис. 153 и 154 приведена схема пространственной модели и вертикальные разрезы диаграммы Fe—C—Mn в области превращений в твердом состоянии при содержании 2,5 и 13% Mn.

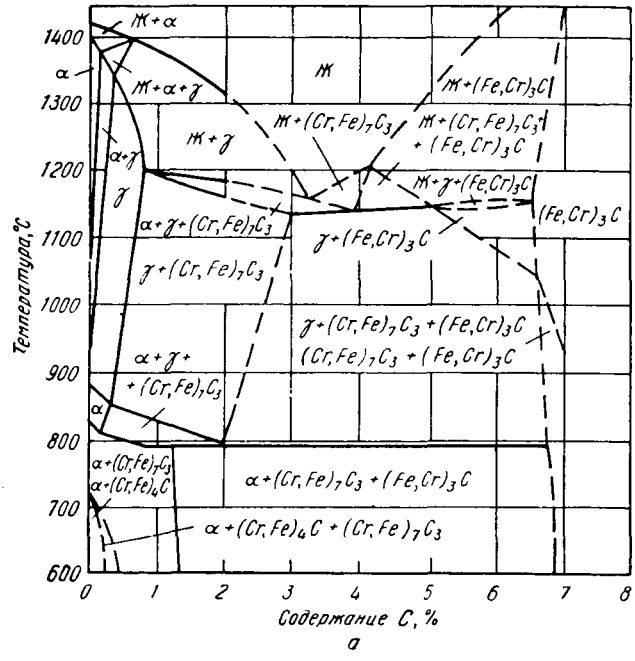
Сравнить эти разрезы с диаграммой Fe—C и указать влияние марганца на: а) содержание углерода в эвтектоиде и температуру образования эвтектоида из аустенита; б) область устойчивости аустенита.

Объяснить (согласно правилу фаз), почему эвтектоидное превращение в тройных сплавах происходит в интервале температур (а не при одной температуре, как в сплавах железо—углерод).

Указать температуры закалки стали с 1,3% С и 13% Mn (марки Г13), если необходимо получить однофазную структуру (при которой сталь парамагнитна).

№ 120. На рис. 155, *а* показан вертикальный разрез диаграммы Fe—C—Cr при 12% Cr (т. е. в плоскости, параллельной стороне железо—углерод).

Объяснить, к какому структурному классу относится сталь с 1,5% С и 12% Cr и определить ее структуру: а) в равновесном состоянии; б) после закалки.



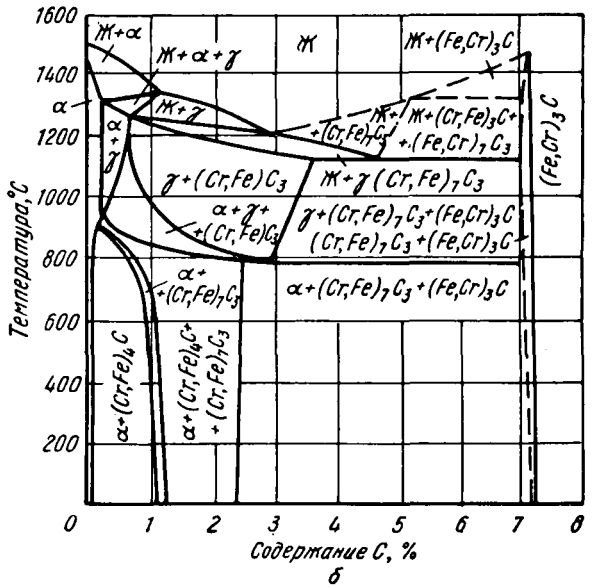


Рис. 155. Вертикальный разрез диаграммы сплавов Fe—C—Cr параллельно стороне Fe—Fe_3C:

а — 12% Cr; *б* — 20% Cr

Указать область применения стали в технике.

№ 121. Стойкость против коррозии стали с низким содержанием углерода (до 0,1%) повышается при увеличении содержания хрома с 12—15 до 17—20%. Однако сталь, содержащая 17—20% Cr, в отличие от стали с 12% Cr не принимает закалки и при нагреве получает крупное зерно, что ухудшает пластичность.

Рассмотреть вертикальные разрезы диаграммы Fe—C—Cr при содержании 12 и 20% Cr (рис. 155) и указать структуру стали с 0,1%C и 12% Cr и стали с 0,1% C и 20% Cr при 20 и 1000° C.

Объяснить причины различия в свойствах этих сталей.

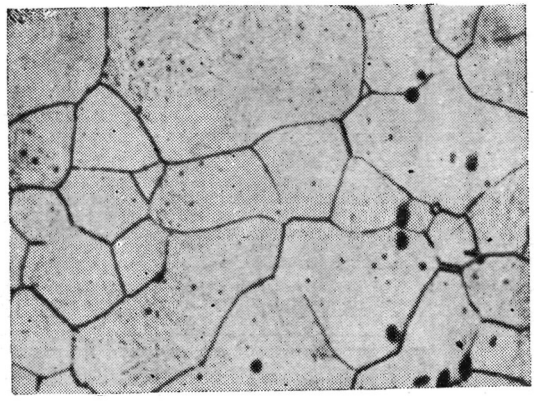


Рис. 156. Нержавеющая сталь (0,1% C, 18% Cr, 8,5% Ni). × 500

№ 122. На рис. 156 приведена структура нержавеющей стали с 0,05% C, 20% Cr и 8% Ni. Сталь в этом состоянии парамагнитна (слабо магнитна).

Определить по горизонтальным (изотермическим) сечениям диаграммы Fe—Cr—Ni при 1100 и —100° C (рис. 157) структуру и терми-

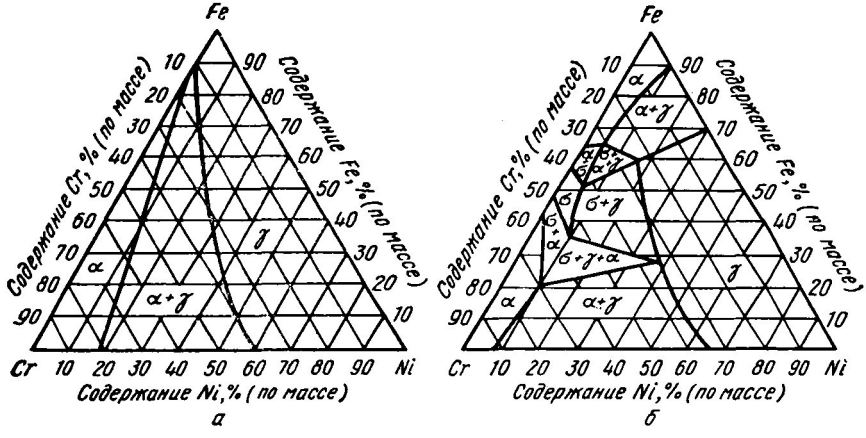


Рис. 157. Изотермические сечения диаграммы сплавов Fe—Cr—Ni: *а* — 1100; *б* — 400° C

ческую обработку этой стали для состояния, приведенного на рис. 156, и указать ее структуру в равновесном состоянии. При решении задачи влияние углерода можно не учитывать.

№ 123. Для постоянных магнитов применяют сплавы Fe—Ni—Cu (60% Cu, 20% Ni и 20% Fe), имеющие высокие магнитные свойства после термической обработки и пластической деформации.

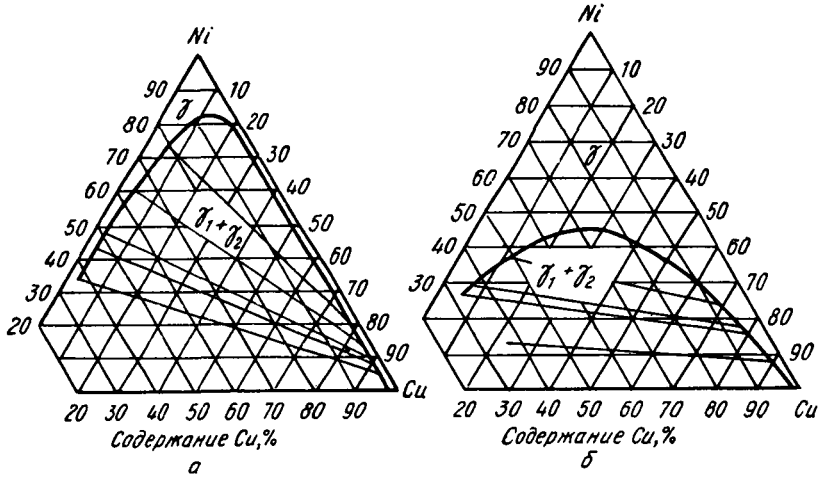


Рис. 158. Изотермические сечения диаграммы сплавов Fe—Cu—Ni: *а* — 20; *б* — 800° С

На рис. 158 показаны горизонтальные (изотермические) сечения при 20 и 800° С диаграммы Fe—Ni—Cu, а на рис. 159 — вертикальный разрез этой же диаграммы, соответствующий соотношению Cu : Fe = 3 : 1.

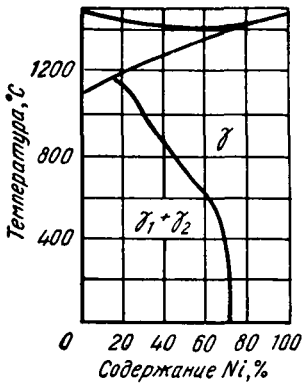


Рис. 159. Вертикальный разрез диаграммы сплавов Fe—Cu—Ni при соотношении Cu : Fe=3 : 1

Определить по конодам на горизонтальных разрезах диаграммы количество и состав фаз, находящихся в равновесии при 800 и при 20° С (для указанного сплава).

Начертить концентрационный треугольник для горизонтального сечения при 20° С и провести на нем линию, по которой было проведено вертикальное сечение, представленное на рис. 159 (для соотношения Cu : Fe = 3 : 1).

По проведенным сечениям объяснить возможность термической обработки сплава 60% Cu + 20% Ni + 20% Fe и определить температуру закалки для получения однофазной структуры.

№ 124. Во многих сплавах Fe—Co—W в результате закалки (с 1300—1400° С) и последующего отпуска при высоких температурах (600—800° С) происходит дисперсионное твердение, вызванное растворением при закалке и выпадением при отпуске дисперсных частиц соединений Co и Fe_3W_2, образующих между собой твердый раствор (ϑ-фаза). Твердость сплавов возрастает при этом до *HRC* 66—67 и

устойчиво сохраняется после длительного нагрева 600—700° С, вследствие чего такие сплавы превосходят в теплостойкости быстрорежущую сталь.

Однако сплавы имеют значительную хрупкость, причем она больше у сплавов, соответствующих (по составу) областям α- или γ-твердого растворов диаграммы, но не испытывающих превращения при нагреве и охлаждении, и несколько меньше у сплавов, имеющих при закалке $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение.

На рис. 160 приведены горизонтальные (изотермические) сечения при 20 и при 1300° С диаграммы Fe—Co—W.

На основании диаграммы:

1) привести (в виде примера) химический состав трех сплавов с одинаковым содержанием вольфрама, но соответственно находя-

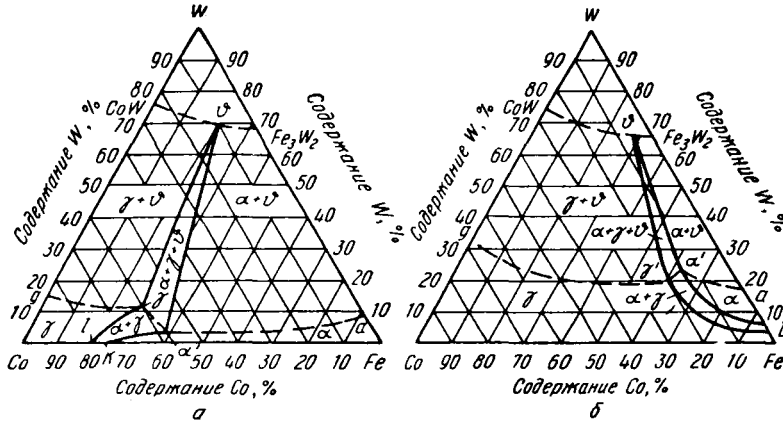


Рис. 160. Изотермические сечения диаграммы сплавов Fe—Co—W: *а* — 20; *б* — 1300° С

щихся при нагреве и охлаждении в области α-твердого раствора; в области γ-твердого раствора и не имеющих превращения; сплава, имеющего $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращение;

2) учитывая влияние нагрева до высоких температур на структуру и роль превращений, протекающих при переходе через критические точки, объяснить, в чем различие в структуре этих сплавов после закалки и почему сплав, испытывающий $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращение, имеет меньшую хрупкость после закалки;

3) указать, способны ли к дисперсионному твердению сплавы, лежащие в области, ограниченной стороной Fe—Co и линией $a\alpha\gamma g$; эта линия указывает предельную растворимость ϑ-фазы.

№ 125. На рис. 161 приведены горизонтальные (изотермические) сечения при 20 и 1300° С диаграммы Fe—Co—Mo, показывающие, что в зависимости от концентрации многие сплавы этой системы при нагреве (охлаждении) обнаруживают следующие особенности:

а) испытывают $\alpha \rightarrow \gamma$ (и $\gamma \rightarrow \alpha$)-превращение, тогда как другие сплавы не изменяют структуры;

б) растворяют ϑ-фазу, причем ее растворимость различна в зависимости от температуры (ϑ-фаза представляет собой твердый раствор соединений CoMo и Fe_3Mo_2).

Описать структуру сплавов с одинаковым содержанием железа (50%) и с содержанием кобальта соответственно 48, 30 и 10% при

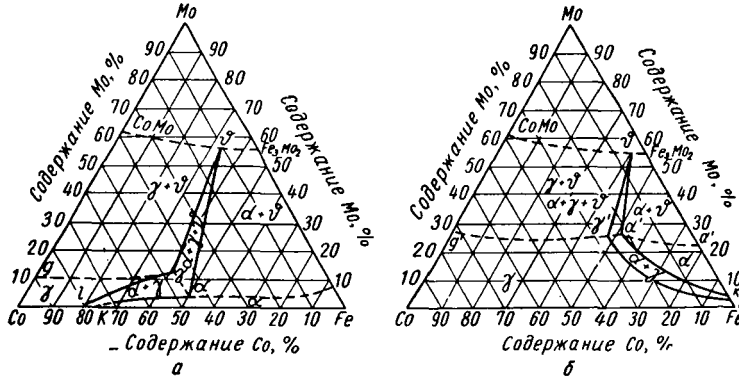


Рис. 161. Изотермические сечения диаграммы сплавов Fe—Co—Mo: *а* — 20; *б* — 1300° С

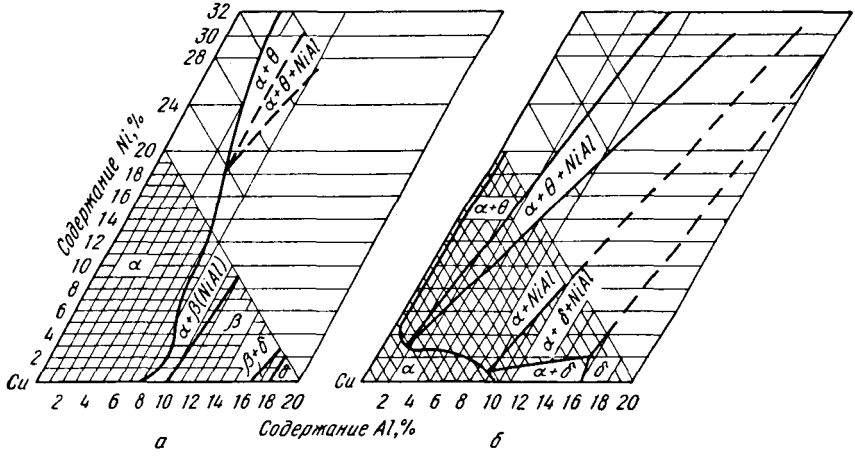


Рис. 162. Изотермические сечения («медный угол») диаграммы сплавов Cu—Ni—Al; *а* — 1000; *б* — 400° С

1300 и 20° С. Указать, какие превращения происходят в каждом из сплавов при нагреве до 1300° С и последующем охлаждении.

Объяснить, почему многие сплавы этой системы, например сплавы: а) 15% Mo + 30% Co + 55% Fe; б) 20% Mo + 50% Co + 30% Fe, закаленные с 1300° С, значительно повышают твердость после отпуска при 600—700° С (она возрастает с *HRC* 35 в закаленном состоянии до *HRC* 60—70 в отпущенном).

Описать структуру этих двух сплавов после закалки и после отпуска и указать, какой из них имеет после закалки более крупное зерно (а следовательно, и большую хрупкость).

№ 126. В промышленности применяют высокопрочные сплавы на медной основе (сплавы куниаль) с 2—6% Al и 5—15% Ni. Термической обработкой можно повысить предел прочности сплавов с 25—35 кгс/мм² до 80—90 кгс/мм² (при относительном удлинении 5—15%).

На рис. 162 приведены горизонтальные (изотермические) сечения части диаграммы Cu—Ni—Al («медный угол») при 1000 и 400° С.

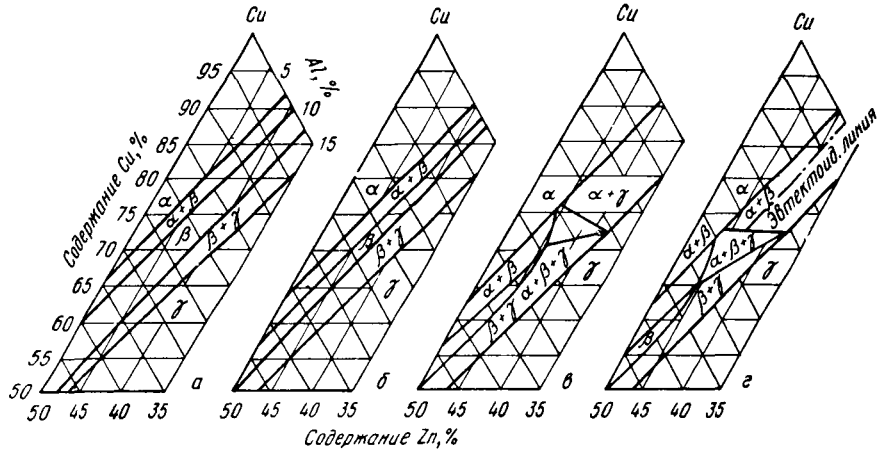


Рис. 163. Изотермические сечения («медный угол») диаграммы сплавов Cu—Zn—Al: *а* — 800; *б* — 600; *в* — 475; *г* — 410° С

Определить фазовый состав сплавов: а) 2% Al + 12% Ni; б) 4% Al + 12% Ni при 1000 и 400° С.

Объяснить, какая возможна термическая обработка этих сплавов.

№ 127. На рис. 163 приведены горизонтальные (изотермические) сечения части диаграммы Cu—Zn—Al (медный угол) при 800, 600, 475 и 410° С, а на рис. 164 — вертикальные разрезы этой диаграммы при 2 и 4% Al.

Определить фазовый состав высокопрочной латуни с 25% Zn и 4% Al при температурах, указанных на рис. 163.

Объяснить на основании правила фаз, почему эвтектоидное превращение $\beta \rightleftarrows \alpha + \gamma$ происходит в этих сплавах (в отличие от эвтектоидного превращения в двойных сплавах) в интервале температур, а не при постоянной температуре.

Указать, как влияет алюминий на область существования α- и β-фаз системы Cu—Zn (см. рис. 127).

№ 128. На рис. 165 приведены горизонтальные (изотермические) сечения диаграммы Cu—Sn—Zn при 800, 600 и 400° С.

Образование в сплавах Cu—Zn второй фазы β′ вызывает снижение пластичности. Указать по приведенным разрезам, как влияет до-

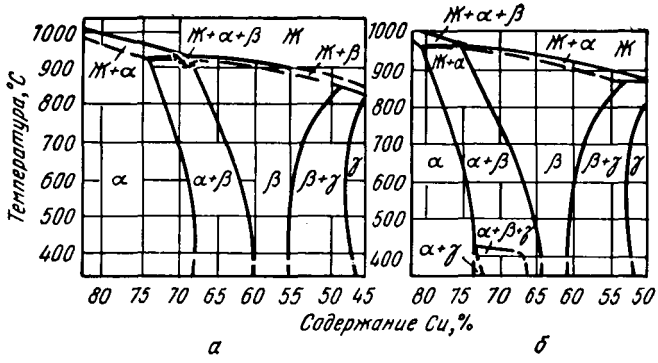


Рис. 164. Вертикальные разрезы диаграммы сплавов Cu—Zn—Al:

а — 2% Al; *б* — 4% Al

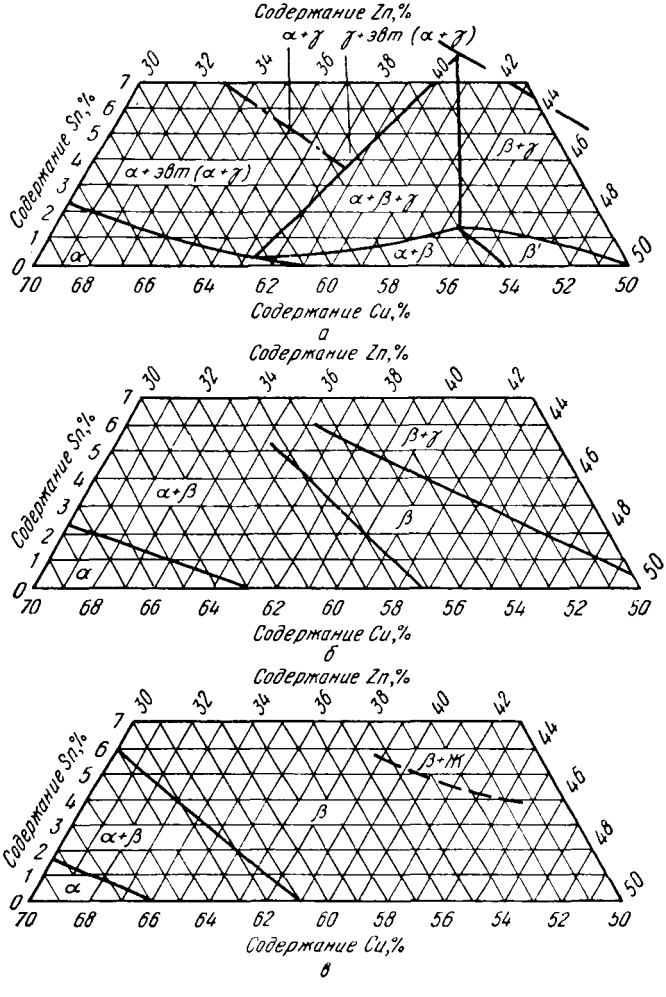


Рис. 165. Изотермические сечения («медный угол») диаграммы сплавов Cu—Zn—Sn:

а — 400; *б* — 600; *в* — 800° С

бавление олова в количестве 1 и 5% на область существования α- и α + β′ (α + β)-фаз в латуни.

Определить максимальный процент олова, который можно ввести в латунь с 70% Cu для повышения коррозионной стойкости, если необходимо сохранить высокую пластичность сплава при деформировании в холодном состоянии и, следовательно, получить однофазную латунь.

Объяснить, какие отклонения (по сравнению с диаграммой равновесия) могут быть в структуре латуни с 5% Sn и 32% Zn в условиях ускоренного охлаждения с 800° С.

№ 129. Введение марганца в латунь повышает прочность и сопротивление коррозии.

На рис. 166 приведены горизонтальные (изотермические) сечения части («медный угол») диаграммы Cu—Zn—Mn при 800, 400 и 360° С. Образующаяся ξ-фаза является хрупкой.

Указать на основании этих диаграмм, как влияет введение марганца на область существования α-фазы, и объяснить, почему содер-

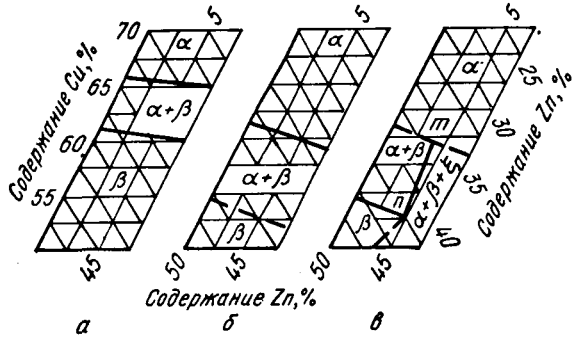


Рис. 166. Изотермические сечения («алюминиевый угол») диаграммы сплавов Cu—Zn—Mn:
а — 800; *б* — 400; *в* — 360° С

жание марганца в специальной латуни с 55% Cu не должно превышать примерно 2—3%.

№ 130. В группе легких сплавов большой прочностью обладают сплавы на основе алюминия, содержащие около 2% Mg и 6% Zn.

На рис. 167 приведены горизонтальные (изотермические) сечения части диаграммы Al—Mg—Zn при 400 и 200° С.

Определить фазовый состав заданного сплава при 400 и 200° С. Указать, в каком направлении изменяется растворимость избыточных фаз в алюминии с понижением температуры, какой термической обработке можно подвергнуть этот сплав и в чем может выражаться ее эффект.

Указать область концентраций сплавов этой системы, способных к термической обработке, и определить соответствующие этим областям фазы-упрочнители, т. е. фазы, вызывающие упрочнение при термической обработке.

№ 131. Алюминиевые сплавы высокой прочности (дуралюмины) построены на основе сплавов с 3—5% Cu, дающих значительное повышение механических свойств после термической обработки. Для получения более высоких свойств в эти сплавы дополнительно вводят магний, кремний и марганец в количестве 0,5—1% каждого.

Указать на основании диаграммы состояния Al—Cu (см. рис. 135) возможную термическую обработку сплава с 4% Cu для получения высокой прочности.

Рассмотреть приведенные на рис. 168 горизонтальные (изотермические) сечения части («алюминиевый угол») диаграммы Al—Cu—Mg

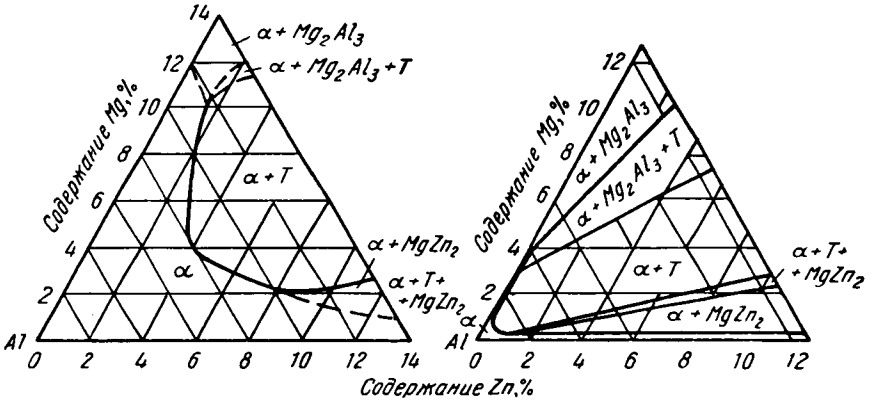


Рис. 167. Изотермические сечения («алюминиевый угол») диаграммы сплавов Al—Mg—Zn: *а* — 400; *б* — 200° С

и определить фазовый состав сплавов: а) 4% Cu + 0,5% Mg; б) 4% Cu + 2,2% Mg при 450 и 200° С. Определить изменение фазового состояния и фаз-упрочнителей при введении магния в пределах до 2,2%.

Указать, в каком направлении изменяется растворимость избыточных фаз (выполняющих роль фаз-упрочнителей) в алюминии с понижением температуры, и объяснить, почему эти сплавы можно подвергать термической обработке для повышения механических свойств.

№ 132. В качестве сплавов с малой плотностью и хорошими литейными качествами применяют сплавы алюминия с кремнием (силумины). Обычно в этих сплавах присутствует нежелательная примесь—железо.

Механические свойства силумина понижаются, если железо находится в количестве, при котором в процессе кристаллизации сплава выделяются первичные кристаллы хрупкой β-фазы, имеющие игольчатую форму и представляющие тройное химическое соединение. Если кристаллы β-фазы присутствуют только в тройной эвтектике, то они в меньшей степени снижают механические свойства силумина.

На рис. 169 дана проекция поверхностей ликвидуса на часть концентрационного треугольника сплавов Al—Si—Fe («алюминиевый угол»).

На этой диаграмме фаза, обозначенная Al, представляет твердый раствор кремния и железа в алюминии, а α- и β-фазы — тройные химические соединения переменного состава. Точки *C* и *D* указы-

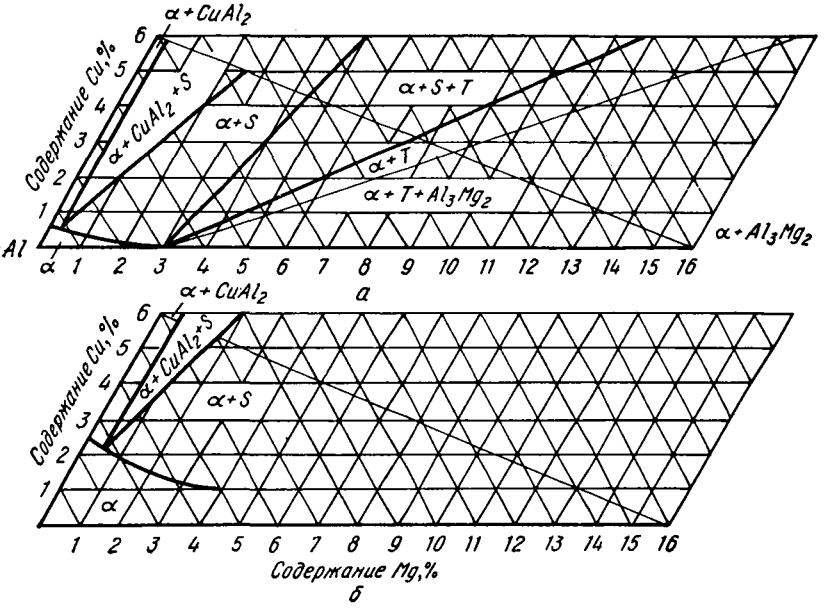


Рис. 168. Изотермические сечения («алюминиевый угол») диаграммы сплавов Al—Cu—Mg: *а* — 450; *б* — 200° С

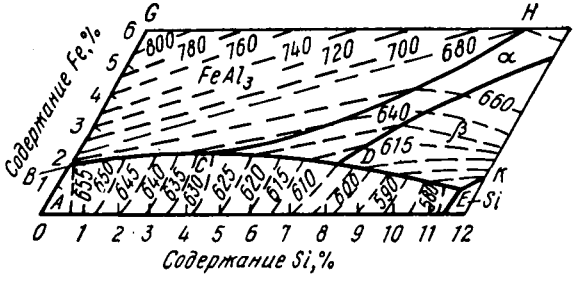


Рис. 169. Проекция поверхностей ликвидуса на часть («алюминиевый угол») диаграммы сплавов Al—Si—Fe

вают концентрацию перитектических точек, а точке *E* — концентрацию тройной эвтектики.

Указать процесс кристаллизации сплавов: а) с 7% Si при 0,5 и 1,0% Fe; б) с 11% Si при 0,5 и 1,5% Fe.

Кроме того, указать, при каком содержании кремния (7 или 11%) сплав имеет более низкие температуры плавления и какое содержание железа должно быть максимальным для такого сплава.

Определить фазы, находящиеся в равновесии в точках диаграммы *D* и *E*.

При решении задачи можно условно не учитывать, что введение в силумин четвертого компонента (Mn, C или Co) уменьшает вредное

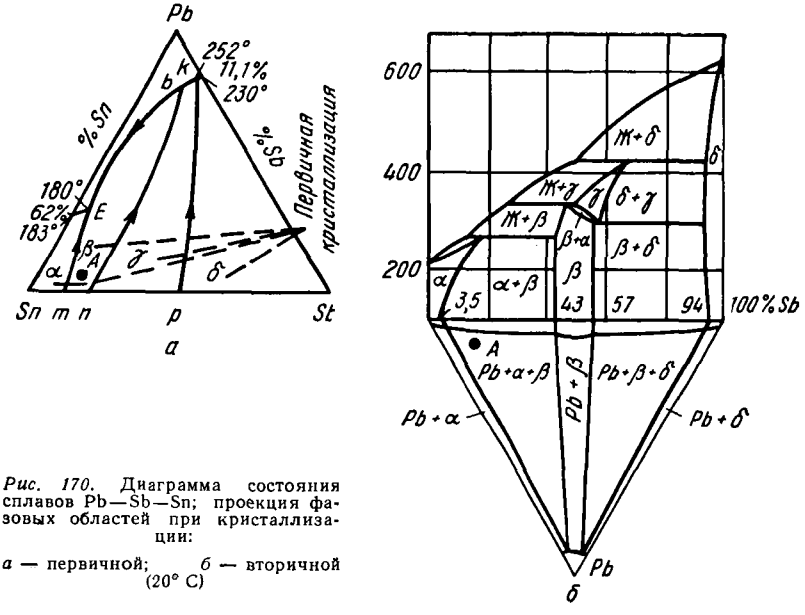


Рис. 170. Диаграмма состояния сплавов Pb—Sb—Sn; проекция фазовых областей при кристаллизации:

а — первичной; *б* — вторичной (20° С)

влияние железа; при таком усложнении состава игольчатая форма хрупких кристаллов β-фазы изменяется на сферическую.

№ 133. На рис. 170 приведена диаграмма состояния сплава Sb—Sn. К этой системе относятся подшипниковые сплавы (баббиты).

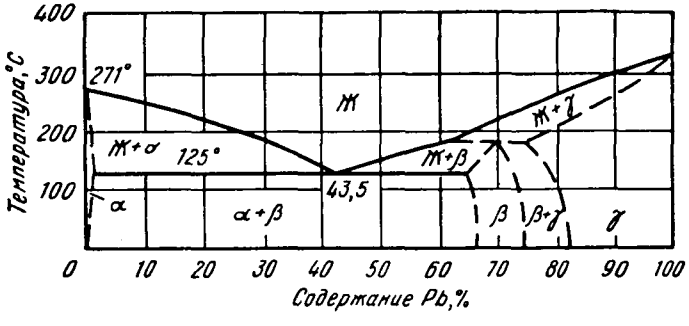


Рис. 171. Диаграмма сплавов Bi—Pb

Сплавы на оловянистой основе (8,3% Sn*) обладают хорошими антифрикционными свойствами.

---

* В сплавы вводят также около 8% Cu (взамен соответствующего количества сурьмы) для уменьшения ликвации по плотности

Подшипники скольжения в процессе работы нагреваются, поэтому сплавы не должны иметь низких температур плавления.

Для подшипниковых сплавов на оловянистой основе ГОСТ ограничивает содержание свинца.

Показать на примере сплава, указанного на диаграмме точкой *A* (83% Sn), почему примесь свинца неблагоприятно влияет на его свойства.

Описать и сравнить процесс кристаллизации указанного сплава и двойного сплава с 83% Sn и 17% Sb.

№ 134. Наряду с подшипниковыми сплавами на оловянистой основе (~83% Sn) применяют также более дешевые подшипниковые сплавы на свинцовистой основе (~70% Pb), содержащие, кроме того, сурьму и олово и обладающие хорошими антифрикционными свойствами.

Подшипники разогреваются в процессе работы, вследствие чего подшипниковые сплавы не должны обладать слишком низкими температурами плавления. Поэтому в сплавах на свинцовистой основе ГОСТ ограничивает содержание олова в определенном соотношении с содержанием сурьмы.

На основе диаграммы состояния сплава Sn—Sb—Pb (см. рис. 170) сопоставить процесс кристаллизации двух сплавов с содержанием 70% Pb, но разным отношением содержаний олова и сурьмы:

а) Sn/Sb = 1; б) Sn/Sb = 4.

Обосновать, какое отношение Sn/Sb из числа указанных более целесообразно для подшипниковых сплавов на свинцовистой основе, учитывая приведенные требования к подшипникам.

№ 135. На рис. 147 приведены проекции поверхностей ликвидуса на концентрационный треугольник системы Pb—Bi—Sn.

Описать процесс кристаллизации сплава 45% Sn + 30% Pb + + 25% Bi, указав примерную температуру начала кристаллизации из жидкости, интервал температур выделения двойной эвтектики и температуру окончания затвердевания.

Дать характеристику фазовому и структурному состоянию сплава. Учесть, что компоненты рассматриваемой тройной системы образуют друг с другом в двойных сплавах (рис. 171) двойные эвтектики из фаз—твердых растворов.

Привести химический состав тройного сплава, обладающего минимальной температурой плавления, и указать его структурный состав.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

ГЛАВА XI

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель лабораторных работ показать влияние пластической деформации и рекристаллизации на структуру, главным образом на величину зерна, и на механические свойства (твердость). Для большей наглядности лучше выбрать для испытаний пластичные металлы (медь, латунь, низкоуглеродистая сталь).

Рекомендуется использовать образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Деформацию этих образцов осадкой можно проводить под прессом, а образцов из меди или латуни также вручную; для этого образец помещают в стальную матрицу и ударяют молотком по пуансону. При обжатии на прессе степень деформации можно увеличить по сравнению с указанной в задачах примерно до 50—60%; высоту образца до и после деформации можно измерить штангенциркулем с точностью до 0,1 мм. Твердость образцов стали рекомендуется измерять стальным шариком по Роквеллу (шкала *B*), а образцов меди и латуни — по Бринеллю (шариком диаметром 2,5 мм при нагрузке 62,5 кгс). Микроструктуру надо изучать на образцах до деформации, после деформации (с малой и большой степенью обжатия) и после рекристаллизации.

Слои металла у торцовой поверхности образца испытывают меньшую деформацию, чем слои на цилиндрической поверхности. Поэтому микроанализ (при увеличении 200—300 раз) и измерение твердости следует проводить на боковой поверхности деформированных образцов. Для измерения твердости площадку можно зачищать на глубину 1—2 мм.

Для студентов, которые курс материаловедения изучают по сокращенной программе, а также для студентов заочных вузов выполнение приведенных ниже лабораторных работ может быть заменено:

1) просмотром, зарисовкой и описанием микроструктур низкоуглеродистой стали: а) в отожженном состоянии; б) после холодной пластической деформации (осадки цилиндрического образца на 30—50% высоты); в) после рекристаллизации деформированного образца. В этом случае студенты изучают готовые микрошлифы;

2) решением задач № 145—163 *.

* Задачи № 145—157 и 162 составлены Д. М. Нахимовым.

1. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

№ 136. Провести холодную деформацию двух цилиндрических образцов однофазной латуни осадкой первого образца на 10% и второго на 30% первоначальной высоты. Измерить твердость, зарисовать и дать характеристику микроструктуры до деформации и после нее.

Построить диаграмму, показывающую изменение твердости латуни в зависимости от степени деформации, и объяснить причины, вызывающие изменение твердости, указав, в каком направлении изменяется при этом пластичность.

№ 137. Провести холодную деформацию двух цилиндрических образцов меди осадкой первого образца на 10% и второго на 30% первоначальной высоты. Измерить твердость до деформации и после деформации, зарисовать и характеризовать микроструктуру.

Построить диаграмму изменение твердости меди — степень деформации и объяснить причины, вызывающие изменение твердости, указав, кроме того, в каком направлении изменяются прочность и относительное удлинение.

№ 138. Образцы холоднодеформированной меди (обжатие не менее 50%) нагреть на 200, 250, 300, 350 и 500° С с выдержкой при нагреве в течение 60 мин.

Измерить твердость, зарисовать и характеризовать микроструктуру после деформации и после нагрева до 200 и до 500° С.

Построить диаграмму, показывающую изменение твердости меди в зависимости от температуры нагрева, и указать примерную температуру начала рекристаллизации, найденную на основании полученных результатов и расчетным путем по формуле А. А. Бочвара.

Примечание. Для выполнения работы рекомендуются образцы, деформированные осадкой на 30% первоначальной высоты.

№ 139. Провести микроанализ и измерить твердость образцов меди: а) деформированных осадкой на 30% первоначальной высоты; б) деформированных указанным образом, а затем нагретых до 200, 300, 500° С с выдержкой в течение 60 мин.

Зарисовать и характеризовать микроструктуру. По данным микроанализа указать примерную температуру начала рекристаллизации и сравнить ее с температурой, определенной по формуле А. А. Бочвара.

№ 140. Провести микроанализ и измерить твердость образцов латуни: 1) не подвергавшихся холодной деформации; 2) прошедших деформацию с осадкой на 10% высоты; 3) прошедших деформацию с осадкой на 35% высоты; 4) после осадки на 10% высоты и рекристаллизации при 600° С (выдержка 60 мин); 5) после осадки на 35% высоты и рекристаллизации при 600° С (выдержка 60 мин).

Зарисовать микроструктуру и объяснить влияние деформации и последующего нагрева на размеры, форму зерна и свойства латуни. Объяснить, почему латунь, деформированная осадкой на 10% высоты, получила после рекристаллизации более крупное зерно, чем латунь, деформированная на 35% высоты.

№ 141. Измерить твердость двух холоднодеформированных образцов низкоуглеродистой стали, получивших деформацию осадкой первого образца на 10% и второго на 30%. Кроме того, измерить твердость недеформированного образца этой же стали.

Зарисовать и охарактеризовать микроструктуру до деформации и после деформации.

Построить диаграмму, показывающую изменение твердости в зависимости от степени деформации, и объяснить причины, вызывающие изменение твердости; указать также, в каком направлении изменяются другие механические свойства.

№ 142. Образцы холоднодеформированного технического железа (после осадки на 30%) нагреть до 200, 400, 600 и 800° С с выдержкой в течение 60 мин и измерить твердость до и после нагрева.

Зарисовать и охарактеризовать микроструктуру до деформации и после нагрева.

Построить диаграмму, показывающую изменение твердости холоднодеформированной стали в зависимости от температуры нагрева, и указать примерную температуру начала рекристаллизации на основании полученных результатов и расчетным путем по формуле А. А. Бочвара.

№ 143. Провести микроанализ и измерить твердость образцов низкоуглеродистой стали, деформированных на 30% высоты, а затем нагретых до 100, 600, 800° С. Просмотреть микроструктуру до холодной деформации и после деформации.

Указать примерную температуру начала рекристаллизации низкоуглеродистой стали, определенную: 1) по данным микроанализа и измерения твердости; 2) расчетным путем по формуле А. А. Бочвара.

№ 144. Образцы латуни после холодной деформации были нагреты до 500° С с выдержкой при нагреве соответственно 10, 30 и 60 мин.

Провести микроанализ образцов и измерить твердость (до и после нагрева). Зарисовать и дать характеристику микроструктуре. По данным микроанализа и измерения твердости объяснить, почему для более полного прохождения процесса рекристаллизации необходима выдержка при нагреве.

Примечание. Рекомендуется применять образцы после осадки на 30%.

2. ЗАДАЧИ

№ 145. На рис. 172 приведена (схематически) диаграмма растяжения образца стали.

Указать, какие изменения происходят в микроструктуре стали при растяжении образца соответственно до точек 1, 2, 3.

№ 146. При растяжении образца, вырезанного из монокристалла цинка, относительное удлинение в одном из направлений при разрушении может быть значительно больше удлинения образцов из обычного поликристаллического цинка.

Объяснить, чем вызвано это различие.

№ 147. Детали, изготовляемые из прутков меди диаметром 20 мм, должны иметь предел прочности не ниже 30 кгс/мм². Между тем на заводе имеются прутки меди большего диаметра с пределом прочности 22—25 кгс/мм².

Указать, как можно повысить предел прочности меди.

№ 148. Детали из низкоуглеродистой стали, изготовленные штамповкой в холодном состоянии, имели после штамповки неодинаковую твердость в различных участках; она колебалась от *НВ* 100 до *НВ* 200. Твердость стали до штамповки составляла *НВ* 100.

Объяснить, почему сталь получила неодинаковую твердость.

№ 149. Объяснить, можно ли отличить по микроструктуре металл, деформированный в холодном состоянии, от металла, деформированного в горячем состоянии, и указать, в чем заключается различие в микроструктуре.

№ 150. Три образца низкоуглеродистой стали подвергались холодной деформации: первый на 5%, второй на 15%, и третий на 30%, а затем нагревались до 700° С.

Указать, в каком образце в результате нагрева до 700° С зерно будет более крупным и как влияет рост зерна на свойства стали.

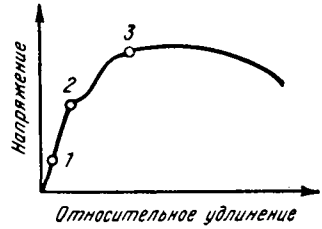


Рис. 172. Схематическая диаграмма растяжения образца низкоуглеродистой стали

№ 151. Объяснить, почему при горячей обработке давлением не рекомендуется проводить последнюю операцию с малой степенью обжатия и как может такая деформация влиять на величину зерна и свойства металла.

№ 152. Объяснить, можно ли создать значительное упрочнение свинца, если его подвергнуть деформации при комнатной температуре.

№ 153. Указать, может ли деформация олова, проведенная при 20° С, вызывать его упрочнение.

№ 154. Указать, как повлияет на значение твердости, определенной, например, шариком по Бринеллю, повторное измерение твердости в участке, на котором его проводили ранее (т. е. в той же лунке или в непосредственной близости от нее).

№ 155. Волочение проволоки проводят в несколько переходов. Если волочение выполняют без промежуточных операций, то проволока на последних переходах дает разрывы.

Объяснить причины разрывов и указать меры для предупреждения этого.

№ 156. Изогнутый в холодном состоянии пруток латуни подвергают рекристаллизации для снятия наклепа.

Указать, будет ли иметь пруток после рекристаллизации по сечению одинаковые по размеру зерна.

№ 157. Объяснить, к какому виду деформации — холодной или горячей надо отнести: а) прокатку олова при комнатной температуре; б) деформацию стали при 400° С.

№ 158. Объяснить, можно ли отличить по микроструктуре медь, деформированную при комнатной температуре, от меди, деформированной в горячем состоянии (при 600° С).

№ 159. Детали, штампованные из меди в холодном состоянии, имели пониженную пластичность.

Указать, можно ли повысить относительное удлинение такой меди, рекомендовать режим обработки и объяснить, как изменяются при этом механические свойства (прочность, твердость, пластичность).

№ 160. Одни прутки латуни после холодной деформации нагревали до 200° С, другие до 500° С с выдержкой в течение 60 мин.

Указать, какое влияние на структуру и свойства оказал нагрев до 200 и до 500° С.

№ 161. Рекомендовать режим обработки (температуру нагрева) холоднодеформированной латуни, если необходимо сохранить без значительного снижения повышенную прочность, созданную холодной деформацией, но снять часть возникших при этом напряжений.

№ 162. В котельных установках часто наблюдается более значительная коррозия в участках металла, прилегающих к заклепкам.

Объяснить причины, вызывающие это явление.

№ 163. При исследовании структуры стального кованого вала (диаметром 100 мм) обнаружено, что в поверхностных слоях структура была мелкозернистой, а в сердцевине — крупнозернистой.

Указать возможные причины этого явления.

ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ И ЗАДАЧИ ПО СТАЛЯМ И ЧУГУНАМ

ГЛАВА XII

СТРУКТУРА СТАЛИ И ЧУГУНА В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

Для выполнения лабораторных работ (задачи № 164—174) следует предварительно просмотреть микрошлифы типичных структур углеродистых сталей в равновесном состоянии, а также микрошлифы типичных структур чугунов.

1. СТРУКТУРА СТАЛИ

Структура стали в равновесном состоянии определяется содержанием углерода, как это показывает диаграмма состояния сплавов железо—углерод (рис. 173).

С увеличением содержания углерода в стали структура изменяется следующим образом.

Структура стали с минимальным содержанием углерода (технически чистое железо) представляет феррит (рис. 174, *а*). Феррит имеет зернистое (полиэдрическое) строение. В структуре литой или перегретой стали наблюдаются пластинчатые выделения феррита (рис. 175).

Незначительное увеличение содержания углерода, даже до сотых долей процента, вследствие его незначительной растворимости в α-железе (до 0,006% при 20° С) вызывает образование второй фазы — цементита. При содержании углерода примерно до 0,025% он присутствует в структуре в виде относительно небольших количеств третичного цементита, выделяющегося из феррита при охлаждении вследствие уменьшения растворимости углерода в α-железе. Третичный цементит располагается главным образом по границам зерен феррита, что понижает пластичность и вязкость стали.

Увеличение содержания углерода сверх 0,025% вызывает образование перлита — двухфазной структуры (эвтектоида), представляющей механическую смесь (феррит + перлит) с суммарным содержанием углерода 0,8%. При этом в стали с содержанием углерода до 0,1—0,15% еще сохраняются включения третичного цементита (рис. 174, *а*).

Количество перлита возрастает пропорционально увеличению содержания углерода (рис. 174, *б*, *в*) и соответственно уменьшается количество избыточного феррита.

Перлит как двухфазная структура при воздействии реактива (например, раствора азотной кислоты) на микрошлиф травится интенсивнее, чем феррит. Поэтому при рассмотрении под микроскопом перлит имеет вид темных включений неоднородного строения. Вслед-

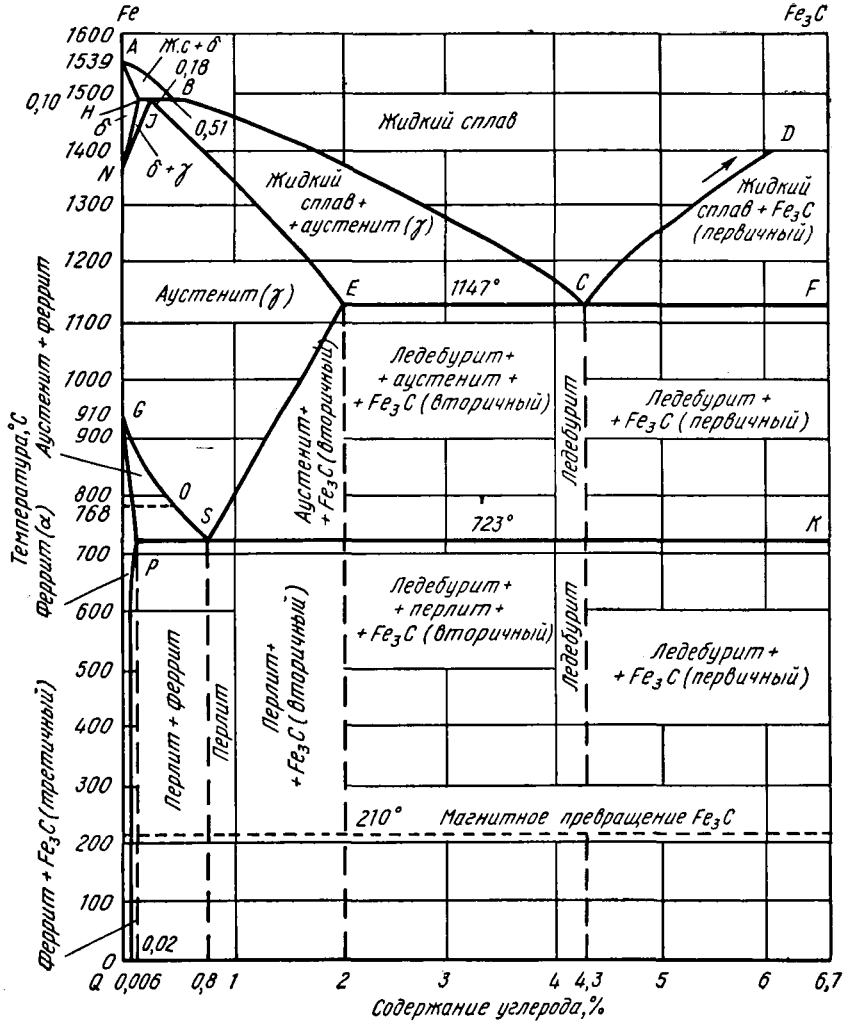


Рис. 173. Диаграмма состояния железо—углерод (структурная диаграмма)

ствие значительной дисперсности строение перлита можно отчетливо различать только при сравнительно больших увеличениях — более чем в 500 раз (рис. 176). Строение перлита отчетливо различается в электронном микроскопе.

В доэвтектоидной стали перлит в большинстве случаев имеет пластинчатое строение; темные пластинки, видимые в перлите, пред-

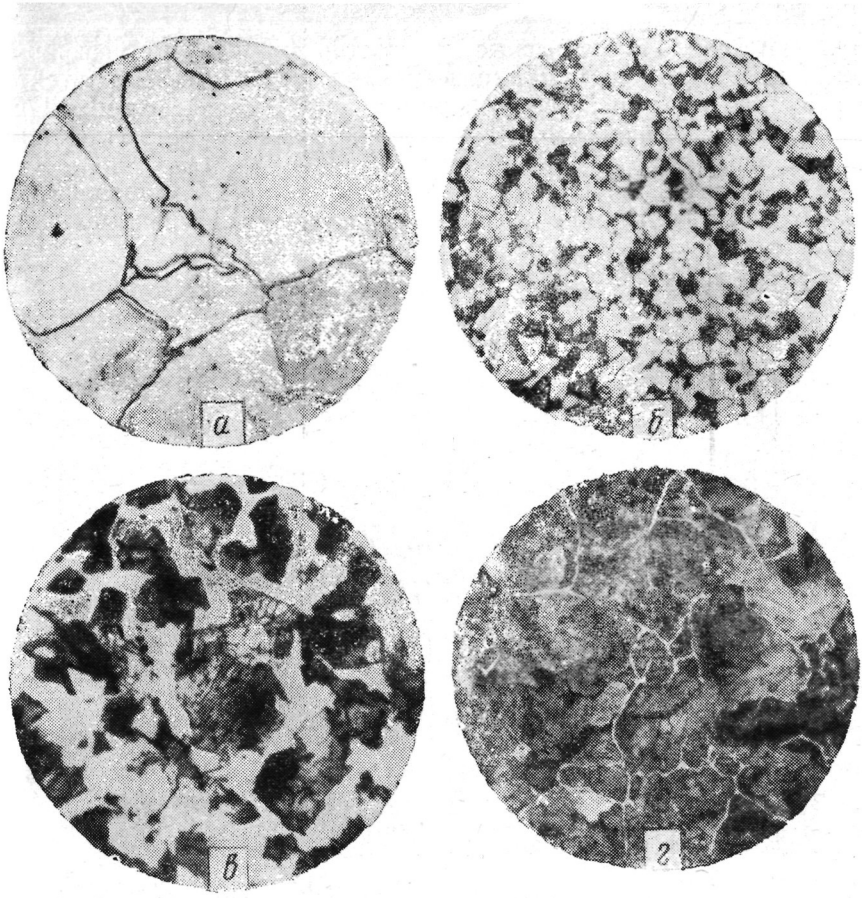


Рис. 174. Структура стали в равновесном состоянии в зависимости от содержания углерода: *а* — 0,05—0,1% С; *б* — 0,2—0,3% С; *в* — 0,4—0,5% С; *г* — 0,65—0,7% С, ×500

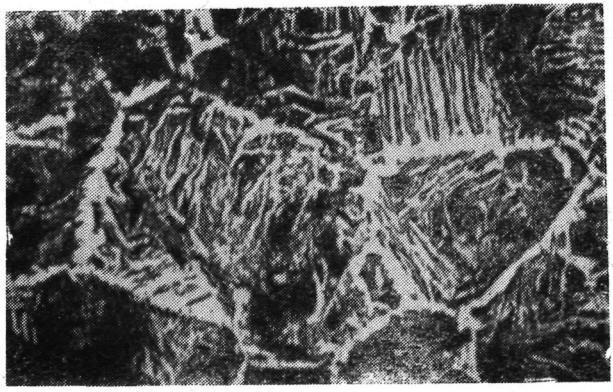


Рис. 175. Структура перегретой доэвтектоидной стали (видманштеттова структура). ×250

ставляют тени, отбрасываемые на участки феррита выступающими после травления участками (пластинками) цементита. В заэвтектоидной стали перлит чаще всего имеет зернистое строение (см. рис. 176).

Форма выделения перлита в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях определяется условиями выполнения отжига.

В заэвтектоидной стали основной структурной составляющей является перлит. Наряду с перлитом присутствует вторичный цемен-

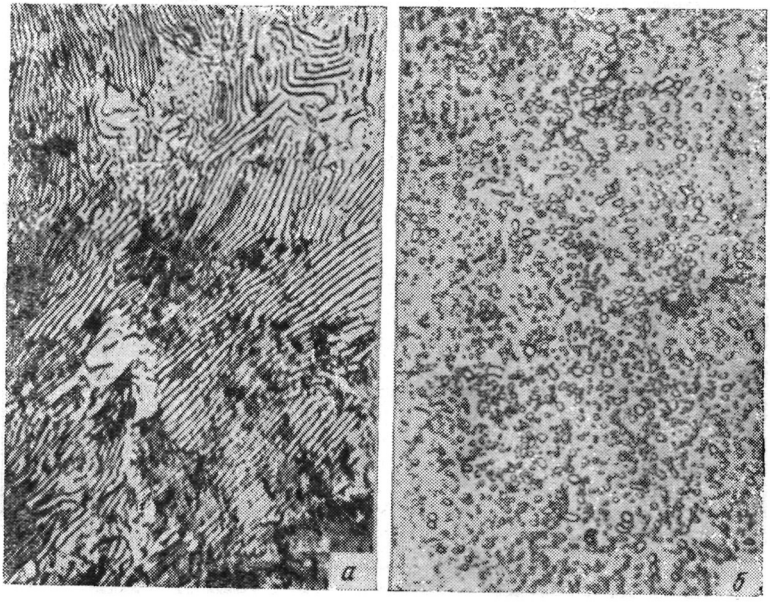


Рис. 176. Эвтектоидная сталь (0,8% С). ×600:
а — пластинчатый перлит; *б* — зернистый перлит

тит, выделяющийся из аустенита при охлаждении вследствие уменьшения растворимости углерода в γ-железе, как это указано линией *ES* диаграммы (см. рис. 173). При правильном выполнении предшествовавшей обработки (прокатки, ковки, отжига) вторичный цементит присутствует в виде мелких зерен, сравнительно равномерно распределенных в основной массе перлита (см. рис. 15).

Возможно также выделение вторичного цементита в виде сетки по границам зерен перлита (см. рис. 15). Оно происходит в результате окончания горячей обработки при излишне высокой температуре или выполнения отжига с нагревом выше точки *Acm* (вместо нагрева на 50—70° С выше A_1) и является значительным дефектом заэвтектоидной стали, ухудшающим ее прочность и вязкость.

Еще одной, но более редко встречающейся формой выделения цементита, также сильно ухудшающей механические свойства, является образование его в виде игл (см. рис. 15). Оно может быть следствием значительного перегрева.

По микроструктуре доэвтектоидной углеродистой стали в равновесном (отожженном) состоянии можно определить содержание углерода следующим образом. Структура такой стали феррит и перлит. Содержание углерода в феррите из-за незначительности этой величины (0,006%) не учитывают и считают, что весь углерод находится в перлите. Известно, что перлит содержит 0,80% С; поэтому, если известно количество перлита в общей массе металла, то, поскольку плотности феррита и перлита близки, можно определить содержание углерода в стали умножением относительной площади (в процентах), занимаемой перлитом на просматриваемом поле шлифа, на 0,8.

Этот расчет выводится также из правила отрезков (рис. 177). Отношение количества перлита $Q_{перл}$ к общему количеству $Q_{общ}$, сплава состава X равно

$$Q_{перл}/Q_{общ} = Q_x/Q_s,$$

откуда

$$Q_x = \frac{Q_{перл}}{Q_{общ}} Q_s',$$

где Q_s — величина постоянная и известная из диаграммы железо — углерод; равная 0,80% (точнее 0,80—0,006%).

Отношение $Q_{перл}/Q_{общ}$ определяется планиметром или зрительно при просмотре микрошлифа.

Отсюда содержание углерода определяется умножением $Q_{перл}/Q_{общ}$ (в процентах) на 0,80%.

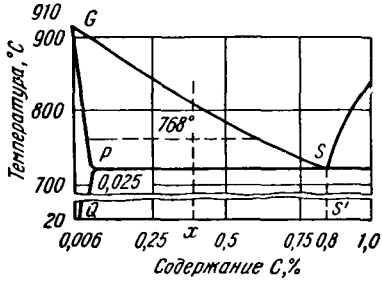


Рис. 177. Определение содержания углерода в отожженной доэвтектоидной стали по правилу отрезков

Правилом отрезков для заэвтектоидной стали пользуются реже ввиду трудности определения площади, занимаемой вторичным цементитом (см. рис. 29), и возможности допущения значительной погрешности.

Определение содержания углерода по микроструктуре в углеродистой стали, находящейся в неравновесном состоянии (в частности, после закалки и отпуска), невозможно, так как ее структура не характеризуется диаграммой железо—углерод.

Правило неприменимо также для легированной стали, поскольку ее фазовый состав и структура не определяются двойной диаграммой железо—углерод.

2. СТРУКТУРА ЧУГУНА

Химический состав и, в частности, содержание углерода не характеризуют надежно свойств чугуна: его структура и основные свойства зависят не только от химическоего состава, но и от процесса выплавки, условий охлаждения отливки и режима термической обработки. Свойства чугуна определяются его структурой.

Белый чугун. В структуре доэвтектического чугуна наряду с перлитом и вторичным цементитом присутствует хрупкая эвтектика (ледебурит), количество которой достигает 100% в эвтектическом чугуне. Структура заэвтектического чугуна состоит из эвтектики и первич-

ного цементита, выделяющегося при кристаллизации из жидкости в виде крупных пластин.

Серый чугун. Зависимость свойств серого чугуна от структуры значительно сложнее, чем в стали, так как серые чугуны состоят из металлической основы и включений графита, вкрапленных в эту основу.

Для характеристики структуры серого чугуна необходимо определять размеры, форму, распределение графита, а также структуру металлической основы.

Графитные включения лучше определять на нетравленых шлифах. Хрупкие графитные включения в металлической основе (в по-

Рис. 178. Серый чугун (нетравленый шлиф). ×100.
Оценка графитовых включений по ГОСТ 3443—57:

а — разряд Г14 (18—15% графита), характер распределения графита Г2 (в колониях малой степени изолированности); *б* — разряд Г05 (3—5% графита), характер распределения графита Г4 (в колониях значительной степени изолированности)

верхностном слое) выкрашиваются при шлифовании и полировании микрошлифа. Поэтому участки, в которых они находились, кажутся в микроскопе темными. Они имеют характерную форму пластинок.

Можно качественно оценить влияние графитных включений на механические свойства серого чугуна. Чем меньше графитных включений, чем они мельче и больше степень изолированности их друг от друга, тем выше прочность чугуна при одной и той же металлической основе

Оценку графитных включений дают по типовой шкале (рис. 178) ГОСТ 3443—57.

Металлическую основу изучают после травления микрошлифа. Она состоит из феррита и перлита; их количественное соотношение может быть различным. При одинаковом характере графитных включений чугун с преобладающим количеством перлита (перлитовый чугун) обладает более высокими механическими свойствами, чем чугун с преобладающим количеством феррита (ферритовый чугун).

Типичные структуры серых чугунов с различной металлической основой приведены на рис. 179. В микроструктуре заметны также участки фосфидной эвтектики, влияющей не только на механические, но и на литейные свойства чугуна. Они немного повышают износостойкость и улучшают жидкотекучесть.

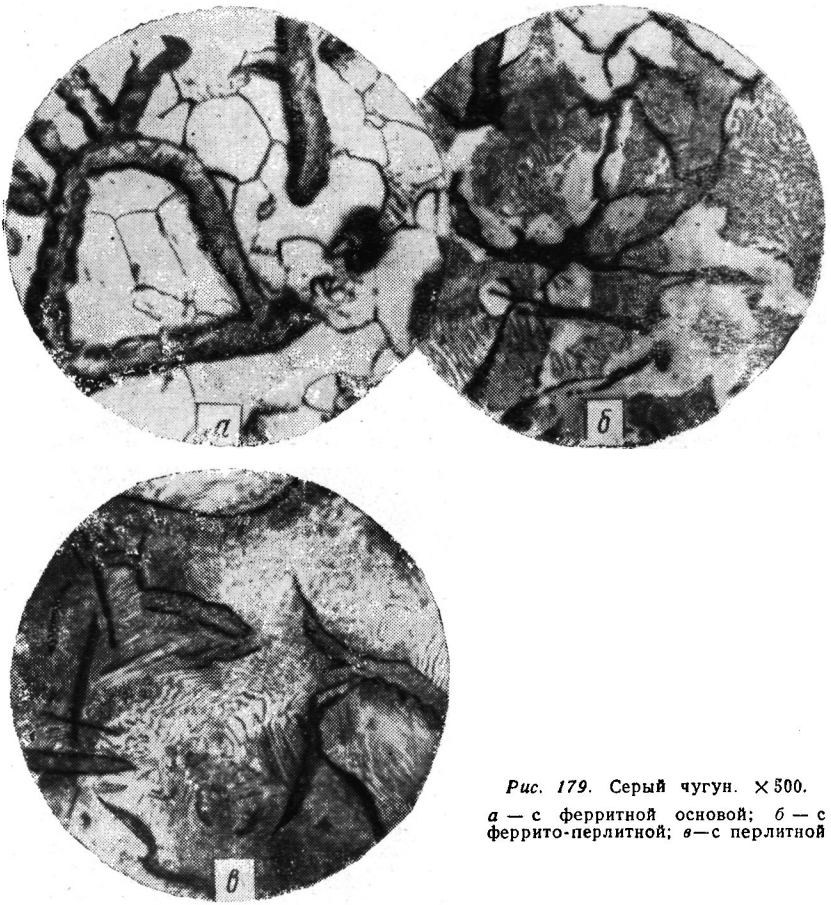


Рис. 179. Серый чугун. × 500.
а — с ферритной основой; *б* — с феррито-перлитной; *в* — с перлитной

Высокопрочный чугун. Его получают модифицированием магнием; в отличие от серого чугуна он имеет включения графита шаровидной (рис. 180), а не пластинчатой формы. Механические свойства чугуна значительно выше.

Структуру высокопрочных чугунов определяют на нетравленых шлифах (для выявления графитных включений), а затем на травленых для характеристики металлической основы. Она состоит из феррита и перлита.

Ковкий чугун. Его получают отжигом белого чугуна; он имеет графит (углерод отжига) в виде хлопьевидных включений

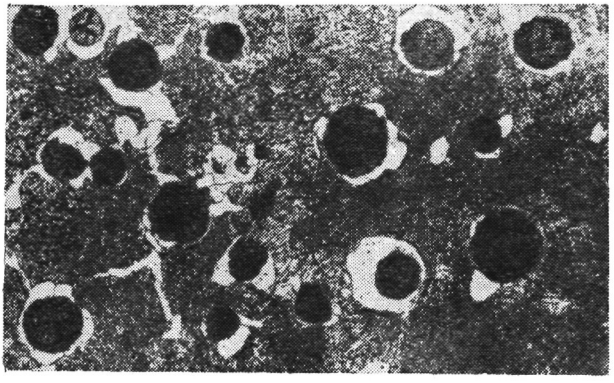


Рис. 180. Высокопрочный чугун с перлитной основой. ×200

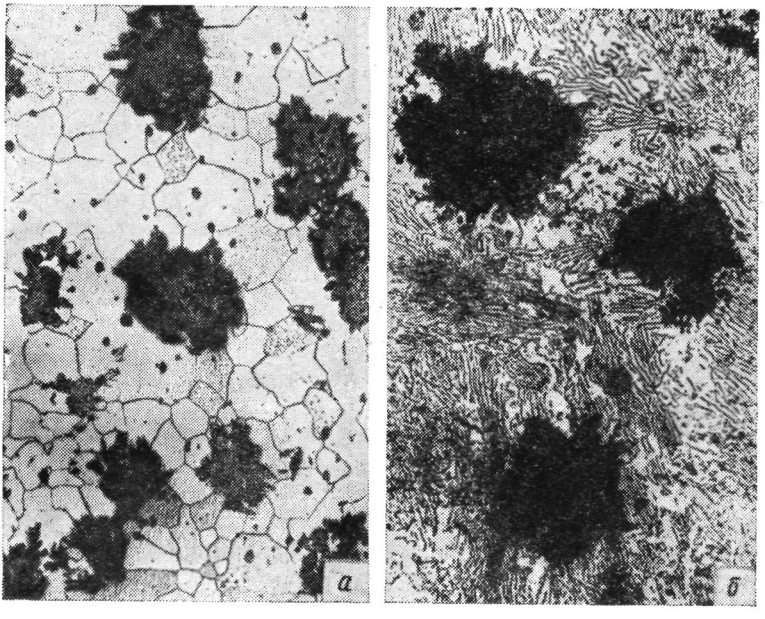


Рис. 181. Ковкий чугун. ×200:

а — с ферритной основой (графитизированный); *б* — феррит и перлит в поверхностном слое и перлит в сердцевине (обезуглероженный)

(рис. 181, *а* и *б*). В зависимости от способа получения и структуры различают графитизированный и обезуглероженный ковкий чугун.

Графитизированный чугун имеет сравнительно однородную по сечению отливки ферритную структуру металлической основы. Реже его структура феррито-перлитная или перлитная (рис. 181, *б*).

Обезуглероженный чугун имеет перлитную или перлито-ферритную основу, которая вследствие особенностей изготовления изменяется от сердцевины к поверхности. В сердцевине отливки перлита больше, а в поверхностных слоях меньше; ближе к поверхности структура может быть даже ферритной. Таким же образом убывает от сердцевины к поверхности и количество углерода отжига.

3. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

Каждый студент выполняет две задачи: по структуре стали (№ 164—174) и по структуре чугуна (№ 175—179). Микроструктура просматривается при увеличении в 200—300 раз. Следует:

1) выбрать (и обосновать) увеличение микроскопа для просмотра структур применительно к данной лабораторной работе;

2) выбрать (и обосновать) реактив для травления шлифа;

3) зарисовать микроструктуры, рассмотренные в микроскоп;

4) характеризовать микроструктуру; описание должно содержать не только перечисление структурных составляющих, но и данные о форме выделения их, количественное соотношение между ними и характер окрашивания после травления при наблюдении под микроскопом;

5) подробно ответить на вопросы в задаче.

№ 164. Провести микроанализ образцов отожженной низкоуглеродистой и среднеуглеродистой стали твердостью соответственно *НВ* 120 и *НВ* 150.

Зарисовать наблюдаемую в микроскопе структуру и определить примерное содержание углерода в стали и количественное соотношение структурных составляющих. Указать области применения рассмотренных сталей в промышленности.

№ 165. Провести микроанализ образцов отожженной низкоуглеродистой конструкционной стали и доэвтектоидной инструментальной. Зарисовать наблюдаемую в микроскоп структуру и определить примерное содержание углерода и количественное соотношение присутствующих структурных составляющих.

Описать процессы превращений, протекающих в этих сталях при медленном охлаждении, и указать температуры их критических точек.

№ 166. Провести микроанализ образцов отожженной среднеуглеродистой и высокоуглеродистой (заэвтектоидной) стали.

Зарисовать наблюдаемую в микроскоп структуру и определить примерное содержание углерода в среднеуглеродистой стали и количественное соотношение присутствующих в ней фаз и структурных составляющих. Указать свойства фаз и структурных составляющих исследуемых сталей и возможные области применения их в промышленности.

№ 167. Провести микроанализ двух образцов высокоуглеродистой стали с одинаковым содержанием углерода, но с разной формой перлита и с твердостью соответственно *НВ* 160—170 и *НВ* 200—220.

Зарисовать структуру, описать структурные составляющие и влияние их строения на твердость стали.

Объяснить, в чем заключается процесс эвтектоидной кристаллизации стали и условия получения различных форм перлита.

№ 168. Провести микроанализ заэвтектоидной углеродистой стали. Образец взят из кованой заготовки; ковка была проведена с нарушением нормального режима; она была закончена при излишне высокой температуре (1000° С) и с недостаточным обжатием.

Характеризовать структуру, объяснить, какие изменения в ней вызвало нарушение режима ковки и как эти изменения влияют на свойства стали.

Рекомендовать режим термической обработки для исправления обнаруженных недостатков структуры.

№ 169. Провести микроанализ двух образцов углеродистой стали, взятых из фасонной отливки; один образец был взят после литья, а второй после термической обработки отливки.

Характеризовать структуру, указать примерное содержание углерода (по структуре второго образца) и режим термической обработки, проведенной после литья. Объяснить назначение этой термической обработки и указать, в каком направлении она изменила структуру и механические свойства.

№ 170. Провести микроанализ двух образцов углеродистой отожженной стали с разным содержанием углерода. Один из образцов имеет твердость *НВ* 120, а другой *НВ* 155—160.

Характеризовать структуру, определить примерное содержание углерода в каждой стали и указать ее механические свойства в отожженном состоянии.

№ 171. Провести микроанализ двух образцов углеродистой отожженной стали с разным содержанием углерода. Один из образцов имеет твердость *НВ* 130, а другой *НВ* 170.

Характеризовать структуру и определить примерное содержание углерода в каждой стали. Указать, какую сталь надо выбрать для деталей машин (например, зубчатых колес) и некоторых инструментов (например, молотков и зубил).

№ 172. Провести микроанализ и зарисовать структуру двух образцов углеродистой отожженной стали с разным содержанием углерода. Один из образцов имеет твердость *НВ* 125, а другой *НВ* 165—170.

Характеризовать структуру и определить содержание углерода в каждой стали.

Указать, какую сталь надо выбрать для валиков, которые (после цементации и термической обработки) должны иметь высокое сопротивление износу, и работать в условиях динамических нагрузок.

№ 173. Провести микроанализ двух образцов отожженной стали; один из них был подвергнут цементации для повышения содержания углерода в поверхностном слое.

Зарисовать наблюдаемую структуру, определить толщину слоя [1], имеющего более высокое содержание углерода по сравнению с сердцевиной образца, и определить содержание углерода в поверхностном слое через каждую десятую долю миллиметра от поверхности к центру и содержание углерода в сердцевине.

Указать цели цементации и содержание углерода в стали, выбираемой для цементации.

№ 174. Провести микроанализ заэвтектоидной отожженной углеродистой стали и заэвтектического белого чугуна.

Зарисовать структуры, характеризовать фазовое и структурное состояние обоих сплавов и объяснить причины, вследствие которых они имеют различные механические свойства.

№ 175. Провести микроанализ двух образцов чугуна, один из которых имеет твердость *НВ* 150, а другой *НВ* 350.

Характеризовать структуру чугунов, указать условия получения чугунов с этой структурой и примерные области применения каждого.

№ 176. Провести микроанализ образцов серого чугуна, один из которых имеет твердость *НВ* 140, а другой *НВ* 220.

Характеризовать их структуру по форме выделения графита и по металлической основе. Указать условия получения в чугуне структуры, определенной микроанализом, и примерные механические свойства, указываемые в ГОСТах, и область применения каждого из этих чугунов в технике.

№ 177. Провести микроанализ двух образцов чугуна, имеющих одинаковую твердость: *НВ* 140—150, но разную пластичность; относительное удлинение одного из чугунов 8—10%, а другого не выше 0,5%.

Зарисовать и характеризовать структуры чугунов и объяснить, почему при примерно одинаковой металлической основе и твердости они различаются по форме выделения углерода.

Указать, при какой форме выделения углерода (графита) чугун этих образцов более пластичен.

Привести примеры применения в технике чугунов обоих структурных классов.

№ 178. Провести микроанализ двух образцов чугуна; один из них имеет предел прочности при растяжении 20 кгс/мм^2 и относительное удлинение не выше 1%, а другой — предел прочности 50 кгс/мм^2 и относительное удлинение 4%.

Указать различие в форме выделения графита и способ получения чугуна с более высокими механическими свойствами.

№ 179. Провести микроанализ двух образцов чугуна; оба чугуна имеют примерно одинаковые механические свойства ($\sigma_b = 40$ кгс/мм^2 и $\delta = 3 \div 4\%$), но разную форму выделения графита: хлопьевидную — в одном образце и шаровидную — в другом.

Указать способы получения чугуна обоих типов.

---

[1] От поверхности до участков, в которых появляется структурно свободный феррит.

ГЛАВА XIII

ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК

1. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК

Знание критических точек необходимо не только для характеристики превращений, но и для выполнения тепловой обработки и, в частности, установления режимов термической обработки (температур нагрева для отжига, нормализации, закалки и высокого отпуска).

На диаграмме железо—углерод (см. рис. 173) критическим точкам Ac_1 отвечает линия PSK, критической точке Ac_3 (для доэвтектоидной стали) — линия GS.

Температуры закалки и отжига обычно на 20—40° С выше Ac_3 для доэвтектоидной и на 50—70° С выше Ac_1 для заэвтектоидной стали.

Однако диаграмма железо—углерод характеризует состояние чистых железоуглеродистых сплавов; промышленные сплавы содержат, кроме того, марганец, кремний, фосфор и серу (а также в небольших количествах хром, никель и др.). В углеродистых сталях влияние этих примесей на положение критических точек не столь значительно, что и позволяет с некоторым приближением определять температуры термической обработки по диаграмме железо — углерод.

При увеличении содержания марганца (свыше 0,7—0,8%) или кремния (свыше 0,5—0,6%) или при введении других легирующих элементов (никеля, хрома и др.) положение критических точек [1] значительно изменяется и определение их по диаграмме железо—углерод или по тройной диаграмме железо—углерод—легирующий элемент для стали, содержащей несколько легирующих элементов, становится невозможным.

Вследствие отсутствия диаграмм ряда многокомпонентных систем для назначения режимов термической обработки необходимо экспериментальное определение критических точек — областей превращений [2]. Для широко применяемых сталей критические точки определены и указаны в технической литературе и справочниках. Однако критические точки разных плавок могут несколько отличаться, особенно для сложнолегированной стали при отклонениях в содержании отдельных элементов от среднего состава.

Поэтому на заводах при установлении режима термической обработки легированной стали разных плавок предварительно опреде-

---

[1] В тройном или многокомпонентном сплаве критическим точкам соответствует интервал температур превращения, положение которого зависит от состава сплава.

[2] При значительной скорости нагрева положение критических точек может смещаться в сторону более высоких температур; смещение может достигать десятков градусов при очень быстром нагреве (например, токами высокой частоты).

ляют критические точки. Оно особенно необходимо для сталей новых составов и марок.

Для этой цели применяют методы: 1) пробных закалок; 2) дилатометрический; 3) дифференциальный термический [1]; 4) измерения электросопротивления.

Дилатометрический и дифференциальный методы были рассмотрены в гл. IV и измерения электросопротивления — в гл. V. Применение этих методов обеспечивает высокую точность.

Метод пробных закалок является более простым, но менее точным; он заключается в следующем. Из исследуемой стали, взятой в состоянии, в котором она поставлена металлургическим заводом, изготавливают образцы в виде шайб диаметром 15—20 мм и высотой 12—15 мм. Один образец нагревают ниже предполагаемой температуры Ac_1, быстро охлаждают в воде и измеряют его твердость; второй образец нагревают на 10—15° выше, также охлаждают и измеряют его твердость. Таким же образом нагревают до все более высокой температуры каждый следующий образец. Предположим, что требуется определить критические точки Ac_1 и Ac_3 углеродистой стали с содержанием 0,4% С; положение этой стали на диаграмме железо—углерод (без учета влияния примесей) показано вертикальной пунктирной линией (рис. 182). Очевидно, что нагрев ниже точки Ac_1, например до точки *1* (нарис. 182), не может изменить структуру и повысить твердость; последняя может даже несколько понизиться, если сталь была предварительно недостаточно отпущена или отожжена.

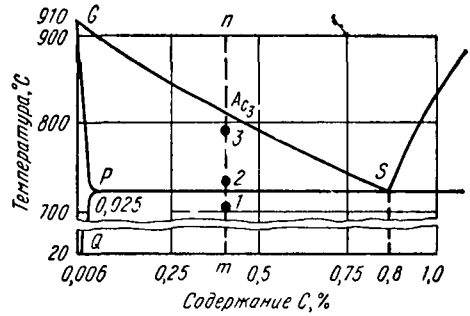


Рис. 182. Стальной угол диаграммы железо—углерод (область превращений в твердом состоянии)

Однако твердость возрастает, если сталь нагреть несколько выше Ac_1, например до температуры, соответствующей точке *2* (см. рис. 182), а затем охладить в воде. Структура в этом случае изменится; сталь получит структуру феррит + аустенит. В результате быстрого охлаждения сталь получит структуру феррит + мартенсит, так как аустенит при охлаждении превратится в мартенсит. Феррит, сохранившийся при нагреве до точки *2*, останется при охлаждении без структурных изменений. Образование более твердой составляющей мартенсита повышает твердость.

После более высокого нагрева, например до точки *3* (см. рис. 182), твердость еще больше увеличится. Поскольку с повышением температуры в интервале Ac_1 и Ac_3 количество аустенита возрастает,

[1] Для определения критических точек методом термического анализа в условиях быстрого нагрева или охлаждения применяют осциллограф (см. с. 97).

а количество феррита уменьшается, то в закаленной стали должно увеличиваться количество твердой составляющей — мартенсита [1].

Повышение твердости должно продолжаться до тех пор, пока не будет достигнута температура Ac_3. Тогда сталь при нагреве получает полностью аустенитную структуру, а при охлаждении — структуру мартенсита. Очевидно, что дальнейшее повышение температуры закалки не изменит структуру стали и ее твердость в закаленном состоянии [2].

Результаты измерения твердости записывают в таблицу, по данным которой строят диаграмму твердость — температура нагрева. Вид такой кривой для доэвтектоидной стали показан на рис. 183; температура начала повышения твердости отвечает точке Ac_1, а конца подъема точке Ac_3.

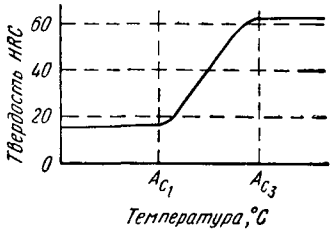


Рис. 183. Диаграмма для определения критических точек доэвтектоидной стали по способу пробных закалок

Кривые для эвтектоидной и заэвтектоидной стали имеют иной ход; при нагреве ниже Ac_1 эти стали, как и доэвтектоидные, не изменяют структуру, но при нагреве выше точки Ac_1 эвтектоидная сталь получает структуру аустенита, а заэвтектоидная — аустенит и цементит. Поэтому после закалки эвтектоидная сталь имеет структуру мартенсита; заэвтектоидная — мартенсита и цементита; эти структурные состояния определяют высокую твердость ($>HRC$ 60). Еще более высокий нагрев мало изменяет твердость. Кривая твердости на диаграмме имеет в связи с этим резкий перелом, соответствующий температуре Ac_1.

Точность способа пробных закалок зависит от величины интервала температур нагрева каждого следующего образца. В промышленности для определения температур закалки достаточно надежен нагрев через каждые 10° С, причем до каждой температуры нагревают два-три образца. Точность определения критических точек в этом случае составляет примерно ±5° С.

Такая точность не является достаточной при изучении диаграмм состояния и для многих исследовательских работ. Вместе с тем метод пробных закалок не позволяет определить температуру и процесс

---

[1] Нагрев в интервале Ac_1—Ac_3 изменяет состав аустенита доэвтектоидной стали, а следовательно, и состав мартенсита, образующегося при охлаждении; мартенсит, полученный закалкой с более низкой температуры в этом интервале, имеет большую твердость. Но это изменение не очень значительно.

[2] В закаленной стали (более 0,5% С) сохраняется небольшое количество остаточного аустенита. Значительно более высокий нагрев — на 70—100° С выше Ac_3 — вызовет рост зерна аустенита, образование крупнокристаллического мартенсита и сохранение в структуре закаленной стали большего количества остаточного аустенита; эти изменения мало влияют на твердость доэвтектоидной углеродистой и низколегированной стали; в более легированной стали, а также углеродистой заэвтектоидной после закалки с высоких температур сохраняется повышенное количество аустенита, вызывающее снижение твердости.

растворения цементита (точки *Acm* в заэвтектоидной стали) и сложных карбидов многих легированных сталей. Для определения превращения этого типа необходимо применять более тонкие методы исследования.

2. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

В приводимых работах для сокращения числа однообразно повторяемых операций, не дающих новых навыков, интервал температур нагрева отдельных образцов принят сравнительно большим — около 30° С.

Образцы могут иметь форму шайб (например, диаметром 10—12 мм и высотой 15 мм), параллелепипедов и т. д. Для удобства работы образцы, выбираемые для выполнения одной задачи, должны отличаться по форме и размерам от образцов, предназначенных для выполнения другой задачи. Все образцы клеймят.

Перед загрузкой в печь измеряют твердость одного-двух образцов по Роквеллу шариком при нагрузке 100 кгс (шкала *HRB*). Полученные значения переводят на шкалу *HB*.

Для сокращения времени на нагрев рекомендуется все образцы, которые по условиям задачи надо нагреть до различных повышающихся температур, заложить в одну печь, нагретую до наиболее низкой температуры, указанной в задаче. Выдержка при этой температуре 5—10 мин, после того как цвет каления образца совпадает с накалом стенок печи. Затем вынимают из печи один из нагревшихся образцов и немедленно переносят в бак с водой, установленный у печи. Образцы надо энергично перемешивать в течение 2—3 с в воде, для того чтобы сбить паровую рубашку, образующуюся на поверхности и замедляющую охлаждение. Затем повышают температуру печи до следующей температуры, указанной в задаче, выдерживают для прогрева в течение 3—5 мин (так как они полностью прогрелись при более низкой температуре) и в таком же порядке закаливают следующий образец. После этого вновь повышают температуру печи и повторяют операции до закалки последнего образца, нагреваемого до наиболее высокой температуры.

Закалку образцов с пяти различных температур можно выполнить в этом случае в течение часа. Вместе с тем достигается большая точность работы, так как образцы для одной задачи нагреваются в одной печи, а температуры нагрева контролируют одним и тем же прибором. В одну печь можно укладывать образцы для двух-трех задач, если они нагреваются до одинаковых температур. Образцы для каждой задачи должны иметь разные размеры и форму.

При укладке образцов в печь необходимо учитывать, что температуры вблизи дверцы печи могут быть ниже температуры, показываемой гальванометром, вследствие подсоса холодного воздуха. Поэтому образцы надо располагать на середине печи, ближе к горячему спаю термопары.

Перед измерением твердости образцы осторожно зачищают на абразивном круге для снятия окалины и обезуглероженного слоя.

Твердость измеряют по Роквеллу и результаты измерений переводят на шкалу *HB* (для характеристики измерений в одной шкале). Затем строят диаграмму твердость—температура нагрева и по ней определяют критические точки.

После этого просматривают шлиф при увеличении в 400—500 раз и зарисовывают микроструктуру.

Отчет о работе должен содержать:

а) характеристику стали в исходном состоянии (твердость, микроструктуру);

б) таблицу температур нагрева и полученных значений твердости;

в) диаграмму твердость—температура закалки;

г) описание превращений, вызвавших изменение твердости, с зарисовкой микроструктур;

д) ответы на вопросы, поставленные в задаче, с оценкой точности полученных результатов на основании сравнения с имеющимися литературными данными и анализа диаграммы железо—углерод.

№ 180. Определить способом пробных закалок критические точки Ac_1 и Ac_3 конструкционной среднеуглеродистой стали плавки 1.

Образцы нагревать до 710, 740, 770, 800, 830° С. По положению критических точек определить примерный химический состав стали (по диаграмме железо — углерод) и температуру ее закалки.

№ 181. Определить способом пробных закалок критические точки Ac_1, Ac_3 конструкционной углеродистой стали плавки I.

Образцы нагревать до 700, 730, 760, 790, 820° С. По положению критических точек определить примерный химический состав стали (по диаграмме железо — углерод) и температуру ее нормализации.

№ 182. Определить способом пробных закалок критические точки Ac_1 и Ac_3 конструкционной углеродистой стали плавки III.

Образцы нагревать до 690, 720, 750, 780, 810° С.

По положению критических точек определить химический состав стали (по диаграмме железо—углерод) и температуру ее нормализации.

№ 183 *. Определить способом пробных закалок критические точки Ac_1 и Ac_3 легированной марганцовистой стали 45Г2.

Образцы нагревать до 690, 710, 730, 750, 770, 790° С.

Сравнить критические точки марганцовистой стали 45Г2 (по результатам опыта) с критическими точками углеродистой стали 45 (по диаграмме железо—углерод).

№ 184 *. Определить способом пробных закалок критические точки Ac_1 и Ac_3 легированной марганцовистой стали 45Г2.

Нагрев проводить до 700, 730, 760, 790, 800° С.

Сравнить критические точки марганцовистой стали 45Г2 (по результатам опыта) с критическими точками углеродистой стали 35 (по диаграмме железо—углерод).

№ 185 *. Определить способом пробных закалок критические точки Ac_1 и Ac_3 легированной хромокремнемарганцовистой стали 35ХГС.

---

* Для выполнения задач можно применять и другие легированные стали, имеющие более низкие или, наоборот, высокие температуры критических точек.

Образцы нагревать до 720, 750, 780, 810, 840, 870, 900° С.

Сравнить критические точки стали 35ХГС (по результатам опыта) с критическими точками углеродистой стали, имеющей такое же содержание углерода.

№ 186 *. Определить способом пробных закалок критические точки Ac_1 и Ac_3 легированной хромокремнемарганцовистой стали 35ХГС.

Образцы нагревать до 730, 770, 800, 830, 860, 890° С.

Сравнить критические точки стали 35ХГС (по результатам опыта) с критическими точками марганцовистой стали 45Г2 (по данным задач № 190 и 191).

№ 187. Различные по составу стали необходимо закаливать с разных температур.

Закалить образцы из стали 45 и из стали У12 с 700, 770 и 830° С.

Объяснить, почему образцы из стали 45 при нагреве до 770° С получают более низкую твердость, чем образцы из стали У12, и указать различие в структуре этих сталей после закалки.

№ 188. Различные по составу стали нагревают при закалке до разных температур.

Закалить образцы из стали 50 и У8 с нагревом до 710, 780 и 850° С.

Объяснить, почему образцы из стали 50 при нагреве до 770° С получают более низкую твердость, чем образцы из стали У8.

ГЛАВА XIV

СТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В НЕРАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ (В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ)

1. СТРУКТУРА ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Структура закаленной стали зависит от ее химического состава и условий закалки (температуры нагрева и режима охлаждения).

Закалка стали с очень низким содержанием углерода (до 0,025—0,03%) с нагревом лишь немного выше линии PQ задерживает выделение третичного цементита по границам зерен. Основная структура — феррит — не изменяет строения. Такая закалка повышает пластичность и почти не изменяет прочностных характеристик. Однако последующее строение, возникающее при нагреве 300—400° С или при холодной деформации, способствует выделению частиц третичного цементита и вновь снижает пластичность.

Закалка низкоуглеродистой стали с 0,08—0,15% С (с нагревом выше Ac_3 и охлаждением в воде) несколько повышает твердость и прочность; структура такой стали — мартенсит и сохранившийся феррит (рис. 184).

* Для выполнения задач можно применять и другие легированные стали, имеющие более низкие или, наоборот, высокие температуры критических точек.

Рис. 184. Структура закаленной низкоуглеродистой стали (0,2% С). Мартенсит и участки феррита. ×200

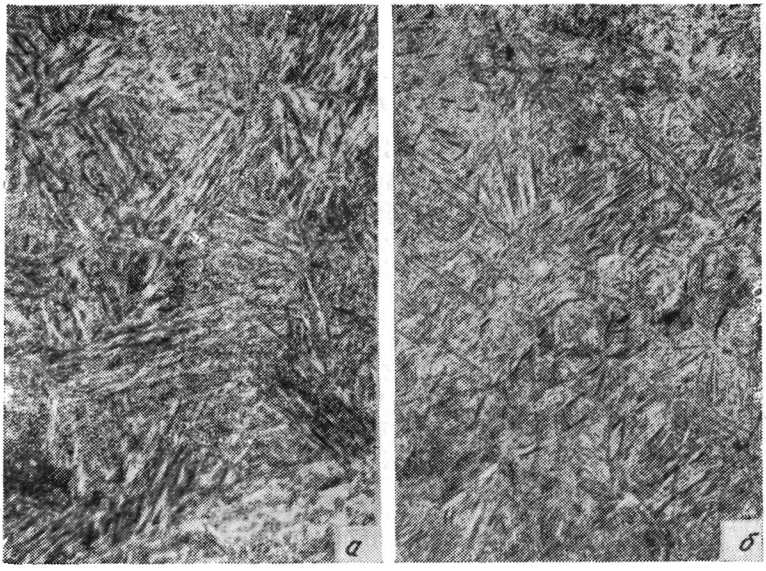


Рис. 185. Структура закаленной среднеуглеродистой стали (0,5% С):

а — закалка с 830° С без перегрева, кристаллы мартенсита мелкие и плохо различимы; *б* — закалка с 925° С (перегрев), кристаллы мартенсита более крупные, ×600

Значительнее влияние закалки стали с большим содержанием углерода (0,15—0,25%). Ее предел текучести возрастает на 30—50%; твердость повышается с *НВ* 110—130 до *НВ* 140—150.

Резкое изменение свойств в результате закалки достигается у углеродистой стали, содержащей более 0,25—0,30% С.

Доэвтектоидная сталь, имеющая более 0,25—0,3% С, получает структуру мартенсита [1]. В микроскопе кристаллы мартенсита имеют характерную форму игл (пластин). Если нагрев для закалки не был очень высоким (не более чем на 30—70° С выше Ac_3), то он не вызывает значительного роста зерна аустенита; поэтому кристаллы мар

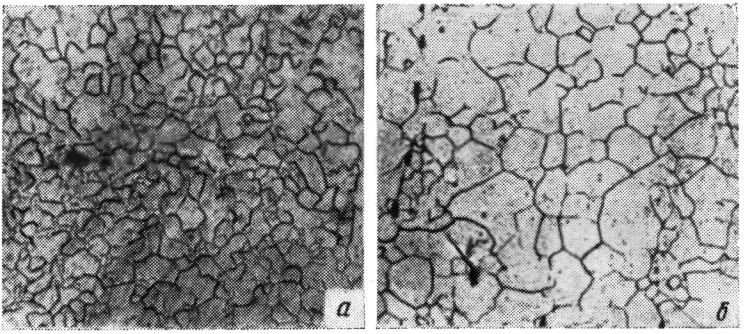


Рис. 186. Доэвтектоидная сталь (0,5% С) в закаленном состоянии. Зерно аустенита, определенное методом окисления (границы зерен окислились при нагреве полированного шлифа в открытой печи):

а — нагрев до 820° С; *б* — нагрев до 925° С. ×100

тенсита, образующиеся при охлаждении в пределах зерна аустенита, имеют небольшие размеры. Они трудно различимы в микроскоп (рис. 185) при небольших и средних увеличениях (в 200—600 раз).

Повышение температуры закалки на 100—150° С выше Ac_3 вызывает заметный рост зерна аустенита (рис. 186) и образующихся при охлаждении кристаллов мартенсита (см. рис. 185). Такой нагрев снижает пластичность стали (как непосредственно после закалки, так и после отпуска) и на практике не применяется.

Закалку *заэвтектоидной* стали проводят с нагревом в двухфазную область (аустенит + вторичный цементит) на 50—80° С выше Ac_1. Сталь получает структуру (рис. 187), состоящую из мартенсита, зерен вторичного цементита (не растворившегося при нагреве) и остаточного аустенита. Кристаллы (иглы) мартенсита имеют очень небольшие размеры. Температура окончания мартенситного превращения стали с повышенным содержанием углерода снижается ниже —50° С. Количество остаточного аустенита не превышает 5—10% и еще не обнаруживается микроанализом.

[1] В углеродистой стали, содержащей более 0,5—0,6% С, мартенситное превращение не заканчивается полностью при охлаждении до комнатной температуры и сталь сохраняет некоторое количество остаточного аустенита. В доэвтектоидной стали с 0,5—0,6% С его количество незначительно (2—3%).

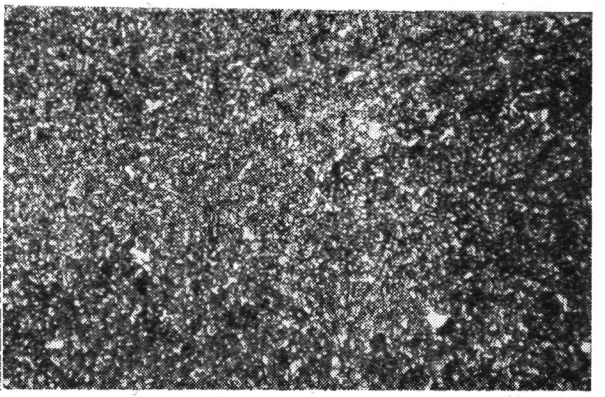


Рис. 187. Заэвтектоидная сталь (1,2% С) в закаленном состоянии. Закалка, 800° С. Мартенсит и вторичный цементит. ×500

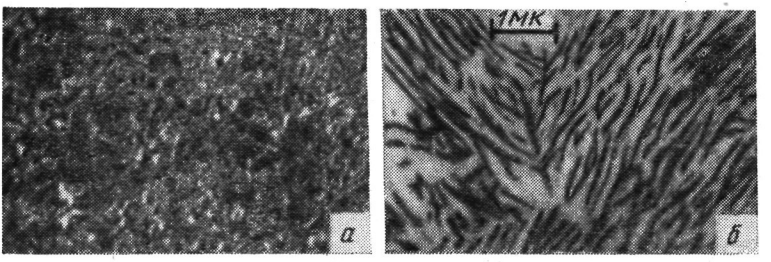


Рис. 188. Сталь с 0,5% С после закалки с 840° С в масле. Троостит закалки: *а* — в оптическом микроскопе, ×500; *б* — в электронном микроскопе, ×7000

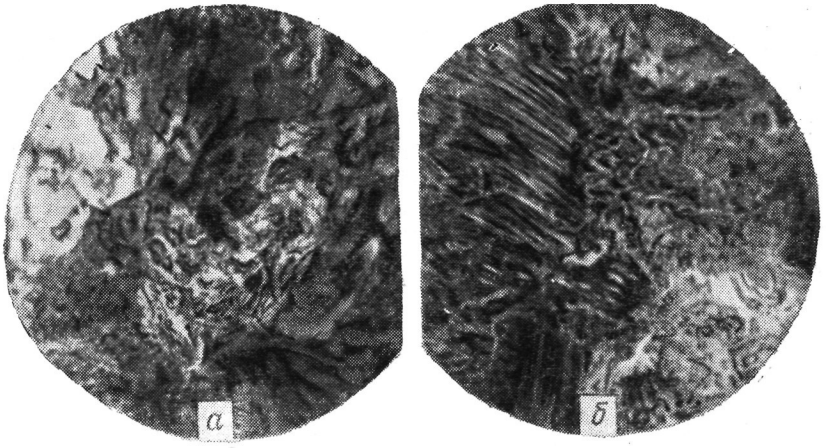


Рис. 189. Сталь с 0,7% С. Сорбит закалки: *а* — ×200; *б* — ×1000

Повышение температуры закалки выше *Acm* вызывает растворение вторичного цементита и способствует росту зерна. Такая сталь имеет после закалки отчетливо видимые крупные кристаллы (иглы) мартенсита и остаточный аустенит, количество которого возрастает до 20—30% (и более). Эти структуры образуются в результате быстрого охлаждения углеродистой стали в воде.

При более медленном охлаждении, например в масле или на воздухе, не удается задержать распад аустенита углеродистой стали на феррито-цементитную смесь. Однако процессы коагуляции не могут протекать полностью, как при еще более медленном охлаждении вместе с печью. Поэтому образующиеся продукты превращения — троостит и сорбит закалки — отличаются от равновесной структуры— перлита — более дисперсным строением: пластинки феррита и цементита и расстояние между ними меньше по сравнению с наблюдаемым для перлита.

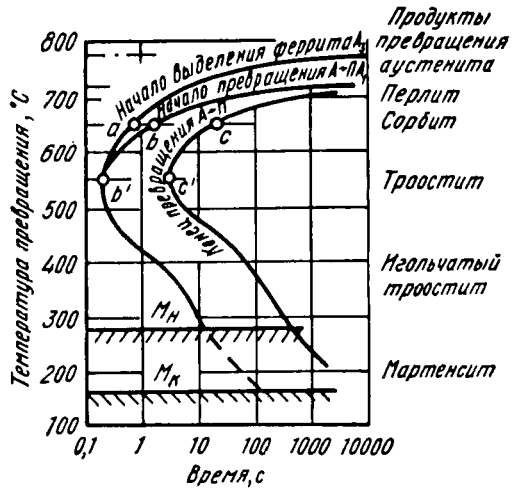


Рис. 190. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита углеродистой стали (0,5% С)

Аналогичные структуры образуются также и в более крупных образцах (деталях) из углеродистой стали, охлаждаемых в воде, но на некотором расстоянии от поверхности вследствие меньшей скорости охлаждения в этих участках (см. гл. XVII о прокаливаемости стали).

Сорбит и троостит закалки имеют пластинчатое строение и отличаются этим от сорбита и троостита отпуска, имеющих зернистое строение цементита.

Строение троостита почти не выявляется под микроскопом ввиду значительной измельченности частиц цементита и феррита. При изготовлении микрошлифа троостит как очень дисперсная двухфазная структура имеет повышенную травимость по сравнению с другими структурами. Поэтому троостит выявляется в виде темных образований (рис. 188, *а*). Исследование в электронном микроскопе отчетливо установило пластинчатое строение троостита закалки (рис. 188, *б*).

Сорбит закалки в оптическом микроскопе выявляется отчетливее (рис. 189), чем троостит закалки.

Троостит и сорбит в отличие от перлита не имеют постоянного состава; содержание углерода в зависимости от состава исходного аустенита и температура его превращения могут изменяться в значительных пределах. Поэтому в доэвтектоидной стали, содержащей

более 0,35—0,40% С и получившей в результате термической обработки структуры троостита или сорбита, не наблюдается участков с отдельными зернами структурно изолированного феррита.

Структура, получаемая в стали при распаде переохлажденного аустенита при температурах ниже критической точки в изотермических условиях, характеризуется диаграммой изотермического превращения (рис. 190). По этой диаграмме (называемой С-образной) можно определить примерную структуру, получаемую при охлаждении с разной скоростью.

2. СТРУКТУРА СТАЛИ ПОСЛЕ ОТПУСКА

Низкий отпуск закаленной стали (с нагревом до 200—250° С) не вызывает заметных изменений в структуре, наблюдаемой в микроскопе. Происходящее при низком отпуске резкое уменьшение кон-

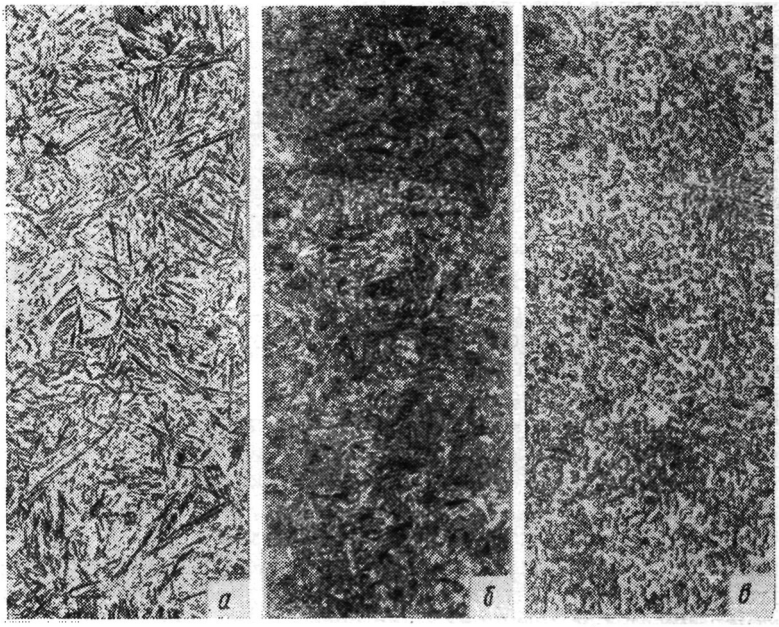


Рис. 191. Структура отпущенной стали (0,6% С), ×500:
а — мартенсит отпуска; *б* — троостит; *в* — сорбит

центрации углерода в мартенсите, вызывающее уменьшение тетрагональности его решетки и выделение мельчайших частиц карбида (цементита), наблюдается только рентгеноструктурным анализом. Микрошлифы после низкого отпуска обладают лишь более интенсивной травимостью и кристаллы (иглы) мартенсита отпущенной стали кажутся более темными, чем в закаленной стали, не подвергавшейся отпуску (рис. 191, *а*).

Отпуск с более высоким нагревом (350—400° С), усиливая процессы диффузии и коагуляции, вызывает распад мартенсита и образование троостита; отпуск 400—500° С вызывает образование троостосорбита, а отпуск 500—600° С — образование сорбита [1].

Кристаллики карбидов в троостите и сорбите отпуска имеют зернистую форму.

Строение троостита отпуска (рис. 191, *б*), как и троостита закалки, вследствие значительной дисперсности образовавшихся частиц феррита и цементита плохо выявляется при микроанализе; троостит наблюдается в виде сильно травящихся темных образований.

Сорбит отпуска выявляется отчетливее (рис. 191, *в*).

Более высокий отпуск (с нагревом от 650° С до Ac_1) приближает структуру к равновесной; образуется перлит и обособляется избыточный феррит (в доэвтектоидной стали). Перлит приобретает все менее дисперсное строение, похожее на строение зернистого перлита отожженной стали.

3. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

Лабораторные работы предусматривают просмотр типичных структур стали в закаленном и отпущенном состояниях. Шлифы для микроанализа должны быть приготовлены лабораторией. Их просматривают при увеличении в 500—600 раз. Каждый студент выполняет одну из приводимых задач. Для ее выполнения необходимо:

а) просмотреть и зарисовать структуру, видимую в микроскопе;

б) характеризовать структуру и ее фазовый состав;

в) ответить на последний вопрос задачи об условиях термической обработки (или свойствах стали в неравновесном состоянии).

№ 189. Провести микроанализ и зарисовать структуру двух образцов углеродистой конструкционной стали твердостью *НВ* 150 (отожженная сталь) и *HRC* 60.

Характеризовать микроструктуру стали каждого из образцов, определить содержание углерода и указать область применения этой стали в промышленности.

Привести режим термической обработки, обеспечивающий получение твердости *HRC* 60, и объяснить, является ли этот вид термической обработки окончательным или следует рекомендовать дополнительную термическую обработку (и какую именно).

№ 190. Провести микроанализ и зарисовать структуру двух образцов углеродистой стали 45. Первый образец имеет твердость *HRC* 50, второй *HRC* 30.

Характеризовать микроструктуру стали этих образцов, рекомендовать режим термической обработки для получения соответствующих микроструктуры и твердости и указать, в каких примерно

[1] В стали, закаленной с высоких температур и получившей мартенсит крупноигольчатого строения, троостит и сорбит отпуска могут сохранять игольчатую ориентировку.

сечениях детали (цилиндрического образца) стали 45 можно получить такую структуру.

№ 191. Провести микроанализ и зарисовать структуру двух образцов углеродистой стали одного и того же химического состава; первый образец имеет твердость *HRC* 30 и второй образец *HB* 150 (отожженное состояние).

Характеризовать микроструктуру стали этих образцов, указать примерный химический состав, рекомендовать режим термической обработки для получения твердости *HRC* 30, привести механические свойства, соответствующие этой твердости, и назначение такой стали в промышленности.

№ 192. Провести микроанализ двух образцов среднеуглеродистой стали (0,5%С) после закалки с нагревом одного образца до 820° С; другого — до 920° С.

Зарисовать микроструктуру и объяснить, в каком образце сталь обладает большей хрупкостью. Рекомендовать режим закалки для стали с 0,5%С и температуру последующего отпуска, если из этой стали изготавливают валы.

№ 193. Провести микроанализа двух образцов закаленной доэвтектоидной углеродистой стали с 0,4% С, нагретых при закалке соответственно до 770 и до 830° С.

Зарисовать микроструктуру, характеризовать наблюдаемые структурные составляющие и указать на основании диаграммы железо—углерод, в чем заключается различие в структуре обоих образцов.

Объяснить, у какого образца твердость больше.

№ 194. Провести микроанализ образцов диаметром 25 мм из углеродистой стали после закалки с охлаждением в воде и легированной стали (например, хромоникелевой или хромомарганцевой или хромомарганцевокремнистой) с одинаковым содержанием углерода после закалки с охлаждением в масле. Определить изменение микроструктуры и измерить твердость по сечению образцов *.

Указать, в какой из исследованных сталей закалка значительнее изменила свойства по сечению образца.

№ 195. Провести микроанализ и измерить твердость двух образцов углеродистой и двух образцов легированной стали с одинаковым содержанием углерода, закаленных в воде и закаленных в масле.

Рекомендовать условия охлаждения при закалке углеродистой и легированной стали и объяснить причины, позволяющие охлаждать при закалке легированную сталь в масле.

№ 196. Провести микроанализ двух образцов закаленной углеродистой стали с 0,8—0,9%С; один из образцов после закалки был отпущен при 200° С.

Зарисовать микроструктуру и объяснить, в чем заключается различие в структуре закаленной и низкоотпущенной стали.

---

* Образцы диаметром 25 мм и высотой 50 мм после закалки разрезаны по половине высоты абразивным кругом.

Объяснить назначение низкого отпуска этой стали и указать область ее применения в технике.

№ 197. Провести микроанализ и зарисовать структуру двух образцов (шлифов) углеродистой стали 65, имеющей твердость в одном образце *НВ* 170, в другом *HRC* 64.

Характеризовать структуру стали каждого из образцов, рекомендовать режим термической обработки для получения твердости *HRC* 45—48; указать свойства, которые имеет сталь 65 при твердости около *HRC*45, и назначение такой обработки в промышленности.

ГЛАВА XV

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Получение неравновесной структуры в результате термической обработки значительно изменяет многие свойства и особенно механические. В лабораторных работах предусмотрено изучение влияния термической обработки на прочность и вязкость, значения которых во многом определяют поведение деталей в эксплуатации.

1. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ ПО ЗАКАЛКЕ И ОТПУСКУ СТАЛИ

Влияние термической обработки на механические свойства можно изучать на стандартных образцах, испытываемых на растяжение, и на ударных образцах с надрезом, испытываемых на копре (см. гл. VI и рис. 91).

Для выполнения большинства приведенных лабораторных работ удобно применять простые по форме и изготовлению ударные образцы. При выполнении работ по более широкой программе испытания проводят и на растяжение.

Образцы рекомендуется изготавливать из конструкционной углеродистой стали с 0,4—0,5%С или легированной с 0,30—0,50%С. Влияние закалки и отпуска на механические свойства таких сталей особенно значительно. После закалки они получают высокую твердость и низкую ударную вязкость, а после отпуска 500—650° С — высокую—вязкость.

В готовых деталях большого сечения механические свойства могут быть ниже, если сталь, выбранная для испытаний, не обладает значительной прокаливаемостью.

Лабораторные работы распределены на отдельные индивидуальные задания, в которых указан один режим закалки или отпуска. Каждый студент выполняет одно задание по закалке и одно по отпуску. Отчет о работе представляется на основании суммирования: а) результатов, полученных при выполнении индивидуального задания; б) результатов, полученных другими студентами, которые выполняли задания по той же лабораторной работе. Таким образом, в отчете каждого студента должны быть:

1) диаграмма, показывающая изменение механических свойств, в том числе и твердости, в зависимости от изменения температуры закалки и условий охлаждения (для работы по закалке стали) или от изменения температуры отпуска (для работы по отпуску стали);

2) описание изменений, происходящих (в зависимости от тех же факторов) в структуре и изломе стали;

3) ответы на дополнительные вопросы.

Работа выполняется в следующей последовательности:

а) на одном или двух образцах (из выделенных для выполнения всей задачи) измеряют твердость в исходном состоянии; измерения

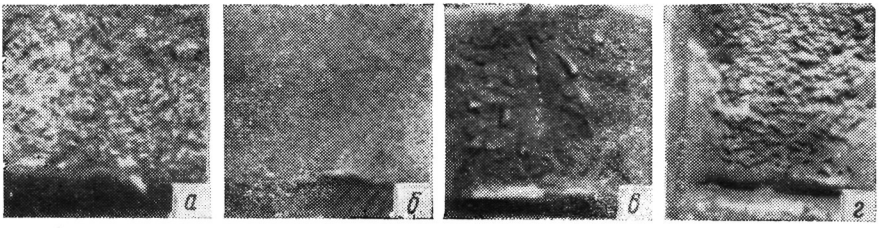


Рис. 192. Излом углеродистой стали (0,5% С) в зависимости от термической обработки. × 3: *а* — отожженная; *б* — закаленная; *в* — закаленная и отпущенная при 450° С; *г* — закаленная и отпущенная при 550° С

выполняются по Роквеллу шариком (по шкале *B*); полученный результат пересчитывается на числа Бринелля;

б) образцы нагревают в печи [1] в том же порядке, как было указано (с. 267); охлаждение при закалке выполняют по режиму, приведенному в каждой индивидуальной задаче, а охлаждение при отпуске — на воздухе;

в) после охлаждения слегка зачищают образцы абразивной бумагой (до получения металлического блеска);

г) измеряют твердость по Роквеллу (шкала *C*); полученные значения пересчитывают на числа Бринелля; измерять следует на участке образца, прилегающем к торцу (а не на участке, близком к надрезу);

д) испытания ударных образцов выполняют на копре и определяют значения вязкости, как указано в гл. VI;

е) изучают вид излома.

Определение вида, формы и цвета излома позволяет характеризовать многие особенности строения и обработки металла (см. гл. II). На рис. 192 приведены типичные виды излома стали.

Отожженная доэвтектоидная углеродистая сталь с крупными выделениями избыточного феррита имеет крупнозернистый излом

[1] Для защиты от окисления лучше нагревать образцы для закалки в расплавленной соли. Для отпуска образцы можно нагревать в печи, поскольку температура отпуска не превышает 650° С. При нагреве в печи целесообразно в месте надреза плотно закладывать асбест.

со сравнительно ровными краями. У легированной стали в изломе более мелкое зерно и по форме он менее ровный.

Нормально *закаленная сталь* со структурой мартенсита имеет волокнистый, светлый и ровный излом и низкую вязкость. При перегреве излом становится зернистым.

Излом закаленной и *низкоотпущенной* стали (до 300—350° С) почти не отличается от излома закаленной стали; вязкость возрастает еще мало. После более высокого отпуска, повышающего вязкость, излом становится с выступами (чашечкой) и приобретает матово-серый цвет.

№ 198. Закалка стали. Определить влияние температуры нагрева и скорости охлаждения при закалке на структуру, твердость и ударную вязкость конструкционной углеродистой стали.

Твердость, вязкость и вид излома стали определить в исходном (отожженном) состоянии, а также после термической обработки.

Начертить (схематически) *С*-образную диаграмму углеродистой стали, показать на ней линии, соответствующие возможной скорости охлаждения поверхностных слоев или небольших образцов (до 10 мм) при изменении охлаждающей среды (вода, масло, воздух) и указать, по данным об изменении твердости, предполагаемую структуру, которую сталь получила в поверхностном слое образца.

На основании этих данных и диаграммы объяснить, какой фактор (скорость охлаждения или температура нагрева выше точки Ac_3) более интенсивно влияет на получение в углеродистой стали структуры мартенсита и высокой твердости.

Образцы нагревать до температур: Ac_3; $Ac_3 + 30$; $Ac_3 + 90$; $Ac_3 - 30°$ С и охлаждать с этих температур в воде, масле и на воздухе.

№ 199. Отпуск стали. Определить влияние температуры, продолжительности отпуска на структуру, твердость и ударную вязкость закаленной углеродистой стали.

На основании результатов опыта построить диаграммы в координатах изучаемое свойство (твердость, ударная вязкость) — температура отпуска. На этой же диаграмме качественно показать, в каком направлении изменяются при отпуске предел прочности и относительное удлинение.

Указать получающуюся микроструктуру и дать характеристику излому стали после отпуска по каждому заданному режиму.

Объяснить, почему свойства и структура стали зависят не только от температуры отпуска, но также и от выдержки при отпуске, если выдержка увеличивается с 20 до 60 мин.

Отпуск проводить с нагревом до температур 200, 300, 400, 500, 600, 650° С и с выдержкой при этих температурах 20, 30 60 мин.

№ 200. Изотермическая закалка. Сравнить влияние закалки с охлаждением в масле и ступенчатой закалки на механические свойства легированной конструкционной стали.

Образцы легированной стали (30ХГСА) подвергнуть термической обработке по режимам:

1) закалка с нагревом 800—900° С, охлаждение в масле;

2) закалка с нагревом 860—900° С, охлаждение в селитровой ванне [1] при 280—310° С, 30 мин и затем на воздухе;

3) закалка с нагревом 880—900° С, охлаждение в масле, затем отпуск при 280—310° С в течение часа.

Определить σ_b, $\sigma_т$, δ, ψ, твердость и ударную вязкость образцов после термической обработки по заданным режимам.

Указать, при каком из режимов обеспечиваются более высокие механические свойства, т. е. сочетание высокой прочности и вязкости, и объяснить полученный результат.

2. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ ПО ЗАКАЛКЕ СТАЛИ С ИНДУКЦИОННЫМ НАГРЕВОМ

Приведенные работы выполняют на высокочастотных закалочных установках. Образцы следует нагревать способом одновременной закалки, при которой сразу нагревается вся поверхность стали.

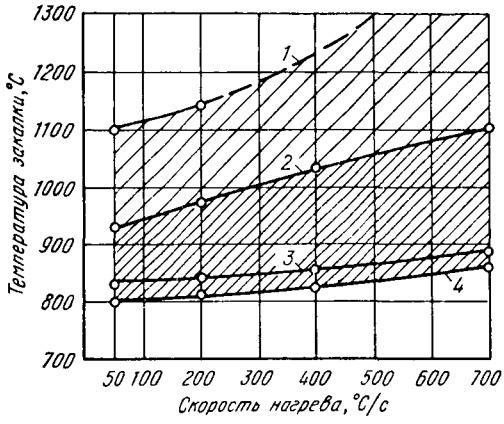


Рис. 193. Диаграмма для определения режимов высокочастотной закалки стали 45 (И. Н. Кидин):

1, 2 и 4 — HRC 61—63; *3 — HRC* 64

Образцы можно изготавливать из конструкционной стали 45 (или 50, 55), получающей высокую твердость в закаленном состоянии, и из инструментальной стали У11 (или У12, 9ХС).

Лучше применять образцы цилиндрической формы диаметром 8—10 мм и длиной 50 мм (при нагреве образцов квадратного или прямоугольного сечения углы образцов нагреваются до более высокой температуры по сравнению с остальной частью поверхности). В зависимости от формы и размеров образцов изготавливают индуктор для нагрева.

Свойства, которые получает сталь в результате индукционного нагрева (при постоянной частоте тока), определяются температурой и скоростью нагрева в области фазовых превращений. Это видно из диаграмм, построенных для определения режимов высокочастотной закалки (рис. 193).

Нагрев до очень высоких температур, несмотря на его кратковременность, вызывает значительный рост зерна и ухудшает свойства стали, подобно тому, как это происходит при нагреве в печи или в соли.

Определение режима высокочастотной закалки по продолжительности нагрева является недостаточно правильным. При температу-

[1] Состав ванны: 45% KNO_3 + 55% $NaNO_2$.

рах ниже точки Кюри нагрев происходит за счет теплового воздействия индуктированного тока и за счет потерь на гистерезис, тогда как при температурах выше точки Кюри — только за счет теплового воздействия тока.

Переход стали из ферромагнитного в парамагнитное состояние и рост электросопротивления в поверхностном слое вызывают распространение индуктированного тока и выделение тепла в нижележащих менее нагретых слоях. Поэтому при переходе через точку Кюри уменьшаются удельная мощность тока и скорость нагрева; одновременно возрастает глубина проникновения тока и толщина нагреваемого слоя (для углеродистой стали в 8—20 раз). Таким образом, продолжительность нагрева до точки Кюри и продолжительность нагрева выше этой температуры неодинаковы.

Поэтому для правильного выполнения высокочастотной закалки необходимо точно определить температуру нагрева и его продолжительность в зависимости от скорости нагрева в области фазовых превращений (выше точки Кюри) и ниже этой температуры. Определение этих главных параметров индукционного нагрева требует специальной контрольно-измерительной аппаратуры (или расчета скорости нагрева).

Условия нагрева зависят также от подводимой мощности, частоты тока, состава стали и величины зазора между индуктором и нагреваемым образцом. В процессе выполнения работы следует оставлять эти факторы постоянными. Величину зазора между индуктором и образцом можно принять равной 1 мм.

№ 201. Закалить с индукционного нагрева образцы стали 45 с различной продолжительностью нагрева в течение 2, 4, 6, 8 с.

После охлаждения измерить твердость с поверхности и построить график изменения твердости в зависимости от продолжительности нагрева; просмотреть излом образцов и указать по виду излома, как изменяется толщина закаленного слоя в зависимости от продолжительности индукционного нагрева.

Примечания: 1. Для измерения твердости на поверхности следует после закалки сделать небольшую площадку по образующей; толщина снимаемого слоя не должна превышать 1 мм.

2. Для излома следует после закалки сделать шлифовальным камнем посередине длины образца надрез глубиной 2—3 мм, а затем разрушить образец.

Характеризовать вид и толщину излома, как указано на с. 280.

№ 202. Закалить с индукционного нагрева образцы стали У11 в течение 2, 4, 6, 8 с.

После охлаждения измерить твердость на поверхности (как указано в задаче № 201) и построить график изменения твердости в зависимости от продолжительности нагрева.

Объяснить полученный ход кривых изменения твердости.

ГЛАВА XVI

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

1. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Лабораторные работы предусматривают изучение сталей для режущих инструментов как более типичных для большой группы инструментальных сталей. Эти стали широко применяют в промышленности. Основные марки сталей и сплавов, применяемых для режущих инструментов, приведены в табл. 33.

Углеродистые и легированные инструментальные стали сравнительно мало различаются по твердости, износостойкости и режущим свойствам. Все эти стали после закалки и низкого отпуска при 150—200° С имеют высокую твердость (*HRC* 60—64).

Для получения мартенситной структуры и высокой твердости углеродистые стали (в инструментах диаметром более 10 мм) необходимо закаливать в воде. Такое резкое охлаждение создает повышенные напряжения и усиливает деформацию.

Легированные стали принимают закалку в масле или в расплавленных солях (по способу ступенчатой закалки) и в закаленном состоянии имеют меньшие напряжения и деформацию. Кроме того, легированные стали прокаливаются на большую глубину, чем углеродистые. Поэтому легированные стали применяют для изготовления инструментов более сложной формы и больших размеров.

Углеродистые и легированные стали сохраняют мартенситную структуру и высокую твердость при нагреве примерно до 200° С. При более высоком нагреве значительно усиливается коагуляция выделяющихся из мартенсита карбидных частиц и распад мартенсита, что понижает твердость и износостойкость. Эти стали применяют для резания с небольшой скоростью, т. е. когда не происходит сильного разогрева режущей кромки.

Быстрорежущие стали получают после закалки и отпуска (при 550—600° С) такую же высокую твердость (*HRC* 63—65). Однако они обладают теплостойкостью, сохраняя мартенситную структуру, высокую твердость и износостойкость до 600—625° С. Поэтому быстрорежущие стали имеют значительно более высокие режущие свойства и их применяют для обработки материалов с большой скоростью резания и металлов повышенной твердости (прочности).

Чем выше температура нагрева, до которой быстрорежущая сталь сохраняет высокую твердость, т. е. чем выше теплостойкость, тем лучше, как правило, ее режущие свойства.

Теплостойкость быстрорежущей стали обусловлена ролью легирующих элементов: вольфрама, молибдена, ванадия и хрома, переведенных в твердый раствор при закалке. Эти элементы выделяются из мартенсита при повышенных температурах (500—600° С), и образуемые ими карбиды мало коагулируют при этих температурах.

Выделение этих карбидов протекает в очень дисперсной форме; это повышает твердость быстрорежущих сталей по сравнению с по-

лучаемой после закалки или отпуска при более низкой температуре. Этот процесс, называемый дисперсионным твердением, создает так называемую вторичную твердость быстрорежущей стали.

В отожженной быстрорежущей стали легирующие элементы присутствуют главным образом в карбидах. Для создания теплостойкости необходимо перевести в твердый раствор возможно больше вольфрама, молибдена, хрома и ванадия. Это достигается растворением сложных карбидов вольфрама (молибдена), но только при высоком нагреве (1150—1300° С), для закалки. С повышением температуры нагрева возрастает количество растворяющихся карбидов, а следовательно, теплостойкость.

Даже очень высокий нагрев сохраняет нерастворенными часть карбидов, главным образом первичных, выделившихся из жидкости при кристаллизации слитка. Эти избыточные карбиды задерживают рост зерна аустенита, что позволяет сохранить в быстрорежущей стали очень высокую прочность, значительно превышающую прочность обрабатываемого материала.

Твердые сплавы, составленные из карбидов вольфрама и кобальта или из карбидов вольфрама, карбидов титана и кобальта, значительно превосходят быстрорежущие стали в твердости, износостойкости и теплостойкости. Твердость [1] их *HRA* 88—90 (*HRC* 72—74). Твердые сплавы сохраняют высокую твердость при нагреве до 900—1000° С. Их применяют для резания с повышенной скоростью и для обработки твердых материалов. Твердые сплавы не изменяют своей твердости в результате тепловой обработки; невозможность понизить их твердость значительно затрудняет изготовление из них инструментов сложной формы (например, фрез и т. п.). Кроме того, твердые сплавы обладают повышенной хрупкостью по сравнению с быстрорежущей сталью.

Определение теплостойкости в сочетании с исследованием микроструктуры позволяет выявить влияние легирующих элементов и наиболее характерные свойства инструментальных сталей. Вместе с тем подобные испытания легко выполнимы в лаборатории [2].

2. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

В каждой работе предусмотрены термическая обработка и сравнение свойств стали двух разных составов или стали одного состава, но подвергнутой закалке или отпуску по разным режимам. Закалку и нормальный отпуск образцов проводит лаборатория.

Наименьшая сторона образцов углеродистой стали не должна превышать 10—12 мм для получения сквозной прокаливаемости по сечению.

---

[1] Твердые сплавы измеряют вдавливанием алмазного конуса с нагрузкой 60 кгс (а не 150 кгс для предохранения алмаза от выкрашивания).

[2] В промышленности теплостойкость определяют в результате нагрева в течение 4 ч до высоких температур (575—650° С). При проведении учебных занятий определение теплостойкости, как это рекомендуется в задачах, можно ограничить нагревом в течение 1—2 ч.

До одной из температур (лучше средней температуры), указанных в задаче, рекомендуется нагревать по два образца, а до остальных температур — по одному образцу стали каждой марки (или каждого режима обработки).

Нагрев проводят в электрической печи или в соляной ванне. Для всех образцов следует применять одинаковую продолжительность выдержки (40—60 мин). Образцы для разных работ, нагреваемые, согласно заданию, до одинаковой температуры, можно закладывать вместе в одну печь.

Лабораторную работу выполнять в последовательности:

1) измерить предварительно твердость не менее чем одного образца каждой марки (или партии) в исходном состоянии, т. е. после закалки или после закалки и отпуска. После выполнения обработки, предусмотренной задачей, вновь измерить твердость каждого образца. Измерение надо проводить по Роквеллу (шкала *С*), а образцов твердого сплава — по шкале *А* (т. е. с нагрузкой 60 кгс) с переводом полученных значений на шкалу *С* (см. с. 177);

2) просмотреть при увеличении в 300—500 раз и зарисовать микроструктуры образцов стали двух марок, указанных в задаче, после закалки и отпуска. Шлифы заранее должны быть изготовлены лабораторией.

Отчет по работе должен содержать:

характеристику сплава в исходном состоянии: марка стали (или твердого сплава), химический состав, твердость, микроструктура в виде зарисовки и описания, состояние стали (после отжига, закалки и т. д.);

график, характеризующий результаты испытаний, в координатах твердость—температура нагрева;

заключение: если был исследован режим отпуска, то в заключении должны быть рекомендованы оптимальные температуры отпуска; если была проверена теплостойкость стали двух марок, то следует дать сравнительное сопоставление теплостойкости и рекомендовать область применения стали каждой марки и т. д.

Для студентов специальностей, по которым металловедение изучается по расширенной программе, предусмотрено выполнение дополнительного задания по измерению намагниченности насыщения и определению количества остаточного аустенита в структуре быстрорежущей стали (после закалки и после отпуска).

Дополнительные задания даны в задачах № 203 и 214—216. Для выполнения этих заданий студенты должны предварительно ознакомиться с материалом гл. V, п. 2.

Образцы для измерения магнитного насыщения (и твердости) целесообразно выбирать квадратного сечения (лучше 10×10 мм) и длиной 40—55 мм.

Задачи

№ 203. Определить влияние температуры закалки на теплостойкость быстрорежущей стали Р18.

Материалы для исследования: образцы стали Р18, закаленные с 1300° С, и образцы этой же стали, закаленные с 1200° С (охлажде-

ние в масле); после закалки все образцы прошли двукратный отпуск с нагревом до 560° С (в течение часа).

Образцы нагревать до 560, 600, 650° С.

Дополнительное задание. Измерить намагниченность насыщения образцов: непосредственно после закалки; после двукратного отпуска при 560° С и после дальнейшего отпуска при 600° С. На основании полученных данных определить количество остаточного аустенита в стали после закалки и после двукратного отпуска при 560° С. В качестве эталона для расчета принять образцы, отпущенные при 560° С (2 раза) и затем дополнительно отпущенные при 600° С.

Намагниченность насыщения измерить баллистическим методом (см. с. 123).

№ 204. Сравнить устойчивость против нагрева (теплостойкость) быстрорежущей стали Р12 и легированной стали Х, имеющих одинаковую высокую твердость (*HRC* 63—64) после термической обработки.

Материал для исследования: образцы стали Р12 и стали Х, обработанные по оптимальным режимам (закалка с 1240° С и трехкратный отпуск при 560° С для стали Р12; закалка с 850° С и отпуск 150° С для стали Х).

Образцы для исследования нагревать до 300, 500 и 600° С.

№ 205. Многие режущие инструменты изготовляют из более рационально легированной быстрорежущей стали марки Р12 (содержащей 12% дорогого вольфрама) вместо стали Р18, легированной вольфрамом в количестве 18%.

Сравнить теплостойкость этих двух сталей.

Материал для исследования: образцы сталей Р12 и Р18, закаленные с оптимальных температур для этих сталей (с 1250° для стали Р12 и 1280° для стали Р18) и отпущенные 560° С три раза.

Образцы для исследования нагревать до 580, 600 и 620° С.

№ 206. Для режущих инструментов широко применяют вольфрамомолибденовые быстрорежущие стали, имеющие более высокие механические свойства по сравнению с вольфрамовыми.

Сравнить теплостойкость вольфрамомолибденовой стали Р6М5 и вольфрамовой стали Р12 (состав и назначение сталей указаны в табл. 33).

Материал для исследования: образцы сталей Р6М5 и Р12, закаленные с оптимальных температур (1225° С для стали Р6М5 и 1240° С для стали Р12) и отпущенные 3 раза при 550—560° С.

Образцы для исследования нагревать до 580, 600 и 620° С.

№ 207. Для обработки более твердых материалов применяют быстрорежущие стали повышенной теплостойкости, дополнительно легированные для этой цели кобальтом.

Сравнить теплостойкость стали Р12 и стали Р12Ф4К5 (состав и назначение сталей указаны в табл. 33).

Материал для исследования: образцы сталей Р12 и Р12Ф4К5, закаленные с оптимальных температур (1240°) и отпущенные при 560° С три раза.

Образцы для исследования нагревать до 600, 620 и 640° С.

№ 208. Для обработки сравнительно твердых материалов, в частности конструкционных сталей повышенной твердости (*HRC* 35—45)

и жаропрочных сплавов, применяют новые быстрорежущие стали, имеющие более высокие твердость (до *HRC* 69—70) и теплостойкость.

Сравнить теплостойкость вольфрамомолибденовой стали Р6М5 и кобальтовой стали Р8М3К6С (состав и назначение этих сталей указаны в табл. 33).

Материал для исследования: образцы сталей Р6М5 и Р8М3К6С, закаленные с оптимальных температур (1225 и 1235° С соответственно) и отпущенные при 550° С три раза.

Образцы для исследования нагревать до 600, 625 и 650° С.

№ 209. Сравнить теплостойкость наиболее твердой и устойчивой против нагрева быстрорежущей стали Р8М3К6С и твердого сплава (например, марки ВК8). Состав и назначение этих материалов указаны в табл. 33 и 51.

Материал для исследования: образцы стали Р8М3К6С, закаленные с оптимальной температуры (1235°) и отпущенные при 550° С три раза и образцы твердого сплава после спекания.

Образцы для исследования нагревать до 650, 700 и 750° С. Твердость твердого сплава измерять по Роквеллу с нагрузкой 60 кгс.

№ 210. Определить влияние температуры закалки на теплостойкость быстрорежущей стали Р12.

Материал для исследования: образцы стали Р12, нагревавшиеся при закалке до 1240° С, и образцы этой же стали, нагревавшиеся при закалке до 1150° С. После закалки все образцы прошли двукратный отпуск с нагревом до 560° С.

Образцы для исследования нагревать до 560, 600, 650° С.

№ 211. Сравнить устойчивость против отпуска (теплостойкость) быстрорежущей стали Р12 и углеродистой стали У10.

Материал для исследования: образцы стали Р12 после закалки (нагрев 1240° С) и двукратного отпуска при 560° С; образцы стали У10 после закалки (нагрев до 800° С) и отпуска при 150° С.

Образцы для исследования нагревать до 300, 500, 600° С.

№ 212. Определить, какой легирующий карбидообразующий элемент — вольфрам (с добавками хрома и ванадия) или хром более эффективно повышает теплостойкость стали. Для этого сравнить теплостойкость быстрорежущей стали Р12 и высокохромистой стали Х12Ф1.

Материал для исследования: образцы стали Р12 после закалки (нагрев до 1240° С) и двукратного отпуска при 560° С; образцы стали Х12Ф1 после закалки (нагрев до 1125° С) двукратного отпуска при 475° С.

Образцы для исследования нагревать до 300, 500, 600° С.

№ 213. Сравнить теплостойкость быстрорежущей стали Р12 и твердого сплава (например, марки ВК8 с содержанием 92%WC и 8% Со).

Материал для исследования: образцы стали Р12 после закалки (нагрев до 1240° С) и двукратного отпуска при 560° С; образцы твердого сплава в состоянии поставки (после спекания).

Образцы для исследования нагревать до 600, 700, 775° С. Твердость для твердого сплава измерять по Роквеллу с нагрузкой 60 кгс.

№ 214. Определить оптимальную температуру отпуска быстрорежущей стали Р18.

Материал для исследования: образцы стали Р18 после закалки (нагрев до 1280° С).

Образцы нагревать до 300, 500, 560, 600° С два раза по 40 мин.

Дополнительное задание. Измерить намагниченность насыщения образцов после закалки и после отпуска баллистическим методом (см. с. 123). На основании полученных данных показать изменение магнитного насыщения в координатах магнитное насыщение — температура отпуска и определить количество остаточного аустенита в стали после закалки и после отпуска при 550° С. В качестве эталона принять образец, отпущенный при 600° С.

№ 215. Определить оптимальную температуру отпуска быстрорежущей стали Р12.

Материал для исследования: образцы стали Р12 после закалки (нагрев до 1240° С).

Образцы нагревать до 300, 500, 560, 600, 650° С два раза по 40 мин.

Дополнительное задание. Измерить намагниченность насыщения образцов после закалки и после отпуска баллистическим методом (см. с. 123). На основании полученных данных показать изменение намагниченности насыщения в координатах магнитное насыщение — температура отпуска и определить количество остаточного аустенита в стали после закалки и отпуска при 560° С. В качестве эталона принять образец, отпущенный при 560° С два раза, а затем дополнительно при 600° С.

№ 216. Определить, в каком состоянии быстрорежущая и углеродистая инструментальная стали обладают высокой твердостью: после нормальной закалки или после отпуска.

Материал для исследования: образцы стали Р18 после закалки (нагрев до 1300° С); образцы стали У12 после закалки (нагрев до 780° С).

Измерить твердость образцов после закалки, а затем нагреть их до 200, 300, 500, 600° С и вновь измерить твердость после нагрева.

Дополнительное задание. Измерить намагниченность насыщения образцов быстрорежущей стали до отпуска и после отпуска баллистическим методом (см. с. 123). На основании полученных данных показать изменение магнитного насыщения быстрорежущей стали в координатах намагниченность насыщения — температура отпуска и определить количество остаточного аустенита в стали Р18 после закалки и после отпуска при 560° С. В качестве эталона принять образец, отпущенный при 560° С два раза, а затем дополнительно при 600° С.

ГЛАВА XVII

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛЕЙ

1. СПОСОБЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Под прокаливаемостью понимают способность стали получать в результате закалки структуру мартенсита или троостит-мартенсита, а следовательно, и высокую твердость на ту или иную глубину по сечению детали (образца).

Толщину закаленного поверхностного слоя удобнее определять измерением твердости, чем микроанализом. Эти определения не-

сколько отличаются для конструкционных и для более твердых инструментальных сталей.

У конструкционных сталей наличие наряду с основной мартенситной структурой некоторого количества троостита (до 10—20%) мало изменяет твердость и поэтому затрудняет определение толщины слоя с чисто мартенситной структурой. Удобно определять прокаливаемость по толщине слоя, имеющего мартенситную и полумартенситную структуру, т. е. структуру с 50% мартенсита и 50% троостита (резкое снижение твердости наступает, если количество мартенсита оказывается ниже 50%). Кроме того, полумартенситный слой легко определяется при микроанализе.

Твердость мартенсита и троостита определяется главным образом содержанием углерода и в меньшей степени зависит от присутствия легирующих элементов. Поэтому твердость полумартенситного слоя может быть заранее известна, если известно содержание углерода в изучаемой стали (табл. 16).

Таблица 16

ТВЕРДОСТЬ СЛОЯ СО СТРУКТУРОЙ 50% МАРТЕНСИТА И 50% ТРООСТИТА

Содержание углерода, %	Твердость *HRC* сталей		Содержание углерода, %	Твердость *HRC* сталей	
	углеродистой	легированной		углеродистой	легированной
0,08—0,17	—	25	0,33—0,42	40	45
0,18—0,22	25	30	0,43—0,52	45	50
0,23—0,27	30	35	0,53—0,62	50	55
0,28—0,32	35	40			

У инструментальных заэвтектоидных сталей в закаленном состоянии твердость полумартенситной зоны не определяется содержанием углерода. У высокоуглеродистых сталей наряду с мартенситом сохраняется также остаточный аустенит, количество которого может значительно изменяться в зависимости от состава стали и условий выполнения закалки. Присутствие более мягкой составляющей — аустенита — при наличии даже небольших количеств троостита заметно снижает твердость (часто ниже пределов, допускаемых у многих инструментов). Кроме того, содержание углерода в мартенсите (аустените) сталей, сохраняющих избыточные карбиды, меньше его общего содержания в стали. Наконец, полумартенситная зона в присутствии остаточного аустенита и при большой дисперсности структуры, характерной для сталей с избыточными карбидами, плохо выявляется в микроскопе. Поэтому прокаливаемость инструментальных сталей характеризуют по толщине закаленного слоя с мартенситной структурой, имеющего у этих сталей высокую твердость: более *HRC* 60.

Прокаливаемость зависит как от химического состава стали — содержания легирующих элементов, концентрации и величины зерен

аустенита, так и от сечения закаливаемой детали и условий выполнения закалки.

Повышение температуры закалки, вызывающее рост зерна аустенита, а у заэвтектоидных сталей и более полное растворение карбидов и насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами, повышает прокаливаемость. Она возрастает также при увеличении скорости охлаждения при закалке.

Свойства деталей во многом зависят от прокаливаемости стали. Для деталей, работающих в условиях повышенных напряжений и значительных динамических нагрузок, необходимо выбирать стали с повышенной прокаливаемостью. Это обеспечит получение на бо́льшую глубину слоя с мартенситной структурой (в закаленном состоянии), а после высокого отпуска — с сорбитной структурой, без участков феррита.

При закалке с нагревом до обычно принятых температур, не вызывающих заметного роста зерна, углеродистые стали прокаливаются полностью в деталях (образцах) сечением до 12—15 мм (при условии охлаждения в воде), тогда как легированные стали в зависимости от химического состава могут прокаливаться в сечении до 50—100 и даже 200—300 мм (при охлаждении в масле). Стали с высоким содержанием легирующих элементов могут получать высокую твердость по сечению даже при еще более медленном охлаждении, например на воздухе.

Во многих случаях необходимо экспериментальное определение прокаливаемости. Существует несколько способов ее определения. Они выбираются в зависимости от предполагаемой прокаливаемости проверяемой стали (ее способности принимать закалку) и сечения образца (детали):

1. Для углеродистых, сталей главным образом инструментальных, прокаливаемость которых определяют в небольших сечениях — диаметром (стороной) до 25—30 мм — применяют следующий более простой способ. Образец квадратного или круглого сечения (длина его должна быть больше толщины или диаметра в 2,5—3 раза) нагревают до температуры закалки, выдерживают для прогрева по сечению, а затем охлаждают в воде или иной среде, влияние которой на прокаливаемость требуется изучить. Охлажденный образец ломают поперек по срединному сечению (разрезать этот образец металлорежущим инструментом затруднительно ввиду высокой твердости закаленного слоя; абразивный круг вызывает значительный разогрев и снижает твердость стали[1]), затем осторожно шлифуют в месте излома и измеряют твердость по диаметру через каждые 2 мм. На основании полученных данных строят диаграмму в координатах твердость — расстояние от центра образца. Соответствующая кривая (рис. 194) характеризует прокаливаемость, но лишь в образцах данного диаметра. Для получения более полной характеристики необходимо повторять определение для образцов разного диаметра

[1] Для получения более ровной поверхности в изломе на образце (по середине длины) после закалки делают надрез абразивным кругом, затем образец ломают.

и охлаждать их в различных средах. Прокаливаемость характеризуют баллами по специальной шкале, составленной для образцов квадратного сечения со стороной 20 мм.

2. Для более глубоко прокаливающихся легированных сталей, принимающих закалку при охлаждении в масле, используют способ торцовой закалки (согласно ГОСТ 5657—69). Прокаливаемость определяют на образцах диаметром 25 мм и длиной 100 мм (рис. 195). Образец имеет с одной стороны заплечик (или кольцевую насадку), позволяющий подвешивать его в вертикальном положении при закалке. На поверхности образца не допускаются обезуглероженный слой и окалина.

Образцы нагревают в ванне с расплавленной солью или в печи. Если нагревают в печи без контролируемой атмосферы, то образец

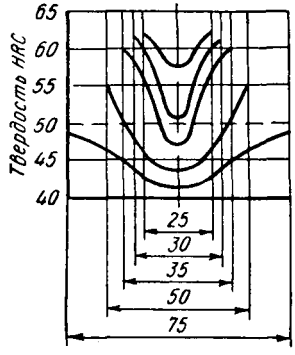


Рис. 194. Распределение твердости по сечению закаленных цилиндрических образцов углеродистой стали (0,7% С) в зависимости от их диаметра, мм (А. П. Гуляев)

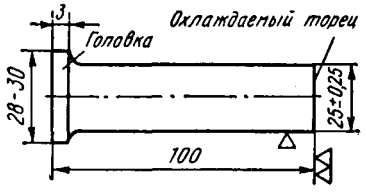


Рис. 195. Форма образца для определения прокаливаемости способом торцовой закалки (ГОСТ 5657—69)

помещают в стальной цилиндрический ящик, в котором он упирается нижним торцом на графитную или угольную пластину (рис. 196).

После выдержки образцы охлаждают в специальной установке, помещаемой на таком расстоянии от печи (ванны), чтобы на время от переноса образца в установку и до начала охлаждения затрачивалось не более 5 с. На рис. 197 приведен вид одной из установок. Нагретый образец помещают в установку, как указано на рис. 197, и включают подачу воды, поступающей под давлением через сопло.

Давление регулируют таким образом, чтобы высота свободной струи была 65 мм (для охлаждения образцов диаметром 25 мм). Расстояние от сопла до нижнего торца охлаждаемого образца должно составлять 12,5 мм, причем струя должна омывать только торец образца. Образец выдерживают под водяной струей до полного охлаждения (не менее 10 мин). Температура воды должна быть в пределах 10—25° С.

В этих условиях скорость охлаждения нижнего торца соответствует скорости охлаждения поверхностного слоя образца в воде (1000 град/с), а охлаждение верхнего торца — скорости охлаждения на воздухе (3—4 град/с). Остальные участки поверхности образца между торцами, т. е. по его длине, охлаждаются с промежуточной скоростью.

Для измерения твердости по длине закаленного образца сошлифовывают (с двух противоположных сторон по диаметру) слой толщиной 0,5 мм. Шлифуют при интенсивном охлаждении.

На образованных в результате шлифования площадках измеряют твердость: согласно ГОСТ, первый замер проводят на расстоянии 3 мм от торца, охлажденного водой, и продолжают по направлению к этому торцу. Первые десять измерений проводят через каждые 3 мм, а остальные — через каждые 1,5 мм. Твердость изме-

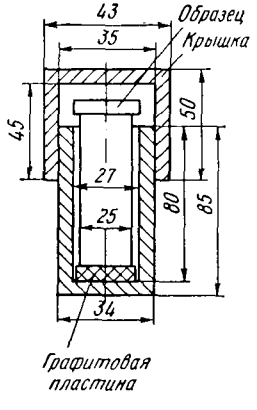


Рис. 196. Схема нагрева образца в печи (без контролируемой атмосферы) для определения прокаливаемости способом торцовой закалки

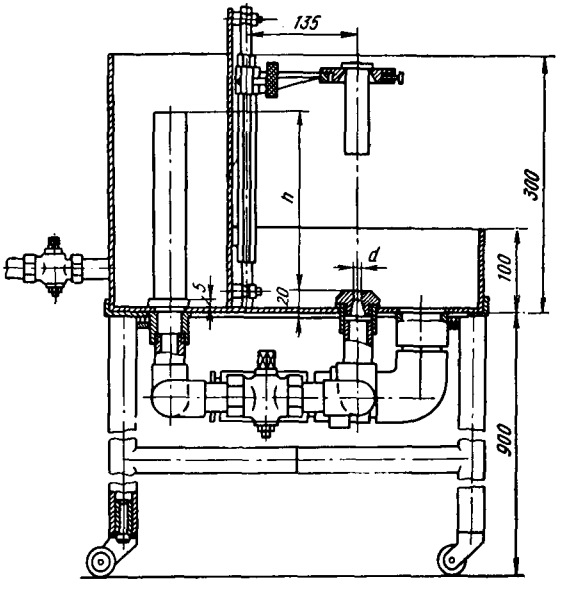


Рис. 197. Установка для торцовой закалки конструкции НАМИ (схема)

ряют (по Роквеллу или Виккерсу) по обеим шлифованным плоскостям и для каждой пары точек, находящихся на одинаковом расстоянии от торца, принимают среднее арифметическое значение.

Результаты испытаний выражают графически или числом прокаливаемости.

Графическое изображение выполняют в координатах твердость — расстояние от охлаждаемого торца; оно дает кривую прокаливаемости. Для характеристики прокаливаемости стали одной марки ее определяют для нескольких плавок и в этом случае строят полосу прокаливаемости (рис. 198). По этим данным и с помощью специальной номограммы (см. рис. 201 и 202) можно определять прокаливаемость образцов (деталей) разного сечения.

Число прокаливаемости по ГОСТ определяется величиной l_c, где l — расстояние от охлаждаемого торца до точки, имеющей твердость слоя с полумартенситной структурой; c — значение этой твердости *HRC*.

Твердость слоя с полумартенситной структурой приведена в табл. 16, а расстояние от охлаждаемого торца до точки, отвечающей этой твердости, определяют по диаграмме прокаливаемости, полученной по данным торцевой закалки. Так, например, для стали 40Х (плавки, результаты исследования которой приведены на рис. 198) значение *c*, т. е. твердость полумартенситного слоя, составляет *HRC*

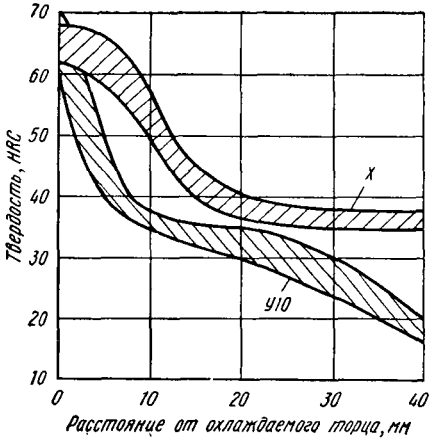


Рис. 198. Полоса прокаливаемости сталей У10 и Х (ШХ15); балл зерна 9—10, закалка с 840° в масле (сталь Х) и с 800° С в воде (сталь У10)

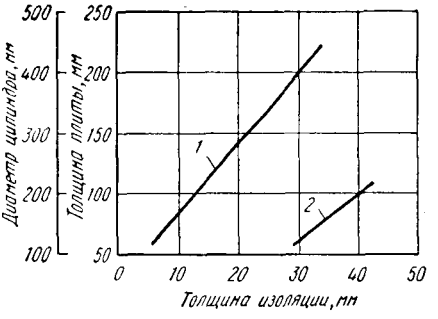


Рис. 199. Толщина изоляционного слоя в зависимости от толщины (диаметра) моделируемого образца и условий охлаждения при закалке (А. Э. Паварас):

1 — в масле; *2* — на воздухе

45, а расстояние l = 10,5 мм. Следовательно, прокаливаемость выражается числом $10{,}5_{45}$.

Этот расчет не позволяет, однако, определять твердость в разных участках закаленного образца. В практических условиях более важно знать твердость в зонах, ближе расположенных к поверхности закаленной детали и получающих более значительные нагрузки, чем сердцевина детали, которая практически не испытывает напряжений от изгиба или кручения.

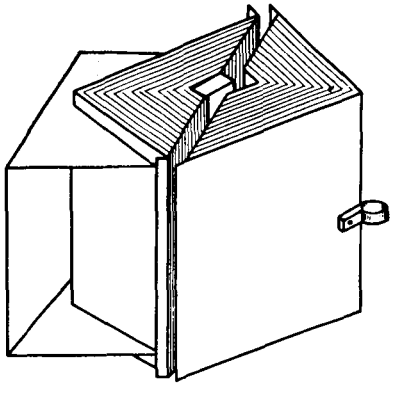


Рис. 200. Приспособление для определения прокаливаемости воздушнозакаливающейся стали (А. Э. Паварас)

Определение прокаливаемости способом торцовой закалки не применимо для стали, закаливающейся на воздухе (главным образом высоколегированной), так как она получает мартенситную структуру и высокую твердость по всей длине образца. Это относится к сталям, для которых расстояние от торца, охлаждаемого водой, до участков с полумартенситной зоной оказывается больше 50 мм.

3. Для определения прокаливаемости сталей, принимающих закалку с охлаждением на воздухе, т. е. прокаливающихся полностью в очень крупных сечениях (диаметром или стороной более 100 мм), применяют метод, основанный на тепловом моделировании и предусматривающий замену массы металла теплоизоляционным слоем, например асбестом. Слой изоляции должен обеспечивать отдачу тепла образцом только через его торцы. Следовательно, скорость

охлаждения изоляции не должна отличаться от скорости охлаждения образца и между изоляцией и образцом не должно быть теплообмена. Поэтому толщину изоляционного слоя устанавливают в зависимости от толщины образца (рис. 199).

Для определения предельной толщины или диаметра детали, прокаливающейся полностью, применяют образцы сечением 20×20 мм или диаметром 20 мм соответственно. Длина такого экспериментального образца должна быть равна толщине или диаметру соответствующей детали; оба торца образца оставляют открытыми.

Листовой асбест, служащий изоляцией, помещают слоями в кожух из окалиностойкой листовой стали толщиной 1 мм. Такое приспособление в виде двух открытых половин (рис. 200) без образца помещают в печь, нагретую до температуры закалки данной стали, и прогревают 1,5—2 ч. Затем до этой же температуры нагревают образец и после выдержки помещают в нагретое приспособление, закрывают его второй половиной и охлаждают на воздухе.

После охлаждения измеряют твердость на одной из граней образца. Получаемое распределение твердости по его длине отвечает распределению твердости в моделируемой детали соответствующего большого сечения.

Этот метод пригоден и для определения прокаливаемости в деталях большей толщины при охлаждении в масле или в воде. В этом случае изменяют толщину изоляции (см. рис. 199), а на торцах образца делают фаски (1×45) и к ним прижимают наконечники для подачи масла или воды.

2. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

Ниже приведены работы двух типов: а) предусматривающие экспериментальное определение прокаливаемости; б) расчетные.

Экспериментальное определение прокаливаемости

Работа выполняется: а) на образцах, разрезанных после закалки на половине длины по сечению — для углеродистых малопрокаливающихся сталей; б) по способу торцовой закалки, как более широко применяемому для легированных сталей, закаливаемых с охлаждением в масле. Каждую задачу для способа торцовой закалки целесообразно выполнять двум студентам.

№ 217. Построить диаграмму прокаливаемости и охарактеризовать влияние хрома на прокаливаемость заэвтектоидной инструментальной стали.

Материал для исследования: цилиндрические образцы диаметром 25 мм из сталей: углеродистой У11А и низколегированной 11Х. После закалки на мелкое зерно (790—800° С для стали У11А и 820—830° С для стали 11Х) с охлаждением в воде образцы были сломаны на середине длины и осторожно шлифованы со стороны излома. Твердость измерить по диаметру через каждые 1,5—2 мм.

№ 218. Построить диаграмму прокаливаемости и указать влияние марганца на прокаливаемость конструкционной стали.

Материал для исследования: цилиндрические образцы диаметром 25 мм из сталей углеродистой 40 и легированной 40Г2. После закалки на мелкое зерно (840—850° С для стали 40 и 830—840° С для стали 40Г2) образцы были сломаны на средине длины и осторожно шлифованы со стороны излома. Твердость измерять по диаметру через каждые 1,5—2 мм.

№ 219. Охарактеризовать влияние температуры закалки на прокаливаемость углеродистой стали У12. Построить диаграмму прокаливаемости и объяснить причины, по которым повышение температуры закалки изменяет прокаливаемость.

Материал для исследования: цилиндрические образцы диаметром 25 мм, закаленные с 790—800° С (первый образец) и с 830—840° С (второй образец) с охлаждением в воде. После закалки образцы были сломаны на середине длины и осторожно шлифованы со стороны излома. Твердость измерять по диаметру через каждые 1,5—2 мм.

№ 220. Охарактеризовать прокаливаемость углеродистой инструментальной стали в зависимости от сечения образца. Построить диаграмму прокаливаемости и указать примерно критический диаметр для исследованной стали.

Материал для исследования: образцы стали У12А диаметром 12 мм и диаметром 25 мм, закаленные на мелкое зерно с 790—800° С с охлаждением в воде. После закалки с охлаждением в воде образцы были сломаны на середине длины и осторожно шлифованы со стороны излома. Твердость измерять по диаметру через каждые 1,5—2 мм.

№ 221. Определить способом торцовой закалки влияние условий охлаждения при закалке стали 45Х для получения мартенситной и полумартенситной структуры (50% мартенсита +50% троостита) на расстоянии 30 мм от поверхности.

Образцы нагревать до 840—850° С и охлаждать: а) в масле; б) в воде.

Расчет сделать по номограмме (см. рис. 201 и 202) для цилиндрического образца с отношением высоты к диаметру $L : D = 10$ (длинный образец) и $L : D = 0{,}25$ — (плоская шайба).

№ 222. Определить способом торцовой закалки температуры нагрева при закалке стали 65Г (с охлаждением в воде) для получения мартенситной и полумартенситной структуры на расстоянии 20 мм от поверхности.

Образцы нагревать: а) до 820—830° С; б) до 860—870° С.

Расчет сделать для цилиндрического образца $L : D = 4$ (по номограмме рис. 201 на стр. 289 и рис. 202).

Объяснить, почему повышение температуры закалки изменяет прокаливаемость.

№ 223. Определить способом торцовой закалки критический диаметр мартенситной и полумартенситной зоны стали 40Х и стали 40ХН при охлаждении в масле. Стали нагревать до 850—860° С.

Расчет сделать для цилиндрического образца ($L : D = 3$) по нономограмме рис. 201 и 202.

Объяснить, почему критический диаметр этих сталей различен.

№ 224. Определить способом торцовой закалки влияние температуры нагрева на критический диаметр стали Х (при охлаждении в масле). Образцы нагревать до 845—855 и 880—890° С.

Расчет сделать для цилиндрического образца ($L : D = 3$) по номограмме рис. 201 и 202.

Объяснить, почему критический диаметр стали Х возрастает в результате повышения температуры закалки.

Расчетные работы для определения прокаливаемости

В этих работах на основании данных о толщине мартенситной и полумартенситной зоны (указанной в приведенных ниже задачах или предварительно экспериментально определяемых по способу торцовой закалки) рассчитывают критический диаметр цилиндрической детали (с различным отношением высоты к диаметру), шара или параллелепипеда для различных условий охлаждения при закалке.

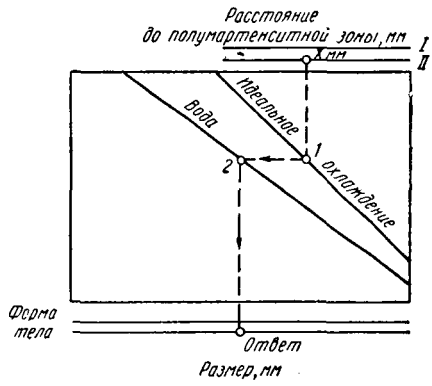


Рис. 202. Схема расчета прокаливаемости по номограмме, приведенной на рис. 201

Для решения задачи используется специальная номограмма[1]. В ее верхней части (рис. 201) даны две шкалы *I* и *II*, характеризующие расстояние от охлаждаемого торца образца. Для определения наибольшего диаметра (называемого критическим) или детали, прокаливающихся полностью по сечению с образованием мартенситной структуры, используют шкалу *II*, а для определения наибольшего диаметра (толщины) для полумартенситной зоны (50% мартенсита и 50% троостита) — шкалу *I*. Схема пользования номограммой приведена на рис. 202. На шкале *I* или соответственно шкале *II* находят расстояние от торца до конца мартенситной и полумартенситной зоны, найденное экспериментально для данной стали. Из этой точки опускают перпендикуляр до пересечения с линией на номограмме (точка *1* на рис. 202), указывающей идеальное охлаждение (идеальную закалочную жидкость, т. е. жидкость, которая обеспечивала высокую и равномерную скорость охлаждения от температуры закалки до +20° С). Из этой точки проводят горизонтальную линию влево до пересечения с линией номограммы (точка *2*), соответствующей нужной в искомом случае среде охлаждения (вода, масло, воздух). Затем из точки *2* опускают перпендикуляр на шкалу «размер, мм» (в нижней части диаграммы). В точке пересечения читается ответ — наибольший диаметр (толщина) образца, прокаливающегося полностью в выбранной закалочной жидкости.

[1] Блантер М. Е. — «Заводская лаборатория», 1949, № 5, с. 557—561 с ил.

№ 225. При экспериментальном определении прокаливаемости одной плавки стали 40Х способом торцовой закалки расстояние до зоны с полумартенситной структурой составило 12 мм.

Определить на основании этих данных и по номограмме (см. рис. 201 и 202) критический диаметр образца этой плавки для случая охлаждения: а) в масле и б) в воде.

Расчет сделать для цилиндрического образца с отношением $L : D = 10$.

№ 226. При экспериментальном определении прокаливаемости одной плавки заэвтектоидной стали ХВГ протяженность зоны с мартенситной структурой была 25 мм.

Определить по номограмме (см. рис. 201 и 202) критический диаметр этой плавки для цилиндрического образца с отношением $L : D = 10$ (длинный образец) и $L : D = 0{,}5$ (плоская шайба).

Принять, что образцы были охлаждены в масле.

№ 227. При экспериментальном определении прокаливаемости двух плавок стали 40ХН, выполненном с нагревом до одинаковой температуры, расстояние до полумартенситной зоны составило 18 мм для образца одной плавки и 20 мм для образца другой плавки.

Определить по номограмме рис. 201 и 202 критический диаметр для этих двух плавок при охлаждении в масле и указать возможные причины неодинаковой прокаливаемости разных плавок одной марки стали.

Расчет сделать для цилиндрического образца с отношением $L : D = 10$.

№ 228. В экспериментальном определении прокаливаемости одной плавки заэвтектоидной стали ХВГ протяженность мартенситной зоны возросла с 25 до 28 мм в результате повышения температуры закалки с 860 до 900° С.

Определить по номограмме рис. 201 и 202 критический диаметр для этих двух случаев закалки для цилиндрического образца $L : D = 5$.

Объяснить причины, по которым в результате повышения температуры закалки возросла прокаливаемость.

№ 229. При определении прокаливаемости заэвтектоидной стали Х протяженность мартенситной зоны была 8 мм для охлаждения в масле и 10 мм для охлаждения в воде.

Определить по номограмме (см. рис. 201 и 202) критический диаметр для этих двух случаев закалки для цилиндрического образца $L : D = 5$.

№ 230. При определении прокаливаемости сталей 35Г2 и 35ХГС расстояние до зоны с полумартенситной структурой составило 6 мм для первой стали и возросло до 9 мм для второй.

Указать причины большей прокаливаемости стали 35ХГС.

Определить по номограмме (рис. 201 и 202) критический диаметр двух сталей для цилиндрического образца $L : D = 3$.

ГЛАВА XVIII

ЗАДАЧИ ПО РАЗБОРУ МИКРОСТРУКТУР СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ

Студенты должны ознакомиться с типовыми структурами чугуна и стали в равновесном и неравновесном состоянии (гл. XII и XIV).

Каждому студенту выдаются одна - две задачи. Выполнение задачи требует письменного ответа.

№ 231. На рис. 203 показан известный дендрит Д. К. Чернова, а на рис. 204 — макростроение стального слитка (в разрезе).

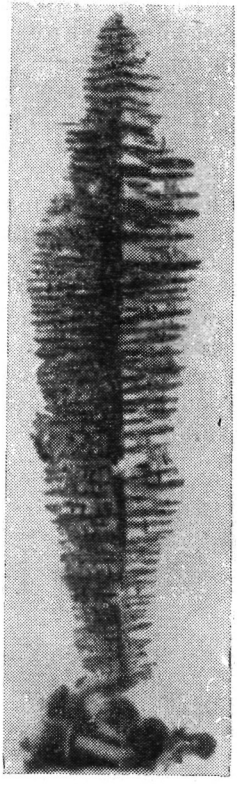


Рис. 203. Дендрит Д. К. Чернова

Рис. 204. Макростроение части стального слитка в разрезе (натуральная величина)

Описать макростроение слитка в отдельных зонах и объяснить причины образования кристаллов различных размеров и формы по сечению слитка.

Указать, при каких условиях и в какой части слитка можно ожидать образования дендритов, подобных дендриту Чернова.

№ 232. На рис. 205 показано макростроение слитка низкоуглеродистой кремнистой стали (0,1% C и 4% Si); по сечению слитка видны

отдельные зоны с различными, но характерными для каждой зоны формой и расположением кристаллов.

Описать макростроение и свойства в отдельных зонах стального слитка и объяснить причины образования различного строения кристаллов по сечению.

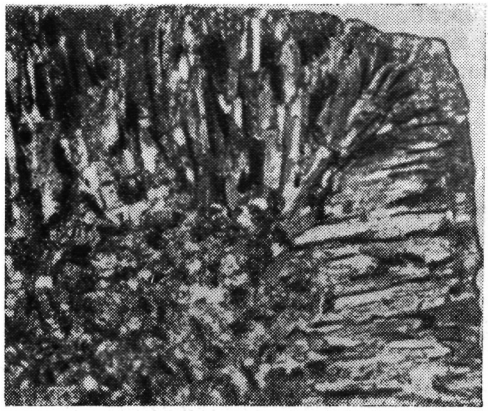


Рис. 205. Макростроение слитка (поперечный разрез) низкоуглеродистой кремнистой стали (0,1% C, 4% Si)

№ 233. На рис. 206 показана микроструктура фасонной стальной отливки (с 0,3% C): а) после литья; б) после термической обработки.

Указать, какая структура характеризует сталь непосредственно в литом состоянии, и описать приведенные структуры. Объяснить, для какой цели была проведена термическая обработка отливки, в чем она заключалась и в каком направлении она изменила механические свойства.

№ 234. На рис. 207, *а* показано макростроение болта, а на рис. 207, *б* — микроструктура стали, из которой он изготовлен.

На основании рассмотрения микроструктуры указать содержание углерода в стали, а на основании рассмотрения макростроения — технологический процесс изготовления болта.

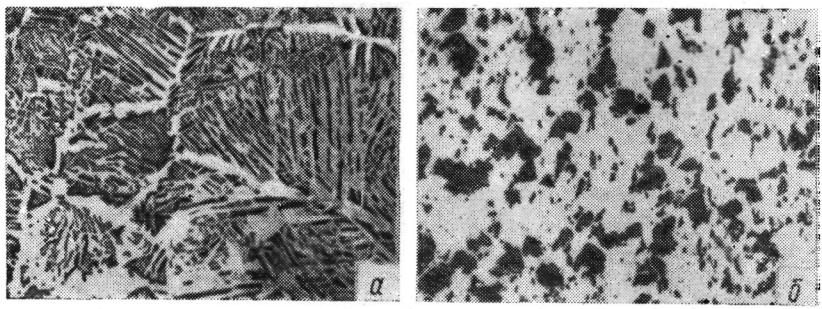


Рис. 206. Углеродистая сталь (0,3% C) в фасонной стальной отливке, ×200: *а* — микроструктура после литья; *б* — после термической обработки

Описать метод, использованный для выявления макростроения.

№ 235. На рис. 208, *а* показана микроструктура стали болта, приведенного на рис. 208, *б*.

Охарактеризовать микроструктуру и указать содержание углерода в стали. Описать способ изготовления болта, используя результаты макроанализа (рис. 208, *б*).

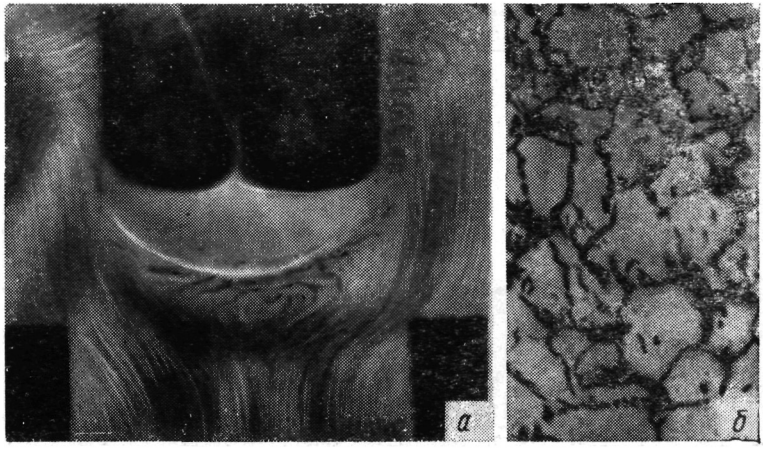


Рис. 207. Сталь в кованом болте:
а — макростроение (нат. вел.); *б* — микроструктура. ×300

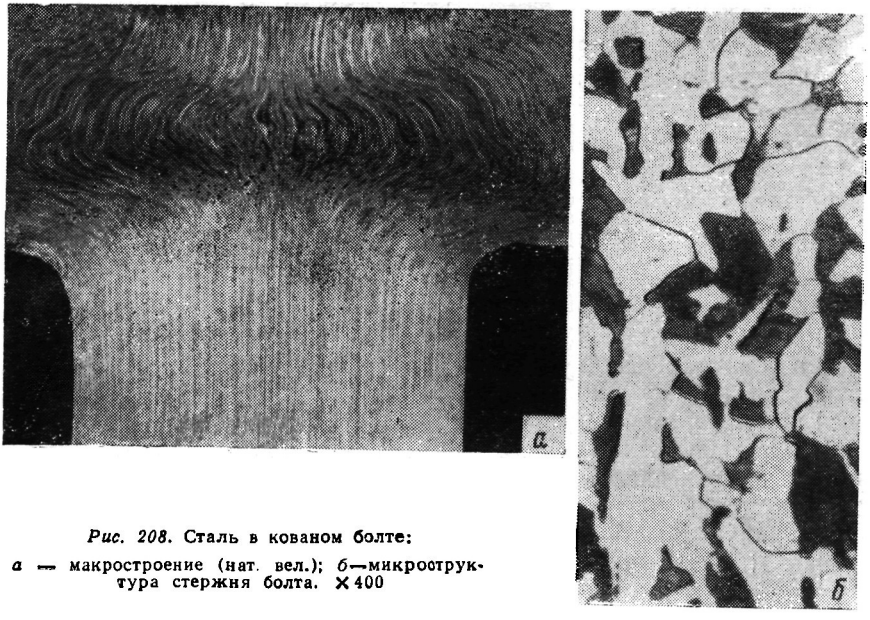


Рис. 208. Сталь в кованом болте:
а — макростроение (нат. вел.); *б* — микроструктура стержня болта. ×400

Указать, чем отличалось бы макростроение болта, если бы он был изготовлен резанием из катаного прутка.

№ 236. Свойства стали сильно зависят от величины зерна. На рис. 209, *а, б* показана величина зерна аустенита углеродистой стали двух плавок.

По шкале балльности (см. рис. 29) определить балл зерна каждой стали и указать способы определения величины зерна.

Указать, в чем заключается влияние величины зерна на свойства стали.

№ 237. На рис. 210 приведены микроструктуры углеродистой стали (0,3% С) после ковки с замедленным охлаждением. Микро-

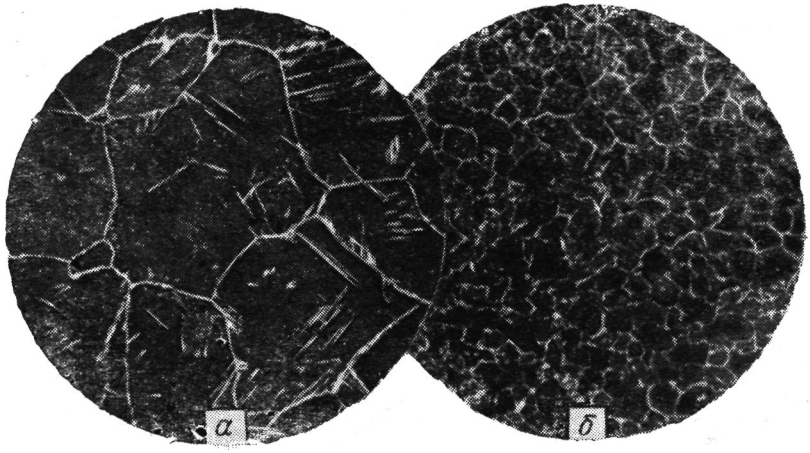


Рис. 209. Величина зерна углеродистой стали. × 100:
а — плавка А; *б* — плавка Б

анализ показывает, что ковку одной из стали проводили с нарушением нормального температурного режима.

Дать характеристику структуре стали каждой из поковок, указав:

а) для какой стали был проведен неправильный режим ковки;

б) в чем заключается дефект структуры и его влияние на свойства стали;

в) причины, вызывающие этот дефект, и способы его устранения.

№ 238. На рис. 211 показаны микроструктуры низкоуглеродистой стали двух плавок *А* и *Б* с содержанием углерода около 0,06%. Одна из сталей обнаружила при холодной деформации (штамповке) более низкую пластичность по сравнению с другой.

Указать, какая из этих сталей имела пониженную пластичность; на основании данных микроанализа объяснить это различие в свойствах.

Указать также, какие особенности структуры низкоуглеродистой стали, кроме приведенных на фотографии, определяют пластичность и способность принимать вытяжку в холодном состоянии.

№ 239. На рис. 212 показаны микроструктуры низкоуглеродистой стали (технического железа) после холодной деформации и последующего нагрева до различных температур.

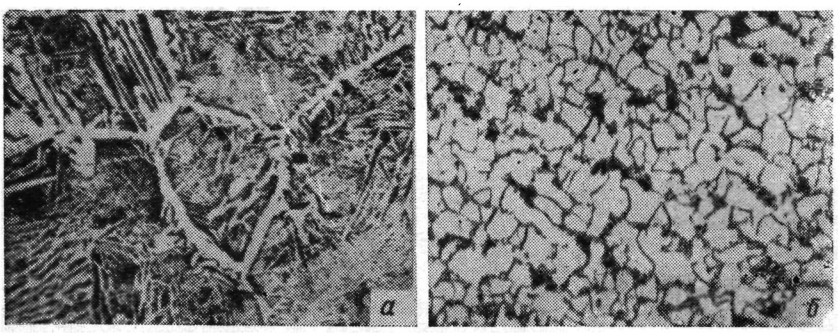


Рис. 210. Микроструктура углеродистой стали (0,3% С) после ковки. ×200

Указать химический состав стали и дать характеристику изменений структуры стали в результате холодной деформации и последующего нагрева.

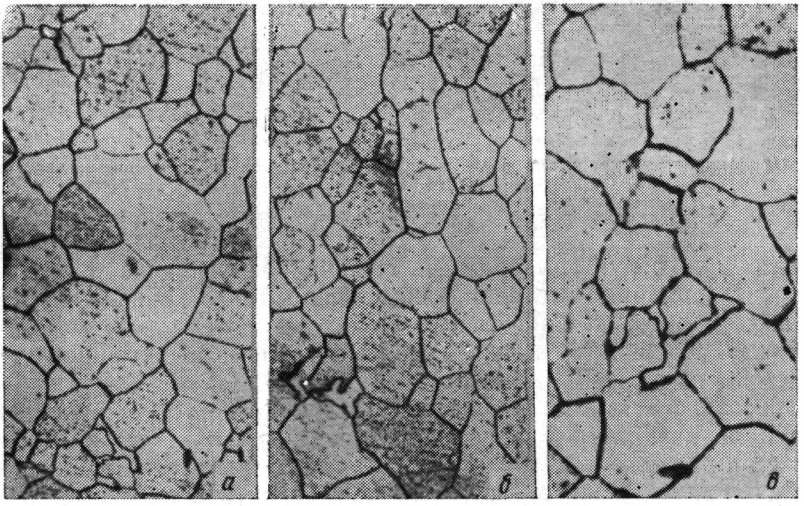


Рис. 211. Микроструктура низкоуглеродистой стали:
а — сталь А, ×100; *б* — сталь Б, ×100, *в* — сталь Б, × 400

Указать также, как изменяются при этом механические свойства (предел прочности и относительное удлинение).

На основании приведенных микроструктур определить температуру начала рекристаллизации и сравнить полученный результат

с температурой начала рекристаллизации, которая может быть вычислена по формуле А. А. Бочвара.

№ 240. Полоса из низкоуглеродистой мелкозернистой стали была подвергнута незначительной местной деформации (изгибу на небольшом участке), а затем нагреву. На рис. 213 показана микроструктура (после нагрева) на границе зоны, подвергнувшейся деформации.

Указать различие в размерах зерна на участке, подвергнутом деформации, и на участке, не подвергнутом деформации. Описать

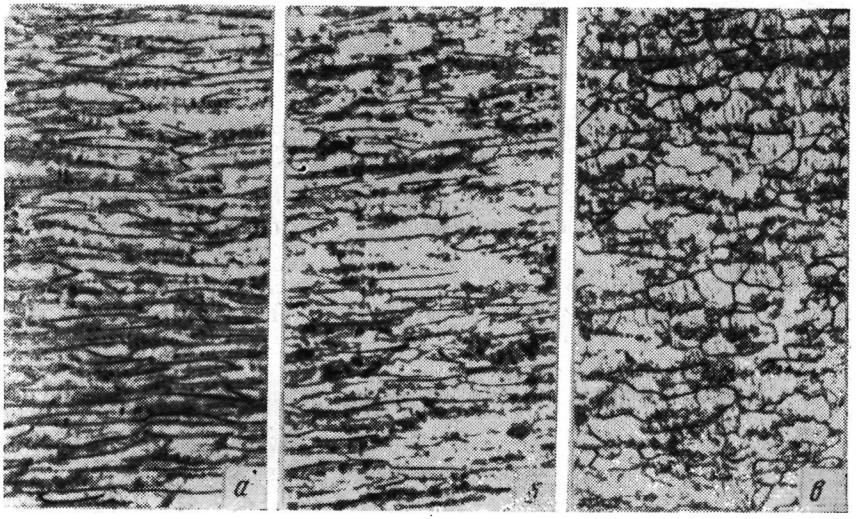


Рис. 212. Микроструктура стали после холодной деформации и после рекристаллизации × 100. Нагрев:
а — 250; *б* — 350; *в* — 650° С

приведенную структуру, указать содержание углерода в стали и объяснить причины, вызвавшие значительный рост зерна, и влияние его на механические свойства.

№ 241. На рис. 214 показана микроструктура отожженной углеродистой стали.

Описать структуру, определить по структуре содержание углерода и по диаграмме Fe—Fe_3C — температуры критических точек этой стали.

Указать, кроме того, можно ли подвергнуть термической обработке сталь этого состава для повышения ее механических свойств. Привести примерные области применения данной стали.

№ 242. При исследовании якоря парусного судна, построенного в прошлом столетии, была выявлена микроструктура, показанная на рис. 215.

Описать структуру, определить по структуре примерное содержание углерода, указать способ производства стали подобного типа и объяснить, почему такую сталь не изготавливают в настоящее

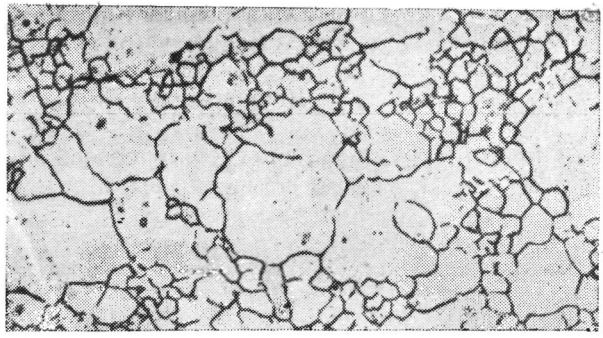


Рис. 213. Микроструктура мелкозернистой низкоуглеродистой стали, подвергавшейся местной деформации; сталь после деформации и нагрева. × 100

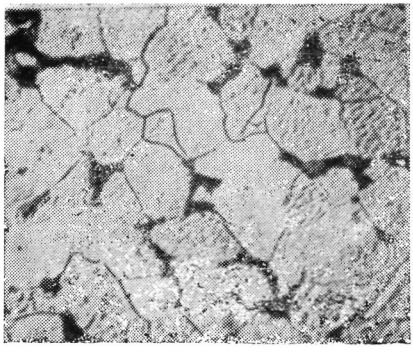


Рис. 214. Микроструктура углеродистой стали. × 200

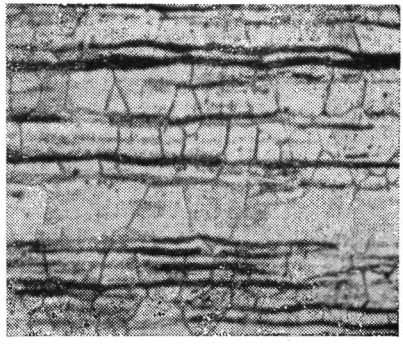


Рис. 215. Микроструктура углеродистой стали. × 300

Рис. 216. Микроструктура углеродистой стали после отжига × 250

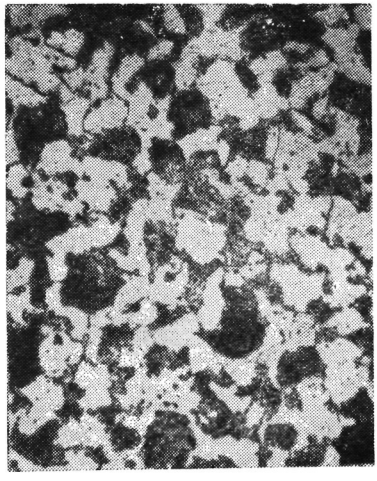


Рис. 217. Микроструктура углеродистой стали после отжига. × 250

время, а также почему она обладает пониженными механическими свойствами по сравнению с современной сталью, содержащей такое же количество углерода.

№ 243. На рис. 216 показана микроструктура углеродистой стали после отжига.

Описать структуру, определить содержание углерода и по диаграмме Fe—C указать температуры критических точек и режим

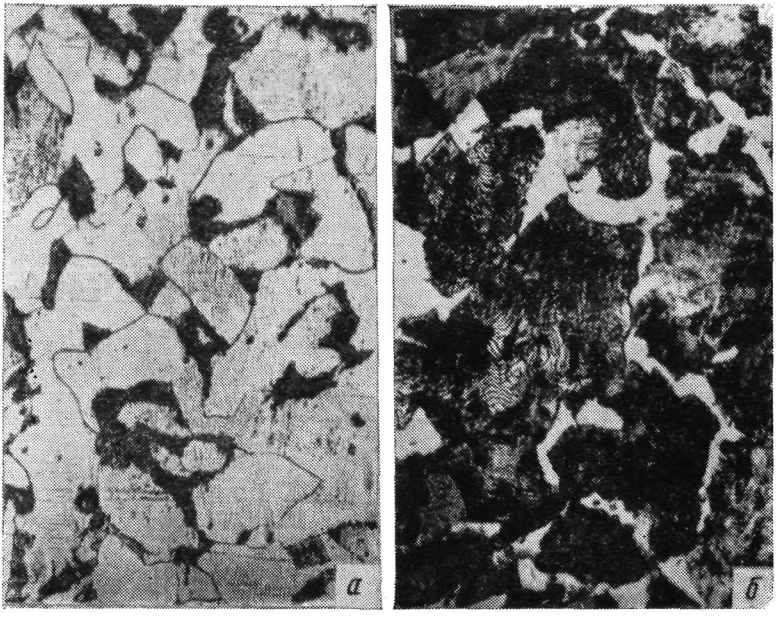


Рис. 218. Микроструктура углеродистой отожженной стали с различным содержанием углерода. × 300

закалки (температуры нагрева); кроме того, указать условия охлаждения стали.

Указать, к какому классу (по применению в промышленности) следует отнести эту сталь.

№ 244. На рис. 217 показана микроструктура стали в равновесном состоянии.

Описать структуру, определить содержание углерода и по диаграмме Fe—C указать температуры критических точек этой стали.

Сопоставить структуры сталей, приведенные на рис. 216 и 217; указать, какая из этих сталей обладает лучшей пластичностью, и рекомендовать области применения каждой из них.

№ 245. На рис. 218, *а* и *б* показаны микроструктуры отожженной углеродистой стали с различным содержанием углерода.

Описать структуры и указать примерное содержание углерода в каждой стали.

Привести режим обработки, обеспечивающей получение структуры мартенсита, высокой твердости и износоустойчивости в поверхностном слое каждой стали при сохранении в сердцевине исходной структуры, а следовательно, и большей вязкости.

Указать область применения этих сталей в промышленности.

№ 246. Указать примерное содержание углерода и особенности структуры стали, показанной на рис. 219.

Объяснить, какие факторы вызывают образование подобной структуры и как влияют особенности этой структуры на механические свойства стали.

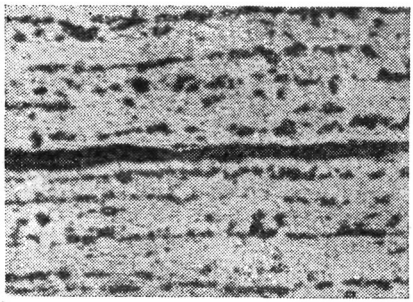


Рис. 219. Микроструктура углеродистой стали после отжига. ×100

Рис. 220. Микроструктура углеродистой стали после отжига. ×200

Указать, какие причины могут вызвать подобный брак в металлургическом производстве.

№ 247. При проверке качества поступивших на завод поковок из углеродистой отожженной стали в лаборатории обнаружен дефект в поверхностном слое, показанный на рис. 220.

Указать структуру стали и содержание углерода в поверхностном и нижележащих слоях, а также подробно дать характеристику дефекту стали, обнаруженному микроанализом, объяснив причины, которые могли его вызвать, и меры, предупреждающие его образование.

Как изменились бы механические свойства стали, если бы подобный дефект сохранился в поверхностном слое готового изделия?

№ 248. На рис. 211, *а, б* показаны микроструктуры закаленной стали, содержащей 0,4%С после правильной закалки и после закалки, выполненной с нарушением режима.

Описать приведенные микроструктуры и объяснить, какая из них правильно характеризует структуру закаленной стали.

Рекомендовать температуры закалки стали, содержащей 0,4% С, и указать, в чем заключалось нарушение этого режима и как это

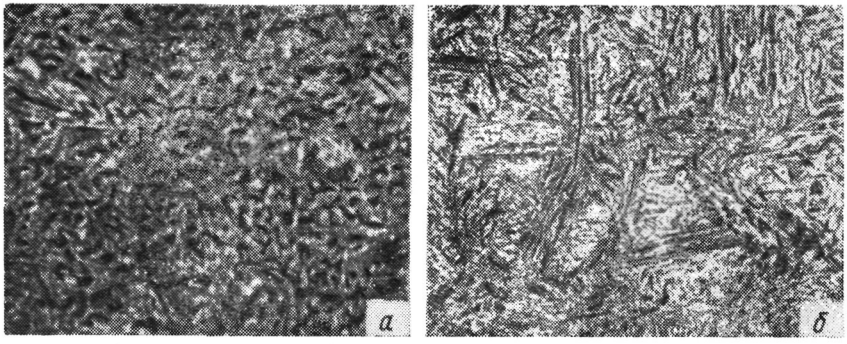


Рис. 221. Микроструктура углеродистой стали (0,4% С) после закалки. ×400

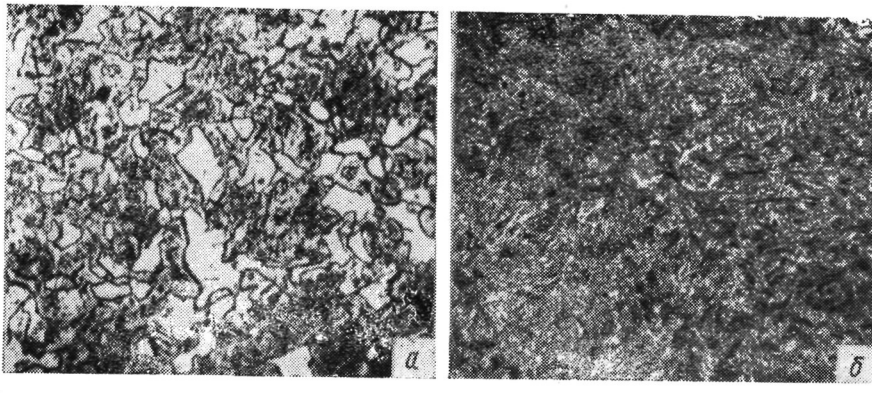


Рис. 222. Микроструктура углеродистой стали (0,45% С) после закалки с различных температур. ×300:

а — 750° С; *б* — 825° С

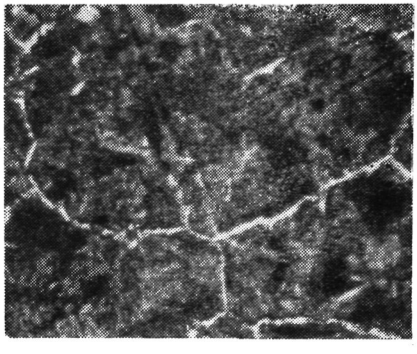


Рис. 223. Микроструктура углеродистой стали (1,1% С) после отжига. ×200

может влиять на свойства стали после окончательной термической обработки.

№ 249. На рис. 222, *а, б* показаны микроструктуры стали, содержащей 0,45% С в образцах диаметром 10 мм после закалки с нагревом до 750 и до 825° С и с охлаждением в воде.

Описать структуры, указать различие в структуре и твердости.

Рекомендовать температуру закалки стали, содержащей 0,45% С, для получения при последующем отпуске (указать его температуру) однородной структуры сорбита.

№ 250. Метчики, изготовленные из углеродистой стали с содержанием 1,1% С, ломались в работе значительно раньше срока нор-

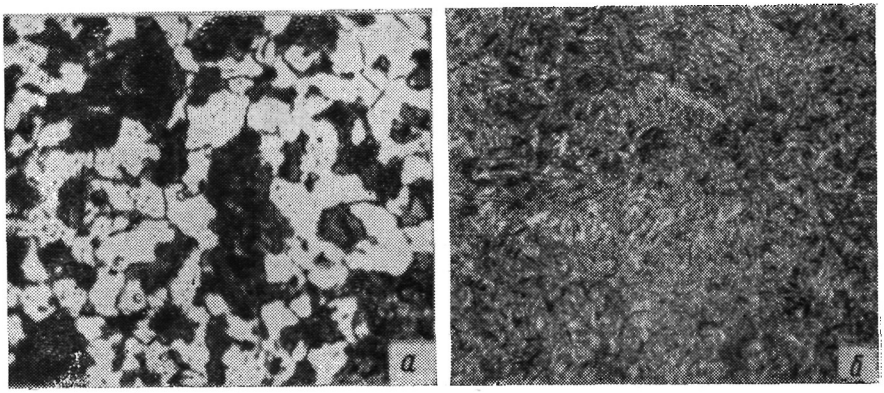


Рис. 224. Микроструктура углеродистой стали после различной термической обработки. × 300

мального затупления. Микроанализ стали (рис. 223) позволил установить причину брака.

Объяснить дефекты структуры этой стали и указать, можно ли исправить структуру стали в партии метчиков, поступивших для термической обработки, и каким способом.

№ 251. На рис. 224, *а, б* показаны микроструктуры углеродистой стали (из цилиндрического образца диаметром 15 мм) после отжига и после улучшающей термической обработки.

№ 252. На рис. 225 показаны микроструктура и твердость углеродистой стали (0,45% С) после различной термической обработки.

Описать эти структуры и объяснить, какой термической обработке необходимо подвергнуть сталь для получения приведенных структур.

№ 253. Углеродистая сталь в зависимости от условий охлаждения при закалке получает различную структуру и твердость.

На рис. 226, *а* показана микроструктура стали эвтектоидного состава после охлаждения в воде, а на рис. 226, *б* — после охлаждения в масле.

Описать эти структуры, указать твердость и объяснить, почему при охлаждении в масле и в воде сталь получила разную структуру.

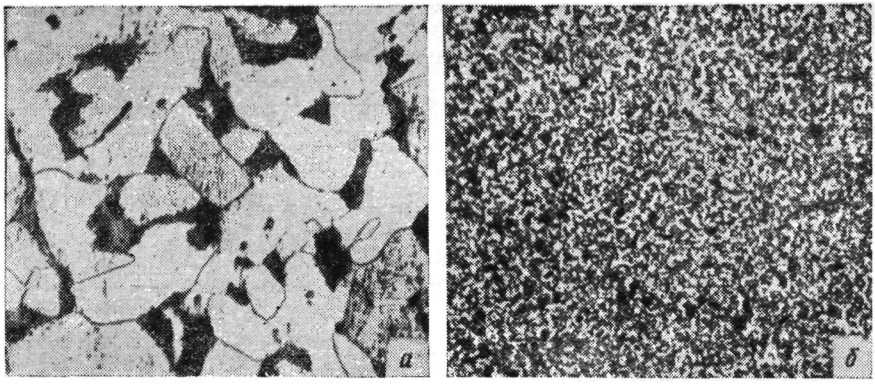


Рис. 225. Микроструктура углеродистой стали. ×200:
а — *НВ* 160—170; *б* — *НВ* 240—260

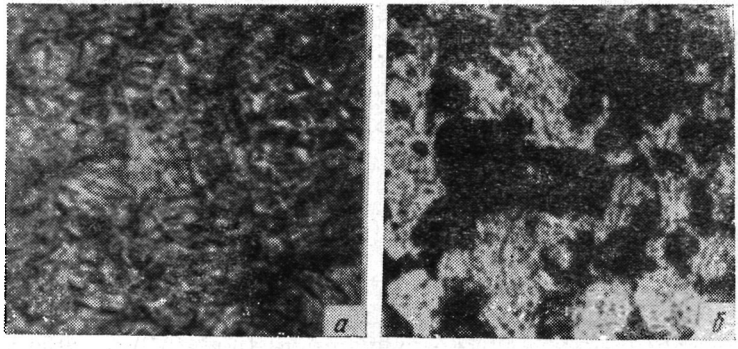


Рис. 226. Микроструктура закаленной углеродистой стали (0,85% С) в зависимости от скорости охлаждения. ×400:
а — в воде; *б* — в масле

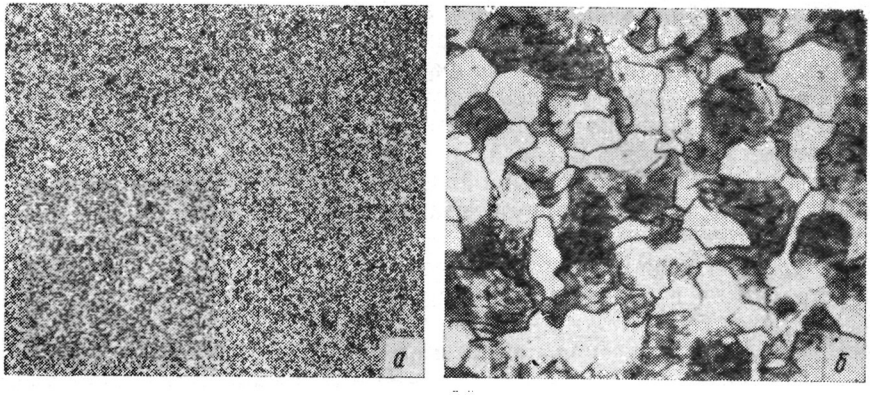


Рис. 227. Микроструктура углеродистой стали (0,45% С) в образце диаметром 40 мм после закалки и отпуска. ×200:
а — поверхностный слой, *HRC* 35; *б* — сердцевина, *НВ* 180

№ 254. На рис. 227 показаны микроструктуры углеродистой стали после улучшающей обработки (закалка и отпуск) образца диаметром 40 мм. На рис. 227, *а* приведена микроструктура поверхностного слоя, а на рис. 227, *б* — сердцевины.

Описать эти структуры, указать содержание углерода в стали, а также режим улучшающей термической обработки и объяснить, почему сталь получила различную структуру и твердость по сечению образца и связан ли этот результат с особенностями термической обработки или со свойствами углеродистой стали.

№ 255. В деталях, изготовленных из углеродистой стали, можно получить после закалки высокую твердость в поверхностных слоях (при сохранении вязкой сердцевины) различными способами: химико-термической обработкой (цементацией); закалкой с нагревом токами высокой частоты; обычной закалкой (в последнем случае в деталях диаметром более 20 мм вследствие того, что углеродистая сталь обладает небольшой прокаливаемостью).

На рис. 228, *а*, *б*, *в* приведены фотографии микрошлифов и указана твердость поверхностного слоя и сердцевины (по сечению) зубчатых колес высотой 60 мм, закаленных тремя указанными способами.

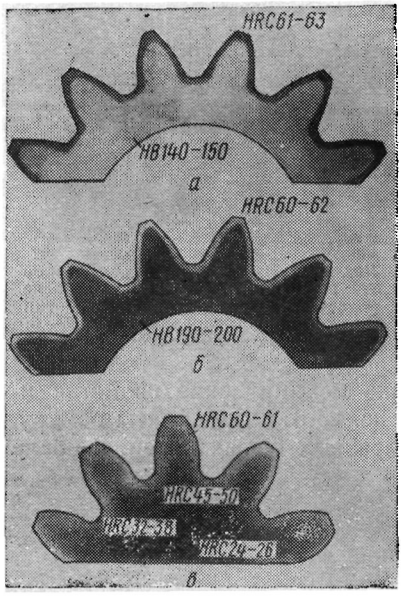


Рис. 228. Распределение твердости по сечению трех зубчатых колес после закалки; зубчатые колеса изготовлены из углеродистой стали с разным содержанием углерода и прошли различную термическую обработку (натуральная величина):

а — макрошлиф зубчатого колеса после травления в спиртовом растворе двухлористой меди; *б*, *в* — макрошлифы зубчатых колес после травления спиртовым раствором азотной кислоты

Учитывая условия нагрева и влияние различного содержания углерода на свойства углеродистой стали, сравнить характер распределения закаленного слоя поверхности и твердости зубчатых колес и указать, какой способ обработки был применен для каждого из них.

Объяснить, какую сталь (по содержанию углерода) необходимо было применить для закалки по каждому из перечисленных способов и рекомендовать режим последующего отпуска после каждого из указанных способов закалки.

№ 256. Излом стали наряду со структурой и механическими качествами позволяет характеризовать состояние и свойства стали.

На рис. 229 представлены виды излома конструкционной стали, полученного при испытании на ударную вязкость образцов: после отжига, закалки, закалки и отпуска и даны значения ударной вязкости.

Указать особенности приведенных изломов, а также каким состояниям стали из числа перечисленных соответствует каждый из показанных изломов.

№ 257. В стали некоторых составов, например в хромоникелевой, иногда обнаруживаются характерные дефекты, резко снижающие механические свойства и являющиеся причиной брака стали (рис. 230). Эти дефекты обнаруживаются в изломе стали в виде своеобразных белых пятен, а после травления в кислоте — в виде большего или меньшего количества трещин, как это показано на рис. 231.

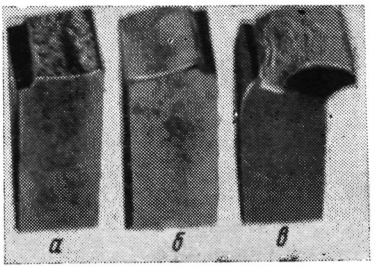


Рис. 229. Излом ударных образцов углеродистой стали (0,4% С) после различной термической обработки (натуральная величина): *а* — 5—6; *б* — 1; *в* — 8—10 кгс·м/см²

Рис. 230. Излом забракованной плавки хромоникелевой стали (натуральная величина). (В. М. Доронин)

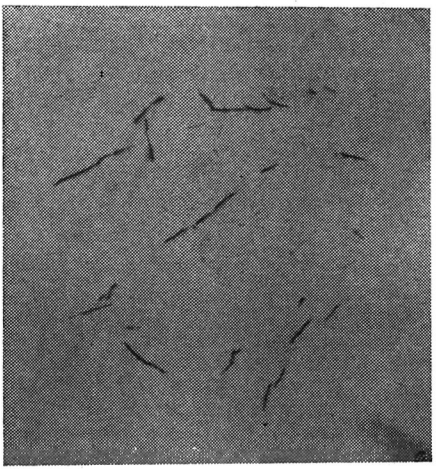


Рис. 231. Макрошлиф забракованной плавки хромоникелевой стали (натуральная величина)

Объяснить, что представляют собой отмеченные выше дефекты, указать причины их образования и способы, предупреждающие возникновение дефектов.

№ 258. На рис. 232, *а*, *б* показаны микроструктуры чугунов, широко применяемых в машиностроении.

Описать структуры, а также способы производства и обработки приведенных чугунов.

Указать различие в механических свойствах и область применения каждого из этих чугунов.

№ 259. На рис. 233 показаны микроструктуры чугунов двух различных классов.

Описать структуры, указать различие в структуре и свойствах, а также в способах производства этих чугунов.

№ 260. Механические свойства чугуна зависят от характера металлической основы, а также от формы и количества графита.

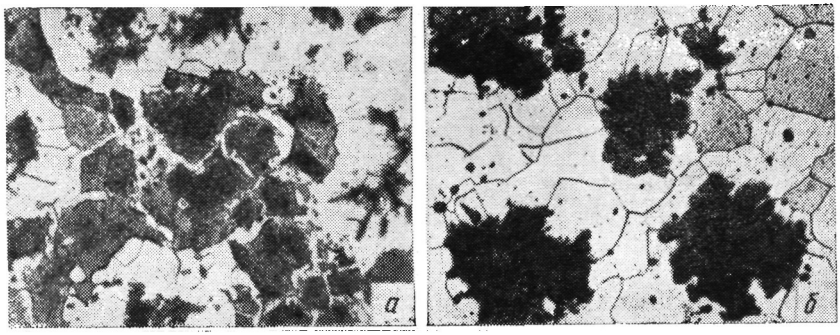


Рис. 232. Микроструктура чугунов, применяемых для изготовления деталей машин. ×100

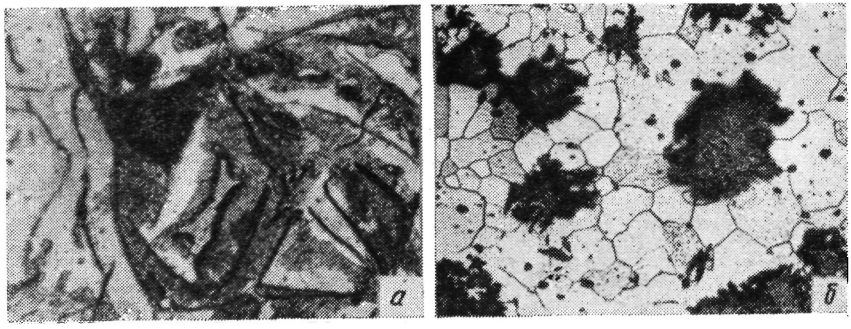


Рис. 233. Микроструктура чугунов, применяемых для изготовления деталей машин. ×200

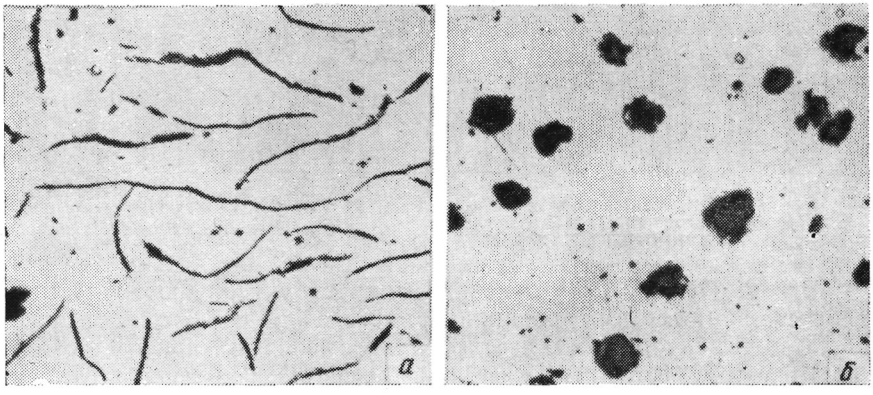


Рис. 234. Нетравленые шлифы чугунов двух различных структурных классов. ×100

Указать, какой из двух чугунов, микроструктуры которых показаны на рис. 234, *а*, *б*, обладает более высокими механическими свойствами.

№ 261. На рис. 235 показана микроструктура цементованной низкоуглеродистой стали.

Указать, как изменяется структура от поверхности к сердцевине после цементации и закалки и указать толщину поверхностного слоя, на которую воздействовала химико-термическая обработка. Определить примерную продолжительность цементации, если линейная скорость диффузии составляла приблизительно 0,1 мм/ч (для цементации в твердом карбюризаторе).

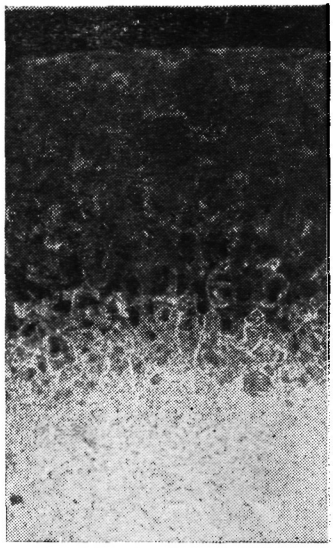


Рис. 235. Микроструктура низкоуглеродистой стали после цементации. ×100

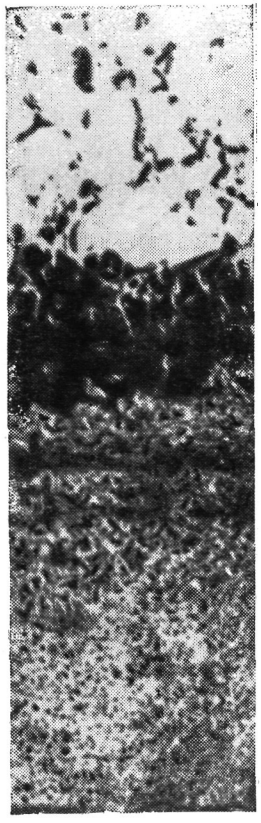


Рис. 236. Микроструктура поверхностного слоя стали 38ХМЮА. ×500

№ 262. На рис. 236 показана микроструктура поверхностного слоя стали после азотирования при 600° С.

Определить толщину азотированного слоя и описать условно по диаграмме состояния Fe—N (см. рис. 121) изменение структуры от поверхности к сердцевине, если концентрация азота на поверхности достигает 9%.

№ 263. На рис. 237 показаны микроструктуры и приведена твердость высокоуглеродистой хромистой стали после закалки и отпуска.

Описать структуру и на основании диаграммы Fe—Cr—C (см. рис. 155) объяснить, к какому структурному классу (после отжига) относятся каждая из этих сталей.

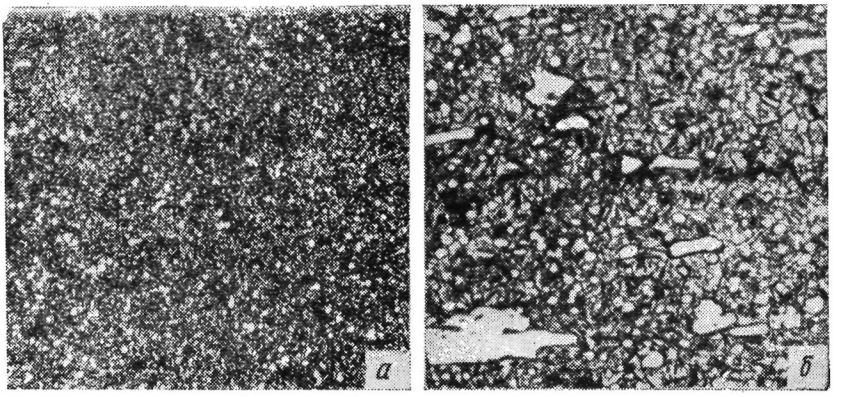


Рис. 237. Микроструктура высокоуглеродистой хромистой стали после закалки и отпуска. ×500:
а — 1,0% C и 1,5% Cr (*HRC* 62); *б* — 1,5% C и 12% Cr (*HRC* 62)

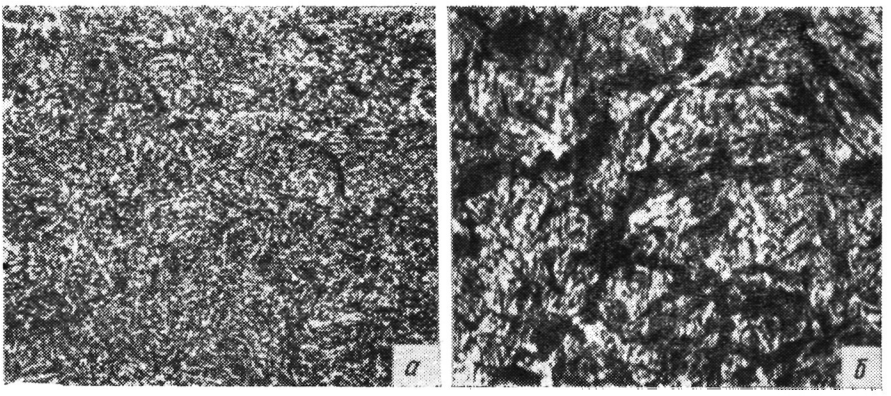


Рис. 238. Микроструктура хромистой стали (0,4% C и 1% Cr) в сердцевине образца после закалки. ×500:
а — образец диаметром 25 мм; *б* — образец диаметром 50 мм

№ 264. На рис. 238, *а*, *б* приведена микроструктура и указана твердость в сердцевине двух образцов легированной хромистой стали, содержащей 0,4% C и 1% Cr, после закалки; один из образцов имеет диаметр 25 мм, другой 50 мм.

Охарактеризовать приведенные структуры и объяснить, почему после закалки, выполненной по одинаковому режиму (нагрев 850° C.

охлаждение в масле), были получены разные структура и твердость в сердцевине образцов.

№ 265. На рис. 239, *а* показана структура нержавеющей аустенитной стали с 0,1% C, 18% Cr, 8% Ni после охлаждения на воздухе. Однако после сварки структура стали вблизи сварного шва изменилась, как показано на рис. 239, *б*.

Охарактеризовать структуру до сварки и после сварки. Объяснить как влияет происшедшее изменение структуры на стойкость против

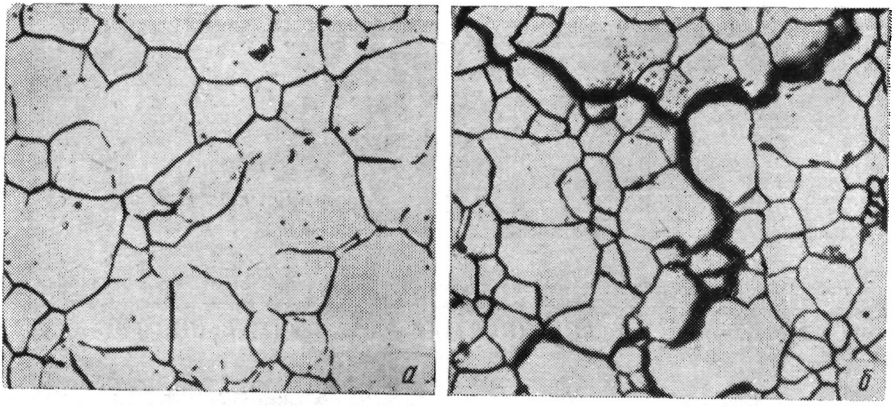


Рис. 239. Микроструктура нержавеющей стали (0,10% C, 18% Cr и 8% Ni). ×500: *а* — после прокатки и термической обработки; *б* — после сварки (вблизи от сварного шва)

коррозии, и указать, каким дополнительным элементом надо легировать нержавеющую сталь этого структурного класса, если ее необходимо подвергать сварке.

№ 266. Для изготовления деталей способом глубокой вытяжки на заводе получена партия нержавеющей стали, содержащей 0,1% C, 18%Cr и 8%Ni. Однако в состоянии поставки сталь обладала пониженной пластичностью и поэтому не могла быть использована. Микроанализ показал, что сталь этой плавки имела структуру, показанную на рис. 240, *а*.

После термической обработки сталь обладала высокой пластичностью. Ее структура показана на рис. 240, *б*.

Описать структуры, показанные на рис. 240, *а* и *б*, указать условия их получения и примерные механические свойства нержавеющей стали, соответствующие каждой из этих структур.

№ 267. На рис. 241, *а* показана микроструктура высокомарганцовистой стали (1,2% C и 12% Mn) после литья с замедленным охлаждением, а на рис. 241, *б* — микроструктура этой же стали после закалки (нагрев до 1050° C) с охлаждением в воде.

Описать структуры и объяснить, какой из них соответствуют большие пластичность и вязкость.

Привести примеры применения этой стали в промышленности.

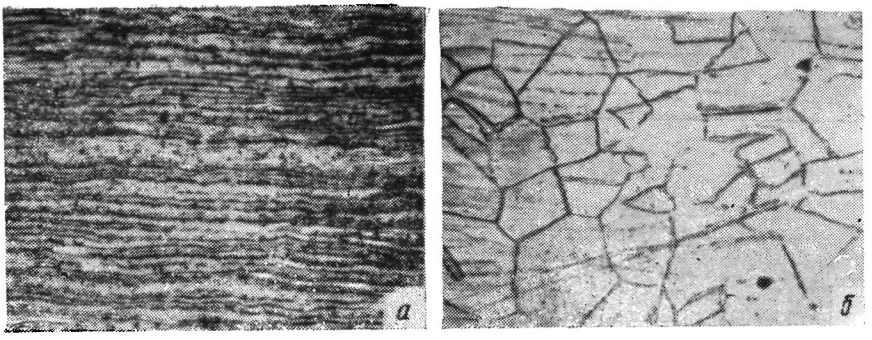


Рис. 240. Микроструктура нержавеющей стали (0,1% C, 18% Cr, 8% Ni):
а — ×100; *б* — ×600

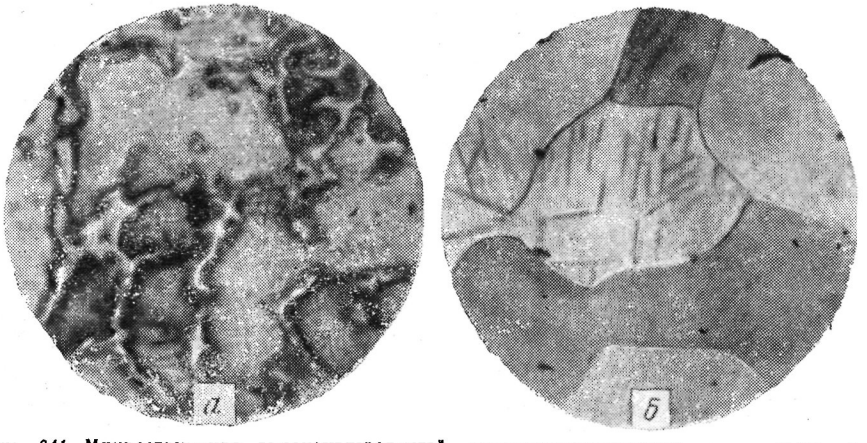


Рис. 241. Микроструктура высокоуглеродистой, высокомарганцовистой стали (1,2% C, 12% Mn). ×300:
а — после литья; *б* — после высокотемпературной закалки

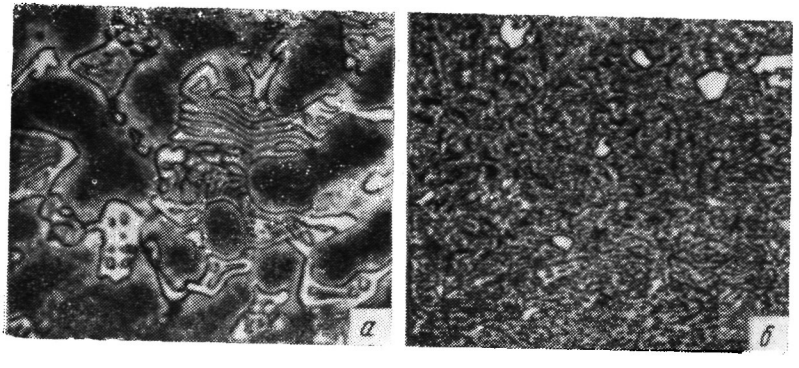


Рис. 242. Микроструктура быстрорежущей стали (0,75% C, 18% W, 4% Cr и 1% V). ×500:
а — после литья; *б* — после ковки и отжига

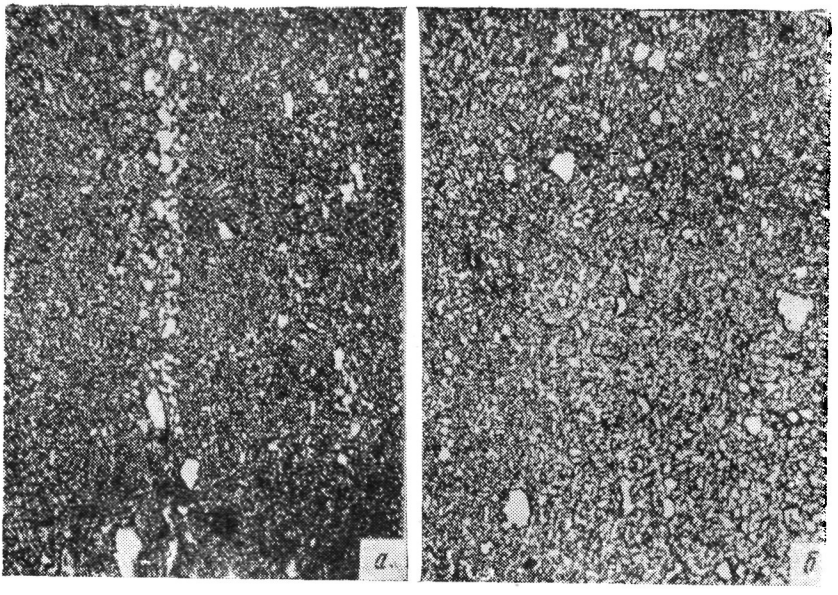


Рис. 243. Микроструктура быстрорежущей стали Р18, прокатанной с разной степенью деформации. × 500:

а — из проката диаметром 60 мм; *б* — из проката диаметром 10 мм

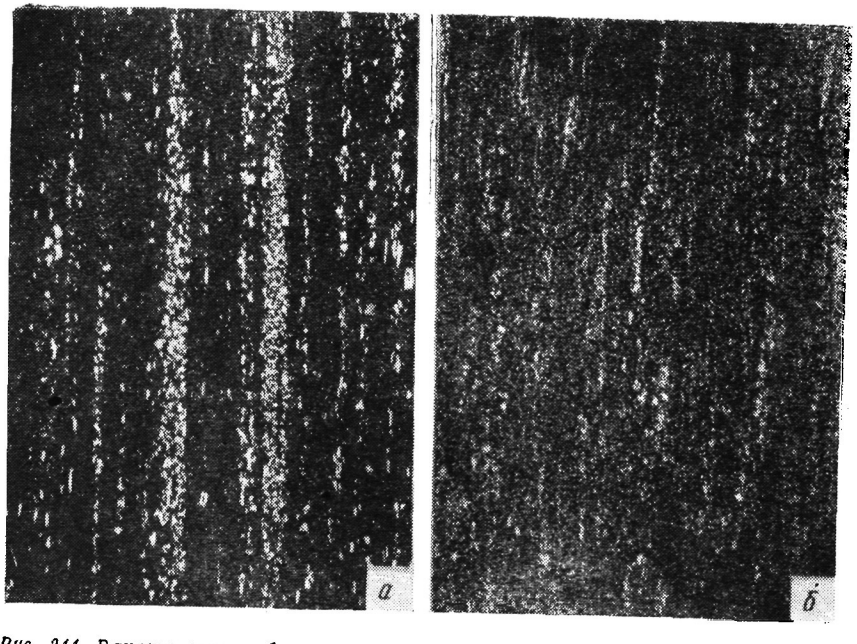


Рис. 244. Влияние состава быстрорежущей стали на структуру, получаемую в результате прокатки и отжига. Стали из проката диаметром 25 мм. × 100:

а — сталь Р18; *б* — сталь Р6М5

№ 268. На рис. 242 показана микроструктура быстрорежущей стали (0,75% C, 18% W, 4% Cr и 1% V), соответствующая разным стадиям ее производства и обработки на металлургическом заводе.

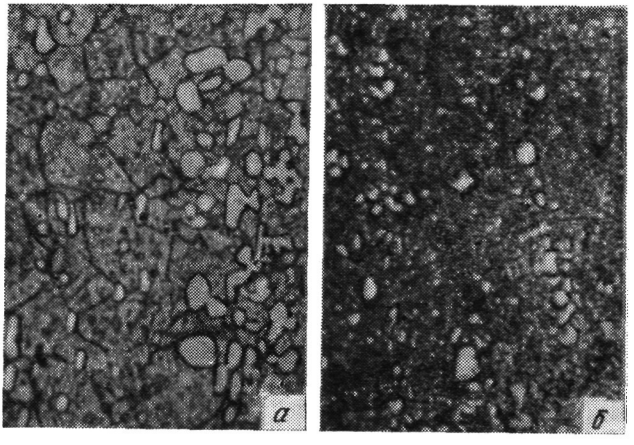


Рис. 245. Микроструктура быстрорежущей стали Р12. ×500: *а* — после закалки; *б* — после закалки и отпуска 560°, 3 раза

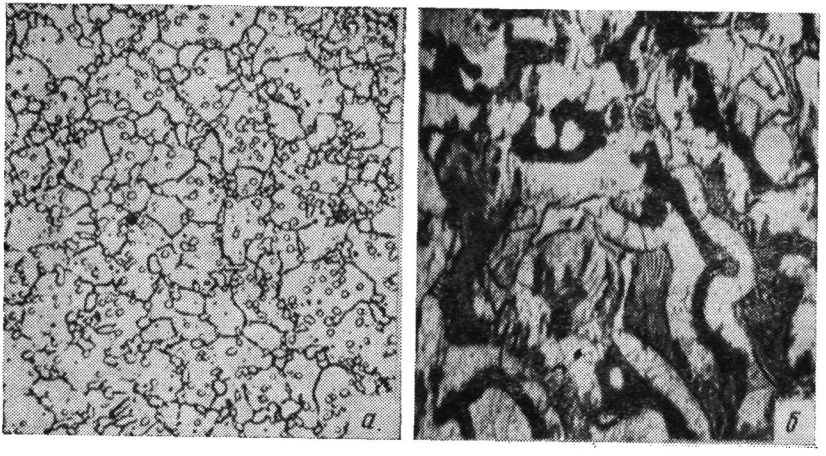


Рис. 246. Микроструктура быстрорежущей стали в зависимости от температуры закалки. ×500

Описать приведенные структуры стали и объяснить, в чем заключалось влияние ковки.

Указать, в каком состоянии сталь имеет большие прочность и вязкость.

№ 269. На рис. 243 показана микроструктура быстрорежущей стали Р18 одной плавки, но прокатанной с различной степенью деформации.

Охарактеризовать влияние пластической деформации на условия распределения карбидов и указать, в каком состоянии сталь получает более высокие прочность и вязкость.

№ 270. На рис. 244 показана микроструктура двух быстрорежущих сталей разного состава: высоковольфрамовой Р18 и вольфрамомолибденовой Р6М5 в прокате одинакового сечения.

Охарактеризовать различие в структуре этих сталей, вызванное влиянием вольфрама, и объяснить, как влияет это различие на прочность и вязкость быстрорежущих сталей.

№ 271. На рис. 245 показана микроструктура быстрорежущей стали Р12 (0,9% C, 12% W, 4% Cr и 1,7% V) после закалки и после отпуска.

Характеризовать структуру стали в этих состояниях и указать, в каком из них быстрорежущая сталь может иметь более высокую твердость.

№ 272. На рис. 246 показана микроструктура вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали Р6М5: правильно и неправильно закаленной (охлаждение в обоих случаях в масле).

Указать, в каком случае сталь получает более крупное зерно и как это влияет на механические свойства.

ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ И ЗАДАЧИ ПО ЦВЕТНЫМ МЕТАЛЛАМ И СПЛАВАМ

ГЛАВА XIX

ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ ПО МИКРОАНАЛИЗУ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

Для выполнения работ (задачи № 270—283) следует предварительно изучить типичные структуры цветных металлов и сплавов.

1. СТРУКТУРА ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Медь высокой чистоты в литом и отожженном состоянии имеет полиэдрическую структуру, типичную для всех чистых металлов (см. рис. 247). В меди, подвергнутой предварительной деформации, а затем отжигу, эта структура характеризуется, кроме того, наличием двойников (см. рис. 9), т. е. участков в зерне, в которых атомные плоскости, соседние относительно остальной части зерна, сдвинуты на расстояния, некратные целому периоду и возрастающие от границы двойника (или плоскости двойникования). Эту часть кристалла по расположению атомных плоскостей можно условно рассматривать как зеркальное отражение остальной части кристалла.

В технической меди могут присутствовать различные вредные примеси — свинец, висмут, кислород, сера и др. Наиболее опасными из них являются — свинец, вызывающий красноломкость, и висмут, вызывающий также и хладноломкость. Эти виды хрупкости объясняются тем, что примеси свинца и висмута располагаются по границам зерен (см. рис. 270).

Кислород, сохраняющийся в недостаточно раскисленной меди, образует участки эвтектики Cu—Cu_2O (рис. 248), которые видны лишь в отливках. В процессе деформации эвтектики разрушаются и в структуре видны отдельные включения Cu_2O, имеющие светло-серый или голубоватый цвет. Примеси кислорода в меди снижают ее электропроводность и пластичность при нормальной температуре.

Примеси серы (в форме соединения Cu_2S) присутствуют в виде отдельных включений. Их можно надежно отличить от включений Cu_2O только в случае использования при микроанализе поляризованного света, в котором включения серы приобретают красноватое окрашивание.

Латуни. В структуре однофазной α-латуни (см. диаграмму состояния на рис. 127) присутствуют зерна α-твердого раствора

(рис. 249, *а*). В структуре α + β-латуни наряду с зернами α-твердого раствора присутствуют более темные (после травления) включения фазы β (рис. 249, *б*).

Примеси свинца в однофазной латуни присутствуют в виде сплошных пограничных прослоек, что резко снижает механические свой-

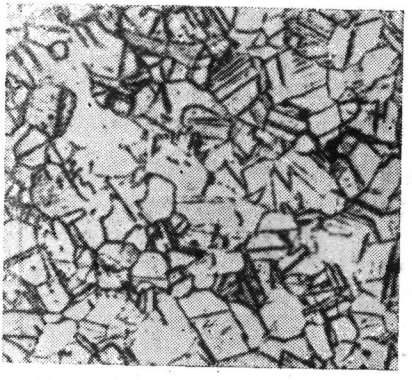


Рис. 247. Микроструктура деформированной и отожженной меди. × 200

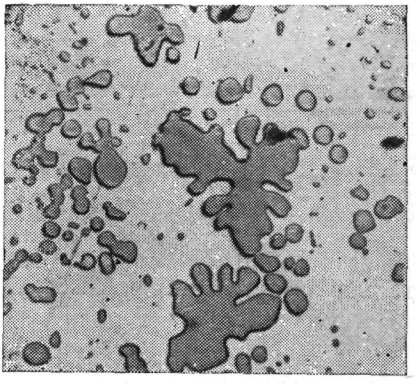


Рис. 248. Микроструктура литой меди, содержащей кислород. × 250

ства. В α + β-латуни они находятся в виде отдельных изолированных образований внутри зерен, что не вызывает хрупкости при нагреве (красноломкости).

Легирующие элементы: кремний, алюминий и марганец находятся в твердом растворе в α- и β-фазах и смещают области существования

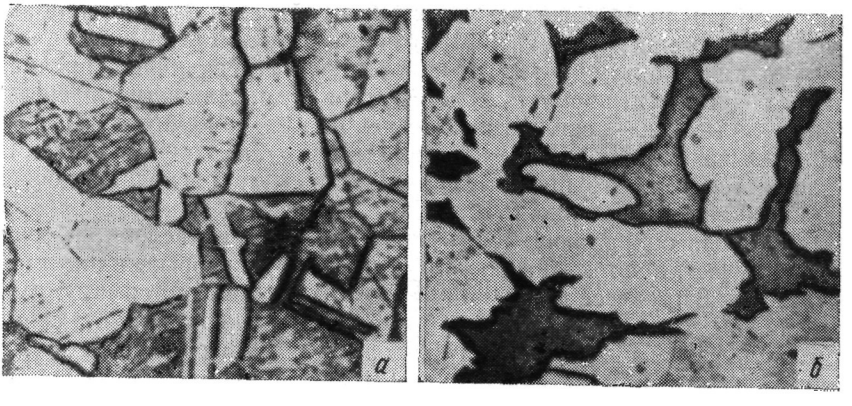


Рис. 249. Микроструктура латуни. × 250:
а — однофазной (30% Zn); *б* — двухфазной (40% Zn)

α- и β-фаз к меньшей концентрации цинка, чем указано диаграммой (см. рис. 127).

Оловянные бронзы. Структура после литья отличается от указанной на диаграмме состояния Cu—Sn (рис. 128). В бронзах, содержа-

щих 4—6% Sn, наряду с зернами α-твердого раствора (или α-твердого раствора и вторичными выделениями Cu_3Sn) имеются участки эвтектоида (α + $Cu_{31}Sn_8$) или (α + Cu_3Sn) (рис. 250). Образование их — результат сильной ликвации и медленного протекания диффузионных процессов.

В результате чередующихся процессов отжига и деформации происходит выравнивание состава; структура даже в сплавах с 6—

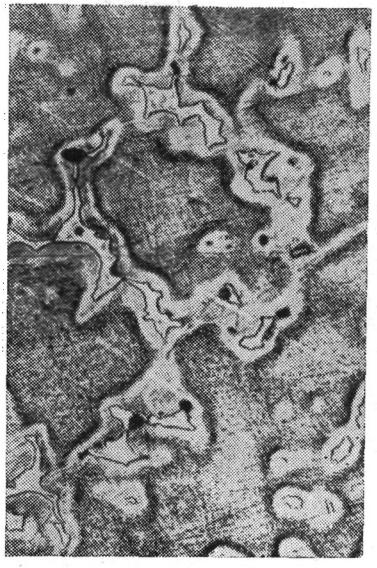


Рис. 250. Микроструктура литой оловянной бронзы (6% Sn). ×250

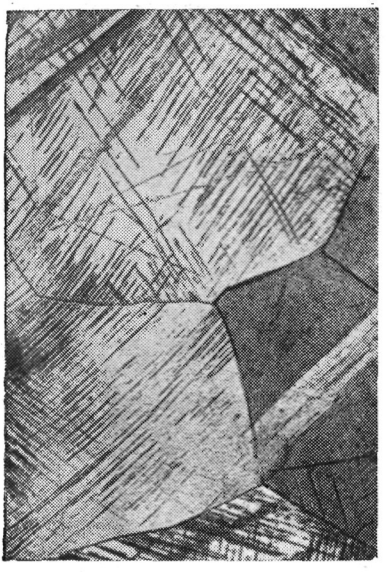


Рис. 251. Микроструктура деформированной и отожженной оловянной бронзы (6% Sn). ×250

7% Sn является однофазной. Она наблюдается в виде полиэдрических зерен α-твердого раствора (рис. 251).

Структура сплавов с 7—10% Sn в литом состоянии — зерна α-твердого раствора и участки эвтектоида (α + Cu_3Sn). Из-за присутствия эвтектоида эти сплавы не деформируются. Количество эвтектоида в структуре тем больше, чем выше концентрация олова и легирующих элементов: цинка, никеля и фосфора, которые не образуют новых фаз и присутствуют в α-растворе.

Свинец, добавляемый в оловянную бронзу, присутствует в структуре в виде отдельных включений более или менее округленной формы.

Алюминиевые бронзы. Структура бронзы с содержанием алюминия до 9,8% после деформации и отжига — зерна α-твердого раствора (рис. 252, *а*).

При содержании от 9,8 до 15,2% Al в структуре, кроме того, присутствуют участки эвтектоида (α + δ) (рис. 252, *б*). После закалки этих бронз от температуры, соответствующей области β-твер-

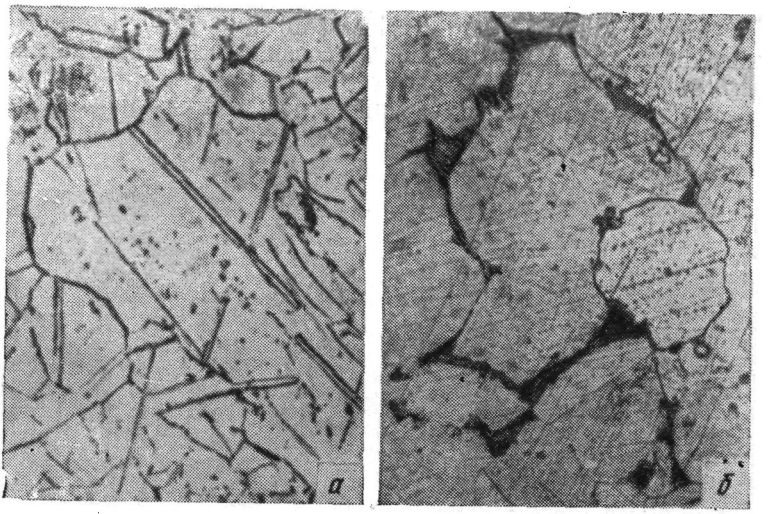


Рис. 252. Алюминиевая бронза:
а — однофазная (5% Al); *б* — двухфазная (10% Al). × 250

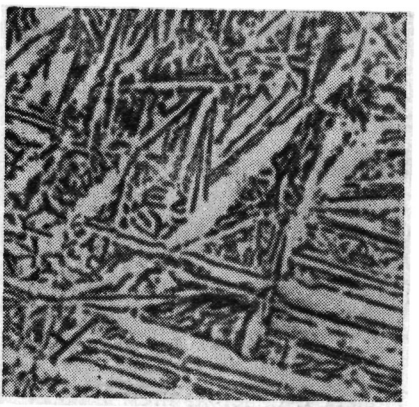


Рис. 253. Микроструктура закаленной алюминиевой бронзы (10,5% Al). × 500

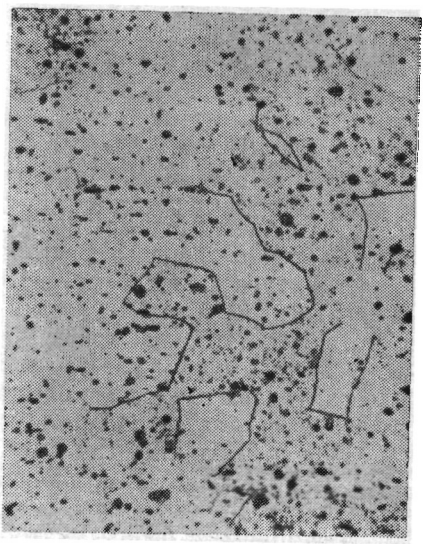


Рис. 254. Микроструктура отожженного алюминия (× 300). (Н. П. Дронова)

дого раствора, их структура состоит из игольчатых кристаллов мартенситной β′-фазы (рис. 253). Добавка в бронзу легирующих элементов никеля и марганца не вызывает образования новых фаз; наблюдается лишь смещение концентрации алюминия, соответствующей переходу от однофазной к двухфазной области (см. рис. 261). Введение железа сопровождается образованием включений железистой фазы.

Алюминий и его сплавы. Алюминий после деформации и отжига имеет однородную зернистую структуру (рис. 254). Микроанализ

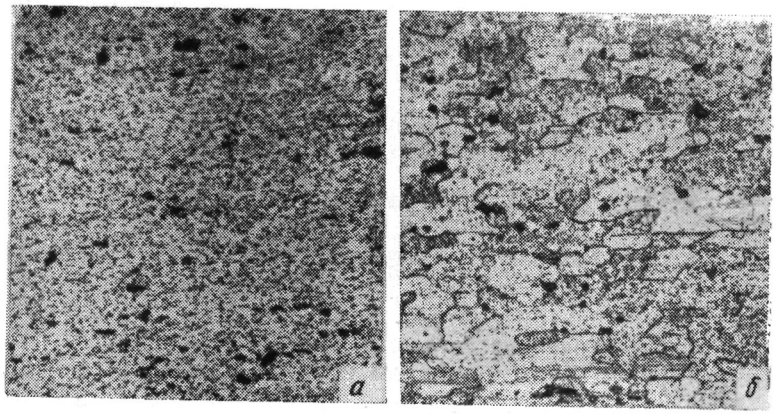


Рис. 255. Микроструктура дуралюмина Д16. ×250:
а — после отжига; *б* — после закалки (Н. П. Дронова)-

позволяет обнаружить присутствие вредных примесей; железа в виде включений $FeAl_3$ темной окраски и кремния в виде сероватых включений. При одновременном присутствии в алюминии и кремния, и железа в структуре наблюдаются тройные соединения алюминия, кремния и железа, обозначаемые α и β (см. рис. 169) и имеющие вид разветвленных включений; они снижают пластичность как алюминия, так и сплавов на его основе.

В структуре дуралюмина в равновесном (отожженном) состоянии присутствуют зерна α-твердого раствора, в состав которого входят медь, марганец и магний, а также дисперсные включения фаз W или S (светло-серого цвета [1]) и Mg_2S, а также фазы (соединения типа Cu_2FeAl) в виде темных образований (рис. 255). После закалки или закалки и старения структура дуралюмина — зерна α-твердого раствора и включения соединений железа и кремния с алюминием.

На рис. 256 представлена структура деформационно-упрочняемого сплава АМг6 после отжига. Видны зерна α-твердого раствора магния в алюминии и частицы включений железистых соединений.

[1] После травления в растворах NaOH и HF.

Силумины — литейные сплавы, содержат 5—14% Si. Структура сплавов при содержании до 11,3% (доэвтектические сплавы) состоит из первичных кристаллов α-твердого раствора (кремния в алюминии)

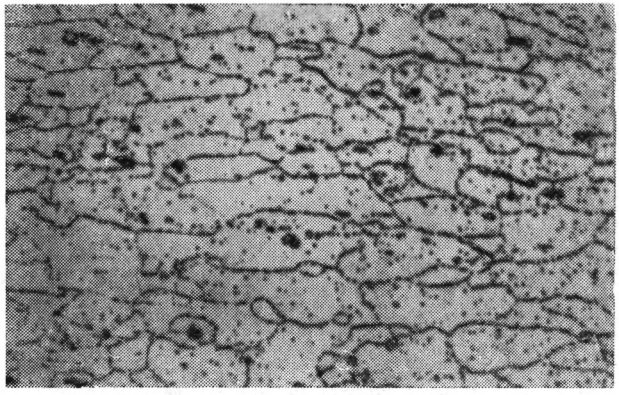


Рис. 256. Микроструктура сплава АМг6 после отжига (×300) (Н. П. Дронова)

и эвтектики (α + Si) (рис. 257, *а*). При более высокой концентрации кремния (заэвтектические сплавы) в структуре сплавов, кроме эвтектики, присутствуют кристаллы кремния в виде пластинок.

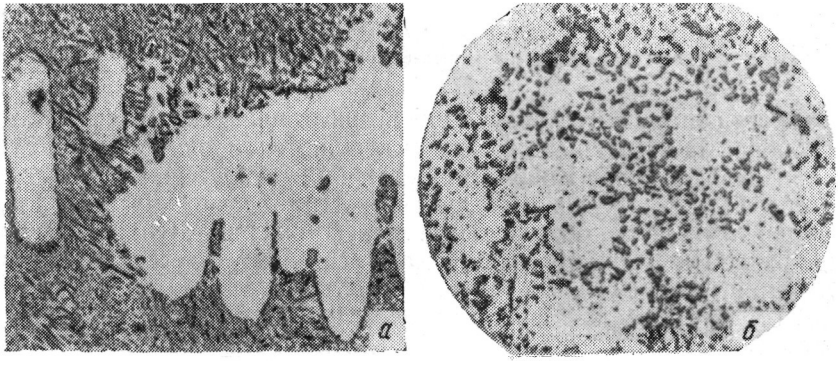


Рис. 257. Микроструктура силумина (12% Si):
а — без модифицирования, ×250; *б* — после модифицирования, ×250

При модифицировании сплавов силумина структура эвтектики становится более дисперсной и эвтектическая концентрация кремния возрастает. Поэтому в доэвтектических сплавах после модифицирования возрастает количество первичных кристаллов α-твердого раствора (рис. 257, *б*).

В специальных силуминах при введении меди могут быть обнаружены частицы $CuAl_2$, а при введении магния Mg_2Si. В присутствии

меди и магния образуются частицы фазы (Al_2CuMg). В результате закалки эти фазы растворяются, а после старения, выделяясь в дисперсной форме, упрочняют сплав.

Присутствие в силуминах примесей железа вызывает, кроме того, образование хрупких избыточных α- или β-фаз (см. рис. 169).

Магний и его сплавы. Структура технического магния после деформации и отжига состоит из зерен полиэдрической формы.

Литые или деформируемые сплавы магния имеют структуру α-твердого раствора и избыточной фазы типа Mg_3Al_2 (рис. 258).

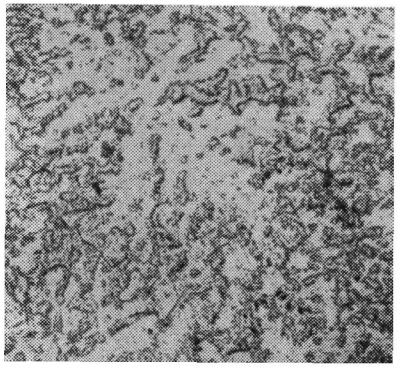


Рис. 258. Микроструктура магниевого сплава (7% Al). × 250

Рис. 259. Микроструктура отожженного титана ВТ1-1. × 600

Титан и его сплавы. На рис. 259 представлена структура деформированного и отожженного листового технического титана марки ВТ1-1. Видно мелкозернистое строение; в некоторых зернах заметны двойники рекристаллизации.

Структура большинства сплавов титана либо однофазный α-твердый раствор (сплавы ВТ5, ОТ4, АТ3 и др.), либо двухфазная, состоящая из α + β-твердых растворов (сплавы ВТ3-1, ВТ6, ВТ8 и др.) (см. рис. 260). Некоторые из сплавов ВТ15 имеют однофазную структуру β-твердого раствора.

Сплавы с двухфазной структурой (α + β) в равновесном состоянии подвергаются упрочняющей термической обработке — закалке и старению. После закалки от температур однофазной β-области они имеют структуру, состоящую из двух метастабильных фаз —мартенситной игольчатого вида (α′) и β-фазы, а при повышенном содержании элементов β-стабилизаторов — только из одной метастабильной β-фазы (рис. 260).

Если закалка однофазных сплавов (как обычно выполняется) производится от температур не выше границ двухфазной области, то структура сплавов состоит из метастабильных фаз (α′ и β) и α-фазы.

В процессе старения при оптимальных температурах (450—550° С), зависящих от состава сплава и требуемых свойств, мета-

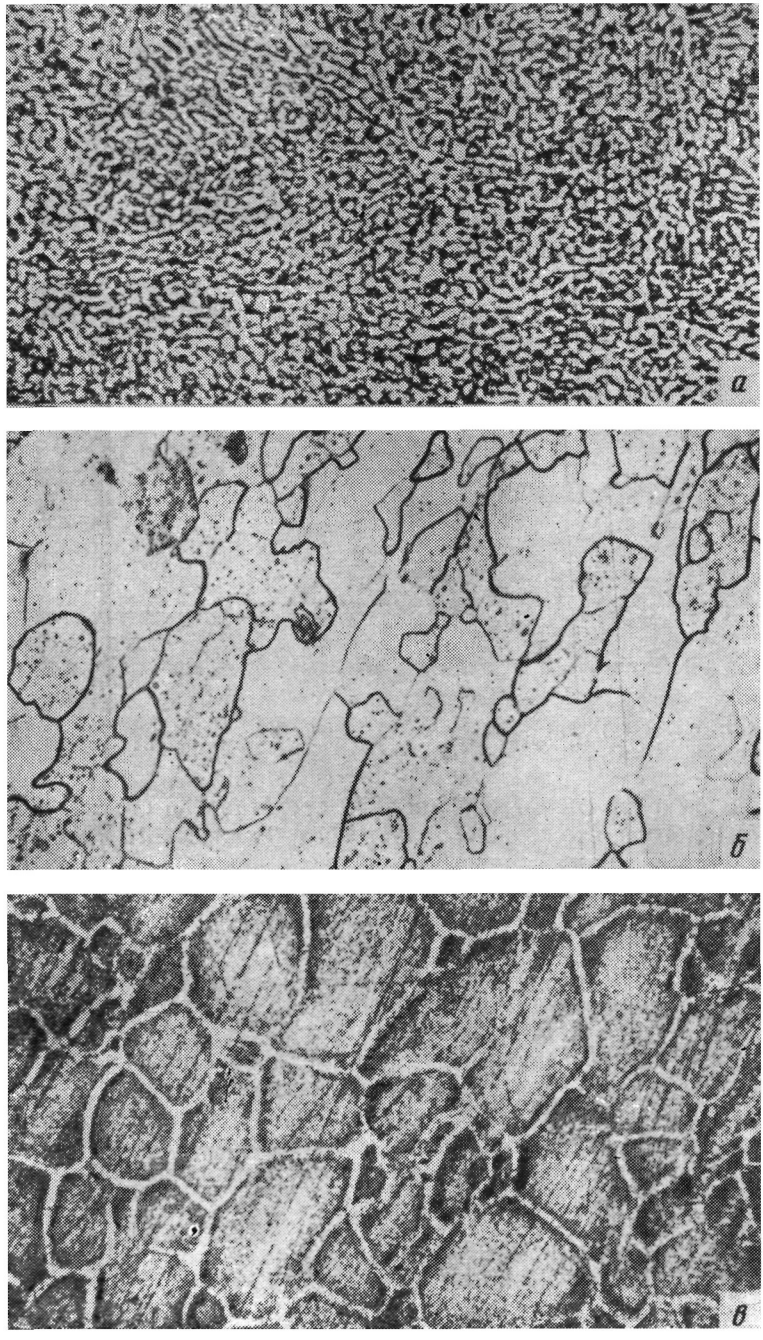


Рис. 260. Микроструктура сплава ВТ3-1. × 500:
а — после отжига; *б* — после закалки, 800° С; *в* — после старения, 480° С

стабильные α'- и β-фазы распадаются с образованием дисперсных частиц α-фазы. В сплавах с эвтектоидным превращением выделяются также частицы химических соединений. Эти процессы старения улучшают прочностные свойства, но снижают прочность и вязкость. Последняя резко падает в результате низкотемпературного старения (ниже 450° С), когда возможно образование метастабильной ω-фазы мартенситного типа.

Сплавы олова, свинца и сурьмы — подшипниковые сплавы (баббиты). Структура их состоит из сравнительно пластичной эвтектики и более твердых, а следовательно, и более износостойких первичных кристаллов сурьмы.

Структура других распространенных подшипниковых сплавов на основе сплавов системы Sn—Sb или Sn—Sb—Cu состоит из пластичного α-твердого раствора сурьмы и олова (см. темные участки на рис. 285), избыточных, сравнительно твердых кристаллов соединений SnSb, имеющих более или менее правильную огранку (см. светлые кубики на рис. 285).

В структуре сплавов, содержащих медь, наблюдаются, кроме того, дендритные звездообразные соединений Cu_3Sn; образование их уменьшает ликвацию сплавов по плотности.

2. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

Выполнение приведенных ниже задач предусматривает:

а) зарисовку микроструктур, рассмотренных в микроскопе;

б) подробное описание просмотренной микроструктуры; следует перечислить обнаруженные структурные составляющие, описать форму их выделения (зернистая, игольчатая формы, по границам) и указать примерное количественное соотношение между ними и характер окрашивания после травления;

в) подробные ответы на дополнительные вопросы, поставленные в задаче.

Задачи

№ 273. Провести микроанализ литой меди с низким и повышенным до 0,1—0,3% содержанием кислорода.

Указать: структуру, которая образуется в литой меди при наличии в ней кислорода, и по правилу отрезков определить по диаграмме $Cu—Cu_2O$ примерное содержание кислорода в каждом из рассмотренных образцов; дефекты, которые имеет медь, содержащая кислород, при нагреве в восстановительной атмосфере; меры, которые следует предпринять для уменьшения содержания кислорода в процессе производства меди.

№ 274. Провести микроанализ образцов меди: до деформации, деформированной, подвергнутой отжигу после деформации.

Определить: а) примерную температуру рекристаллизации меди (по правилу А. А. Бочвара) и объяснить механизм этого процесса и его влияние на свойства меди; б) степень вытяжки зерен деформи-

рованной меди; сопоставить для этого размеры зерна по длине (вдоль направления течения) и в поперечном направлении.

№ 275. Провести микроанализ латуни с содержанием 32% Zn: литой, после деформации и отжига.

Указать: а) особенности структуры латуни с 32% Zn в литом состоянии; б) причину образования неоднородной структуры после литья; в) процессы при деформации и последующем отжиге, позволяющие изменить структуру латуни по сравнению с литой.

№ 276. Провести микроанализ образцов латуни с разным содержанием цинка (до 42%), в частности латуни с 20, 30, 42% Zn. Указать: а) изменения в структуре латуни, которые вызывают увеличение содержания цинка, и фазы, присутствующие в исследованных сплавах (см. также диаграмму состояния Cu—Zn на рис. 127), их строение; б) области применения латуни указанных составов в технике.

№ 277. Провести микроанализ двух образцов латуни, имеющих соответственно структуру α и $\alpha + \beta'$-фаз. Указать: а) свойства (качественно), которыми обладают α- и β'-фазы в сплавах Cu—Zn; б) интервал температур, при которых возможна значительная пластическая деформация однофазной и двухфазной латуней (см. также диаграмму состояния Cu—Zn на рис. 127); в) области применения этих латуней в технике.

№ 278. Провести микроанализ двух образцов латуней: с 30% Zn, с 40% Zn и 1% Pb (ЛС59-1).

а) Рассмотреть диаграмму состояния Cu—Zn и Cu—Pb (рис. 129) и описать структурную форму, в которой свинец присутствует в латуни; б) указать на основании микроанализа нетравленого шлифа характер расположения включений свинца в латуни ЛС59-1; травленых шлифов — структуру латуней обоих составов; в) объяснить, для какой цели в латуни типа ЛС59-1 вводят небольшие количества свинца [1].

№ 279. Провести микроанализ оловянной бронзы, содержащей 4—6% Sn; литой и деформированной, а затем отожженной.

Указать: а) особенности литой структуры бронзы данного состава и, рассмотрев диаграмму состояния Cu—Sn (см. рис. 128), объяснить причину возникновения неоднородности в структуре, наблюдаемой при микроанализе; б) причины изменения структуры этой же бронзы после деформации и отжига; в) область применения в технике бронзы, содержащей 4—6% Sn.

№ 280. Провести микроанализ алюминиевой бронзы, содержащей 5% Al, литой, после деформации и отжига. Указать: а) особенности литой структуры бронзы с 4—6% Sn и, рассмотрев диаграмму состояния Cu—Al (рис. 261), объяснить причины возникновения неоднородности в структуре, наблюдаемой при микроанализе; б) особенности структуры этой же бронзы после деформации и отжига и объяснить причины ее изменения по сравнению с литой бронзой; в) характер изменения (в равновесном состоянии) структуры и механических

[1] Для решения задачи можно использовать книгу: Мальцев М. В., Барсукова Т. А., Борин Ф. А. Металлография цветных металлов и сплавов. М., Металлургиздат, 1960, 372 с. с ил.

свойств алюминиевой бронзы при увеличении в ней содержания алюминия до 9,5% Al.

№ 281. Провести микроанализ отожженной алюминиевой бронзы с 5% Al (марка Бр.А5) и с 10% Al (марка Бр.А10). Определить: а) структуру и фазы, присутствующие в указанных бронзах; б) состав бронзы (из числа рассматриваемых), принимающей закалку (см. диаграмму состояния Cu—Al на рис. 261).

№ 282. Провести микроанализ образцов дуралюмина: 1) литого; 2) пластически деформированного и затем отожженного; 3) закаленного.

Рассматривая условно дуралюмин как сплав системы Al—Cu (см. рис. 135)* указать: а) по диаграмме состояния Al—Cu (или Al—Cu—Mg, см. рис. 168) его структуру при содержании 5% Cu; б) причину образования эвтектики в литом дуралюмине с 5% Cu; в) структуру закаленного дуралюмина, содержащего 5% Cu, и показать возможность термической обработки дуралюмина.

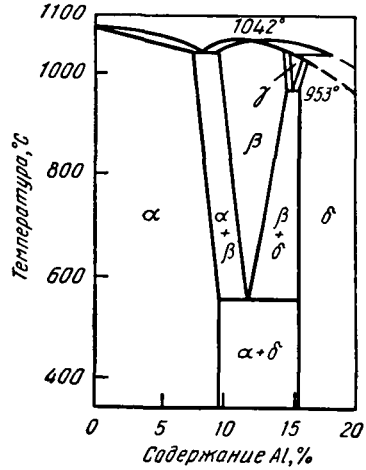


Рис. 261. Диаграмма состояния сплавов Cu—Al

№ 283. Провести микроанализ силумина (12% Si) без специальной обработки (модифицирования) и после модифицирования. Указать: а) различие в структуре немодифицированного и модифицированного силуминов; б) процессы, протекающие при модифицировании, и ее влияние на механические свойства силумина.

№ 284. Провести микроанализ дуралюмина и алюминиевомедного сплава с 8—10% Cu. Описать: а) особенности структуры этих сплавов, рассматривая их условно как сплавы на основе системы Al—Cu (см. рис. 135); б) качественно литейные свойства сплавов и способность принимать пластическую деформацию, учитывая положение этих сплавов на диаграмме состояния Al—Cu.

№ 285. Провести микроанализ сплавов титана ВТ5 (5% Al) ВТ3-1 (5% Al, 2% Cr и 2,5% Mo).

Указать: а) структуру сплавов и на основании диаграммы состояния Ti—Al описать превращения в сплаве ВТ5 при нагреве; б) влияние хрома и молибдена на области существования α- и β-модификаций титана (на основе сопоставления структур сплавов ВТК и ВТ3-1); в) возможность закалки сплава типа ВТ3-1 и характер происходящих при этом превращении (условно по диаграмме состояния сплавов Ti—Cr (см. рис. 133).

№ 286. Провести микроанализ подшипниковых сплавов на основе олова (типа Б83) и на основе свинца (типа БС). Описать: а) основные

* Дуралюмин содержит, кроме того, магний, кремний, марганец и железо.

особенности структуры обоих сплавов; б) особенности превращений этих сплавов при охлаждении из жидкого состояния.

Для решения задачи рассмотреть диаграммы состояния Sn—Sb (см. рис. 69) и Pb—Sb (см. рис. 65).

ГЛАВА XX

ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ ПО ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ДУРАЛЮМИНА

1. МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К ВЫПОЛНЕНИЮ РАБОТ

К дуралюминам относится большая группа сплавов на основе алюминия (см. табл. 40), деформируемых (ковкой, прокаткой, прессованием или волочением) и упрочняемых термической обработкой.

В структуре дуралюмина после отжига присутствуют фазы: α-твердый раствор (основа) и химические соединения Mg_2Si, W ($Al_xCu_yMg_zSi_u$) или S (Al_2CuMg), а также фаза, содержащая железо, — N(Cu_2AlFe). Фазы Mg_2Si, W и S растворяются при температуре закалки (400—500° С) и выделяются при старении, вызывая упрочнение сплава.

Структурой сплавов после закалки является практически однофазный пересыщенный α-твердый раствор (а также нерастворимая при нагреве *N*-фаза).

Процессы превращений при термической обработке дуралюмина можно приближенно рассматривать по диаграмме состояния Al—Cu (рис. 135), поскольку медь является основным легирующим компонентом сплава. Из диаграммы следует, что химическое соединение $CuAl_2$ может быть растворено в α-фазе только при нагреве до температуры выше линии ограниченной растворимости меди в алюминии. При быстром охлаждении от этой температуры твердый раствор не распадается и при 20° С он будет пересыщенным по отношению к равновесному (отожженному) состоянию сплава. Такой раствор является метастабильным и при длительном пребывании в области нормальных температур (естественное старение) или при сравнительно непродолжительном нагреве (искусственное старение) изменяет свое состояние, приближаясь к более равновесному. Это приводит к увеличению прочности и твердости, но снижению пластичности (табл. 17).

Структурные превращения, происходящие при старении, нельзя наблюдать в оптическом микроскопе (из-за малой разрешающей

Таблица 17

Обработка сплава Д16	σ_b, кгс/мм²	*HB*	δ, %
Закалка	26	70	25
Естественное старение	47	105	17

способности метода); их определяют методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. По этим данным при естественном старении в решетке α-твердого раствора возникают группировки атомов из атомов легирующих элементов (меди, магния, кремния), причем состав этих групп на стадии, отвечающей максимальному упрочнению, близок к составу соответствующих избыточных фаз (Mg_2S, W или S). Такие группы называют зонами Гинье—Престона (ГП2).

При искусственном старении в решетке твердого раствора образуются группы атомов, состав которых и строение близки к промежуточным состояниям указанных выше избыточных фаз. Образование зон ГП2 в решетке твердого раствора или областей типа промежуточных фаз, когерентно связанных (т. е. сопряженных) с решеткой твердого раствора, создает значительное сопротивление для дислокаций. Поэтому дислокации для своего продвижения должны либо перерезать эти зоны (или области) или участки образующихся фаз, либо огибать их, что требует приложения значительных напряжений и собственно и является причиной упрочнения сплавов.

В промышленности чаще применяют естественное старение, хотя при этом упрочнение происходит значительно медленнее, чем при искусственном старении. Это объясняется не только технологической простотой течения естественного старения, но и тем, что в результате дуралюмин обладает и большей коррозионной стойкостью и большей вязкостью разрушения (см. с. 157), т. е. менее подвержен опасным хрупким разрушениям.

В промышленности используют также обработку «на возврат». Она заключается в кратковременном нагреве дуралюмина после естественного старения до температуры 250° С с последующим быстрым охлаждением. При таком нагреве зоны Гинье—Престона рассасываются. Поэтому после охлаждения состояние сплава близко к тому, которое он приобретает при обычной закалке. Дуралюмины после «возврата» имеют низкую прочность и твердость, но высокую пластичность и могут подвергаться тем же операциям обработки давлением (штамповке, гибке и т. д.), как и свежезакаленный сплав, в котором не развилось естественное старение. После «возврата» (как и после обычной закалки) дуралюмин может быть упрочнен при естественном или искусственном старении.

В приведенных ниже лабораторных работах предусмотрено изучение влияния термической обработки (закалки, старения и возврата) на механические свойства * дуралюмина. Для выполнения работы может быть выбран дуралюмин любого состава по табл. 40 (см. стр. 432—433).

Для измерения твердости можно применять пластинки или шайбы, а для определения предела прочности, текучести и относительного удлинения — нормальные или плоские разрывные образцы (см. с. 137).

---

* При прохождении курса по сокращенной программе в данных лабораторных работах можно ограничиться лишь определением твердости.

Продолжительность выдержки при закалке образцов диаметром 20 мм и высотой 5 мм должна быть не менее 15 мин при нагреве в селитровой ванне и 30 мин при нагреве в электрической печи. Охлаждение в воде.

Естественное старение достигается вылеживанием образцов при нормальной температуре в течение четырех-семи суток. Твердость измеряют вдавливанием шарика по Роквеллу при нагрузке 100 кгс [1] через 60 и 120 мин, а затем через каждые 24 ч после начала вылеживания.

Старение при 100° С следует проводить в кипящей воде, при 150 и 175° С — в масляной ванне (или в печи) и при более высоких температурах — в печи или легкоплавких солях с охлаждением в воде.

Для изучения процесса возврата образцы должны быть предварительно закалены и подвергнуты естественному старению. Возврат проводят нагревом до 250° С с выдержкой в течение 3 мин (для образца диаметром 20 мм и высотой 5 мм) и охлаждением в воде.

2. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

№ 287. Определить влияние температуры старения (отпуска) на твердость закаленного дуралюмина.

Старение провести при 100° С с выдержками 15, 30, 45 и 60 мин; при 150° С с выдержками 5, 15, 30, 45 и 60 мин; при 200° С с выдержками 3, 5, 10, 15, 30 и 45 мин; при 250° С с выдержками 1, 3, 5, 10, 15 и 30 мин и при 300° С с выдержками 1, 3, 5, 10 и 15 мин.

Твердость должна быть измерена после закалки на одном-двух образцах из серии и после старения на каждом образце.

Каждый студент проводит старение при одной температуре и выдержке и по данным, полученным другими студентами группы, строит график изменения твердости в координатах твердость—продолжительность старения. Для каждой температуры старения на диаграмму наносят отдельную кривую.

Объяснить, каким превращениям в структуре соответствует полученный ход изменения твердости.

№ 288. Провести закалку образцов дуралюмина с 500° С и искусственное старение при 150° С в течение 15, 30, 45 мин, 1 и 2 ч.

Построить график изменения твердости при искусственном старении, объяснить механизм повышения твердости (прочности) и указать, как изменяется пластичность при старении.

№ 289. Провести закалку образцов с 500° С и искусственное старение при 175° С в течение 15, 30, 45 мин, 1 ч.

Построить график изменения свойств в зависимости от продолжительности старения.

Объяснить процесс искусственного старения и описать выделяющиеся фазы.

№ 290. Провести закалку образцов дуралюмина с 500° С и искусственное старение при 200° С продолжительностью 15, 30, 45 мин, 1 ч.

---

[1] Твердость образцов больших размеров лучше измерять по Бринеллю при нагрузке 62,5 кгс и диаметре шарика 2,5 мм.

Построить график изменения свойств при естественном и искусственном старении.

Рассматривая условно дуралюмин как двойной сплав на основе системы Al—Cu, характеризовать структуру сплава с 5% Cu после закалки и после искусственного старения.

Объяснить процесс коагуляции и его влияние на свойства сплава.

ГЛАВА XXI

ЗАДАЧИ ПО РАЗБОРУ МИКРОСТРУКТУР ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Для выполнения задач студенты должны ознакомиться с типовыми структурами, приведенными в гл. XIX. Каждый студент выполняет одну-две задачи (в лаборатории или в виде домашнего задания).

№ 291. Два образца меди были нагреты в восстановительной атмосфере до 600—800° С. Один из образцов получил наружные дефекты,

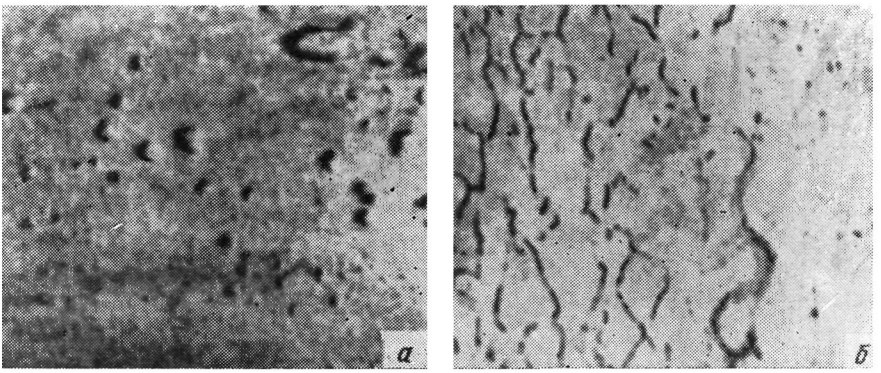


Рис. 262. Медь после нагрева в восстановительной атмосфере (600—800° С) (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин):

а — поверхность меди, натуральная величина; *б* — микроструктура, нетравленный шлиф, ×130

показанные на рис. 261; второй таких дефектов не имел. В нетравленном микрошлифе первого образца были также обнаружены дефекты (рис. 262).

Микроструктура, которую имели эти образцы до нагрева в восстановительной атмосфере, показана на рис. 263.

Описать особенности структуры и объяснить, по данным микроанализа образцов до нагрева, причину появления в первом образце дефектов, показанных на рис. 261.

№ 292. На рис. 264, *а* показана микроструктура латуни после холодной деформации, а на рис. 264, *б, в, г* — микроструктура этой же латуни, но после отжига соответственно до 300, 500, 700° С.

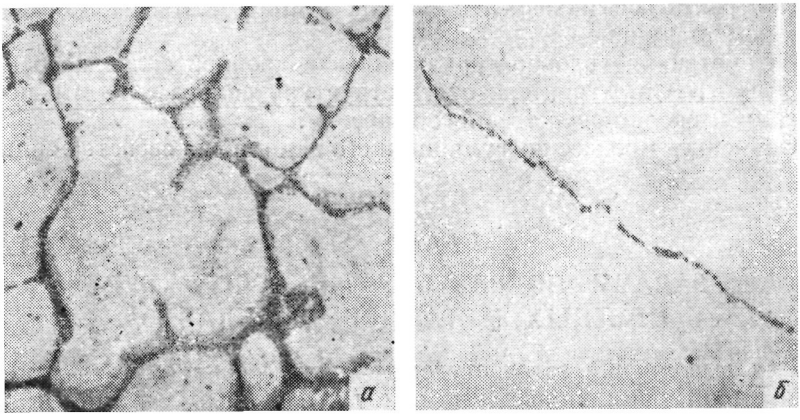


Рис. 263. Микроструктура медных образцов до нагрева в восстановительной атмосфере. × 130 (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин):
а — образец, имеющий дефекты, показанные на рис. 262; *б* — образец, не имеющий дефектов

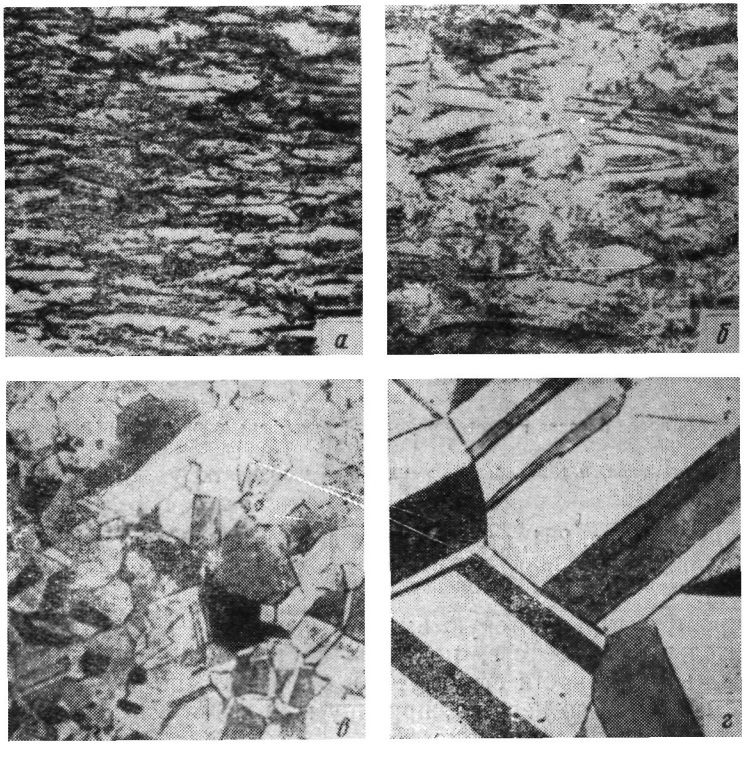


Рис. 264. Микроструктура латуни. × 130:
а — после холодной пластической деформации; *б, в, г* — после холодной пластической деформации и отжига соответственно при 300, 500 и 700° С

Определить температуру рекристаллизации и указать свойства после холодной деформации и после рекристаллизации. Объяснить, какие изменения механических свойств вызовет отжиг латуни, выполненный при температуре, значительно превышающей температуру рекристаллизации (700° С).

№ 293. На рис. 265, *а*, *б* показана микроструктура двух широко применяемых латуней с разным содержанием цинка.

Рассмотрев диаграмму Cu—Zn (см. рис. 127), описать приведенные микроструктуры и указать их фазовый состав.

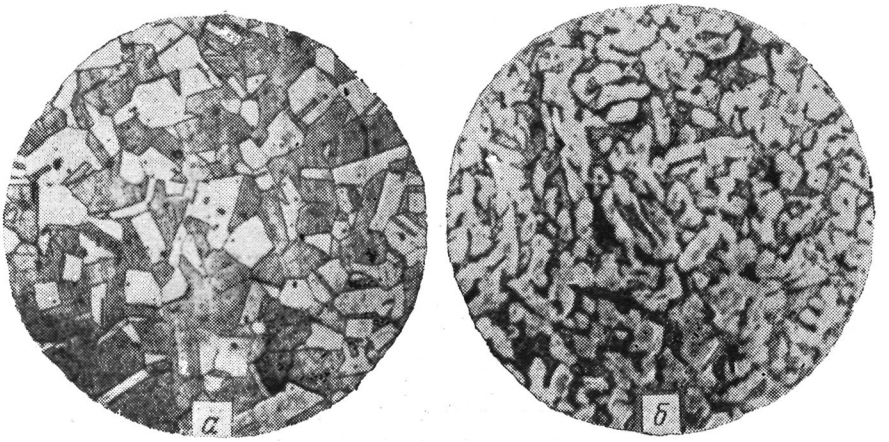


Рис. 265. Микроструктура латуней с различными содержанием цинка после обработки давлением и отжига. ×200

Исходя из общих закономерностей влияния фазового состава и структуры на свойства указать, в чем заключается различие механических свойств латуней, показанных на рис. 265.

№ 294. Однофазные медноцинковые сплавы (α-латуни) после отливки имеют микроструктуру, показанную на рис. 266, *а*. Последующая обработка значительно изменяет структуру литой однофазной латуни, как это показывает, например, микроструктура на рис. 266, *б*, где заметны двойниковые зерна.

Описать структуру латуни, показанную на рис. 266, *а*, *б*, и указать способ обработки, изменяющей ее структуру. Указать, в каком направлении изменяются при этом механические свойства.

№ 295. На рис. 267 показана микроструктура α-латуни после холодной деформации и отжига.

Указать, в чем заключается различие в режиме обработки латуни, которое вызвало видимое на фотографиях изменение в размерах зерна, и его влияние на механические свойства.

№ 296. В судостроении применяют латунь с 1,5% Sn и 37% Zn (морская латунь). В результате медленного охлаждения после горячей обработки она становится хрупкой. В то же время быстро охлажденная морская латунь не является хрупкой.

На рис. 268, *а*, *б* дана микроструктура морской латуни после быстрого и медленного охлаждения. На основании диаграммы Cu—Zn—Sn (см. рис. 165) определить фазовый состав этой латуни и по данным микроанализа объяснить причину появления хрупкости.

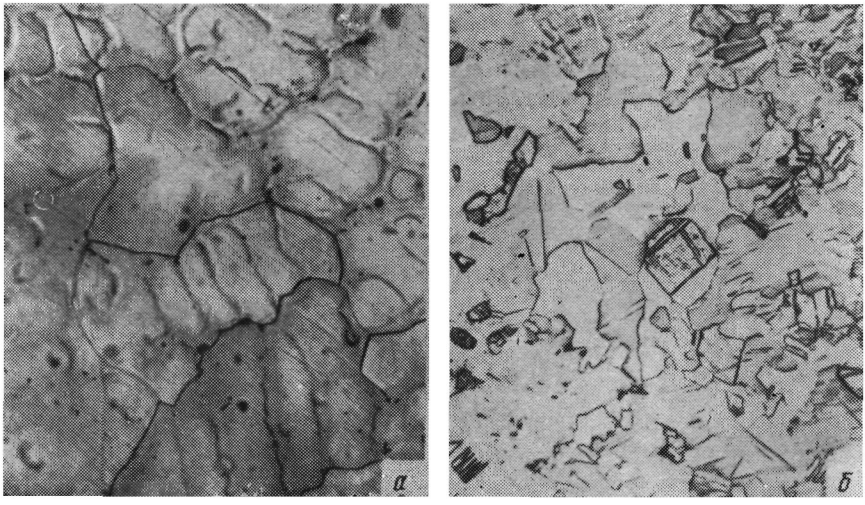


Рис. 266. Микроструктура однофазной латуни. × 100:
а — после литья; *б* — после дальнейшей обработки

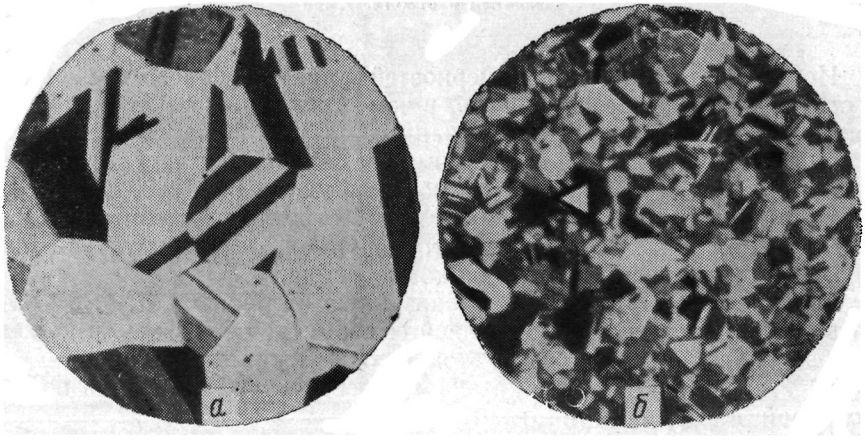


Рис. 267. Микроструктура латуни после холодной деформации и отжига. × 125

№ 297. Латуни с 1—3% Al имеют по сравнению с простыми латунями повышенную прочность и большую устойчивость против коррозии. Введение в эту латунь, кроме того, 1% Fe дополнительно повышает прочность.

На рис. 269, *а* показана микроструктура латуни с 70% Cu и 2% Al (остальное цинк), а на рис. 269, *б* — такая же латунь, содержащая, кроме того, 1% Fe (структуры приведены в состоянии после деформации и рекристаллизации).

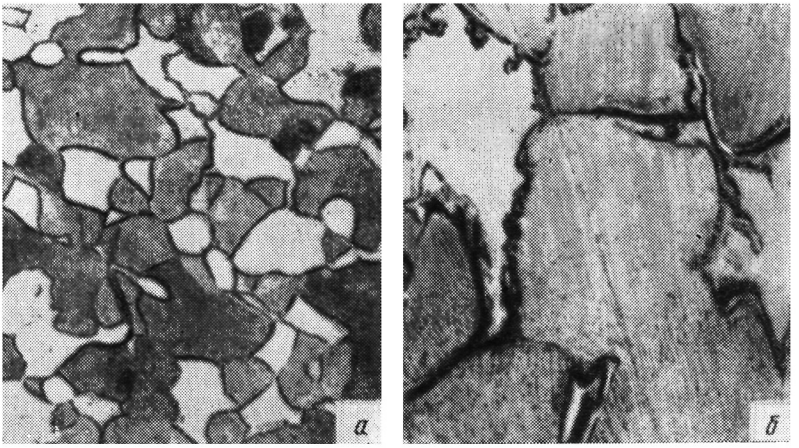


Рис. 268. Микроструктура латуни с 1,5% Sn и 37% Zn (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин):
а — после быстрого охлаждения; *б* — после медленного охлаждения. ×300

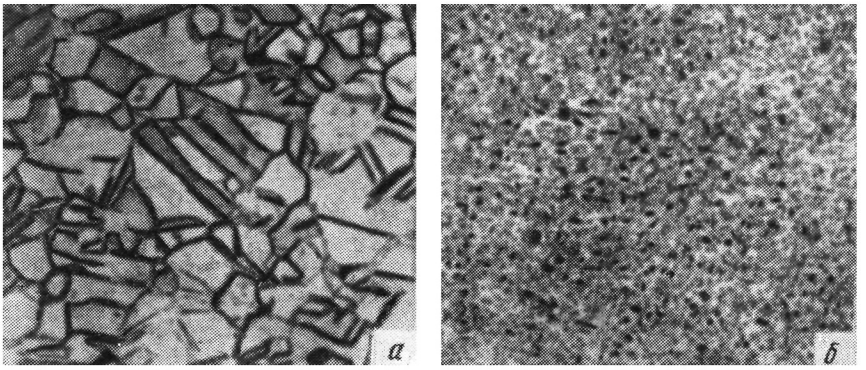


Рис. 269. Микроструктура латуни с 70% Zn и 2% Al. ×100 (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин)
а — без добавки железа; *б* — с добавкой 1% железа

Объяснить, какие изменения в структуре латуни вызывают добавление железа и почему эти изменения повышают ее прочность.

№ 298. На рис. 270 показана микроструктура меди, содержащей небольшую примесь висмута.

На основании диаграммы Cu—Bi указать структурную форму выделений, наблюдаемых на микрофотографии.

Характеризовать влияние висмута, учитывая его механические свойства и температуру плавления, на пластичность меди при низких и при повышенных температурах.

Указать, какие пределы содержания висмута установлены ГОСТ для наиболее чистых сортов меди и какие меры применяют в процессе производства меди для уменьшения содержания в ней висмута.

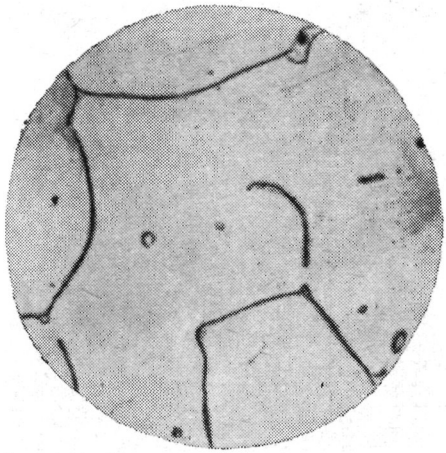


Рис. 270. Микроструктура литой меди, содержащей небольшую примесь висмута. ×130 (В. Д. Туркин, М. В. Румянцев)

№ 299. На рис. 271, *а* показана микроструктура алюминиевой бронзы с 5% Al.

Описать режим обработки бронзы, имеющей указанную структуру, для получения структуры, показанной на рис. 271, *б*.

Объяснить, какое влияние на свойства бронзы окажет изменение микроструктуры.

№ 300. Алюминиевая бронза с 8,1% Al после деформации в холодном состоянии нагревалась до 700, 900° С в течение 2 ч с последующим ускорением охлаждением (на воздухе).

Микроструктура бронзы, полученная после этой обработки, показана соответственно на рис. 272, *а*, *б*.

Указать, какие процессы происходят при нагреве соответственно до 700, 900° С. По диаграмме Cu—Al и приведенным фотографиям

Рис. 271. Микроструктура алюминиевой бронзы (5% Al) (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин): *а* — в исходном состоянии. ×50; *б* — после дополнительной обработки. ×230

определить фазовый состав, который получила бронза после нагрева до названных температур и ускоренного охлаждения.

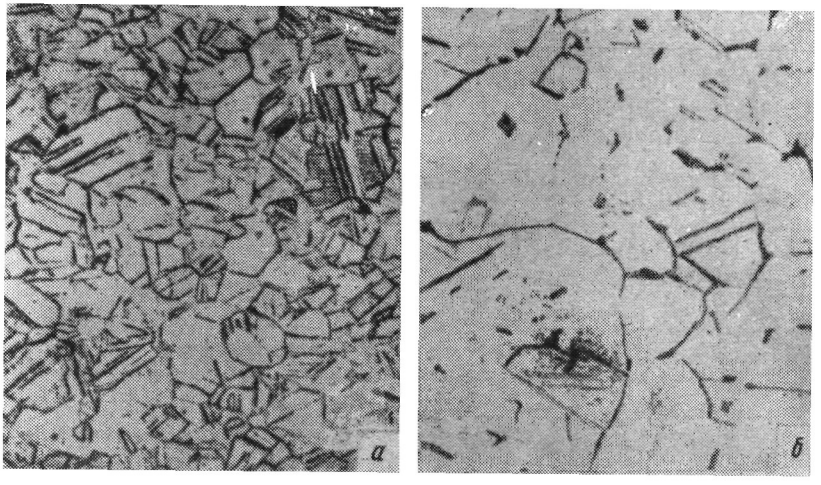


Рис. 272. Микроструктура алюминиевой бронзы (8,1% Al) после холодной деформации и нагрева. ×130 (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин):

а — 700° С; *б* — 900° С

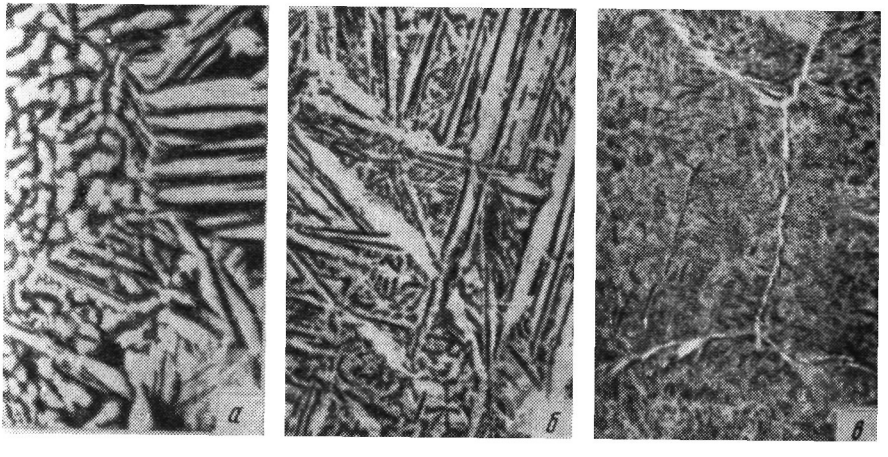


Рис. 273. Микроструктура алюминиевой бронзы с 10,2% Al после прессования и термической обработки (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин):

а — после прессования. ×150; *б* — после закалки. ×150; *в* — после отпуска. ×520

№ 301. На рис. 273, *а*, *б*, *в* показана микроструктура алюминиевой бронзы с 10,2% Al после прессования и после прессования и термической обработки.

Описать приведенные структуры и механизм превращения в бронзе с 10,2% Al при ее закалке.

Описать процессы, происходящие в закаленной алюминиевой бронзе при отпуске до 500° С.

Указать, как изменяются свойства алюминиевой бронзы при закалке и отпуске.

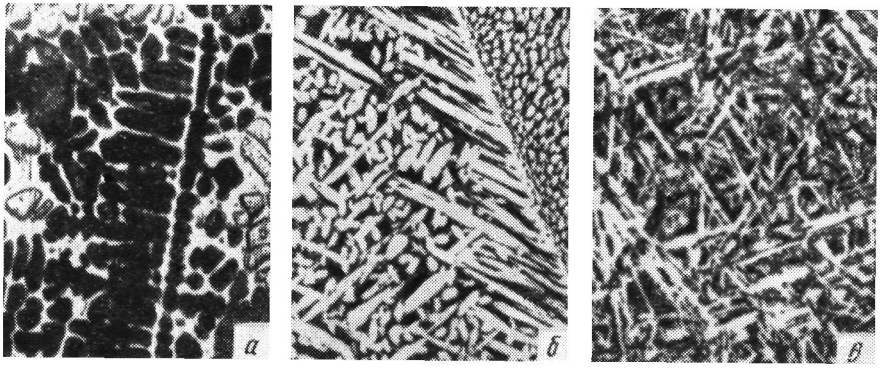


Рис. 274. Микроструктура алюминиевой бронзы с 10% Al:
а — после литья. ×100; *б* — после прессования. ×200; *в* — после закалки. ×200

№ 302. На рис. 274 приведены микроструктуры алюминиевой бронзы с 10% Al в литом состоянии (*а*), после прессования и отжига (*б*) и после закалки (*в*).

Описать приведенные структуры и по диаграмме Cu—Al указать фазовый и структурный состав сплава.

Объяснить, почему алюминиевые бронзы с 10% Al принимают закалку, и указать происходящие при закалке изменения структуры и свойств.

№ 303. Оловянные бронзы при содержании около 5—6% Sn имеют после отливки структуру, показанную на рис. 275, т. е. содержащую участки эвтектоида. Эта же бронза в условиях, близких к равновесным (например, длительным отжигом), имеет микроструктуру, показанную на рис. 275, *б*.

Объяснить по диаграмме Cu—Sn (см. рис. 128) возможность получения эвтектоида в структуре литой бронзы и указать ее фазовый или структурный состав в неравновесном и равновесном состояниях.

Указать обработку, позволяющую получить равновесное состояние бронзы, и показать, как изменяются ее структура и свойства в результате такой обработки.

№ 304. На рис. 276 показана микроструктура свинцовистой бронзы с 30% Pb.

Рассмотрев диаграмму состояния Cu—Pb, описать структуру этой бронзы (см. рис. 129).

Учитывая различие в плотности меди и свинца, определить склонность приведенного сплава к ликвации и указать мероприятия, уменьшающие ликвацию по плотности в свинцовистой бронзе.

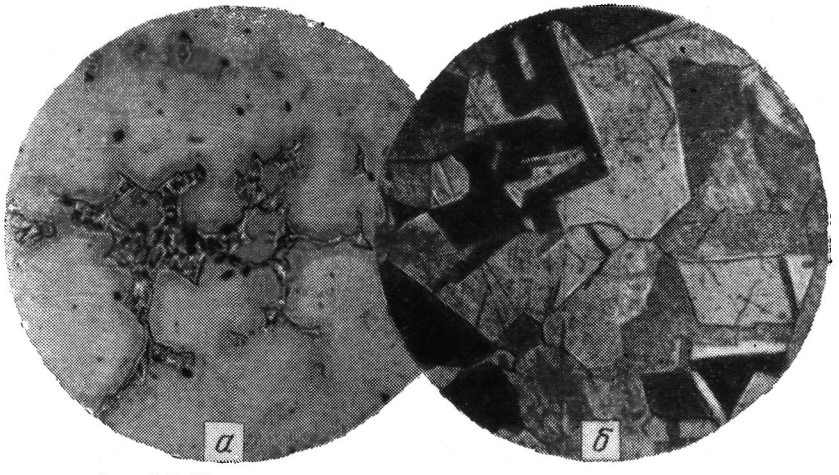


Рис. 275. Микроструктура оловянной бронзы с 5—6% Sn. ×200; *а* — после литья; *б* — в состоянии, близком к равновесию

Исходя из полученного в приведенном сплаве характера распределения свинца в меди и поведения меди и свинца при работе на истирание, указать область применения свинцовистой бронзы в промышленности.

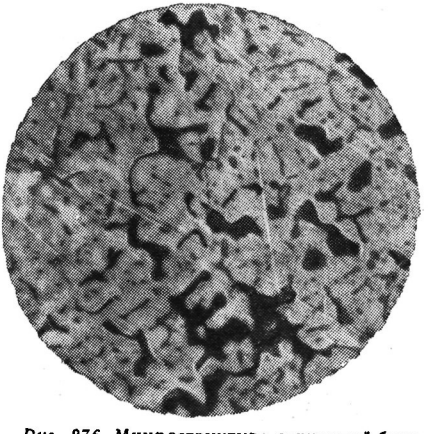


Рис. 276. Микроструктура свинцовой бронзы с 30% Pb. ×130

№ 305. На рис. 277 показан внешний вид двух образцов латуни, содержащих соответственно 57% Cu (остальное цинк); 57% Cu и 3% Pb (остальное цинк), после деформации на 15% и вылеживания на воздухе в течение 75 дней.

Образец *а* имеет трещины; его микроструктура дана на рис. 278.

Объяснить причины возникновения трещин в латуни при вылеживании.

№ 306. Макростроение многих сплавов в слитке зависит от температуры выпуска и разливки жидкого металла. На рис. 279 представлено макростроение трех слитков алюминия, отлитых в различных условиях.

Описать макростроение каждого из слитков и указать различие в условиях их отливки.

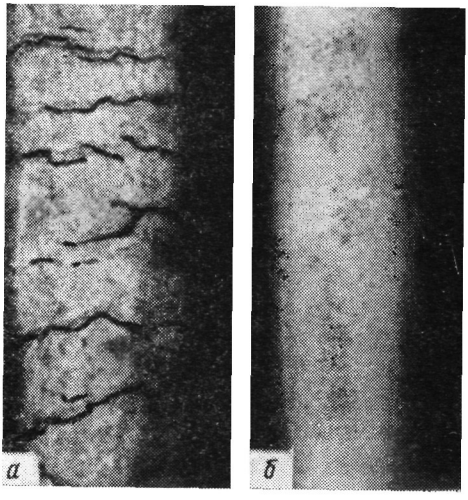


Рис. 277. Внешний вид образцов латуни после наклепа и вылеживания на воздухе в течение 75 дней (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин):

а — 57% Cu (остальное цинк); *б* — 57% Cu, 3% Pb, остальное цинк

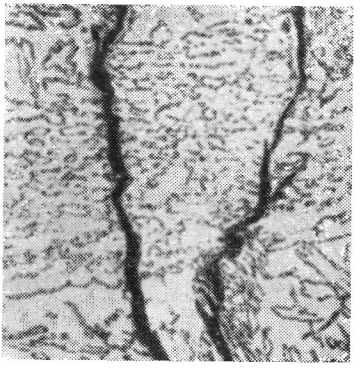


Рис. 278. Микроструктура латуни, показанной на рис. 268×130 (В. В. Жолобов, Н. И. Зедин)

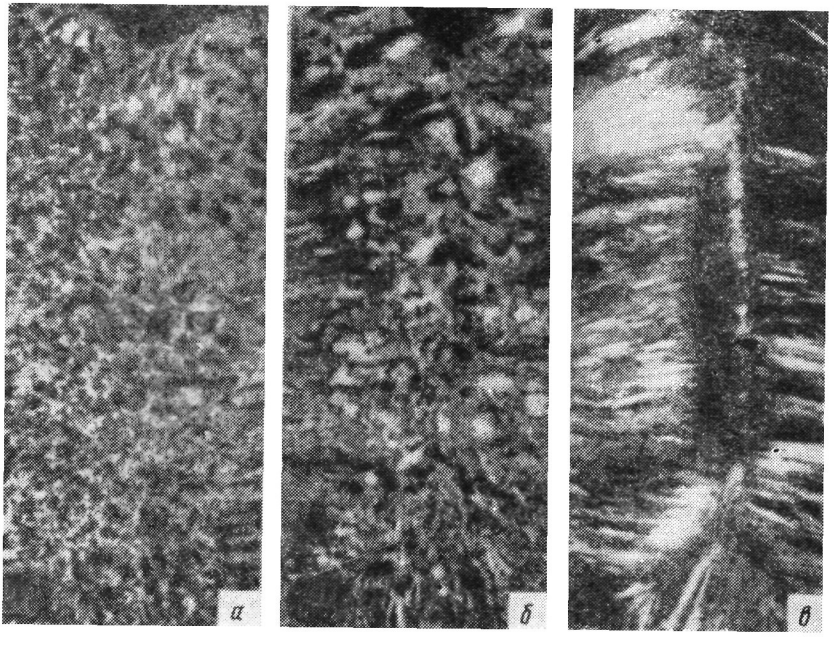


Рис. 279. Макростроение трех слитков алюминия (продольный разрез), отлитых при различных температурах жидкого металла (Данилов, Неймарк)

№ 307. Химический состав алюминиевых сплавов выбирают в зависимости от способа изготовления деталей (обработка давлением или литье).

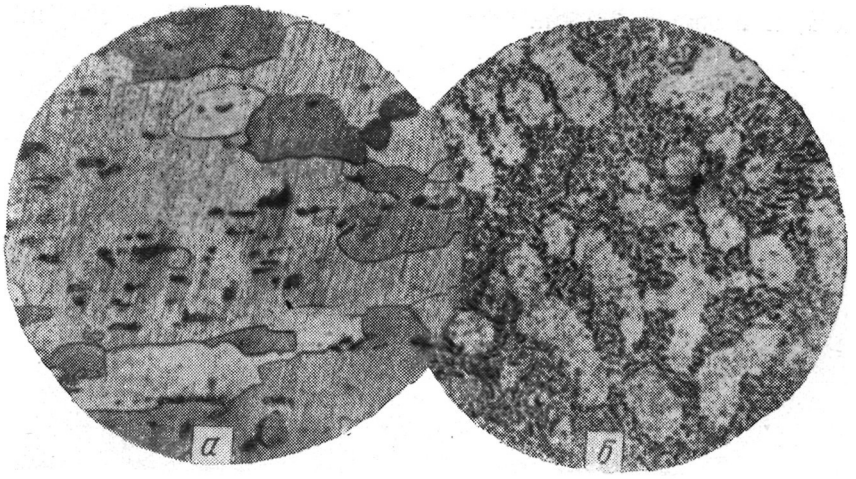


Рис. 280. Микроструктура широко применяемых алюминиевых сплавов, один из них — деформированный, другой — литой:
а — ×500; *б* — ×200

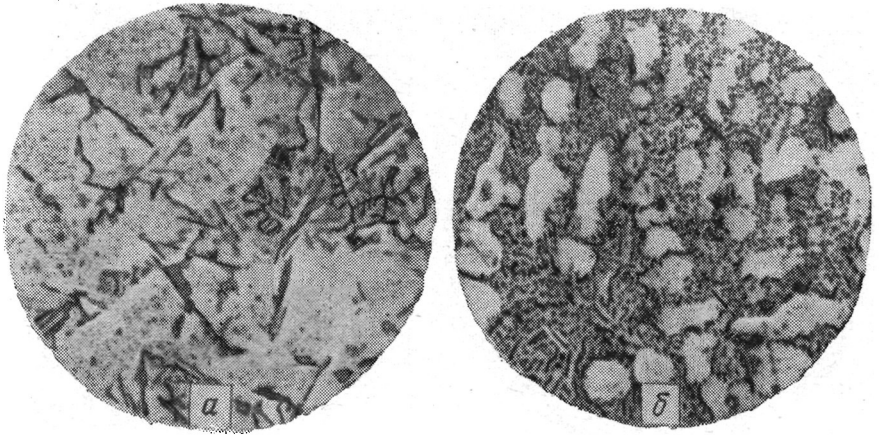


Рис. 281. Силумин. ×200:
а — после литья без применения специальных добавок в жидкий металл; *б* — после литья с применением специальных добавок

Описать показанные на рис. 280, *а*, *б* структуры алюминиевых сплавов, широко используемых в технике, и указать, какой из этих сплавов деформированный и какой литой.

№ 308. Для повышения механических свойств литых алюминиевых сплавов (силуминов), применяемых в виде отливок, проводят

специальную обработку жидкого металла. На рис. 281, *а*, *б* показана микроструктура силумина, содержащего 12% Si, выплавлявшегося без упомянутой обработки (рис. 281, *а*) и с обработкой (рис. 281, *б*).

Описать различие в структуре и способе обработки жидкого металла и объяснить, как изменяются при этом свойства силумина.

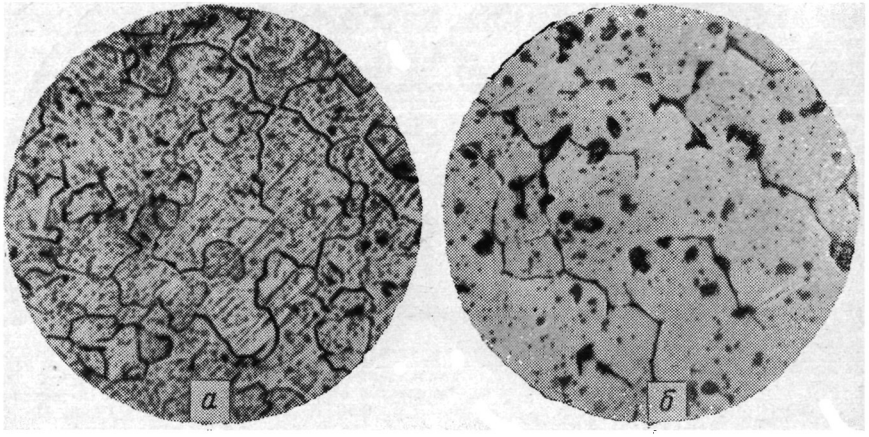


Рис. 282. Дуралюмин после закалки:
а — ×100; *б* — ×200

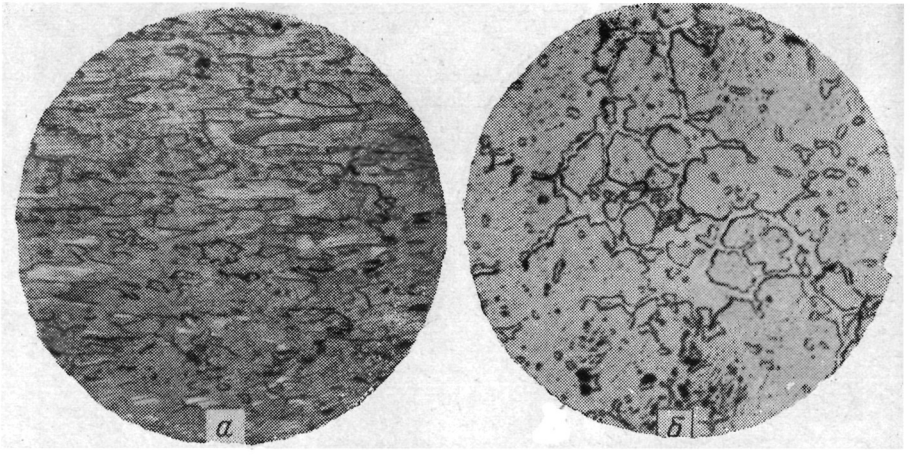


Рис. 283. Микроструктура алюминиевых сплавов разного состава. ×200

№ 309. Сплавы типа дуралюмин приобретают высокие механические свойства в результате закалки и старения. При закалке особое значение имеет точное соблюдение температур нагрева.

На рис. 282 показана микроструктура дуралюмина, закаленного с нормальной и с повышенной температуры.

Описать эти структуры и указать, какой из образцов был перегрет при закалке.

№ 310. На рис. 283 показаны структуры алюминиевых сплавов на основе системы алюминий—медь.

Указать, какой из сплавов является деформируемым (и подвергался обработке давлением) и какой литейным. Описать структуру

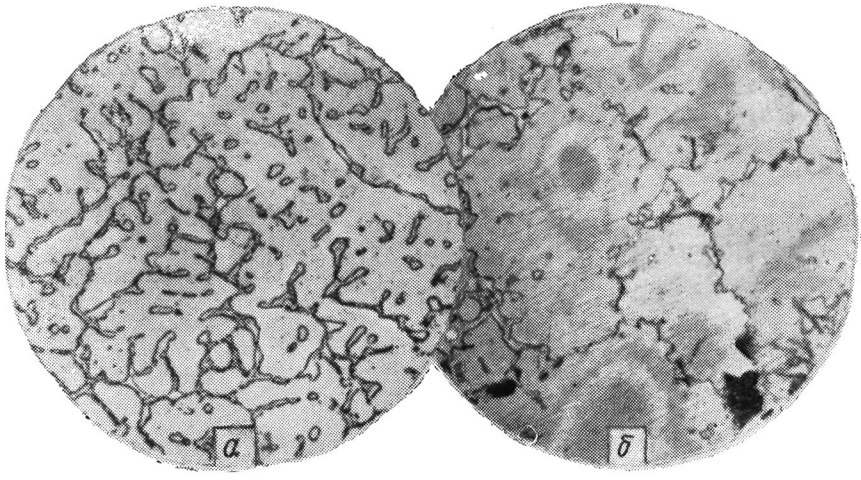


Рис. 284. Микроструктура сплавов алюминия с магнием. × 200: *а* — сплав алюминия с 10% Mg; *б* — сплав магния с 8% Al

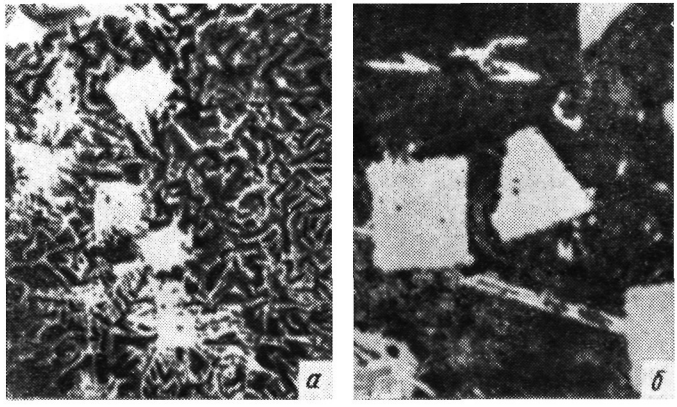


Рис. 285. Микроструктура подшипниковых сплавов (баббитов); на одной из фотографий структура сплава на оловянистой основе; на другой — на свинцовистой основе. × 150 (В. Д. Туркин, М. В. Румянцев)

и примерные составы сплавов обоих типов и области применения их в технике.

№ 311. Сплавы системы Al—Mg на основе алюминия, а также на основе магния широко применяют в технике.

На рис. 284, *а* показана микроструктура сплавов с 10% Mg и на 284, *б* с 8% Al.

Указать по диаграмме Al—Mg (см. рис. 137) фазовый состав и структуру этих сплавов и область их применения в технике.

№ 312. На рис. 285, *а*, *б* показаны микроструктуры двух подшипниковых сплавов (баббитов), один из которых на основе свинец—сурьма, а другой на основе олово—сурьма.

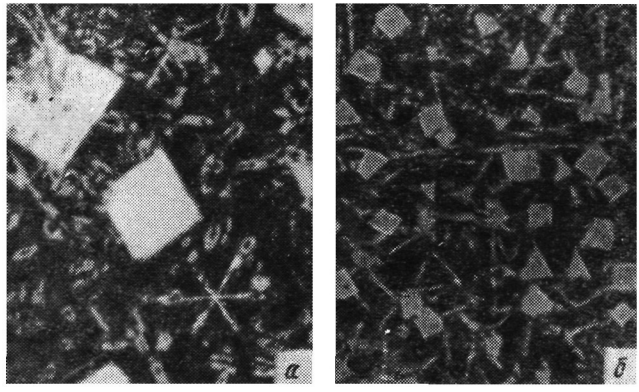


Рис. 286. Микроструктура оловянистого подшипникового сплава (баббита); условия отливки образцов *а* и *б* были различными. ×130

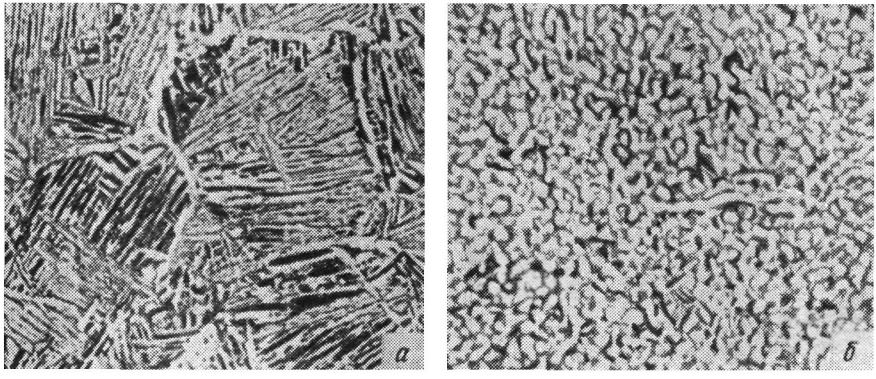


Рис. 287. Микроструктура сплава ВТ3-1 после деформации в ($\alpha + \beta$)- и β-области и изотермического отжига, нагрев при 870° С, 1 ч и выдержка при 650° С, 2 ч, охлаждение на воздухе. ×500 (Н. А. Воробьев, А. Г. Пронин)

Описать по диаграмме Pb—Sb и Sn—Sb (см. рис. 65 и 138) приведенные структуры и определить, к какой из них относится каждый из приведенных сплавов.

№ 313. На рис. 286, *а*, *б* показана микроструктура оловянистого подшипникового сплава (баббита) с 11% Sb и 6% Cu; образцы отлиты в различных условиях охлаждения.

В чем заключается различие в микроструктуре на приведенных фотографиях и в каком случае охлаждение происходило с большей скоростью?

Указать, как влияют выделения химического соединения меди с сурьмой (на микрофотографии они имеют игольчатую форму) на условия ликвации по удельному весу в этих сплавах.

№ 314. На рис. 287 показана структура сплава ВТ3-1 после деформации в двухфазной ($\alpha + \beta$)-области и в однофазной (α)-области и медленного охлаждения.

Сопоставить эти структуры и обосновать, в каком случае свойства сплава будут выше и, следовательно, какой тепловой режим деформации предпочтителен.

ЗАДАЧИ ПО ВЫБОРУ СПЛАВОВ И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ РАБОТЫ ДЕТАЛЕЙ И КОНСТРУКЦИЙ

ГЛАВА XXII

МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧ

Решение приводимых задач ниже предусматривает обоснованный выбор сплава и его обработки, при использовании которых в наибольшей степени обеспечиваются надежность и стойкость деталей в условиях эксплуатации, указанных в каждой отдельной задаче. Как правило, в задачах приведены более типичные условия использования изделий, имеющие место в разных отраслях промышленности. Кроме того, в задачах сформулированы характерные свойства, которые должен иметь сплав в соответствующем изделии.

Для решения задачи надо прежде всего определить группу сплавов (например, конструкционных сталей общего назначения, чугунов, жаропрочных сталей и сплавов, инструментальных сталей, полимерных материалов и т.п.), обладающих свойствами, близкими к требуемым. Для этой цели рекомендуется ознакомиться с классификацией, составом и назначением основных материалов, используемых в технике и приведенных в конце книги (гл. XXVII).

Затем для окончательного определения наиболее пригодного сплава из числа приведенных в выбранной группе и рекомендации режима его обработки необходимо в качестве общего правила рассмотреть возможность использования более дешевого материала, например для деталей машин — углеродистой стали обыкновенного качества или серого чугуна. Свойства основных материалов приведены в учебниках и в указываемой ниже справочной литературе.

Если при рассмотрении свойств намечаемых сплавов окажется, что они не удовлетворяют требованиям задачи, например, по прочности или по вязкости, то следует рассмотреть возможность их улучшения выбором термической или химико-термической обработки. Дорогие легированные стали, содержащие никель, вольфрам, молибден или цветные сплавы, следует рекомендовать в тех случаях, когда выбор более дешевых материалов не может обеспечить требований, указанных в задаче. Сделанный выбор сплава надо обосновать.

Если для улучшения свойств выбранного материала нужны термическая или химико-термическая обработки, то необходимо указать их режимы, получаемую структуру и свойства. При рекомендации режимов обработки необходимо также указывать наиболее эко-

номичные и производительные способы, например для деталей, изготовляемых в больших количествах, — обработку с индукционным нагревом, газовую цементацию (при необходимости химико-термической обработки) и др. Для деталей, работающих в условиях переменных нагрузок, например для валов, зубчатых колес многих типов, необходимо рекомендовать обработку, повышающую предел выносливости (в зависимости от рекомендуемой стали к ним относятся: цементация, цианирование, азотирование, закалка с индукционным нагревом, обработка дробью).

Для получения навыков в выборе материала и обосновании принимаемой рекомендации ниже приведены примерные решения трех типов задач по конструкционным сталям общего назначения (№ 315), инструментальным сталям (№ 381) и цветным сплавам (№ 413).

При решении задач и указании структуры и свойств выбранных сплавов рекомендуется использовать ГОСТы и следующие учебники, справочники и монографии:

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А. П. Металловедение. М., «Металлургия», 1966. 480 с. с ил.
2. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. М., «Машиностроение», 1973. 511 с. с ил.
3. Материалы в машиностроении. Т. 1—5. М., «Машиностроение», 1969—1970.
4. Металловедение и термическая обработка. Справочник. Т. 1—2. М., Металлургиздат, 1961—1962.
5. Шмыков А. А. Справочник термиста. Изд. 4-е. М., «Машиностроение», 1961. 392 с. с ил.
6. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М., «Металлургия», 1968. 568 с. с ил.
7. Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. М., «Металлургия», 1971. 496 с. с ил.
8. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. Изд. 2-е. М., «Металлургия», 1969. 749 с. с ил.
9. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали. Изд. 2-е. М., «Металлургия», 1967. 798 с. с ил.

ГЛАВА XXIII

ЗАДАЧИ ПО КОНСТРУКЦИОННЫМ СТАЛЯМ, ЧУГУНАМ И ПОЛИМЕРНЫМ МАТЕРИАЛАМ

№ 315. Заводу нужно изготовить вал диаметром 70 мм для работы с большими нагрузками. Сталь должна иметь предел текучести не ниже 75 кгс/мм^2, предел выносливости не ниже 40 кгс/мм^2 и ударную вязкость не ниже 9 кгс·м/см^2.

Завод имеет сталь трех марок: Ст 4, 45 и 20ХН3А.

Какую из этих сталей следует применить для изготовления вала? Нужна ли термическая обработка выбранной стали и если нужна, то какая? Дать характеристику микроструктуре и указать механические свойства после окончательной термической обработки.

Решение задачи № 315

Стали марок Ст 4, 45 и 20ХН3А имеют химический состав, приведенный в табл. 18.

Таблица 18

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ СТАЛЕЙ, %

Сталь	ГОСТ	C	Mn	Si
Ст4	380—71	0,18—0,27	0,40—0,70	0,12—0,30
Сталь 45 . . .	1050—60	0,42—0,50	0,50—0,80	0,17—0,37
20ХН3А . . .	4543—71	0,17—0,23	0,30—0,60	0,17—0,37

Продолжение табл. 18

Сталь	ГОСТ	Cr	Ni	S	P
Ст4	380—71	$\leqslant$0,3	$\leqslant$0,3	$\leqslant$0,050	$\leqslant$0,040
Сталь 45 . . .	1050—60	$\leqslant$0,25	$\leqslant$0,25	$\leqslant$0,045	$\leqslant$0,040
20ХН3А . . .	4543—71	0,60—0,90	2,75—3,15	$\leqslant$0,025	$\leqslant$0,025

Сталь марки Ст4, согласно ГОСТ, имеет следующие свойства в состоянии поставки (после прокатки или ковки): $\sigma_в = 42 \div 54$ кгс/мм^2 $\sigma_т \geqslant 24 \div 26$ кгс/мм^2; $\delta \geqslant 21\%$.

Сталь 45, согласно ГОСТ, в состоянии поставки (после прокатки и отжига) имеет твердость не более *НВ* 207. При твердости *НВ* 190—200 сталь имеет предел прочности $\sigma_в$ не выше 60—62 кгс/мм^2, а при твердости ниже *НВ* 180 предел прочности не превышает 55—60 кгс/мм^2. *Для отожженной углеродистой стали отношение* $\sigma_т/\sigma_в$ составляет примерно 0,5. Следовательно, предел текучести стали 45 в этом состоянии не превышает 27—32 кгс/мм^2.

Сталь 20ХН3А, согласно ГОСТ, в состоянии поставки (после прокатки и отжига) имеет твердость не более *НВ* 250. Следовательно, предел прочности при твердости *НВ* 230—250 не превышает 67—75 кгс/мм^2 и может быть ниже 60 кгс/мм^2 для плавок с более низкой твердостью. Тогда предел текучести составляет 35—40 кгс/мм^2, так как $\sigma_т/\sigma_в$ для отожженной легированной стали 0,5—0,6.

Таким образом, для получения заданной величины предела текучести вал необходимо подвергнуть термической обработке.

Для низкоуглеродистой стали Ст 4 улучшающее влияние термической обработки незначительно. Кроме того, Ст 4 — как сталь обыкновенного качества имеет повышенное содержание серы и фосфора (см. табл. 18), которые понижают механические свойства и особенно сопротивление ударным нагрузкам.

Для такого ответственного изделия, как вал двигателя, поломка которого нарушает работу машины, применение более дешевой по составу стали обыкновенного качества нерационально.

Сталь 45 относится к классу качественной углеродистой, а сталь 20ХН3А — к классу высококачественной легированной стали. Они содержат соответственно 0,42—0,50 и 0,17—0,23%С и принимают закалку.

Для повышения прочности можно применять нормализацию или закалку с высоким отпуском.

Последний вариант обработки сложнее, но позволяет получить не только более высокие характеристики прочности, но и более высокую вязкость. В стали 45 минимальные значения ударной вязкости ($a_н$) после нормализации составляют 2—3 кгс·м/см², а после закалки и отпуска с нагревом до 500° С достигают 6—7 кгс·м/см².

Так как вал двигателя воспринимает в работе динамические нагрузки, а также и вибрации, более целесообразно применить закалку и отпуск.

После закалки в воде углеродистая сталь 45 получает структуру мартенсита. Однако вследствие небольшой прокаливаемости углеродистой стали эта структура в изделиях диаметром более 20—25 мм образуется только в сравнительно тонком поверхностном слое толщиной до 2—4 мм.

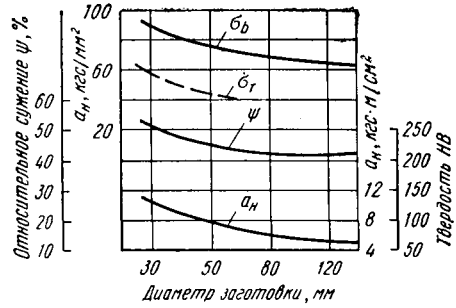


Рис. 288. Механические свойства углеродистой стали с 0,45% С после закалки и отпуска в зависимости от диаметра заготовки

Последующий отпуск вызывает превращение мартенсита и троостита в сорбит только в тонком поверхностном слое, но не влияет на структуру и свойства перлита и феррита в основной массе изделий.

Сорбит отпуска обладает более высокими механическими свойствами, чем феррит и перлит.

Наибольшие напряжения от изгиба, кручения и повторно переменных нагрузок воспринимают наружные слои, которые и должны обладать повышенными механическими свойствам. Однако в сопротивлении динамическим нагрузкам, которые воспринимает вал, участвуют не только поверхностные, но и нижележащие слои металла.

Таким образом, углеродистая сталь не будет иметь требуемых свойств по сечению вала диаметром 70 мм (рис. 288).

Сталь 20ХН3А легирована никелем и хромом для повышения прокаливаемости и закаливаемости. Она получает после закалки достаточно однородные структуру и механические свойства в сечении диаметром до 75 мм.

Для стали 20ХН3А рекомендуется термическая обработка:

1. Закалка с 820—835° С в масле.

При закалке с охлаждением в масле (а не в воде, как это требуется для углеродистой стали) возникают меньшие напряжения, а следовательно, и меньшая деформация. После закалки сталь имеет структуру мартенсит и твердость не ниже *HRC* 50.

2. Отпуск 520—530° С. Для предупреждения отпускной хрупкости, к которой чувствительны стали с хромом (марганцем, вал после нагрева следует охлаждать в масле.

Механические свойства стали 20ХН3А в изделии диаметром до 75 мм после термической обработки:

Предел прочности $\sigma_в$, кгс/мм²	90—100
Предел текучести $\sigma_т$, кгс/мм²	75—80
Предел выносливости σ_{-1}, кгс/мм²	40—43
Относительное удлинение δ, %	8—10
Относительное сужение, ψ %	45—50
Ударная вязкость $a_н$, кгс м/см²	9

Таким образом, эти свойства обеспечивают требования, формулированные в задаче, для вала диаметром 70 мм.

№ 316. Зубчатые колеса в зависимости от условий работы и возникающих напряжений можно изготавливать из стали обыкновенного качества, качественной углеродистой и легированной с различным содержанием легирующих элементов.

Выбрать, руководствуясь техническими и экономическими соображениями, сталь для изготовления колес диаметром 50 мм и высотой 30 мм с пределом прочности не ниже 36—38 кгс/мм².

Указать термическую обработку колес, механические свойства и структуру выбранной стали в готовом изделии и для сравнения механические свойства и структуру сталей 45 и 40ХН после улучшающей термической обработки.

№ 317. Выбрать сталь для изготовления валов диаметром 50 мм для двух редукторов. По расчету сталь для одного из валов должна иметь предел текучести не ниже 35 кгс/мм², а для другого — не ниже 50 кгс/мм².

Указать: 1) состав и марку выбранных сталей; 2) рекомендуемый режим термической обработки; 3) структуру после каждой операции термической обработки; 4) механические свойства в готовом изделии.

Можно ли применять углеродистую сталь обыкновенного качества для изготовления валов требуемого сечения и прочности?

№ 318. Коленчатые валы диаметром 80 мм, работающие при повышенных напряжениях, изготавливают на одном заводе из качественной углеродистой стали, а на другом — из легированной стали.

Какую сталь следует применять для этой цели? Указать ее химический состав и марку.

Рекомендовать режим закалки и отпуска и сопоставить механические свойства, которые могут обеспечить углеродистая качественная и легированная стали выбранных марок для вала указанного диаметра.

№ 319. Выбрать сталь для изготовления тяжело нагруженных коленчатых валов диаметром 60 мм: предел прочности должен быть не ниже 75 кгс/мм².

Рекомендовать состав и марку стали, режим термической обработки, структуру и механические свойства после закалки и после отпуска.

На рис. 289, *а*, *б* показано макростроение двух валов: правильно и неправильно изготовленного (рис. 289, *б*). Указать, чем отличается по механическим свойствам вал, показанный на рис. 289, *а*, от вала на рис. 289, *б*, если оба имеют одинаковый диаметр, изготовлены из одной стали, и прошли одинаковую термическую обработку.

Указать способ изготовления коленчатого вала из заготовки, обеспечивающий получение лучших механических свойств, и способ исследования, позволяющий обнаружить макростроение стали.

№ 320. Кузов автомобиля изготовляют холодной вытяжкой стального листа.

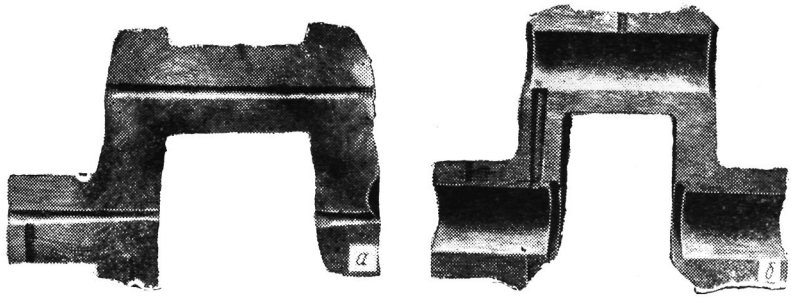


Рис. 289. Макростроение коленчатого вала (Н. В. Гевелинг) 1/3 натуральной величины; расположение волокон: *а* — правильное; *б* — неправильное

Выбрать марку стали для листа. Указать химический состав стали и особенности ее производства, обеспечивающие повышенную способность к значительной вытяжке.

№ 321. Одна партия крюков для железнодорожных вагонов была забракована, так как заводская лаборатория при исследовании обнаружила, что сталь имеет макростроение, показанное на рис. 290, *а*.

Дальнейшие испытания подтвердили выводы макроанализа, поскольку крюки этой партии при механических испытаниях давали поломки, 67% которых приходилось на носовую часть, 19% — на хвостовую и 14% — на отверстие крюка.

Крюки были изготовлены из кипящей стали Ст. 3.

Остальные партии крюков выдержали испытания и были приняты заводом. Макростроение стали этих крюков приведено на рис. 290, *б*.

Объяснить, какой способ испытаний позволил выявить макростроение, показанное на рис. 290, какими способами были изготовлены крюки — забракованные и доброкачественные.

Указать состав и марку стали, макроструктуру, режим тепловой обработки для изготовления крюков, если предел прочности должен быть не ниже 40 кгс/мм^2.

№ 322. Ведущая ось крановой тележки диаметром 70 мм была изготовлена из стали Ст. 5. При реконструкции крана, предпринятой для увеличения его грузоподъемности, конструктор не изменил диаметра ведущей оси, а заменил материал оси другой сталью с пределом текучести, в 1,5 раза более высоким.

Указать марку углеродистой качественной и легированной стали, из которой можно изготовить ось тележки; рекомендовать режим термической обработки и сопоставить механические свойства стали выбранных марок с аналогичными свойствами стали Ст. 5.

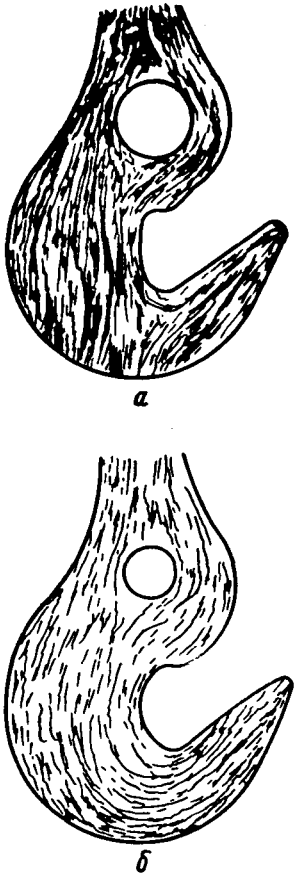


Рис. 290. Макростроение крюка ($^1/_{10}$ натуральной величины):

а — неправильно изготовлен; *б* — правильно изготовлен

№ 323. Завод должен изготовить три вала двигателей. Они должны иметь предел прочности не ниже 75 кгс/мм². Однако первый вал имеет диаметр 35 мм, второй 50 мм и третий 120 мм.

Выбрать сталь для изготовления валов, обосновать сделанный выбор, рекомендовать режим термической обработки и указать структуру в готовом вале.

№ 324. На заводе изготавливали валы двигателей внутреннего сгорания диаметром 60 мм из стали с пределом текучести 20—23 кгс/мм² и относительным удлинением 20—22%.

В дальнейшем был получен заказ на валы такого же диаметра для более мощных двигателей; завод должен был гарантировать предел текучести: 1) в валах одного типа не ниже 60 кгс/мм² и ударную вязкость не ниже 6 кгс·м/см²; 2) в валах другого типа не ниже 80 кгс/мм² и вязкость не ниже 8 кгс·м/см².

Указать стали, режим термической обработки, структуру и механические свойства после окончательной обработки.

Указать, как изменится отношение $\sigma_т/\sigma_в$ у выбранных сталей в результате выполнения улучшающей термической обработки.

№ 325. Шестерни подвергаются действию знакопеременных и ударных нагрузок и должны иметь максимально однородные свойства в продольном и поперечном направлениях. Их изготавливают в зависимости от типа двигателя из стали с пределом прочности: 1) 70—75 кгс/мм²; 2) 90—95 кгс/мм². Ударная вязкость в обоих случаях должна быть не ниже 7—8 кгс·м/см².

Выбрать сталь для шестерен обоих типов, привести состав, марку, режим термической обработки, микроструктуру и механические свойства в готовом изделии.

На основании рассмотрения макростроения поковки шестерен на рис. 291 указать последовательность операций его изготовления начиная с получения стали на машиностроительном заводе. Рекомендовать операцию, позволяющую создать в стали однородное строе-

ние, а следовательно, и однородные свойства в продольном и поперечном направлениях.

№ 326. Завод изготавливает два типа зубчатых колес диаметром 60 мм и высотой 80 мм для работы в одинаковых условиях. Предел текучести должен быть не ниже 54—55 кгс/мм^2.

Однако второй тип зубчатых колес отличается от первого более сложной формой.

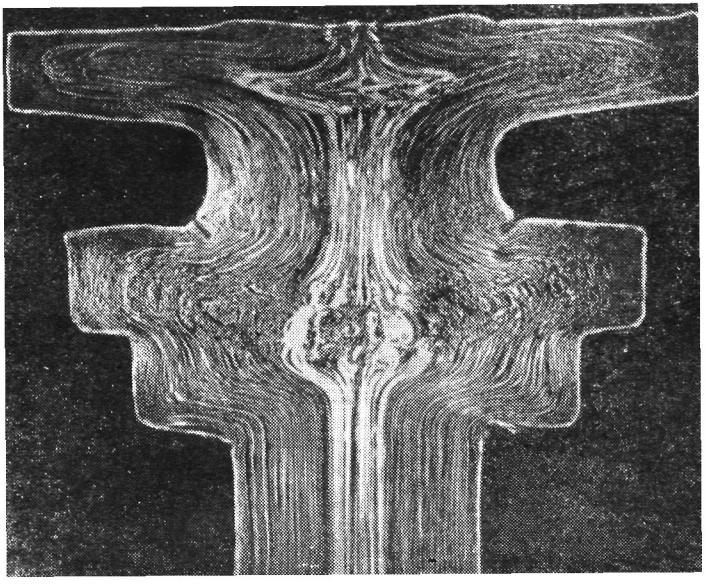


Рис. 291. Макростроение поковки шестерни ($^1/_4$ натуральной величины)

Выбрать сталь для зубчатых колес указанных двух типов и привести состав и марку, учитывая технологические особенности термической обработки и необходимость предотвратить деформацию и образование трещин при закалке. Обосновать сделанный выбор стали, рекомендовать режим термической обработки и указать механические свойства в готовом изделии.

№ 327. Червяк редуктора диаметром 35 мм можно изготовить из цементуемой и нецементуемой стали. Обосновать, в каких случаях целесообразно применять цементуемую и в каких случаях нецементуемую сталь.

Предел прочности в сердцевине детали должен быть 60—70 кгс/мм^2.

Выбрать марку цементуемой и нецементуемой углеродистой качественной стали. Указать химический состав, рекомендовать режим химико-термической и термической обработки и сопоставить механические свойства стали обоих типов в готовом изделии.

№ 328. Цех изготавливает зубчатые колеса диаметром 50 мм из цементуемой стали. Выбрать сталь для зубчатых колес, работающих в условиях износа и удара, но при повышенных напряжениях.

Указать химический состав выбранных сталей, рекомендовать режим термической обработки, объяснить назначение каждой операции термической обработки и ее влияние на структуру и свойства стали.

Рекомендовать толщину цементованного слоя для данной детали.

№ 329. Станкостроительный завод изготавливает шпиндели токарных станков. Шпиндели работают с большой скоростью в условиях повышенного износа; поэтому твердость в поверхностном слое должна быть *HRC* 58—62.

Выбрать стали для шпинделей диаметром 40 и 75 мм.

Привести состав и марку выбранной стали и рекомендовать режим обработки, обеспечивающей получение заданной твердости в поверхностном слое.

Указать структуру стали в поверхностных слоях и в сердцевине шпинделя, механические свойства сердцевины после окончательной термической обработки.

№ 330. Заводу необходимо изготовить шпиндели для токарных станков, работающих в условиях износа, и для шлифовальных станков, которые кроме того, должны обеспечить высокую точность обработки. Поэтому деформация шпинделей шлифовальных станков при окончательной термической обработке должна быть минимальной, а шпиндели, кроме того, должны иметь повышенную износостойкость.

Выбрать стали для шпинделей обоих типов и рекомендовать режим обработки.

Указать структуру стали и твердость поверхностного слоя и сердцевины после окончательной обработки.

№ 331. Станины станков изготавливают литьем. Предел прочности должен быть 20—25 кгс/мм^2.

Выбрать марку сплава, пригодного для изготовления станины, имеющей неодинаковую толщину в разных сечениях, и указать режим термической обработки станины и структуры сплава.

При решении задачи учесть, что в литой детали необходимо иметь возможно меньше напряжений и термическая обработка должна предупредить деформацию (коробление) станины в процессе эксплуатации станка.

№ 332. Коленчатый вал двигателя легкового автомобиля экономично изготовлять из чугуна — материала, мало чувствительного, кроме того, к надрезу. Для этого назначения используют чугун повышенного качества.

Выбрать класс и марку чугуна с пределом прочности не ниже 40 кгс/мм^2 и относительным удлинением 2—3%.

Указать структуру выбранного чугуна и форму выделения графита и объяснить, какие изменения в этом случае надо внести в условия выплавки.

№ 333. Блоки цилиндров двигателей трактора изготавливают из чугуна с твердостью *НВ* 170—241 и повышенной прочностью и износостойкостью.

Выбрать марку чугуна, привести его структуру и механические свойства и указать, каким должен быть его состав для того, чтобы обеспечить получение заданных свойств чугуна.

Каковы должны быть требования к химическому составу и структуре чугуна, если цилиндры нагреваются в работе до 500—600° С?

№ 334. Конические зубчатые колеса диаметром 50 мм в электротележке работают в условиях динамических нагрузок и повышенного износа. По требованию конструктора сталь должна обладать высокой вязкостью в сердцевине.

Выбрать углеродистую цементуемую сталь, указать состав, рекомендовать режим термической обработки для получения максимальной вязкости в сердцевине изделия, если цементация выполняется в твердом карбюризаторе. Одновременно для сравнения указать режим термической обработки для цементации в газовой среде.

Указать механические свойства стали в сердцевине изделия и твердость на поверхности после окончательной термической обработки и объяснить, целесообразно ли применение для этой цели стали обыкновенного качества.

№ 335. Палец шарнира диаметром 30 мм работает на изгиб, и срез должен, кроме того, обладать высокой износостойкостью на поверхности и высокой вязкостью в сердцевине.

Выбрать углеродистую сталь, привести ее состав и марку, рекомендовать режим химико-термической и термической обработки и указать структуру, механические свойства в сердцевине и твердость на поверхности после окончательной обработки. Указать желательную толщину твердого поверхностного слоя.

Объяснить, в каких случаях необходимо выбрать легированную сталь и какие механические свойства можно гарантировать в стали указанных различных типов.

№ 336. Заводу нужно изготовить зубчатые колеса сложной формы диаметром 50 мм и высотой 100 мм. Они должны иметь твердость на поверхности не ниже *HRC* 58—60, а в сердцевине предел прочности не ниже 40 кгс/мм² и ударную вязкость не ниже 5—6 кгс·м/см². Завод изготовил первую партию зубчатых колес из углеродистой цементуемой стали, однако некоторые зубчатые колеса получили деформацию при закалке.

Выбрать сталь и рекомендовать режим термической обработки после цементации для получения заданных механических свойств и предупреждения брака по деформации.

Указать структуру стали в сердцевине и поверхностном слое после окончательной обработки и причины, вызывающие деформацию при закалке.

№ 337. Стаканы цилиндров мощных моторов должны иметь особо повышенную износостойкость на рабочей поверхности и высокую твердость (*HV* 950—1000), и высокие механические свойства в сердцевине (предел текучести должен быть не менее 75 кгс/мм²). Указать марку стали, применяемую для этого, и рекомендовать режим термической и химико-термической обработки.

Сопоставить последовательность применяемых при этом термических операций, продолжительность химико-термической обработки, толщину, структуру и твердость поверхностного слоя и сравнить выбранные сталь и режим обработки с составом стали и обработкой, применяемой при цементации или цианировании.

№ 338. Завод изготавливает коленчатые валы диаметром 35 мм; сталь в готовом изделии должна иметь предел текучести не ниже 30 кгс/мм^2 и ударную вязкость не ниже 5 кгс·м/см^2. Кроме того, вал должен обладать повышенной износостойкостью не по всей поверхности, а только в шейках, т. е. в участках, сопряженных с подшипниками и работающих на истирание.

Привести марку стали, рекомендовать режим термической обработки всего вала для получения заданных свойств и высокопроизводительный режим последующей термической обработки, повышающей твердость только в отдельных участках поверхности вала; указать необходимое для этого оборудование.

Привести структуру и твердость стали в поверхностном слое шейки вала и структуру и механические свойства в остальных участках.

№ 339. Многие крупные детали для железнодорожного транспорта, например автосцепки, изготавливают литыми. Для повышения механических свойств отливки подвергают термической обработке.

Выбрать марку стали и обосновать режим термической обработки, если предел прочности должен быть не ниже 35 кгс/мм^2.

Указать структуру и механические свойства стали после литья и после термической обработки.

№ 340. Отдельные детали автомобиля (тормозные колодки, ступицы колес и др.), имеющие сравнительно сложную форму и работающие в условиях динамических нагрузок, можно изготавливать не из стали, а из чугуна, что дает существенную экономию в изготовлении. Однако при этом необходимо, чтобы чугун обладал высокими механическими свойствами.

Рекомендовать способ изготовления чугуна с пределом прочности не ниже 35 кгс/мм^2 и относительным удлинением не ниже 8—10% и указать его микроструктуру и область применения.

Указать марку, химический состав и механические свойства стали, которую можно применить для изготовления аналогичных изделий.

№ 341. Завод изготовлял червячные колеса диаметром 150 мм и толщиной 40 мм из серого чугуна. В дальнейшем потребовалось изготовить колеса из чугуна, обладающего пределом прочности, в 1,5 раза более высоким, и относительным удлинением не менее 2—3%.

Указать структуру и предел прочности серого чугуна, обладающего наиболее высокими механическими свойствами, которые можно получить в отливке указанной толщины.

Привести способ получения чугуна, имеющего прочность в 1,5 раза больше прочности указанного серого чугуна, и охарактеризовать его структуру.

№ 342. Завод изготовляет чугунные детали двух типов: а) массивные сложной формы (без внутренних отверстий); б) тонкостенные,

Детали воспринимают в эксплуатации динамические нагрузки. Поэтому чугун в обоих случаях должен иметь повышенные механические свойства, в том числе относительное удлинение не ниже 2%.

Выбрать тип и марку чугуна для деталей каждого из указанных типов и обосновать сделанный обзор.

№ 343. Для изготовления вкладышей подшипников некоторых механизмов вместо цветных металлов (латуни и бронзы) успешно применяют более дешевый антифрикционный серый чугун.

Указать, какая структура металлической основы серого чугуна и форма выделения графита являются наиболее пригодными для того, чтобы обеспечить повышенную износостойкость вкладыша. Привести примерные механические свойства выбранного чугуна, если наименьшая толщина вкладыша составляет 15—20 мм.

№ 344. В практике литья тонкостенных изделий из серого чугуна иногда получают отливки с поверхностным слоем повышенной твердости, что затрудняет механическую обработку.

Указать причины получения повышенной твердости в поверхностном слое; его структуру и режимы термической обработки для снижения твердости таких отливок. Для каких назначений необходимо получение в изделиях поверхностного слоя высокой твердости? Указать способы отливки, обеспечивающие получение такого слоя.

№ 345. Несущие конструкции современных морских и речных судов должны иметь повышенные габариты и массу, если их изготавливают из углеродистой строительной стали обыкновенного качества.

Выбрать марку строительной стали с примерно таким же относительно низким содержанием углерода, но с пределом текучести, в 1,5 раза более высоким, чем у стали марки Ст 3, и хорошей свариваемостью.

Объяснить, какими путями может быть достигнуто указанное улучшение свойств.

№ 346. Рессоры грузового автомобиля изготавливают из качественной легированной стали; толщина рессоры до 10 мм.

Сталь в готовой рессоре должна обладать высокими пределами прочности, выносливости и упругости.

Рекомендовать режим термической обработки, структуру и механические свойства, которые можно получить при правильном выборе состава стали и обработки рессоры. Объяснить, как влияет состояние поверхности на качество рессоры, и указать способ обработки поверхностного слоя, позволяющий повысить предел выносливости.

№ 347. Рессоры трехтонного грузового автомобиля изготовляются из листов стали 60С2 толщиной 10 мм, которые после закалки и отпуска должны получить высокую прочность по всему сечению. Для автомобиля большей грузоподъемности рессоры должны быть толщиной 20 мм, и тогда в стали 60С2 уже нельзя обеспечить равномерного упрочнения по всему сечению.

Рекомендовать марку стали для подобных рессор и режим термической обработки, позволяющий получить высокую прочность по всему сечению.

№ 348. В сложных механизмах применяют зубчатые колеса нескольких типов; их изготавливают из разных материалов и подвергают различной термической обработке. Завод изготавливает зубчатые колеса: 1) цементованные, имеющие предел прочности в сердцевине 65—70 кгс/мм^2 и ударную вязкость не менее 8 кгс·м/см^2; 2) азотированные, имеющие предел прочности в сердцевине 95—100 кгс/мм^2 и ударную вязкость не менее 9 кгс·м/см^2; 3) из термически улучшенной стали с пределом прочности 90—100 кгс/мм^2 и ударной вязкостью не ниже 6 кгс·м/см^2; 4) из алюминиево-железистой бронзы твердостью *НВ* 220—230.

Выбрать марки сплавов, привести их химический состав, обработку и структуру, необходимые для получения указанных механических свойств. Сравнить режим обработки и, учитывая свойства, полученные в готовом изделии, определить, для каких условий эксплуатации наиболее рационально использовать зубчатые колеса каждого из перечисленных типов.

При решении можно принять, что зубчатые колеса всех типов имеют одинаковые диаметр (50 мм) и высоту (80 мм).

№ 349. Завод проводит термическую обработку массовых партий зубчатых колес диаметром 50 мм из стали марки 20 в термическом цехе. Зубчатые колеса поступали в термический цех из механического цеха, а затем вновь возвращались для окончательной обработки в механический цех.

Для повышения производительности и сокращения длительности производственного цикла завод изменил марку стали и начал выполнять закалку с индукционного нагрева. Это позволило проводить термическую обработку непосредственно в потоке механического цеха.

Привести марку стали, из которой следует изготавливать зубчатые колеса, закаливаемые с индукционного нагрева.

Указать технологический режим обоих процессов термической обработки и сравнить их по продолжительности операций.

№ 350. Поршневые пальцы диаметром 30 мм и длиной 50 мм должны иметь по условиям работы вязкую сердцевину и твердую поверхность, хорошо сопротивляющуюся износу (*HRC* 58—62).

Указать режим обработки, обеспечивающий получение требуемых свойств, если пальцы изготавливают массовыми партиями из сталей 20 и 45.

Привести химический состав сталей 20 и 45 и сравнить продолжительность выдержки изделий из стали 20 при цементации и из стали 45 при других способах обработки для получения поверхностного твердого слоя толщиной 0,8—1,0 мм. Указать цикл всех операций термической обработки поршневых пальцев из этих сталей и механические свойства в сердцевине изделия из сталей 20 и 45.

№ 351. В термическом цехе обрабатывают зубчатые колеса диаметром 30 мм, изготовленные из стали 20Х. Цех отказался от выполнения цементации в твердом карбюризаторе и наметил более производительный процесс жидкого цианирования.

Сравнить условия и режим всего цикла химико-термической и термической обработки зубчатых колес в случае выполнения цементации в твердом карбюризаторе и цианирования. Требуемая толщина поверхностного твердого слоя 0,4—0,6 мм.

Указать микроструктуру и твердость на поверхности и механические свойства в сердцевине после окончательной обработки.

№ 352. Стаканы цилиндров двигателей внутреннего сгорания с толщиной стенки 40 мм должны обладать высоким сопротивлением износу на поверхности. На заводе эти детали изготавливают из стали 20 с последующей цементацией и термической обработкой.

В дальнейшем завод начал изготавливать цилиндры более ответственного назначения с повышенной износостойкостью и твердостью на поверхности не ниже *HV* 950—1000. Эту твердость сталь должна сохранить при нагреве до 300—400° С.

Указать сталь, которую необходимо выбрать для этой цели, и изменения, которые следует внести в технологический процесс термической и химико-термической обработки.

Сравнить оба процесса обработки по последовательности и продолжительности операций, а также механические свойства и твердость на поверхности и в нижележащих слоях, получаемые в результате изменения химического состава стали и применения каждого из этих процессов.

№ 353. Для повышения износостойкости стаканов цилиндров мощных двигателей внутреннего сгорания применяют азотирование.

Выбрать сталь, пригодную для азотирования, привести химический состав, рекомендовать режим термической обработки и режим азотирования и указать твердость поверхностного слоя и механические свойства нижележащих слоев в готовом изделии.

Сравнить: а) твердость, получаемую при азотировании с получаемой при цементации; б) температуры, до которых может быть сохранена твердость азотированного и цементованного слоев; в) при каком из этих процессов меньше деформация детали.

ГЛАВА XXIV

ЗАДАЧИ ПО СТАЛЯМ И СПЛАВАМ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

№ 354. Выбрать марку стали для изготовления болтов, если их обрабатывают на быстроходных станках-автоматах, на которых надо обеспечить максимальную производительность резания и получить высокую чистоту обрабатываемой поверхности; болты не воспринимают в конструкции значительных нагрузок.

Указать марку, химический состав, механические свойства и назначение стали этого типа.

Объяснить влияние отдельных элементов, присутствующих в этой стали.

Привести для сравнения состав, структуру и механические свойства цветного сплава высокой обрабатываемости, применяемого для аналогичного назначения.

№ 355. Резервуары, цистерны и трубопроводы для хранения и подачи жидкостей в сельском хозяйстве целесообразно изготовлять из легких (плотностью 1,5 г/см^3) материалов, не поддающихся коррозии и легко очищаемых.

Рекомендовать состав материала (по табл. 52) и сравнить его механические свойства со свойствами стали марки Ст 3.

№ 356. Некоторые шестерни коробки скоростей станков, не воспринимающие повышенных давлений, для устранения шума изготовляют из полимерных материалов.

Указать по данным табл. 52 тип материала и сравнить его свойства со структурой и свойствами рабочего слоя цементуемой стали 12ХН3А, применяемой для тяжело нагруженных шестерен.

№ 357. Трубки для подачи охлаждающих растворов в станках и ряде других механизмов должны быть изготовлены из прозрачных и легко отмывающихся материалов.

Выбрать тип материала и сопоставить его свойства со свойствами нержавеющей стали 1Х13, применяемой для труб.

№ 358. Крышки коробки скоростей, ручки и т. п. детали, не испытывающие повышенных механических нагрузок, целесообразно изготовлять из легких материалов (плотностью 1,5 г/см^3).

Рекомендовать состав материала и сопоставить его свойства с аналогичными свойствами стали марки Ст 3, широко применявшейся ранее для аналогичного назначения.

№ 359. Козырьки и черпаки землечерпательных машин, изготовленные из углеродистой стали, быстро изнашиваются при интенсивной работе по грунту. Применение легированной стали с аустенитной структурой, обладающей повышенной износостойкостью при ударных нагрузках, позволяет повысить стойкость козырьков и черпаков в несколько раз.

Привести химический состав стали, применяемой для этого, а также режим термической обработки, структуры и свойства и объяснить причины повышенной износостойкости в указанных условиях эксплуатации.

Указать для сравнения, какую сталь следует применить для изготовления деталей, работающих в условиях трения качения одного металла по другому, не сопровождающегося ударами.

№ 360. Щеки и шары машин для дробления руды и камней работают в условиях повышенного износа, сопровождаемого ударами.

Выбрать сталь для изготовления щек и шаров, указать ее химический состав и свойства, в том числе обрабатываемость резанием на станках и поведение в работе.

Рекомендовать наиболее эффективный технологический процесс изготовления и режим термической обработки щек и шаров. Указать структуру стали в готовом изделии.

№ 361. Завод изготовляет среднемодульные цилиндрические зубчатые колеса из стали 45 и упрочняет их способом индукционной

закалки при поверхностном нагреве. Однако впадина зубьев при такой обработке не закаливается, что не создает высокой долговечности колес.

Рекомендовать: а) марку стали и обработку, обеспечивающую закалку зубчатых колес по всему контуру, а следовательно, с упрочнением зубьев по всей их поверхности; б) привести для сравнения состав углеродистой или низколегированной стали, пригодной для изготовления зубчатых колес, упрочняемых методом химико-термической обработки.

№ 362. В шестернях, изготовленных из стали 40Х и обработанных на твердость *HRC* 40—42, в эксплуатации при повышенных напряжениях, в том числе динамических нагрузках, возникали трещины при низких температурах в условиях Севера.

Объяснить причины, вызывающие этот брак, и рекомендовать марку улучшаемой стали, вязкость которой мало уменьшается при понижении температуры с + 20 и до —60° С.

№ 363. Рекомендовать состав (марки) стали и способ ее металлургического передела для шестерен ответственного назначения в механизмах, работающих при температурах от —60 до +60° С.

Предел текучести должен быть не ниже 75—80 кгс/мм².

Объяснить, какие факторы способствуют понижению порога хладноломкости, и указать режим термической обработки и механические свойства готового изделия.

№ 364. Детали холодильных машин во избежание хрупкого разрушения изготовляют из сталей и сплавов с пониженным порогом хладноломкости и соответственно повышенной вязкостью при низких температурах.

Рекомендовать состав стали для деталей холодильных машин, работающих при температурах: а) до —70° С, б) до —259° С (в среде жидкого водорода).

Объяснить, какие отличия в структуре, а следовательно, и в составе должны быть между этими сталями.

№ 365. Для изготовления пружин приборов завод применяет сталь 70С2ХА, обрабатываемую на твердость *HRC* 40—44. Однако пружины из этой стали при нагреве даже в области климатических температур изменяют свои характеристики в связи с изменением модуля упругости. Это снижает точность работы приборов.

Рекомендовать сплав для изготовления пружин, модуль упругости которого почти не изменяется при температурах от —50 до +100° С.

Сопоставить режим упрочняющей обработки стали 70С2ХА и выбранного сплава.

№ 366. Детали гидронасосов, в частности клапаны, изготовляли из стали 40Х. Однако в дальнейшем в новых более мощных насосах, в которых скорость движения потока жидкости резко возросла, поверхность клапанов из стали 40Х быстро разрушалась.

Объяснить причины, по которым это изменение условий службы вызвало разрушение клапанов, и какие явления этому способствовали.

Рекомендовать состав стали, стойкой: а) в условиях большой скорости потока воды; б) для насосов перекачки морской воды.

№ 367. Рекомендовать материалы двух типов с минимальным коэффициентом трения для зубчатых передач механизмов, работающих в условиях тропического климата:

а) минимальной плотности, для использования при относительно небольших давлениях;

б) большей плотности и воспринимающих повышенные напряжения.

№ 368. Котлы многих тепловых электростанций работают при давлении пара 500 ат и температуре 600° С. В этом случае для котлов нужны стали с высоким сопротивлением ползучести.

Указать марку, химический состав и структуру стали, пригодной для работы в указанных условиях.

Сравнить характеристики выбранной стали со свойствами другой стали, обычно применяемой для котлов, работающих при температурах 300—400° С.

№ 369. Сталь, применяемая для пароперегревателей котлов высокого давления, должна сохранять повышенные механические свойства при длительных нагрузках при температурах порядка 500° С и иметь достаточно высокую пластичность для возможности выполнения холодной деформации (гибки, завальцовки и т. п.) при сборке котла.

Указать химический состав, микроструктуру и механические свойства стали при комнатной и при повышенной температурах (400—500° С).

Объяснить основные отличия выбранной стали от углеродистой котельной стали.

№ 370. Многие детали установок расщепления нефти, в частности трубы печей, подвержены действию высоких температур.

Выбрать состав стали для труб, не испытывающих больших нагрузок, но нагревающихся в работе до 450—500 и до 600° С.

Указать режим термической обработки и микроструктуру стали, а также объяснить роль легирующих элементов, позволяющих использовать эти стали для длительной работы при высоких температурах.

№ 371. Многие детали паровых турбин, например лопатки, работают при повышенных температурах (400—500° С) и в условиях воздействия пара и влаги. Сталь этого назначения должна обладать устойчивостью против ползучести и коррозии.

Выбрать марку стали для лопаток и указать ее химический состав, а также режим термической обработки и микроструктуру и в готовом изделии.

Привести механические свойства выбранной стали при 20° С и при 500° С; сравнить их со свойствами углеродистой качественной стали, имеющей одинаковое содержание углерода.

Указать, в каком направлении надо изменить химический состав и микроструктуру стали при необходимости повышения температуры работы деталей до 600—650° С.

№ 372. Лопатки реактивных и турбореактивных двигателей работают в окислительной среде при высоких температурах (до 800—

900° С). Сплавы, из которых изготавливают эти детали, должны обладать повышенной коррозионной стойкостью (окалиностойкостью), высоким сопротивлением ползучести, длительной прочностью при указанных температурах.

Выбрать состав сплава, указать методы термической обработки и привести изменения структуры и свойств после основных операций этой обработки.

№ 373. Лопатки и другие детали особо мощных реактивных двигателей кратковременного действия работают в сильно окислительной среде при высоких температурах (1000—1500° С). Металл, из которого изготавливают эти детали, должен обладать повышенной коррозионной стойкостью, высокими характеристиками кратковременной прочности при указанной температуре. Выбрать металл или сплав для названных изделий, указать его состав и свойства, а также привести метод защиты изделий от окисления.

№ 374. Многие детали приборов и оборудования, которые устанавливаются на морских судах, должны быть устойчивыми не только против действия воды, водяных паров и атмосферы воздуха, но и более сильного корродирующего действия морской воды.

Подобрать состав стали, устойчивой против действия воды, водяных паров, влажного воздуха и морской воды.

Указать марки, химический состав, режим термической обработки, микроструктуру и механические свойства выбранных сталей.

Одновременно указать химический состав и марку цветного сплава устойчивого против действия морской воды, и сравнить структуру, механические и физические свойства стали и цветного сплава выбранных составов.

№ 375. Многие детали гидросамолетов изготавливают из высокопрочной стали ($\sigma_в$ не менее 120 кгс/мм^2). По условиям эксплуатации эти детали должны быть, кроме того, устойчивы против коррозии в морской воде.

Выбрать марку стали, привести ее химический состав, а также структуру и механические свойства после закалки.

Привести способ обработки выбранной стали для повышения предела прочности до 120 кгс/мм^2, указав, как изменяются при этом другие механические свойства стали.

№ 376. Тросы самолетов, применяемые в условиях морской службы должны обладать высоким пределом прочности (80—100 кгс/мм^2) и высокой устойчивостью против коррозии в морской воде.

Указать состав стали, устойчивой против корродирующего действия морской воды (без применения защитных покрытий), технологический процесс изготовления тросов, обеспечивающий получение высоких механических свойств в готовом тросе, и структуру стали.

Сравнить структуру, стойкость против коррозии и поведение при сварке стали выбранного состава с хромистой сталью с содержанием 14% Cr и 0,1% C.

Указать для сравнения механические свойства, режим обработки и структуру стали, применяемой для изготовления тросов, от которых

по условиям эксплуатации не требуется повышенной стойкости против коррозии.

№ 377. Нержавеющая хромоникелевая сталь некоторых составов обладает хорошей стойкостью против действия ряда химических сред, но после сварки становится чувствительной к интеркристаллитной коррозии в зоне, прилегающей к варному шву.

Указать химический состав, режим термической обработки и макроструктуру нержавеющей стали, стойкой против действия органических кислот, и указать, какой компонент должна содержать эта сталь для сохранения стойкости против межкристаллитной коррозии после сварки.

Объяснить причины, вызывающие межкристаллитную коррозию.

Сравнить состав, структуру, режим термической обработки, свойства и область применения стали выбранного состава с аналогичными характеристками нержавеющей хромистой стали с таким же содержанием углерода.

№ 378. Магнитные сердечники радиотехнических приборов изготавливают из магнитномягких металлических сплавов, имеющих высокую магнитную проницаемость и малые потери на перемагничивание и на вихревые токи. Однако эти сплавы непригодны при резком повышении частоты поля до 50 МГц из-за сильно возрастающих потерь на вихревые токи.

Указать: а) тип материала и способ изготовления сердечников, применяемых для этого назначения; б) составы металлических сплавов, которые можно применять для сердечников, работающих в области средних частот.

№ 379. Завод изготавливает вибрационно-частотные датчики для контроля давления и скорости потока газа и жидкости и т. п. Упругие элементы датчиков изготавливались из низколегированной пружинной стали 50ХФА с обработкой на твердость *HRC* 42—45.

В дальнейшем завод должен изготовлять датчики для контроля параметров агрессивных окислительных сред; это требует применения коррозионностойкой ферромагнитной стали для датчиков.

Указать состав стали с возможно меньшим содержанием дорогих легирующих элементов и рекомендовать режим упрочняющей термической обработки, обеспечивающей получение твердости *HRC* 42—45.

Сопоставить режим обработки новой стали с режимом обработки пружинной стали 50ХФА.

№ 380. Завод изготовляет прецизионные магнитоэлектрические приборы — осциллографы, гальванометры, милливольтметры и т. п. из сплава ЮНДК 24 (см. табл. 32). Принцип работы этих приборов основан на взаимодействии поля, создаваемого измерительной системой, с магнитным полем постоянного магнита.

Для повышения чувствительности приборов, уменьшения размеров магнитов, следовательно, и размеров приборов было решено применить сплавы с более высокой магнитной энергией.

Привести состав, термическую обработку и свойства нового сплава.

Сопоставить свойства и обработку сплава с аналогичными характеристиками сплава ЮНДК 24 и указать причины, по которым изменение состава сплава сопровождается возрастанием магнитной энергии.

Дополнительная литература: Довгалевский Я. М. Легирование и термическая обработка магнитотвердых сплавов. М., «Металлургия», 1971. 176 с. с ил.

ГЛАВА XXV

ЗАДАЧИ ПО ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫМ СТАЛЯМ И СПЛАВАМ

№ 381. Стойкость сверл и фрез, изготовленных из быстрорежущей стали умеренной теплостойкости марки Р12 и обрабатывавших конструкционные стали твердостью *НВ* 180—200, была удовлетворительной.

Однако стойкость этих сверл резко снизилась при обработке жаропрочной аустенитной стали.

Рекомендовать быстрорежущую сталь повышенной теплостойкости, пригодную для производительного резания жаропрочных сталей, указать ее марку и химический состав, термическую обработку и микроструктуру в готовом инструменте.

Сопоставить теплостойкость стали Р12 и выбранной стали.

Решение задачи № 381

Режущие инструменты для производительного резания изготовляют из быстрорежущих сталей, так как эти стали обладают теплостойкостью. Они сохраняют мартенситную структуру и высокую твердость при повышенном нагреве (500—650° С), возникающем в режущей кромке.

Однако стойкость инструментов из быстрорежущих сталей, подвергавшихся оптимальной термической обработке, определяется не только их химическим составом, структурой и режимом резания, но сильно зависит от свойств обрабатываемого материала.

При резании сталей и сплавов с аустенитной структурой (нержавеющих, жаропрочных и др.), получающих все более широкое применение в промышленности, стойкость инструментов и предельная скорость резания могут сильно снижаться по сравнению с получаемыми при резании обычных конструкционных сталей и чугунов с относительно невысокой твердостью (до *НВ* 220—250). Это связано главным образом с тем, что теплопроводность аустенитных сплавов пониженная. Вследствие этого тепло, выделяющееся при резании, лишь в небольшой степени поглощается сходящей стружкой и деталью и в основном воспринимается режущей кромкой. Кроме того, эти сплавы сильно упрочняются под режущей кромкой в процессе резания, из-за чего заметно возрастают усилия резания.

Для резания подобных материалов, называемых труднообрабатываемыми, мало пригодны быстрорежущие стали умеренной теплостойкости, сохраняющие высокую твердость (*HRC* 60) и мартенситную структуру после нагрева не выше 615—620° С. Для обработки аустенитных сплавов необходимо выбирать быстрорежущие стали повышенной теплостойкости, а именно кобальтовые. Кобальт способствует выделению при отпуске наряду с карбидами также и частиц интерметаллидов, более стойких против коагуляции, и затрудняет процессы диффузии при температурах нагрева режущей кромки. Кобальтовые стали сохраняют твердость *HRC* 60 после более высокого нагрева: до 640—645° С. Кроме того, кобальт заметно (на 30—40%) повышает теплопроводность быстрорежущей стали, а следовательно, снижает температуры режущей кромки из-за лучшего отвода тепла в тело инструмента. Наконец, стали с кобальтом имеют более высокую твердость (до *HRC* 68 у стали Р8М3К6С).

Для сверл и фрез, применяемых для резания аустенитных сплавов, рекомендуются кобальтовые стали марок Р12Ф4К5 или Р8М3К6С. Термическая обработка кобальтовых сталей принципиально не отличается от обработки других быстрорежущих сталей. Она следующая.

Инструменты закаливают с очень высоких температур (1240—1250° С для стали Р12Ф4К5 и 1210—1220° С для стали Р8М3К6С), что необходимо для растворения большего количества карбидов и насыщения аустенита (мартенсита) легирующими элементами: вольфрамом, молибденом, ванадием и хромом. Еще более высокий нагрев, дополнительно усиливающий перевод карбидов в раствор, недопустим: он вызывает рост зерна, что снижает прочность и вязкость. Структура стали после закалки: мартенсит, остаточный аустенит (15—30%) и избыточные карбиды, не растворяющиеся при нагреве и задерживавшие рост зерна. Твердость *HRC* 60—62.

Затем инструменты отпускают при 550—560° С (3 раза по 60 мин). Отпуска вызывает: а) выделение дисперсных карбидов и интерметаллидов из мартенсита (дисперсионное твердение), что повышает твердость до *HRC* 66—69; б) превращает мягкую составляющую — остаточный аустенит в мартенсит; в) снимает напряжения, вызываемые мартенситным превращением.

После отпуска инструменты шлифуют, а затем подвергают цианированию, чаще всего жидкому в смеси NaCN (50%) и Na_2CO_3 (50%) с выдержкой 15—30 мин (в зависимости от сечения инструмента).

Твердость цианированного слоя на глубину 0,02—0,03 мм достигает *HRC* 69—70; немного (~на 10° С) возрастает и теплостойкость. При нагреве для цианирования снимаются также напряжения, вызванные шлифованием. Цианирование повышает стойкость инструментов на 50—80%.

После цианирования целесообразен кратковременный нагрев при 450—500° С в атмосфере пара и с охлаждением в масле; поверхность инструмента приобретает тогда синий цвет и несколько лучшую стойкость против воздушной коррозии.

№ 382. Выбрать сталь для червячных фрез, обрабатывающих конструкционные стали твердостью *НВ* 220—240.

Объяснить причины, по которым для этого назначения нецелесообразно использовать углеродистую инструментальную сталь У12 с высокой твердостью (*HRC* 63—64).

Рекомендовать режим термической обработки фрез из выбранной быстрорежущей стали, приняв, что фрезы изготовлены из проката диаметром 40 мм.

№ 383. Завод должен изготовить долбяки, обрабатывающие с динамическими нагрузками конструкционные стали с твердостью *НВ* 200—230.

Выбрать марку быстрорежущей стали, наиболее пригодной для этого назначения, рекомендовать режим термической обработки и указать структуру и свойства (для долбяков наружным диаметром 60 мм).

№ 384. Завод изготовлял протяжки из высоковольфрамовой стали Р18.

Указать, можно ли использовать для протяжек менее легированную, а следовательно, более экономичную быстрорежущую сталь.

Выбрать марку стали для протяжек, обрабатывающих конструкционные стали с твердостью до *НВ* 250, указать ее термическую обработку, структуру и свойства для случаев, когда протяжки изготовляют из проката диаметром 40 и 85 мм.

№ 385. Завод изготовляет червячные фрезы двух размеров: наружным диаметром 30 и 80 мм из катаной быстрорежущей стали соответствующего профиля.

Выбрать марку быстрорежущей стали умеренной теплостойкости и рекомендовать режим термической обработки.

Указать способ химико-термической обработки, позволяющий дополнительно повысить стойкость фрез.

Объяснить, в чем заключается различие в структуре и свойствах быстрорежущей стали из проката диаметром 30—32 и 80—82 мм.

№ 386. Инструменты из быстрорежущих сталей имеют недостаточную стойкость при резании с повышенной скоростью (более 80—100 м/мин).

Выбрать марку инструментальных сплавов, пригодных для резания с высокой скоростью: а) сталей; б) чугунов.

Указать состав, структуру и свойства выбранных сплавов и сопоставить их с аналогичными свойствами быстрорежущих сталей. Объяснить причины, по которым для обработки стали следует выбрать сплав другого состава, чем для обработки чугуна.

№ 387. В распоряжении завода имеются быстрорежущие стали двух марок: а) вольфрамомолибденовая Р6М5; б) кобальтовая Р12Ф4К5.

Объяснить различие в основных свойствах этих сталей и рекомендовать оптимальное назначение каждой из них.

Указать термическую обработку этих сталей и их структуру и свойства в готовых инструментах диаметром 20 и 60 мм.

§ *388.* Цех выполняет токарную обработку чугунных и стальных деталей с большой скоростью резания.

Выбрать сплавы для резцов, обеспечивающие высокую производительность обработки: а) стали; б) чугуна.

Привести химический состав, структуру, твердость, прочность и теплостойкость и способ изготовления этих сплавов и сравнить их с аналогичными характеристиками быстрорежущей стали.

§ *389.* При обработке стали с твердостью более *НВ* 280—300 резцы из быстрорежущей стали не имеют достаточной стойкости.

Указать состав сплава, обладающего более высокими режущими свойствами.

Вследствие высокой стоимости и большей хрупкости такого сплава привести способ изготовления составных резцов и указать металл, из которого следует изготовить державку резца.

Сопоставить структуру, твердость, теплостойкость и способ изготовления выбранного сплава с аналогичными характеристиками быстрорежущей стали.

№ 390. Машиностроительный завод изготавливает детали при различных условиях резания: резцами с большой скоростью резания обрабатывается легированная сталь твердостью *НВ* 300—350; резьбовыми фрезами с умеренной скоростью — стали твердостью *НВ* 200—220; плашками диаметром 60 мм с небольшой скоростью нарезается резьба на стали с твердостью *НВ* 120—140.

Подобрать марку сплава (стали) для каждого из этих инструментов, обосновать сделанный выбор и сравнить микроструктуру и основные свойства выбранных материалов.

№ 391. Выбрать марку легированной инструментальной стали для изготовления круглых плашек, обрабатывающих мягкую низкоуглеродистую сталь.

Указать режим термической обработки и способы защиты от обезуглероживания и окисления при нагреве для закалки.

Сравнить химический состав, микроструктуру, основные свойства и область применения выбранной и быстрорежущей сталей.

№ 392. Измерительные инструменты (калибры, измерительные плитки) должны обладать не только высокой твердостью и хорошим сопротивлением износу, но и не должны изменять своих размеров с течением времени. Между тем изделия после закалки и низкого отпуска иногда обнаруживают незначительные изменения размеров во время эксплуатации, недопустимые однако для измерительных инструментов большой точности.

Указать причины, вызывающие эти изменения (старение), и привести марку стали и режим термической обработки измерительных инструментов, значительно уменьшающий эффект старения.

№ 393. Многие измерительные инструменты плоской формы (шаблоны, линейки, штангенциркули) изготавливают из листовой стали; они должны обладать высокой износостойкостью в рабочих кромках.

Привести режим обработки, обеспечивающей получение этих свойств, если инструменты изготавливают большими партиями из сталей 15 и 20.

№ 394. На машиностроительном заводе изготавливают зубчатые колеса из прутков стали 40Х, поставляемой металлургическим заводом с твердостью *НВ* 160—180. Одна плавка стали, доставленная заводу, имела твердость *НВ* 230—250.

Для обработки стали повышенной твердости требовалось снижение режимов резания, принятых на заводе.

Указать способ и режим термической обработки, позволяющей улучшить обрабатываемость резанием стали этой плавки.

Привести химический состав, структуру и режим термической обработки стали для фрез, пригодных для обработки стали 40Х.

№ 395. Получение заготовок горячей деформацией является производительным способом обработки.

Выбрать марку стали для изготовления крупного молотового штампа (размерами 500 × 400 × 400 мм); рекомендовать режим термической обработки штампа и указать микроструктуру и механические свойства после отпуска.

Объяснить, почему подобные штампы не следует изготавливать из углеродистой стали.

№ 396. Стальные стаканы цилиндров двигателей внутреннего сгорания изготавливают штамповкой в горячем состоянии. Внутренняя полость образуется путем прошивки — вдавливанием пуансона в нагретый металл, устанавливаемый в специальной матрице. Пуансон работает в условиях попеременного нагрева (при прошивке) и охлаждения (после прошивки).

Указать температуры штамповки (прошивки) заготовок, если их изготавливают из стали 50.

Выбрать марку стали для изготовления пуансона диаметром 40 мм, обосновать сделанный выбор; указать режим термической обработки и структуру стали в готовом пуансоне.

№ 397. Для пуансонов горячего выдавливания — операции, при которой штамп длительное время находится в соприкосновении с нагретым деформируемым металлом, необходимы теплостойкие штамповые стали.

Выбрать сталь для пуансонов выдавливания жаропрочных сплавов: для этих условий обработки штамповая сталь должна сохранять повышенные прочностные свойства при нагреве до 700—720° С.

Рекомендовать режим термической обработки штампов и ее структуру в готовом штампе.

№ 398. Штампы сложной формы, особенно имеющие внутреннее отверстие, сильно деформируются при закалке.

Рекомендовать температуру закалки штампов из высокохромистой стали Х12М, при выполнении которой значительно уменьшается деформация.

Указать структуру стали после закалки и объяснить причины, способствующие уменьшению деформации.

№ 399. Штампы холодной вырубки стальных листов должны иметь высокую износостойкость и по возможности лучшую вязкость.

Выбрать сталь для этого назначения и рекомендовать термическую обработку. Указать получаемые твердость и структуру стали.

Объяснить, в каких штампах: с наименьшей стороной 50 или 90 мм сталь будет иметь более высокие прочность и вязкость и причины этого различия.

№ 400. Штампы для холодной чеканки медных сплавов и мягких сталей должны сочетать высокие твердость и сопротивление пластической деформации (что предупреждает преждевременное смятие рабочей фигуры штампа) с удовлетворительной вязкостью.

Выбрать марку стали для чеканочных штампов, указать ее термическую обработку и структуру в готовом штампе.

Объяснить причины, по которым для этого назначения мало пригодны стали с высоким содержанием углерода (~1%).

№ 401. Изделия из пластмасс изготавливают прессованием при невысоком нагреве (~150° С). Материал прессформы, в которую прессуются пластмасса, должен обладать высокой износостойкостью.

Выбрать марку стали и режим обработки для прессформ: а) простой формы и небольших размеров; б) сложной формы; учесть при этом, что обрабатываемость стали резанием должна быть хорошей; кроме того, деформация прессформы при термической обработке должна быть минимальной.

№ 402. Пневматические долота, применяемые при разработке горных пород, должны обладать относительно высокой твердостью (*HRC* 55—58) и износостойкостью, но вместе с тем должны иметь достаточную вязкость, так как они испытывают в работе ударные нагрузки.

Указать химический состав, марку углеродистой (для долот простой формы) и легированной сталей (для крупных долот сложной формы) и режим термической обработки, обеспечивающей получение требуемых структуры и твердости.

№ 403. Выбрать марку стали для изготовления топоров. Лезвие топора не должно сминаться или выкрашиваться в процессе работы; поэтому оно должно иметь твердость в пределах *HRC* 50—55 на высоту не более 30—40 мм; остальная часть топора не подвергается закалке и имеет более низкую твердость.

Указать химический состав стали, режим термической обработки, обеспечивающий получение твердости в пределах *HRC* 50—55, а также способ закалки, позволяющий получить эту твердость только в лезвии топора.

№ 404. Выбрать марку стали для изготовления продольных пил по дереву и указать режим термической обработки, микроструктуру и твердость готовой пилы.

Режим термической обработки выбирается таким образом, чтобы предупредить деформацию пилы при закалке и отпуске, а также обеспечить получение в стали высоких упругих свойств после отпуска (пила должна «пружинить»).

№ 405. Формы литья металлов под давлением нагреваются в рабочем слое до высоких температур и при каждой заливке жидкого металла подвергаются попеременному нагреву и охлаждению и эрозионному воздействию.

Привести марку стали, пригодной для форм литья алюминиевых сплавов, и охарактеризовать ее устойчивость против образования трещин разгара.

Рекомендовать режим термической обработки и указать структуру и свойства стали в готовой форме.

ГЛАВА XXVI

ЗАДАЧИ ПО ЦВЕТНЫМ МЕТАЛЛАМ И СПЛАВАМ

№ 406. Червяк редуктора для уменьшения коэффициента трения часто изготавливают из стали, а венец колес — из сплава на медной основе.

Указать марку и состав сплава для венца, колеса, обладающего высокими антифрикционными свойствами и пределом прочности $\sigma_в$ не ниже 25 кгс/мм^2.

Объяснить, как изменяются механические свойства сплава в зависимости от условий литья (в кокиль или в землю).

Указать для сравнения состав, термическую обработку, структуру и механические свойства стали для изготовления червяка редуктора диаметром 30 мм, если предел прочности должен быть не ниже 70 кгс/мм^2.

№ 407. Многие детали изготавливают из листа способом глубокой вытяжки.

Выбрать состав цветного сплава, обладающего высокой пластичностью и хорошей способностью принимать вытяжку; привести его состав и структуру.

Указать режим и назначение термической обработки, применяемой между отдельными операциями вытяжки для повышения пластичности, а также механические свойства после вытяжки и после термической обработки.

Привести состав стали, применяемой для глубокой вытяжки, и сопоставить механические свойства выбранного цветного сплава с аналогичными свойствами стали.

№ 408. Некоторые винты, болты, гайки и т. п. изготавливают из латуни на быстроходных станках—автоматах. Латунь, обладающая высокой вязкостью и пластичностью, не получает достаточно чистой поверхности при обработке резанием.

Выбрать латунь, применение которой позволяет получить чистую поверхность и высокую производительность при обработке сплава резанием.

Сравнить механические свойства и структуру выбранного сплава с аналогичными характеристиками латуни высокой вязкости и пластичности.

№ 409. Арматура котлов, работающих в условиях пресной воды и пара под давлением до 25 ат (краны, вентили и т. п.), а также трубки и корпусы приборов (например, манометров), работающие в аналогичных условиях, изготавливают из цветных сплавов, стойких против коррозии.

Указать состав, способ изготовления, структуру и механические свойства: а) сплава с хорошими литейными свойствами и хорошей обрабатываемостью резанием для изготовления арматуры; б) сплава высокой пластичности в холодном состоянии для изготовления трубок и корпусов приборов.

№ 410. Некоторые детали арматуры турбин, котлов гидронасосов и т. п., работающие во влажной атмосфере и изготавливаемые массовыми партиями литьем, имеют сложную форму. В процессе литья должна быть обеспечена максимальная точность размеров.

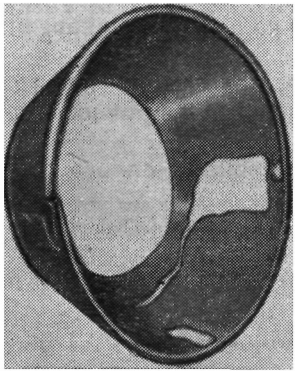


Рис. 292. Растрескивание латунной детали после глубокой вытяжки и вылеживания

Указать состав применяемого для этой цели цветного сплава, его структуру и механические свойства; привести способ литья, позволяющий создать требуемую высокую точность с минимальной последующей механической обработкой.

Привести химический состав стали для форм, применяемых для литья выбранного сплава, и указать режим термической обработки, а также структуру стали в готовом изделии.

§ 411. Многие детали приборов и оборудования, подверженные действию морской воды, изготавливают из цветного сплава путем холодной деформации в несколько операций.

Подобрать сплав, стойкий против действия морской воды, и привести его химический состав.

Указать режим промежуточной термической обработки выбранного сплава и привести его механические свойства после деформации и термической обработки.

Сравнить состав стали, стойкой против действия морской воды; привести режим ее термической обработки, механические свойства и структуру.

№ 412. Трубки в паросиловых установках должны быть стойки против коррозии.

Подобрать марку сплава на медной основе, пригодного для изготовления трубок и не содержащего дорогих элементов; привести состав выбранного сплава.

Указать способ изготовления трубок и сравнить механические свойства выбранного сплава, получаемые после окончательной обработки, с механическими свойствами стали, стойкой против коррозии в тех же средах.

№ 413. Многие изделия изготавливают из латуни вытяжкой из листа в холодном состоянии. Иногда в изделиях обнаруживаются трещины, возникающие без приложения внешних нагрузок (так называемое «сезонное растрескивание»). На рис. 292 показана деталь после глубокой вытяжки и после растрескивания при вылеживании.

Объяснить сущность этого явления и указать способы его предупреждения.

Подобрать марку латуни, не подверженной сезонному растрескиванию. Кроме того, описать структуру, механические и технологические свойства α- и α + β′-латуней.

Решение задачи № 413

Латуни в зависимости от содержания цинка и структуры можно разделить на три класса:

1. α-латуни . . . . . До 39,5% Zn
2. α + β′-латуни . . . . . От 39,5 до 45,7% Zn
3. β′-латуни . . . . . От 45,7 до 51% Zn

Увеличение содержания цинка изменяет структуру и свойства латуни (рис. 293).

Увеличение содержания цинка до определенного предела повышает пластичность и прочность. Пластичность достигает максималь-

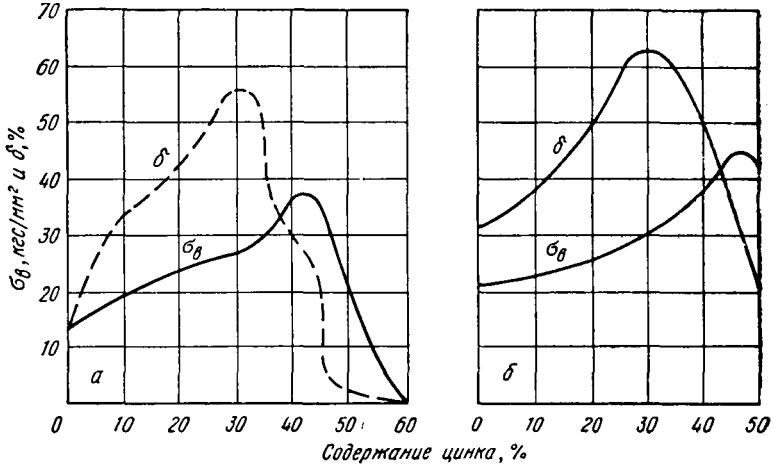


Рис. 293. Механические свойства латуни в зависимости от содержания цинка: *а* — литая латунь; *б* — катаная и отожженная латунь

ных значений при 30—32% Zn, а прочность — при 40%. При дальнейшем увеличении содержания цинка прочность и пластичность снижаются.

Это изменение свойств определяется свойствами соответствующих фаз, образующихся при введении цинка.

α-фаза представляет твердый раствор типа замещения, пластичность и прочность которой возрастают по мере увеличения содержания цинка.

β′-фаза — твердый раствор на базе электронного соединения с центрированной кубической решеткой и упорядоченным расположением атомов. Эта фаза отличается повышенной хрупкостью и

твердостью; поэтому образование β-фазы снижает вязкость и повышает твердость.

При нагреве выше 450° С β′-фаза превращается в неупорядоченный твердый раствор β, отличающийся большей пластичностью, чем β′-фаза. Из диаграммы состояния видно, что α + β′-латуни приобретают при таком нагреве однородную структуру β-твердого раствора, а следовательно, и большую пластичность (см. рис. 127).

Эти свойства фаз определяют технологический процесс изготовления изделий из различных сортов латуни, а также их назначение.

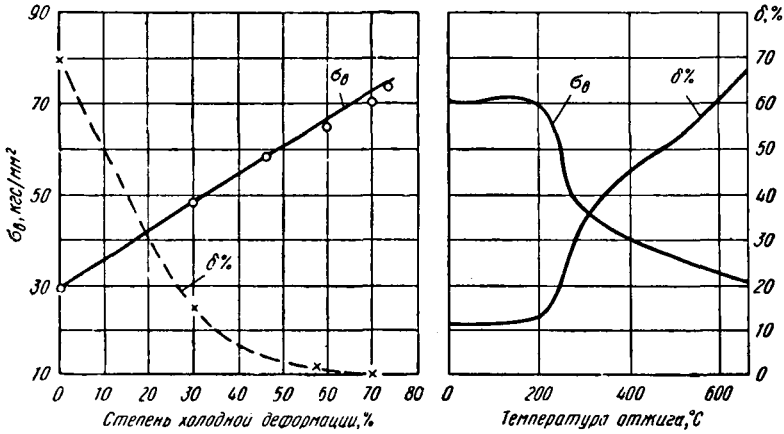


Рис. 294. Механические свойства латуни Л68 в зависимости: *а* — от степени деформации; *б* — температуры отжига

Изделия из α-латуни изготавливают главным образом холодной или горячей деформацией; обработка резанием не дает достаточно чистой поверхности. Изделия из α + β′-латуни изготавливают горячей (прессование, штамповка) или холодной деформацией (но без вытяжки) или обработкой резанием.

Изделия из α- или α + β′-латуней применяют в отожженном или же наклепанном состоянии, поскольку термическая обработка (закалка и отпуск) не дает заметного эффекта. В наклепанном состоянии (т. е. после холодной деформации) латунь обладает большой прочностью при пониженной вязкости (см. рис. 293).

В результате последующего отжига прочность сплава понижается, но пластичность возрастает (рис. 294).

Холодная деформация латуни создает в изделии остаточные напряжения. Они возникают и в результате местной холодной деформации (при изгибе деталей, чеканке, развальцовке и т. п.). При вылеживании или эксплуатации в латунных изделиях иногда возникают трещины. «Сезонное растрескивание» наблюдается главным образом в латунях с содержанием более 20% Zn и отчетливо обнаруживается, например, в полых изделиях, прутках и т. д. Сезонное растрескивание усиливается в химически активных средах, осо-

бенно в парах аммиака, ртутных солях, ртути, мыльной воде и т. д. Образование трещин является результатом совместного действия остаточных напряжений, созданных холодной деформацией (наиболее опасны растягивающие напряжения), и химически активных сред.

Для предохранения от сезонного растрескивания нужен отпуск с нагревом до 200—300° С; это снимает большую часть остаточных напряжений и незначительно снижает прочность.

Но в условиях изготовления и монтажа конструкций с применением развальцовки, гибки и т. д. не всегда возможно избежать возникновения местных, даже незначительных деформаций, а следовательно, и сезонного растрескивания. В таких случаях применяют более дорогие (и имеющие меньшую прочность), но не склонные к сезонному растрескиванию латуни Л96 и Л90.

Механические свойства и состав этих латуней, а также широко применяемой латуни Л70 и типичной $\alpha + \beta'$-латуни ЛС59-1 приведены в табл. 19.

Таблица 19

СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАТУНЕЙ

Структурный класс сплава	Марка	Химический состав, %				Механические свойства	
		Cu		примеси	Zn	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %
		в среднем	допуск			не менее (после прокатки и отжига)	
α-латунь	Л96	96	±1	⩽0,30	Остальное	23	35
	Л90	90	±1	⩽0,30		27	38
	Л80	80	±1	⩽0,30		28	45
	Л70	70	+2	⩽0,30		30	55
α+β'-латунь	ЛС59-1	59 Pb 0,8—1,9	+1—2	0,75	Остальное	35 40 *	30 15 *

* Для отожженных лент и листов, а также для прессованных прутков.

Латуни Л96 и Л90 обладают высокой теплопроводностью.

Латуни можно заменить алюминиевой бронзой, не склонной к сезонному растрескиванию и обладающей аналогичными значениями прочности и пластичности.

№ 414. Гребные винты морских пароходов имеют сложную форму и очень массивны, например масса винта современного крупного океанского теплохода достигает 30—50 т.

Наметить схему технологии изготовления винта, учитывая его форму. Исходя из этой схемы и условий работы винта в морской воде, подобрать состав сплава и указать его структуру и механические свойства.

Привести для сравнения химический состав, структуру и механические свойства нержавеющей стали, стойкой против действия морской воды, и объяснить, по каким причинам применение нержавеющей стали менее рационально для изготовления гребных винтов.

№ 415. В химическом машиностроении применяют специальные латуни для изготовления литьем коррозионностойких тяжелонагруженных деталей.

Выбрать марку сплава с пределом прочности не ниже 45 кгс/мм², привести его состав, механические свойства, структуру и указать в каких средах такой сплав является устойчивым.

Сопоставить механические свойства латуни выбранного состава с аналогичными свойствами латуни ЛС59-1 и указать область применения латуни ЛС59-1.

№ 416. Необходимо изготовить зубчатые колеса из сплава, стойкого против действия воды и пара и обладающего небольшим коэффициентом трения. Сплав должен иметь предел прочности не ниже 35 кгс/мм².

Объяснить, почему в таких случаях не применяют нержавеющую сталь, стойкую против коррозии в условиях воды и пара.

Указать состав и структуру цветного сплава, не содержащего дорогих элементов и пригодного для изготовления подобных зубчатых колес.

№ 417. Вкладыши коренных и шатунных подшипников двигателей внутреннего сгорания изготавливают из бронзы; отличающейся высокими антифрикционными свойствами и не содержащей особо дорогих элементов.

Подобрать состав сплава и привести способ изготовления из него деталей, указать его строение и механические свойства, а также причины, по которым подобный сплав хорошо работает в условиях износа.

Для сравнения привести состав и строение других антифрикционных сплавов, обладающих более низкими температурами плавления и применяемых для заливки подшипников.

№ 418. Каркас самолета, рассчитанного на полет с дозвуковыми скоростями и воспринимающего значительные нагрузки, изготавливают часто из легкого сплава с пределом прочности не ниже 40 кгс/мм².

Привести состав и плотность сплава, а также режим термической обработки, структуру. Указать его механические свойства после каждой операции термической обработки, объяснив, какие превращения в сплаве способствуют повышению прочности.

Сопоставить механические свойства выбранного сплава с механическими свойствами хромоникелевой нержавеющей стали. При сопоставлении учесть, что детали должны обладать минимальной удельной прочностью при данной температуре.

№ 419. Отдельные высоконагруженные детали самолетов, например тяги управления, изготовляют из легкого сплава с пределом прочности не ниже 40—45 кгс/мм².

Привести состав и плотность сплава, а также режим термической обработки и указать структуру и механические свойства после

каждой операции термической обработки. Указать способы повышения коррозионной стойкости детали из этого сплава.

Отдельные высоконагруженные элементы самолета можно изготовить также из сплава, имеющего плотность 4,5 г/см^3, предел текучести 75 кгс/мм^2 и обладающего очень высокой стойкостью против коррозии (в частности, в морской воде). Указать сплав, соответствующий этим повышенным требованиям.

№ 420. При значительном повышении скорости (за пределы скорости звука) самолетов и других летательных аппаратов значительно нагревается обшивка и другие детали конструкции; поэтому обычно применяемые алюминиевые сплавы оказываются непригодными в указанных условиях службы.

Рекомендовать сплавы на основе металла с плотностью 4,5 г/см^3, с повышенными механическими свойствами и удельной прочностью при температурах до 400—500° С.

Привести состав сплава и его свойства при нормальных и повышенных температурах.

№ 421. Для труб и других деталей, работающих в горячей азотной кислоте и в растворах хлористых солей, необходимы металлические сплавы, имеющие значительно большую стойкость, чем нержавеющие стали.

Выбрать (по табл. 49) марку сплава и охарактеризовать его стойкость против коррозии в сравнении со сталью 1Х18Н9Т.

№ 422. Вращающиеся детали многих установок реактивной техники, нагревающихся до 500—600° С, необходимо изготовлять из сплавов с меньшей плотностью (~4,5 г/см^3), чем у стали.

Выбрать марку сплава и сравнить его жаропрочность (длительную прочность для 1000 ч) при 500° С с аналогичными свойствами: а) дуралюмина; б) жаропрочной стали 1Х18Н9Т.

№ 423. Бесшовные трубы опреснительных установок, подающие морскую воду, нагретую до 80—120° С, целесообразно для повышения их долговечности изготовлять из сплава со значительно большей стойкостью против коррозии в этих условиях, чем у нержавеющей стали.

Выбрать марку сплава и сопоставить его свойства со свойствами нержавеющей стали 1Х18Н9Т.

№ 424. Нержавеющие стали, в том числе высоколегированные аустенитного класса, не имеют достаточной стойкости в соляной кислоте.

Выбрать металл с плотностью ~4,5 г/см^3 для баков и трубопроводов, обладающий высокой стойкостью в указанных условиях, и сравнить механические свойства выбранного сплава с аналогичными свойствами нержавеющей стали 1Х18Н9Т.

№ 425. Детали колес, агрегатов и приборов самолетов, имеющие сложную форму и не испытывающие больших механических нагрузок, изготавливают литьем из легких сплавов (плотность 2,7 г/см^3), обладающих хорошими литейными свойствами.

Выбрать состав сплава, указать его микроструктуру, а также способы повышения механических свойств (в процессе выплавки)

и происходящие при этом изменения строения сплава и механических свойств.

Указать, для каких литейных сплавов на железной основе применяют аналогичные способы улучшения структуры и свойств.

№ 426. Детали самолетов, имеющих сравнительно сложную форму (педали, рычаги, стойки педалей и т. п.), изготавливают из сплава с хорошими литейными свойствами, обладающего, кроме того, хорошей обрабатываемостью резанием. Предел прочности сплава должен быть не ниже 22 кгс/мм^2.

Рекомендовать состав сплава, а также режим термической обработки; указать структуру и механические свойства в готовом изделии.

Сопоставить механические свойства и режим термической обработки выбранного сплава с аналогичными свойствами и режимом термической обработки пластически деформируемого сплава на алюминиевой основе.

№ 427. Головки поршневых авиационных двигателей, работающих при повышенных температурах, изготавливают из легких сплавов литьем.

Привести химический состав сплава, применяемого для этой цели, указать роль отдельных компонентов сплава, его структуру и механические свойства.

№ 428. Поршни многих двигателей внутреннего сгорания изготавливают из деформируемого сплава на алюминиевой основе с добавками легирующих элементов, способствующих сохранению механических свойств при нагреве до 250—300° С.

Указать состав и свойства сплава на алюминиевой основе, применяемого для этой цели, а также рекомендовать состав сплава на основе титана, обладающего повышенной прочностью при температурах до 400—500° С и, таким образом, пригодного для изготовления поршней, работающих при более высоких температурах.

№ 429. Сварные бензиновые и масляные баки, от материала которых не требуется высоких механических свойств, изготавливают в авиапромышленности из легких листовых сплавов, обладающих повышенной стойкостью против коррозии, пластичностью и способностью хорошо принимать сварку.

Рекомендовать состав сплава, пригодного для данного назначения, указать его структуру и механические свойства.

Для сравнения привести химический состав, а также режим термической обработки и структуру стали, стойкой против коррозии в указанных средах.

№ 430. Уменьшение массы поршня в двигателях внутреннего сгорания дает повышение мощности.

Рекомендовать состав сплава с минимальной плотностью, пригодного для изготовления поршней. Указать химический состав сплава, его механические свойства и режим обработки.

Сопоставить плотность и механические свойства выбранного сплава с аналогичными характеристиками сплавов на алюминиевой основе, применяемых для изготовления поршней.

№ 431. Топливные и масляные баки и некоторые другие детали самолетов изготавливают из сплава с плотностью 1,7 г/см^3. Этот сплав имеет высокую пластичность в горячем состоянии, стойкость против коррозии, а также допускает сварку длинных швов.

Привести химический состав сплава, его структуру и механические свойства.

Сопоставить состав, структуру, механические свойства и плотность выбранного сплава с химическим составом и аналогичными свойствами материалов, стойких против коррозии в условиях морской воды и влаги: алюминиевого сплава и легированной стали.

№ 432. Тормозные колодки, барабаны, кронштейны и тому подобные детали самолетов во многих случаях изготавливают из сплава с минимальной плотностью.

Рекомендовать состав сплава, применяемого для этой цели, и технологический процесс изготовления деталей. Указать возможность термической обработки сплава, режим последней, механические свойства в готовом изделии и возможности повышения коррозионной устойчивости сплава.

Привести плотность выбранного сплава и дуралюмина.

№ 433. В химическом машиностроении наряду с нержавеющей хромоникелевой сталью применяют также для изготовления особо ответственных деталей сплав на никелевой основе, обладающий высокой пластичностью и устойчивойстью против действия влаги, кислот и щелочей.

Указать химический состав сплава, его структуру и условия применения в конструкциях (в отношении сочленения с другими металлами).

Сопоставить структуру, механические свойства и степень стойкости против коррозии в указанных средах выбранного сплава с такими же свойствами нержавеющей хромистой и хромоникелевой сталей.

№ 434. Многие детали в современных механизмах и машинах работают на истирание, однако условия и характер износа могут быть различными. Поэтому применяют износостойкие материалы, разные по составу и свойствам.

Указать и обосновать, в каких случаях и по каким причинам следует применять: высокомарганцовистую аустенитную сталь; хромистую заэвтектоидную сталь (шарикоподшипниковую); латуни и бронзы; подшипниковые сплава (баббиты).

Привести химический состав перечисленных сплавов и условия их обработки.

№ 435. Состав сплавов для заливки вкладышей валов выбирают с учетом мощности двигателя. Указать химический состав подшипникового сплава, применяемого для заливки вкладышей турбокомпрессоров и турбонасосов мощностью до 500 л. с. и выше.

Указать структуру и принцип построения сплава, а также роль и значение отдельных элементов, вводимых в сплав. Сравнить состав, свойства и области применения выбранного сплава и подшипникового сплава на медной основе.

МАРКИ (СОСТАВЫ) И ПРИМЕНЕНИЕ ОСНОВНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОМЫШЛЕННОСТИ

ГЛАВА XXVII

МАРКИ И ПРИМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Число металлических сплавов, применяемых в технике, очень значительно (исчисляется многими тысячами). Оно постоянно возрастает в соответствии с возникающими новыми и разнообразными требованиями многих отраслей промышленности. Не удается характеризовать эти сплавы по одному признаку, одинаковому для всех сплавов, так как их свойства и назначение различны.

Классификация металлических сплавов по химическому составу, основанная на указании главного компонента сплава (железо, медь, алюминий и т. д.), пригодна лишь для распределения сплавов на небольшое число основных классов. Для дальнейшей характеристики этих многочисленных сплавов внутри каждого из таких классов данная классификация не пригодна.

Не удается также классифицировать все сплавы в пределах каждого из указанных классов по одному или группе близких свойств. Их свойства, характерные и наиболее важные для одних сплавов (например, механические свойства и прокаливаемость для конструкционных сталей), часто являются второстепенными для других (например, для многих сталей с особыми физическими или химическими свойствами некоторых инструментальных сталей и т. д.).

Рационально поэтому характеризовать сплавы по свойству, наиболее характерному только для отдельных групп металлов в пределах каждого из классов.

Ниже в систематизированном виде с учетом этих соображений указаны более известные и широко применяемые марки сплавов, состав которых установлен стандартами и приведен в справочной[1, 2] и основной учебной литературе. Для этих сплавов[3] исполь-

[1] Материалы в машиностроении. Справочник. Т. 1—5, М., «Машиностроение», 1969—1970. Металловедение и термическая обработка. Справочник. Т. 1—2. М., Металлургиздат, 1961—1962.

[2] Приводимые данные не претендуют на исчерпывающую полноту; в них не указаны сплавы, не получившие еще широкого применения и состав и область применения которых еще достаточно не установились.

[3] Металлы, применяемые в более ограниченных пределах (сплавы на основе никеля, молибдена, хрома или спекаемые окислы и сплавы металлов с окислами и нитридами), не выделены в отдельные группы и указываются ниже в группе сталей и лишь в тех случаях, когда они используются для аналогичного назначения, как и стали, но в более тяжелых условиях эксплуатации

зовано общепринятое распределение на: А) стали, Б) чугуны, В) медные сплавы, Г) алюминиевые сплавы, Д) магниевые сплавы, Е) титановые сплавы, Ж) оловянистые и свинцовистые подшипниковые сплавы (баббиты).

Указанные сплавы в свою очередь распределены на группы, а наиболее многочисленные — стали, — кроме того, на подгруппы. Распределение внутри групп или подгрупп сделано чаще всего по признаку применения сплава в технике, а в некоторых случаях — по химическому составу или свойствам. Для выбора подобной, на первый взгляд, разнородной классификации служит один принципиальный подход — дать для каждой группы такую классификацию, которая указывает наиболее характерные особенности в свойствах или применении данного сплава или нескольких сплавов.

А. Стали, основы классификации и обозначения марок

Стали, как наиболее широко применяемый материал, представлены в современной технике наибольшим числом марок (составов) и классифицируются по следующим главным признакам.

По химическому составу

Классификация применяется преимущественно для конструкционных сталей и различает стали углеродистые, хромистые и т. д. или сложные (четверные) — хромоникелевые, хромокремнистые и еще более сложные. Для других сталей — инструментальных, жаропрочных, с особыми физическими или химическими свойствами классификация по химическому составу используется меньше. Это прежде всего вызвано тем, что в настоящее время все более широко используются стали, легированные не одним или двумя элементами, а тремя-четырьмя и даже пятью-шестью. В связи с этим число одних только подгрупп, по которым надо классифицировать такие стали по химическому составу, возрастает до многих десятков и даже сотен. Это делает подобную классификацию очень громоздкой.

Кроме того, классификация указанных здесь сталей по химическому составу оказывается недостаточно характерной. Многие из них имеют близкие свойства и их применяют в технике для одинакового назначения, хотя они и обладают различным химическим составом. Между тем при использовании такой классификации эти близкие стали приходится искусственно распределять по разным подгруппам.

По способу производства

Эта классификация определяет условия металлургического производства и контроля сталей и прежде всего содержание в них вредных примесей.

Различают по способу производства:

А. Стали обыкновенного качества (или рядовые); по химическому составу — это углеродистая сталь, содержащая до 0,6% С. Сталь выплавляется в конвертерах (с применением кислорода) или в больших мартеновских печах, разливается в крупные слитки (а также способом непрерывной разливки) и является поэтому более дешевой.

Это предопределяет следующие особенности сталей обыкновенного качества. Они могут иметь повышенное содержание серы и фосфора; оно допускается в некоторых сталях до 0,055 и даже 0,060% для серы и до 0,050 и даже 0,070% для фосфора. Ликвация в стали этого класса значительнее, чем в рассматриваемых ниже других сталях.

Сталь обыкновенного качества может иметь, кроме того, повышенное (по сравнению со сталью следующих классов) количество неметаллических включений. В катаном состоянии для этой цели характерна полосчатость вдоль направления волокна; она отчетливо выявляется макроанализом и микроанализом, как это, в частности, было показано в главах II и III. Сталь обыкновенного качества уступает по механическим свойствам сталям других классов.

Основным элементом, определяющим механические свойства сталей обыкновенного качества, является углерод. С повышением его концентрации возрастают прочностные свойства (временное сопротивление разрыву и предел текучести), но снижается пластичность (табл. 20).

В зависимости от назначения и характеристик, гарантируемых металлургическими заводами, эти стали в свою очередь подразделяются на стали, поставляемые по механическим свойствам (конвертерная или мартеновская); химическому составу (конвертерная или точнее кислородно-конвертерная или мартеновская) и по химическому составу и механическим свойствам одновременно — мартеновская повышенного качества.

По ГОСТ 380—71 стали обыкновенного качества, поставляемые по механическим свойствам, обозначаются марками, указанными в табл. 20. Стали с более высоким номером в марке содержат больше углерода и имеют повышенные прочностные свойства, но меньшую вязкость и пластичность.

Стали обыкновенного качества распределяются, кроме того, по способу производства на стали: спокойные, полуспокойные и кипящие.

Спокойные стали раскисляют в процессе плавки не только марганцем, но и кремнием (ферросилицием) как более активным раскислителем, и поэтому эти стали содержат пониженное количество кислорода и различных окислов. Содержание кремния в спокойных сталях не должно быть менее 0,15—0,20% (обычно 0,15—0,35%). В присутствии кремния даже в этих относительно малых количествах повышается предел текучести и снижается пластичность.

Кипящие стали не раскисляют кремнием. Они содержат его только в качестве примеси ($\leqslant$0,1%). Частичное удаление растворенного кислорода происходит при затвердевании за счет его взаи-

модействия с углеродом стали. Образующиеся при этом пузырьки CO частично всплывают в верхнюю часть слитка (увеличивая объем металла и вызывая «кипение») и частично (в связи с затвердеванием при кристаллизации) остаются в литой стали. Окись углерода уходит из пузырьков через различные микропоры и микротрещины. При дальнейшей горячей деформации эти пустоты завариваются. Кипящие стали имеют в сравнении со спокойными более низкий предел текучести при одинаковом пределе прочности и лучше принимают в связи с этим холодную прокатку, а затем вытяжку с большей степенью деформации. Кипящие стали применяют в виде листов, подвергаемых глубокой вытяжке, в автомобильной и других отраслях промышленности. Однако эти стали более склонны к хрупкому разрушению, особенно при низких температурах, и их используют при меньших нагружениях и динамических нагрузках.

Поскольку повышенная пластичность значительнее при меньшем содержании углерода, то для кипящих сталей устанавливается содержание углерода не более 0,2—0,25%. Кроме того, при пониженном содержании углерода лучше завариваются пустоты.

Согласно ГОСТ, кипящие стали обозначаются дополнительно буквами «кп», указываемыми в конце марки.

Полуспокойные стали содержат до 0,17% Si и занимают по указанным здесь свойствам промежуточное положение. Они превосходят по пределу текучести кипящие стали и имеют более низкие температуры хрупкости. Полуспокойные стали используют, в частности, для холодного выдавливания болтов и других деталей.

Согласно ГОСТ, полуспокойные стали обозначаются дополнительно буквами «пс» в конце марки.

Б. Стали качественные; по химическому составу это углеродистые или легированные стали, выплавляемые преимущественно в основных мартеновских печах с соблюдением более строгих требований к составу шихты, процессам плавки и разливки. Содержание серы и фосфора в качественных сталях не должно превышать (в зависимости от марки) 0,035% каждого. Неметаллических включений в этих сталях меньше, чем в сталях обыкновенного качества. Колебания в содержании углерода в пределах марки не должны превышать 0,08%.

Качественные стали, предназначаемые для глубокой вытяжки и поставляемые в листах, выплавляются как кипящие, а применяемые для холодной высадки — как полуспокойные.

В. Стали высококачественные; по химическому составу — это главным образом более легированные стали, выплавляемые преимущественно в электрических, а также в кислых мартеновских печах. Содержание серы и фосфора в высококачественных сталях еще меньше и не превышает 0,025% каждого. Стали имеют также повышенную чистоту по неметаллическим включениям. Колебания в содержании углерода в пределах марки должны быть не более 0,07%, т. е. в более узких пределах, чем для качественных сталей.

Г. Стали особо высококачественные; они выплавляются в электрических печах с электрошлаковым переплавом (или другими

совершенными методами) и имеют наименьшее содержание серы (до 0,015%). Содержание углерода и легирующих элементов такое же, как и в соответствующих марках высококачественных сталей. В результате электрошлакового переплава уменьшается также содержание газов в стали. Все это повышает ударную вязкость, прежде всего на холоду, смещая порог хрупкости к более низким температурам (см. главу VI), пластичность и контактную выносливость и позволяет, кроме того, применять такие стали при более высокой прочности и твердости.

Качественные, высококачественные и особо высококачественные стали, предусмотренные стандартом, маркируются следующим образом: содержание углерода указывается в начале марки цифрой, отвечающей его среднему содержанию: в сотых долях процента для сталей, содержащих до 0,7% С (это конструкционные стали), и в десятых долях процента для сталей, содержащих больше углерода (это главным образом инструментальные стали). Соответственно этому сталь, содержащая 0,07—0,14% С, обозначается как сталь 10, сталь с 0,42—0,50% С — как сталь 45 и т. д., а сталь с 0,95—1,05% С — как сталь У10 и т. д.

В конце марки кипящей стали приписываются буквы «кп», а полуспокойной — буквы «пс».

Легирующие элементы обозначаются буквами: Н (никель), К (кобальт), Г (марганец), Х (хром), В (вольфрам), М (молибден), Ю (алюминий), С (кремний), Ф (ванадий), Р (бор). Буквы пишутся после цифры, указывающей содержание углерода. Если после буквы нет цифры, то содержание легирующего элемента в стали 1—1,5%. Исключение сделано для молибдена и ванадия, содержание которых в большинстве сталей 0,2—0,3%.

Если легирующего элемента больше 1,5%, то цифра после буквы указывает его содержание в процентах. Например, марка 15Х обозначает сталь, имеющую в среднем 0,15% С и 1,0—1,5% Cr, сталь 35Г2 — 0,35% С и 2% Mn.

Отличие в обозначении качественных сталей от высококачественных заключается в том, что в конце марки высококачественной стали приписывается буква А (большая). Например, сталь 40ХНМ— качественная, а 40ХНМА — высококачественная. Аналогично особо высококачественная сталь обозначается буквой Ш (в конце марки).

У сталей, применяемых в виде литья (в отливке), в конце марки приписывается буква Л.

От этих правил существуют отклонения, главным образом для высококачественных сталей; они состоят в следующем:

1. Все инструментальные легированные, а также стали и сплавы с особыми физическими свойствами, нержавеющие и жаропрочные всегда высококачественные (или особо высококачественные); поэтому в марках этих сплавов буква А не указывается.

2. В марках некоторых сталей более узкого применения указывается их назначение.

Шарикоподшипниковые хромистые стали обозначаются в начале марки буквами ШХ, содержание хрома в этих сталях указывается

в десятых долях процента, а содержание углерода, одинаковое при разном содержании хрома, не указывается; например, сталь ШХ15 содержит в среднем 1% С и 1,5% Cr.

Быстрорежущие (сложнолегированные) стали для упрощения маркировки обозначаются буквой Р (режущие); следующая на ней цифра указывает содержание вольфрама — главного легирующего элемента этих сталей. Другие элементы обозначаются как и в остальных сталях, если они присутствуют в количестве более 1% (а хрома в количества 4%).

Электротехнические стали (трансформаторные) обозначаются буквой Э; следующая за ней цифра указывает содержание легирующего элемента — кремния в процентах.

Подобные же отклонения в обозначениях марок других сталей указаны в таблицах, приведенных ниже.

3. Новые стали, еще не включенные в ГОСТ и поставляемые по техническим условиям, обозначаются буквами ЭП или ЭИ (завод «Электросталь»), ДИ («Днепроспецсталь») и ЗИ (Златоустовский завод) и очередным номером, указываемым металлургическим заводом. Ниже в таблицах приводятся те нестандартные стали, которые получили широкое применение в промышленности.

По марочнику SAE (США) конструкционные стали: углеродистые и легированные одним и двумя элементами обозначаются четырьмя цифрами. Первая цифра указывает основной легирующий элемент, вторая — его содержание в процентах, третья и четвертая — содержание углерода в сотых долях процента. Первая цифра 1 принята для обозначения углеродистых сталей; тогда вторая цифра 0. Первые цифры: 2 обозначает никелевые стали; 3 — никелевые с хромом; 4 — молибденовые; 5 — хромистые; 6 — хромистые с ванадием; 7 — вольфрамовые; 8 — ванадиевые; 9 — кремнистые с марганцем.

Таким образом, сталь 1045 отвечает стали 45 по ГОСТ; сталь 5140 — стали 40Х и т. д. Для сталей, легированных большим числом элементов, принято более сложное обозначение.

Классификация по способу производства дает необходимую, но лишь предварительную оценку сталей. К одному большому классу сталей, изготовляемых в одинаковых условиях металлургического передела, относятся стали различного назначения, от которых требуются разные свойства. Например, к классу высококачественных сталей относятся такие разные по свойствам стали, как большинство машиностроительных, магнитные, инструментальные, нержавеющие и т. д.

По применению

Этот признак более полно характеризует стали. Различают классы сталей: 1) строительные, 2) машиностроительные (конструкционные), 3) машиностроительные специализированного назначения, 4) инструментальные, 5) с особыми физическими свойствами, 6) с особыми химическими свойствами (устойчивые против коррозии).

1. СТАЛИ СТРОИТЕЛЬНЫЕ

Это углеродистые, а также некоторые низколегированные стали, имеющие невысокое содержание углерода.

Таблица 20

СТАЛИ СТРОИТЕЛЬНЫЕ УГЛЕРОДИСТЫЕ ОБЫКНОВЕННОГО КАЧЕСТВА, ПОСТАВЛЯЕМЫЕ ПО МЕХАНИЧЕСКИМ СВОЙСТВАМ ПО ГОСТ 380—71

Марка стали	Механические свойства [1]			Приблизительный химический состав, %			Примерное назначение
	$\sigma_в$, кгс/мм²	$\sigma_т$, кгс/мм²	δ, % не менее	C	Mn	Si	
Ст0	⩾31	—	20	⩽0,23	—	—	Листовой и сортовой прокат для строительных конструкций, арматура
Ст1	32—42	—	31	0,06—0,12	0,25—0,50	0,12—0,30	Анкерные болты, жесткие связи, заклепки
Ст2	34—44	20—23	29	0,09—0,15	0,25—0,50	0,12—0,30	Заклепки, листы, трубы, неответственные топочные устройства
Ст3	38—49	21—25	23	0,14—0,22	0,40—0,65	0,12—0,30	Листовой и сортовой прокат для строительных конструкций, мостов, болты, крюки
Ст3 (кипящая)	37—47	20—24	24	0,14—0,22	0,30—0,60	⩽0,07	Листовой и сортовой прокат для строительных конструкций, болты

[1] Пределы прочности и текучести в прокате крупного сечения отвечают указанным нижним значениям.

Таблица 21

НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТРОИТЕЛЬНЫЕ СТАЛИ (ПО ГОСТ 5058—65)

Марка	Химический состав, %				Назначение и свойства
	C	Si	Mn	Cr	
1	2	3	4	5	6
Стали для металлических конструкций					
14Г	0,12—0,18	0,17—0,37	0,7—1,0	⩽0,3	Уголки, балки
14Г2	0,12—0,18	0,17—0,37	1,2—1,6	⩽0,3	Хорошая свариваемость; трубы высокого давления; не хладноломка до —70° С
18Г2	0,14—0,20	0,25—0,55	1,2—1,6	⩽0,3	Больше стойкость против коррозии в атмосфере

Продолжение табл. 21

1	2	3	4	5	6
16ГС 10Г2С1 14ХГС	0,12—0,18 До 0,12 0,11—0,16	0,4—0,7 0,9—1,2 0,4—0,7	0,9—1,2 1,3—1,65 0,9—1,3	⩽0,3 ⩽0,3 0,5—0,8	Корпусы аппаратов, днища паровых котлов и сосудов (при —40 до +450° С)
15ХСНД *	0,12—0,18	0,4—0,7	0,4—0,7	0,6—0,9	Строительные фермы, конструкции мостов, оси, тяги; больше стойкость против коррозии в атмосфере
Стали для армирования железобетонных конструкций					
18Г2С 25Г2С 35ГС	0,14—0,23 0,20—0,29 0,30—0,37	0,6—0,9 0,6—0,9 0,6—0,9	1,2—1,6 1,2—1,6 0,8—1,2	⩽0,3 ⩽0,3 ⩽0,3	Арматура разного профиля и сечения; $\sigma_{0,2}$ возрастает с 30 (сталь 18Г2С) до 40 кгс/мм² (сталь 35ГС)

* Кроме того, 0,3—0,6% Ni и 0,2—0,4% Cu.

Углеродистые стали — преимущественно рассмотренные выше стали обыкновенного качества. Наиболее характерные из них — мартеновские, поставляемые по механическим свойствам. Область их применения приведена в табл. 20. *Легированные стали* — их марки и назначение в строительстве указаны в табл. 21. Эти стали, производимые в настоящее время в возрастающем количестве (по массе), содержат более дешевые легирующие элементы. Целью легирования является повышение закаливаемости и вследствие этого более высоких механических свойств (главным образом, предела текучести) в процессе охлаждения при прокатке. Для того чтобы упрочнение не сопровождалось излишним снижением вязкости, пластичности и свариваемости, содержание углерода и легирующих элементов в строительных сталях ограничивается пределами, указанными в табл. 21.

2. СТАЛИ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ (КОНСТРУКЦИОННЫЕ) ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ (табл. 22)

Они широко применяются для изготовления разнообразных деталей (валы, оси, червячные колеса и т. п.) практически во всех областях машиностроения: автомобильной, тракторной, станкостроения и др. Поскольку напряженное состояние, возникающее в деталях разнообразных по форме, размерам и условиям эксплуатации, может сильно отличаться, необходимы многочисленные марки машиностроительных сталей, отличающихся в содержании углерода и легирующих элементов.

Таблица 22

МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ (КОНСТРУКЦИОННЫЕ) СТАЛИ: УГЛЕРОДИСТЫЕ ПО ГОСТ 1050—60 И ЛЕГИРОВАННЫЕ ПО ГОСТ 4543—71

Марка стали	Химический состав, %						Назначение
		Mn	Si	Cr	Ni	другие легирующие элементы	
1	2	3	4	5	6	7	8
1. СТАЛИ, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ БЕЗ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ							
08Ю	0,05—0,11	0,25—0,50	≤0,03	≤0,1	≤0,2	0,02—0,5 Al	Листы, штампуемые в холодном состоянии с глубокой вытяжкой
08кп	0,05—0,11	0,25—0,50	≤0,03	≤0,1	≤0,2	—	
10кп	0,07—0,14	0,25—0,50	≤0,07	≤0,15	≤0,2	—	
15кп	0,12—0,19	0,25—0,50	≤0,07	≤0,25	≤0,2	—	То же, прочность выше
08	0,05—0,12	0,35—0,65	0,17—0,37	≤0,1	≤0,2	—	Для сложной гибки; хорошая свариваемость
Ст3	0,14—0,22	0,40—0,65	0,12—0,30	Не определяются		—	То же, но не ответственного назначения
2. СТАЛИ, УПРОЧНЯЕМЫЕ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ							
Цементуемые стали							
15	0,12—0,19	0,35—0,65	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25	—	Цементуемые и цианируемые детали, не требующие высокой прочности сердцевины
20	0,17—0,24	0,35—0,65	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25	—	То же, с несколько большей прочностью сердцевины
15Х	0,12—0,18	0,40—0,70	0,17—0,37	0,7—1,0	≤0,30		
15ХА	0,12—0,17	0,40—0,70	0,17—0,37	0,7—1,0	≤0,30		То же, для деталей сложной формы
15ХФ	0,12—0,18	0,40—0,70	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,30	0,06—0,12 V	То же, не чувствительны к перегреву при цементации
12ХН3А	0,09—0,16	0,3—0,6	0,17—0,37	0,6—0,9	2,75—3,15	—	Цементуемые детали с высокой прочностью и вязкостью сердцевины и более крупные
12Х2Н4А	0,09—0,15	0,3—0,6	0,17—0,37	1,25—1,65	3,25—3,65	—	
20ХГНР	0,16—0,23	0,7—1,0	0,17—0,37	0,7—1,1	0,8—1,1	0,001—0,005 B	То же, в меньших сечениях
18ХГТ	0,17—0,23	0,8—1,1	0,17—0,37	1,0—1,3	—	0,03—0,09 Ti	То же, но при меньшей вязкости сердцевины

1	2	3	4	5	6	7	8
				Стали, упрочняемые поверхностной закалкой при индукционном нагреве			
45	0,42—0,50	0,5—0,8	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25	—	Валы, оси, шестерни и т. п.
55	0,52—0,60	0,5—0,8	0,17—0,37	≤0,2	≤0,25	—	
60	0,57—0,65	0,5—0,8	0,17—0,37	≤0,2	≤0,25	—	То же, при большей прочности сердцевины
45Х	0,41—0,49	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,30	—	То же, для крупных деталей сложной формы
50Х	0,46—0,54	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,30	—	
				Стали пониженной прокаливаемости, упрочняемые поверхностной закалкой при глубинном индукционном нагреве (по техническим условиям)			
55ПП	0,55—0,63	0,1—0,3	≤0,2	≤0,15	≤0,25	≤0,2 Al	То же, для работы при повышенных напряжениях
58ПП	0,54—0,62	≤0,3	≤0,2	≤0,15	≤0,15	≤0,2	
				Стали регламентированной прокаливаемости			
47ГТ	0,44—0,51	≤0,17	1,0—1,2	≤0,25	≤0,25	≤0,2 Al 0,06—0,12 Ti	То же, но для более крупных деталей и при еще более высоких напряжениях
				Азотируемые стали			
38ХМЮА	0,35—0,42	0,3—0,6	0,2—0,45	1,35—1,65	0,7—1,1 Al	0,15—0,25 Mo	Шпиндели быстроходных станков, стаканы цилиндров
30ХТ2М	0,28—0,36	0,3—0,6	0,8—0,45	1,3—1,6	≤0,2	1,8—2,0 Ti	То же, но азотируется быстрее
40ХНМА	0,37—0,44	0,5—0,8	0,17—0,37	0,6—0,9	1,25—1,65 Ni	0,15—0,25 Mo	Шестерни, болты ответственного назначения
				3. УЛУЧШАЕМЫЕ СТАЛИ			
				Стали, прокаливающиеся в деталях диаметром до 12—15 мм			
35	0,32—0,40	0,5—0,8	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25	—	Оси, валы, роторы, не испытывающие больших напряжений
40	0,37—0,45	0,5—0,8	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25	—	Оси, валы, штоки шестерни

Продолжение табл. 22

1	2	3	4	5	6	7	8
45	0,42—0,50	0,5—0,8	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25	—	То же, а также шпиндели, зубчатые колеса, болты ответственного назначения
50	0,47—0,55	0,5—0,8	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25	—	
55	0,52—0,60	0,5—0,8	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25	—	Оси, валы; применяется чаще в нормализованном состоянии
Стали, прокаливающиеся в деталях диаметром до 25—35 мм							
Марганцовистые стали							
35Г2	0,31—0,39	1,4—1,8	0,17—0,37	≤0,30	≤0,30	—	Коленчатые валы, оси, цапфы
45Г2	0,41—0,49	1,4—1,8	0,17—0,37	≤0,30	≤0,30	—	Карданные валы, шатуны, вагонные оси
Хромистые стали							
35Х	0,31—0,39	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,30	—	Оси, валы, шестерни
40Х	0,36—0,44	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,30	—	То же, но большей прочности
45Х	0,41—0,49	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,30	—	То же, но более сильно нагруженные детали
Хромокремнистые стали							
33ХС	0,29—0,37	0,3—0,6	1,0—1,4	1,3—1,6	≤0,30	—	Тонкостенные трубы, валы, оси
40ХС	0,37—0,45	0,3—0,6	1,2—1,6	1,3—1,6	≤0,30	—	Шестерни, валы высокой прочности
Хромованадиевая сталь							
40ХФА	0,37—0,44	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,30	0,10—0,18 V	То же, коленчатые валы, мало чувствительна к перегреву при закалке

Продолжение табл. 22

1	2	3	4	5	6	7	8
			Стали, прокаливающиеся в деталях диаметром до 50—75 мм				
40ХН	0,36—0,44	0,5—0,8	0,17—0,37	0,45—0,75	1,0—1,4	—	Валы, шестерни, болты шпильки ответственного назначения
			Хромомарганцевокремнистые стали (хромансил)				
25ХГСА	0,22—0,28	0,8—1,1	0,9—1,2	0,8—1,1	≤0,30	—	Узлы, рамы ответственного назначения, штоки, тонкостенные трубы
30ХГС	0,28—0,35	0,8—1,1	0,9—1,2	0,8—1,1	≤0,30	—	То же, но большей прочности
35ХГСА	0,32—0,39	0,8—1,1	1,1—1,4	1,1—1,4	≤0,30	—	Оси, шестерни высокой прочности больших размеров при отсутствии требований и повышенной вязкости
			Хромомолибденовые стали				
35ХМ	0,32—0,40	0,4—0,7	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,30 ≤0,30	0,15—0,25 Мо	Роторы, валы, шестерни, цилиндры моторов
			Стали, прокаливающиеся в деталях диаметром 75—120 мм				
			Хромоникелевые стали				
30ХН3А	0,27—0,33	0,3—0,6	0,17—0,37	0,6—0,9	2,75—3,15	—	Валы, штоки, кривошипы высокой прочности
			Хромоникельмолибденовая сталь				
40ХНМА	0,37—0,44	0,5—0,8	0,17—0,37	0,6—0,9	1,25—1,65	0,15—0,25 Мо	Тяжело нагруженные валы, шестерни, оси

Наиболее важной характеристикой, по которой выбираются эти стали, являются механические свойства и распределение их по сечению.

Содержание углерода определяет механические свойства сталей этого класса и способность их принимать закалку. В разных марках машиностроительных сталей оно изменяется от 0,05 до 0,65%.

Легирующие элементы определяют преимущественно прокаливаемость и закаливаемость и в меньшей степени механические свойства (кроме никеля и молибдена, улучшающих вязкость).

Для лучшей характеристики свойств и назначения машиностроительные стали целесообразно распределить на: а) используемые без термической обработки деталей, б) упрочняемые в поверхностном слое, в) упрочняемые по всему сечению.

а. Стали, используемые без упрочняющей термической обработки

Это главным образом стали, поставляемые в листах для последующей штамповки, вытяжки, выдавливания, в трубах и т. п.

По химическому составу стали — углеродистые с пониженным содержанием кремния (кипящие и полуспокойные) и низколегированные. Содержание углерода в них пониженное (табл. 22).

Эти стали поступают после прокатки (нормализованными); прочностные свойства выше у легированных сталей, сильнее упрочняющихся в результате охлаждения с температур прокатки.

б. Стали, упрочняемые в поверхностном слое

Эти стали пригодны для деталей, работающих в условиях повышенного износа и при динамических нагрузках, но при отсутствии очень значительных напряжений. Это связано с тем, что при высокой твердости поверхностного слоя, создаваемой термической или химико-термической обработкой, стали сохраняют вязкую сердцевину.

В этой группе различаются стали:

Цементуемые; они имеют низкое содержание углерода (до 0,3%). После цементации они закаливаются с достижением высокой твердости только в насыщенном поверхностном слое — чаще толщиной до 1—1,5 мм и сохраняют при этом вязкую сердцевину со сравнительно невысокой твердостью. Поскольку содержание углерода в поверхностном слое в этом случае повышенное (~0,8%), то твердость (*HRC* 60—62) и износостойкость высокие. Однако сопротивление нагруженности пониженное из-за малой толщины поверхностного слоя и особенно из-за сравнительно резкого перепада твердости к более мягкой и менее прочной сердцевине. Более резкий переход в твердости у углеродистых сталей, используемых поэтому для работы с меньшими давлениями, и менее резкий — у легированных, имеющих более высокие прочность и твердость в сердцевине после закалки.

В качестве цементуемых углеродистых сталей используются качественные и высококачественные стали и реже стали обыкновен-

ного качества марок Ст 2 и Ст 3; применение последних сокращается из-за более их низкой вязкости.

Легированные цементуемые стали применяют для деталей более крупных размеров и сложной формы, поскольку они лучше прокаливаются и получают более прочную сердцевину. Кроме того, они принимают закалку с охлаждением в менее резких охладителях, что уменьшает деформацию и опасность возникновения трещин.

Закаливаемые с индукционного нагрева; они содержат больше углерода: 0,5—0,65% и поэтому при такой обработке закаливаются в поверхностном слое, сохраняя в сердцевине более высокую твердость, чем цементуемые стали. Износостойкость этих сталей несколько ниже цементованных, имеющих больше углерода в поверхностном слое; вязкость их тоже ниже из-за большей концентрации углерода в сердцевине. Но из-за создавшегося при этом меньшего перепада твердости по сечению сопротивление напряженности и усталостным нагрузкам у сталей, закаленных с индукционного нагрева, больше, чем у цементуемых.

Пониженной прокаливаемости; это — сравнительно новые стали, применение которых в промышленности расширяется. Они содержат 0,5—0,6% С и принимают закалку. Однако в отличие от рассматриваемых ниже углеродистых улучшаемых сталей с таким же содержанием углерода стали пониженной прокаливаемости имеют значительно меньшее содержание марганца и кремния (см. табл. 22) и других сопутствующих элементов (хром, никель, медь). Детали из этих сталей подвергают обычной объемной закалке, но вследствие этих особенностей состава они получают высокую твердость лишь в поверхностном слое. Она не отличается от получаемой у обычных сталей с таким же содержанием углерода и закаливаемых с индукционного нагрева. Существенно при этом, что поверхностный слой после закалки точно следует контуру изделия, что создает полезные сжимающие напряжения.

Преимущество сталей пониженной прокаливаемости состоит также и в том, что нижележащие слои, располагающиеся непосредственно под наружным закаленным слоем, принимают частичную закалку и структура их также улучшается. Тогда твердость при переходе к несколько менее твердой сердцевине снижается сравнительно плавно, что позволяет использовать стали пониженной прокаливаемости для эксплуатации при более высоких давлениях.

Азотируемые; для этого назначения из-за особенностей взаимодействия поверхностных слоев с азотом, диффундирующим при азотировании, используются стали, легированные хромом, а также алюминием. Кроме того, для возможности выполнения азотирования в качестве окончательной обработки эти стали должны содержать 0,35—0,5% С и, следовательно, принимать закалку до азотирования.

Наибольшая твердость до (*HRC* 69—71) и износостойкость у сталей, легированных алюминием (38ХМЮА); она выше, чем у цементуемых сталей. Кроме того, высокая твердость азотированного слоя сохраняется при нагреве до 400—420° С. Из-за резкого перепада твердости по сечению (~*HRC* 35 в нижележащих слоях) и неболь-

шой толщины (до 0,5 мм) твердого азотированного слоя такие стали используют для эксплуатации в условиях повышенного износа и нагрева, но при отсутствии больших давлений.

У азотируемых сталей без алюминия твердость слоя меньше (*HRC* ~50), но в результате азотирования возрастают усталостная прочность и сопротивление износу.

в. Улучшаемые стали (упрочняемые по всему сечению)

К этой группе относятся стали, принимающие закалку и содержащие для этого более 0,35% С (углеродистые и малолегированные стали) и более 0,2—0,3% С (средне- и высоколегированные стали). Поскольку способность упрочняться на ту или иную глубину определяется влиянием легирующих элементов, то она не одинакова в разных сталях этой группы.

Поэтому улучшаемые стали при одинаковом содержании углерода, но разном содержании легирующих элементов имеют близкие прочностные свойства в деталях небольшого сечения, но заметно различаются в деталях крупного сечения. У углеродистых и менее легированных сталей эти свойства ниже. Поэтому выбор марки стали зависит от уровня требуемых свойств и от толщины изделия.

Улучшаемые машиностроительные стали целесообразно в связи с этим распределить по прокаливаемости на группы (см. табл. 22).

3. СТАЛИ И СПЛАВЫ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Эти стали оцениваются не только по механическим свойствам при 20° С (как и стали общего назначения), но и по ряду других свойств: как механических (при низких и высоких температурах), так и физических и химических и ряду технологических качеств. Это вызвано тем, что такие стали необходимы в отдельных отраслях техники для эксплуатации в строго определенных условиях, например при очень высоких напряжениях, на холоду или при нагреве, часто значительном, в условиях износа при динамических и гидроабразивных нагрузках или для специального назначения в машинах и приборах; для пружин, контактов и т. п. в электротехнической, радиотехнической промышленности, а также для деталей, которые должны получать при резании поверхность повышенной чистоты.

а. Стали особо высокой прочности и вязкости (мартенситно-стареющие)

Это — стали, упрочняемые в результате мартенситного превращения при закалке дисперсионного твердения при отпуске (старения).

По составу мартенситно-стареющие стали (в отличие от машиностроительных общего назначения) — практически безуглеродистые и сложно- и высоколегированные никелем, кобальтом, молибденом и в меньшем количестве титаном (а некоторые и бериллием).

Стали получают очень высокую прочность ($\sigma_в = 180 \div 200$ кгс/мм²) и сохраняют при этом повышенную пластичность ($\delta \geqslant 10\%$ и $\psi \geqslant 40\%$) и ударную вязкость как при +20° С ($a_н \geqslant 8 \div 10$ кгс·м/см²), так и при низких температурах ($a_н \geqslant 4 \div 5$ кгс. м/см² при —196° С) [1].

Мартенситно-стареющие стали при дополнительном легировании хромом (~12%) становятся стойкими против коррозии, в том числе в сильно агрессивных средах (морской воде, кислотах) и т. п.

Технологические свойства сталей — повышенные: хорошая свариваемость, обрабатываемость резанием и пластичность в закаленном состоянии; деформация деталей при последующем отпуске, создающем высокие механические свойства и выполняемом после резания, незначительна.

Стали — особо высококачественные; их выплавляют преимущественно вакуумно-дуговым или вакуумно-индукционным способами.

Из-за высокой стоимости мартенситно-стареющие стали применяют для деталей наиболее ответственного назначения.

Многочисленные и отличающиеся по составу мартенситно-стареющие стали целесообразно распределить на группы: 1) высокой прочности и вязкости, 2) высокой прочности, вязкости и коррозионной стойкости, 3) устойчивые при нагреве (теплостойкие).

Наиболее характерные стали и их назначения приведены в табл. 23.

Таблица 23

СТАЛИ ОСОБО ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ (МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИЕ)

Сталь	Химический состав (в среднем), %						Назначение
	C	Ni	Co	Mo	Cr	Ti	
1. ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ							
Н18К9М5Т	⩽0,03	18	9	5	⩽0,1	0,5	Шестерни, валы, корпусы ракет
2. ТО ЖЕ, И СТОЙКИЕ ПРОТИВ КОРРОЗИИ							
Н10Х12Д2Т	⩽0,03	10	2 Cu	—	12	0,4	Детали химической аппаратуры, пружины
3. ТО ЖЕ, И ТЕПЛОСТОЙКИЕ							
Н4Х12К15М4Т	⩽0,03	4	15	4	12	0,4	Детали химической аппаратуры, теплоэнергетических установок при нагреве до 500° С, штампы горячего деформирования

[1] Для сравнения — у конструкционной стали 40ХНМ при такой же вязкости ($a_н \approx 8 \div 10$ кгс·м/см² при +20° С) предел прочности ~100—110 кгс/мм².

6. Стали и сплавы для работы при повышенных температурах (жаростойкие и жаропрочные)

По основным свойствам и химическому составу различают две группы многочисленных сплавов этого назначения: 1) жаростойкие; 2) жаропрочные.

Жаростойкие стали. Жаростойкие стали устойчивы против газовой коррозии в воздухе, печных газах, в том числе серусодержащих, продуктах сгорания, в том числе науглероживающих при высоких температурах до 900—1200° С. Но эти стали пригодны для работы без приложения больших нагрузок, т. е. в условиях, когда деталь не рассчитывается на сопротивление ползучести.

Повышенная стойкость сталей против газовой коррозии создается в первую очередь легированием хромом, образующим на поверхности металла защитную окисную пленку. Ее стойкость зависит от температуры эксплуатации и возрастает с повышением содержания хрома. Стойкость против науглероживающих сред создается при дополнительном легировании никелем.

Свойства этих сталей целесообразно характеризовать по температуре начала интенсивного окисления (табл. 24).

Таблица 24

ЖАРОСТОЙКИЕ СТАЛИ (ПО ГОСТ 5632—61)

Марка	Химический состав, %				Температура начала интенсивного окисления, °С	Назначение
	C	Si	Cr	Ni		
1. СТОЙКИЕ В ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ СРЕДЕ (В ТОМ ЧИСЛЕ В СЕРУСОДЕРЖАЩИХ ГАЗАХ)						
Х5	⩽0,15	⩽0,5	4,5—6	—	600—650	Трубы, листы
Х6СМ	⩽0,15	1,5—2,0	5,0—6,5	0,45—0,60 Mo	800	Трубы, детали котельных установок
4Х9С2	0,35—0,45	2—3	8—10	—	850	Клапаны выпуска автомобильных и тракторных моторов
3Х13Н7С2	0,25—0,34	2—3	12—14	6—7,5	950	Клапаны выпуска поршневых двигателей
Х17	⩽0,12	⩽0,8	16—18	—	900	Теплообменники
Х28	⩽0,15	⩽1	27—30	—	1100—1150	Трубы пиролизных установок
2. СТОЙКИЕ В ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ И НАУГЛЕРОЖИВАЮЩИХ СРЕДАХ						
Х20Н14С2	⩽0,20	2—3	19—22	12—15	1000—1050	Трубы, листы, печные конвейеры, ящики для цементации

Жаропрочные стали и сплавы. Эти материалы используют для длительной эксплуатации нагрузкой в деталях и установках, работающих при повышенных температурах: выше 400—450° С, т. е. в условиях, когда необходимо предупредить развитие ползучести.

Жаропрочные стали и сплавы в отличие от жаростойких должны сохранять при этом повышенные прочностные свойства. Вместе с тем жаропрочные стали и сплавы должны обладать высоким сопротивлением химической коррозии (подобно жаростойким, в качестве которых они также могут применяться).

Жаропрочность сплавов в одинаковых условиях длительного нагружения зависит от температуры нагрева. Поэтому химический состав, структура и свойства жаропрочных сплавов, применяемых для деталей близкого назначения и формы, различны, если они предназначены для работы при различных температурах.

При очень высоком нагреве стали, даже очень высоколегированные, не имеют необходимой жаропрочности и заменяются сплавами на никелевой основе (в том числе, с кобальтом) и тугоплавкими сплавами на основе хрома, но более часто молибдена и ниобия.

Многочисленные жаропрочные сплавы классифицируют по основному признаку — температуре эксплуатации (табл. 25).

в. Стали для работы при низких (криогенных) температурах

Для этих условий применяют стали, пластичность и вязкость которых с понижением температуры либо не изменяются, либо уменьшаются, но мало и без резкого падения вязкости, характерного для порога хладноломкости. В связи с этим более широко применяют стали:

а) ферритного (мартенситного) класса, главным образом до температур —196° С; они имеют низкое содержание углерода и высокое содержание никеля, что сильно снижает порог хладноломкости и увеличивает вязкость;

б) аустенитного класса — хромоникелевые, хромомарганцевоникелевые и т. п., сохраняющие решетку г. ц. к. вплоть до водородных (—253° С) или гелиевых (—269° С) температур (табл. 26).

Хромомарганцевоникелевые или хромомарганцевые стали аустенитного класса дешевле и обладают большой прочностью, чем хромоникелевые. Но для некоторых из них, например стали Х21Г7Н5, после сварки нужна термическая обработка (что не всегда возможно).

Перспективными могут быть мартенситно-стареющие стали с 18—20% Ni, как обладающие значительно более высокой прочностью.

При наличии дополнительных требований к свойствам применяют также:

аустенитные дисперсионнотвердеющие сплавы типа 36НХТЮ, превосходящие по прочности указанные выше аустенитные сплавы;

сплав инвар 36Н с решеткой г. ц. к., имеющий низкий коэффициент расширения;

медные сплавы, в частности бронзу алюминиевую Бр. АЖ 9—4 или бериллиевую Бр. Б2 (см. табл. 39), имеющие низкий коэффициент трения, и алюминиевые сплавы АМг, Д16 (см. табл. 40), как имеющие малую плотность, однако прочность их ниже, чем аустенитных сталей.

Таблица 25

ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ (ПО ГОСТ 5632—61) *

Марка	Химический состав (средний), %						Назначение
	C	Si	Cr	Ni	Mo	другие элементы	
1. СТАЛИ ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ 400—550° С (по ГОСТ 10500—63) (ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНЫЕ)							
15ХМ	0,11—0,18	0,17—0,37	0,8—1,1	≤0,2	0,4—0,55	—	Трубы пароперегревателей, арматура паровых котлов
12Х1М1Ф	0,08—0,15	0,17—0,37	0,9—1,2	≤0,25	0,25—0,35	0,15—0,35 V	
25Х2МФ	0,22—0,29	0,17—0,37	2,1—2,6	≤0,25	0,9—1,1	0,3—0,5 V	Роторы, диски, крепежные детали
20Х3МВФ	0,16—0,24	0,17—0,37	2,8—3,3	≤0,25	0,35—0,55	0,6—0,85 V	Трубы гидрогенизационных и нефтяных установок, стойкие против водородной коррозии
2. СТАЛИ ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ 500—600° С (ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ ФЕРРИТО-КАРБИДНЫЕ)							
Х5М	≤0,15	≤0,5	4,5—6	≤0,2	0,45—0,60	—	Аппаратура переработки нефти, детали насосов
Х6СМ	≤0,15	1,5—2	5,0—6,5	≤0,2	0,45—0,60	—	Клапаны моторов, крепежные детали
4Х10С2М	0,35—0,45	1,9—2,6	9—10,5	≤0,2	0,7—0,9	—	То же
2Х13	0,16—0,24	≤0,6	12—14	≤0,2	—	—	Лопатки паровых турбин, трубы (при 500—520° С)
2Х12ВМБФ	0,15—0,22	≤0,5	11—13	≤0,2	0,4—0,6	0,4—0,7 W 0,15—0,30 V 0,2—0,4 Nb	Роторы, диски, лопатки (при 550—580° С)
3. СТАЛИ ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ 600—650° С (АУСТЕНИТНЫЕ)							
Х18Н9Т	≤0,12	≤0,8	17—19	8,0—9,5	—	≤2,0 Mn Ti=(%C−0,02)× ×5≤0,7%	

Аустенитные с карбидным упрочнением

4Х14Н14В2М	0,4—0,5	⩽0,8	13—15	13—15	0,25—0,4	2,0—2,8 W	Трубопроводы, клапаны (при 600—650° С)

Аустенитные с интерметаллидным упрочнением

0Х14Н28В3Т3ЮР	⩽0,08	⩽0,6	13—15	26—29	—	2,8—3,5 W ⩽0,02 B 0,5—1,2 Al 2,4—3,2 Ti	Лопатки и диски турбин (при 670—720° С)

4. СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ (АУСТЕНИТНЫЕ)

ХН60Ю	⩽0,1	⩽0,8	15—18	Осн.	—	2,6—3,5 Al ⩽0,003 Ce ⩽0,1 Ba	Листовые детали турбин (при 750—800° С)
ХН70Ю	⩽0,1	⩽0,8	26—29	»	—	2,8—3,5 Al <0,03 Ce ⩽0,1 Ba	То же, и газопроводы
ХН77ТЮР	⩽0,06	⩽0,6	19—22	»	—	0,6—1,0 Al 2,3—2,7 Ti ⩽0,01 B ⩽0,01 Ce	Диски, лопатки турбин (720—750° С)

5. СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ С КОБАЛЬТОМ (АУСТЕНИТНЫЕ)

ХН56ВМКЮ	⩽0,1 *	⩽0,6	8,5—10,5	Осн.	6,5—8,0	6,0—7,5 W 5,4—6,2 Al 11—13 Co	Лопатки турбокомпрессоров (800—850° С)
ХН62МВКЮ	⩽0,1 **	⩽0,6	8,5—10,5	»	9,0—11,5	4,3—6,0 W 4,0—6,0 Co 4,2—4,9 Al	

* Кроме того, B ⩽ 0,02 и Ce ⩽ 0,02%.
** Сплавы на основе тугоплавких металлов (см. в тексте).

Таблица 26

СПЛАВЫ ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Марки	Химический состав, %					Назначение
	C	Cr	Ni	Mn	другие элементы	
1. СТАЛИ ФЕРРИТНОГО (МАРТЕНСИТНОГО) КЛАССА						
06НА [*1] 09НА [*2]	≤0,06 ≤0,06	— —	6,0—7,0 8,5—9,5	0,45—0,60 0,45—0,60	— —	Для емкостей сжиженных газов низкотемпературного оборудования; холодильных машин, установок для получения сжиженных газов и т. п. Температура службы до —196° С
2. СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА						
а) хромоникелевые стали (по ГОСТ 5632—61)						
0Х18Н10 0Х18Н10Т	≤0,08 ≤0,08	17,0—19,0 17,0—19,0	9,0—11 9,0—11	1,0—2 1,0—2	— % Ti = 5·C — 0,6	То же, но, кроме того, фиттинги, трубы-клапаны и другое криогенное оборудование, а также оболочки ракет, емкости для хранения ракетного топлива и т. п. Температура службы до —253° С
Х17Н13М2Т	≤0,1	16,0—18,0	12,0—14,0	1,0—2	0,3 — 0,6 Ti 1,8—2,5 Mo	То же, но прочность и вязкость выше. Температура службы до —269° С
0Х23Н18	≤0,10	22,0—25,0	17,0—20,0	≤2,0	—	
б) хромоникельмарганцевые стали (по ГОСТ 5632—61)						
Х14Г14Н3Т	≤0,10	13,0—15,0	2,5—3,5	13,0—15,0	% Ti = =(%C — 0,02%)×5≤ ≤0,6	Для ненагруженных конструкций; не требуют после сварки термической обработки. Температура службы до —196° С
Х14Г14Н [*3] (ЭП212)	≤0,10	13,0—15,0	1,0—1,5	13,0—15,0	—	
Х21Г7АН5 [*4] (ЭП222)	≤0,07	19,5—21,0	5,0—6,0	6,0—7,5	0,15—0,25	То же, но прочность выше. После сварки — термическая обработка. Температура службы до —269° С

[*1] По ЧМТУ — ЦНИИЧМ 1-854—70.
[*2] По ЧМТУ — ЦНИИЧМ 1-181—70.
[*3] По ЧМТУ — ЦНИИЧМ 1287—65.
[*4] По ЧМТУ — ЦНИИЧМ 1210—64.

г. Стали износостойкие (табл. 27)

Наибольшая стойкость деталей при кавитационной эрозии и при механическом изнашивании со значительными ударами достигается (несмотря на определенные различия в напряженном состоянии) при создании аустенитной структуры и ее частичном превращении в эксплуатации, т. е. у сталей с нестабильным аустенитом.

Эти стали применяют чаще в литом или кованом (катаном) состоянии с последующей закалкой. Их общая технологическая особенность — пониженная обрабатываемость резанием. Она наиболее низкая у сталей второй группы (сталь Г13), имеющих высокое содержание углерода (см. табл. 27). Стали, стойкие против кавитационной эрозии и имеющие мало углерода, можно обрабатывать быстрорежущей сталью высокой теплостойкости (см. табл. 29).

Стали, износостойкие в условиях кавитационной эрозии

Стали применяют для деталей и конструкций (гребные винты, лопасти гидротурбин, цилиндры гидронасосов и др.), которые должны быть стойкими при взаимодействии с потоком жидкости, т. е. в условиях особого вида разрушения — кавитационной эрозии. Она — следствие образования в движущемся потоке жидкости различных несплошностей, пустот, парогазовых пузырей и т. п., рост и сокращение (захлопывание) которых создают многократное микроударное воздействие. В поверхностном слое металла возникает сложнонапряженное состояние и создаются условия для зарождения и роста трещин. Кавитационная эрозия носит в начале локальный характер, но постепенно может захватывать значительную поверхность деталей и проникать на большую глубину. Этому виду разрушения способствует также процесс коррозии.

Частичное мартенситное превращение в процессе микроударного воздействия снижает энергию ударов (поскольку часть ее затрачивается на развитие превращения и ускоряет релаксацию напряжений в момент превращения). При образовании мартенсита увеличивается прочность и, следовательно, сопротивление развитию трещины.

Высокую кавитационную стойкость имеют также мартенситностареющие стали (см. табл. 23), более дорогие по составу.

Для этого же назначения при необходимости повышения стойкости против коррозии и снижения коэффициента трения в парах скольжения применяют сплавы на медной основе (см. табл. 35—37).

Стали, износостойкие в условиях динамических нагрузок

Для деталей, работающих в условиях трения скольжения и высоких механических давлений и ударов, применяют аустенитные стали с высоким содержанием углерода. Характерной является высокомарганцовистая сталь. Она имеет низкий предел текучести

Таблица 27

СТАЛИ, ИЗНОСОСТОЙКИЕ В УСЛОВИЯХ КАВИТАЦИОННОЙ ЭРОЗИИ И ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

Сталь	Химический состав, %						Назначение
	C	Si	Mn	Cr	Ni	другие легирующие элементы	
ИЗНОСОСТОЙКИЕ В УСЛОВИЯХ КАВИТАЦИОННОЙ ЭРОЗИИ							
Стойкие в воде при повышенной скорости потока[1]							
Х18Н9Т	⩽0,12	⩽0,8	⩽2,0	17—19	8,0—9,5	Ti = (%C — 0,02)×5 ⩽0,7%	Лопасти гидротурбин
Стойкие при значительной скорости потока							
30Х10Г10	0,3—0,4	0,5—0,6	9,0—11	9—11	—	—	Лопасти гидротурбин и гидронасосов
С повышенной кавитационной, коррозионной и абразивной стойкостью							
0Х14АГ12	0,1	⩽0,3	10—15	13—17	—	0,1—0,3 N	Лопасти гидротурбин и гидронасосов, в том числе в морской воде
0Х14АГ12М	0,1	⩽0,3	10—15	13—17	—	0,1—0,3 N 0,3 Mo	
ИЗНОСОСТОЙКИЕ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК							
Г13	1,1—1,3	⩽0,5	12—14	—	—	—	Крестовины рельсов, щеки дробилок, черпаки землеройных машин, траки гусеничных машин

[1] При невысокой скорости потока используют конструкционные стали, в частности для литых лопастей гидротурбин и деталей гидронасосов стали *35Л* и *20ГСЛ* (0,6—0,9% Si и 1,0—1,3% Mn).

(~30% предела прочности). При ударах и давлении в поверхностном слое образуется мартенсит, что сильно упрочняет сталь.

Сталь не имеет достаточно высокой износостойкости при отсутствии повышенных давлений, например при абразивном износе.

д. Пружинные стали и сплавы

Эти стали и сплавы используют при различных напряжениях, температурах и в разных средах (на воздухе и в коррозионноактивных). Разнообразные по составу и свойствам пружинные стали целесообразно распределить на стали и сплавы: 1) с высокими механическими свойствами — это углеродистые и легированные стали, которые должны в первую очередь иметь высокое сопротивление малым пластическим деформациям (предел упругости или предел пропорциональности), высокий предел выносливости и повышенную релаксационную стойкость при достаточной вязкости и пластичности (табл. 28); 2) с дополнительными химическими и физическими свойствами[1]: немагнитные, коррозионно-стойкие, с низким и постоянным температурным коэффициентом модуля упругости, с высокой электропроводностью и др.

е. Автоматные стали

Стали используют для деталей не очень ответственного назначения, главным образом не испытывающих динамических нагрузок и изготовляемых резанием, в частности для винтов, гаек, болтов, зубчатых колес.

Для уменьшения трения в подобных сопряженных деталях надо получать при резании поверхность повышенной чистоты. Это достигается, если обрабатываемая сталь имеет пониженную вязкость. Требуемое в данном случае ухудшение вязкости (что облегчает дробление стружки) создается:

а) присутствием в стали повышенного количества серы и фосфора. Для возможности горячей деформации и предупреждения красноломкости в таких сталях необходимо одновременно увеличивать содержание марганца;

б) добавлением свинца (0,15—0,30%); в этом случае возрастает производительность резания. Механические свойства сталей со свинцом выше, чем сталей с повышенным содержанием серы и фосфора (кроме сталей), в которых при этом сохраняется повышенное содержание серы и фосфора.

Для отличия автоматных сталей в марке перед цифрами, обозначающими содержание углерода, указывается буква А (для сталей с серой и фосфором) и буквы АС (для сталей со свинцом)[2].

---

[1] См. Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. М., «Металлургия», 1971, 496 с. с ил.

[2] Составы и свойства стали, см. в книге Ю. М. Лахтина, В. П. Леонтьевой. Материаловедение, М., «Машиностроение», 1972, с. 270, а также ГОСТ 1414—54.

Таблица 28

ПРУЖИННЫЕ СТАЛИ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ПО ГОСТ 14959—69

Сталь	Химический состав, %						Назначение
	C	Mn	Si	Cr	Ni	другие легирующие элементы	
1. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ (см. также ГОСТ 9389—60)							
65Г	0,62—0,70	0,90—1,20	0,17—0,37	⩽0,25	⩽0,25	—	Пружины механизмов и машин. С повышением содержания углерода выше прочность, но ниже пластичность
70	0,67—0,75	0,50—0,80	0,17—0,37	⩽0,25	⩽0,25	—	
75 *	0,72—0,80	0,50—0,80	0,17—0,37	⩽0,25	⩽0,25	—	
2. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ							
50ХГ **	0,46—0,54	0,70—1,00	0,17—0,37	0,90—1,2	⩽0,25	—	Рессоры автомашин. Пружины подвижного состава железнодорожного транспорта, крупных прессов, станков. Стали повышенной легированности для более крупных пружин
55ХГР	0,52—0,60	0,9—1,2	0,17—0,37	0,90—1,2	⩽0,25	0,002—0,005 B	
55С2 **	0,52—0,60	0,60—0,90	1,50—2,00	⩽0,30	⩽0,25	—	
60С2 **	0,58—0,63	0,60—0,90	1,50—2,00	⩽0,30	⩽0,25	—	
50ХФА	0,46—0,54	0,50—0,80	0,17—0,37	0,8—1,1	⩽0,25	0,10—0,2 V	Пружины особо ответственного назначения; рессоры легковых автомобилей
55ХГСФ (ЭП464)	0,56—0,64	0,55—0,85	0,6—0,9	0,8—1,2	⩽0,25	0,1—0,2 V	Пружины станков и прессов
60С2ХФА	0,56—0,64	0,40—0,70	1,40—1,80	0,90—1,2	⩽0,25	0,1—0,2 V	То же, при нагреве до 200—250° С
65С2ВА	0,61—0,69	0,70—1,00	1,50—2,00	0,30	⩽0,25	0,80—1,20 W	
45ХНМФА	0,42—0,50	0,50—0,80	0,17—0,37	0,80—1,10	1,30—1,80	0,20—0,30 V, 0,10—0,20 Mo	Крупные клапанные пружины, торсионные валы
70С2ХА	0,65—0,75	0,40—0,60	1,40—1,70	0,20—0,4	⩽0,2	—	Пружины часовых механизмов

* Для пружин, главным образом в приборах, используют, кроме того, инструментальные углеродистые стали У9А—У12А (табл. 29).
** Поставляются и как высококачественные.

4. СТАЛИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ [1]

Инструментальные стали, как имеющие высокие твердость, износостойкость и прочность, используют для режущих инструментов, штампов холодного и горячего деформирования измерительных инструментов различных размеров и формы. Поэтому число инструментальных сталей значительно. Для характеристики и выбора этих сталей надо учитывать прежде всего главное свойство этих сталей — теплостойкость, поскольку рабочая кромка инструментов в зависимости от условий эксплуатации может нагреваться до температур: 500—700° С у режущих инструментов и до 800° С у штампов. Стали для резания или горячего деформирования должны сохранять при нагреве высокие твердость, прочность и износостойкость, т. е. обладать теплостойкостью (красностойкостью). Это свойство создается специальным легированием и термической обработкой. В связи с этим различают стали (рис. 295):

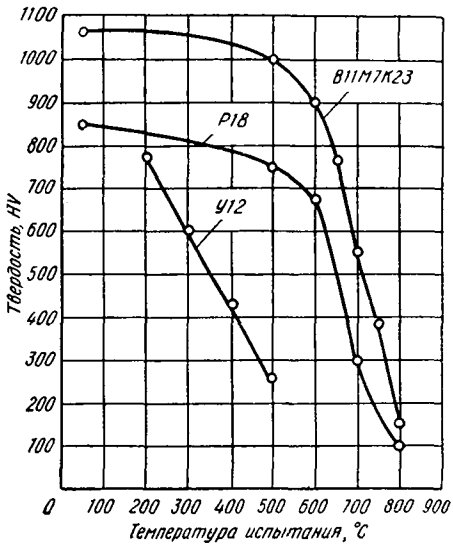


Рис. 295. Твердость инструментальных сталей при нагреве:

а — нетеплостойкая углеродистая сталь У12; *б* — теплостойкая быстрорежущая Р18 (умеренной производительности); *в* — теплостойкая быстрорежущая В11М7К23 с интерметаллидным упрочнением

1. *Нетеплостойкие*, сохраняющие высокую твердость (>*HRC* 60) при нагреве не выше 190—225° С и используемые для резания мягких материалов с небольшой скоростью, а также для деформирования в холодном состоянии. Это заэвтектоидные и близкие к эвтектоидным углеродистые и легированные стали (с относительно невысоким содержанием легирующих элементов). Карбидная фаза их — цементит, коагулирующий при сравнительно низких температурах.

2. *Полутеплостойкие*, преимущественно штамповые, рабочая кромка которых нагревается до 400—500° С. Это — близкие к эвтектоидным стали, легированные хромом и дополнительно вольфрамом, молибденом и ванадием. Карбидные фазы — легированный цементит и карбид хрома ($Me_{23}C_6$, Me_7C_3), коагулирующий при более высоком нагреве, а также ледебуритные стали (12% Cr).

3. *Теплостойкие* для: а) резания с повышенной скоростью. Нагрев рабочей кромки до 500—650° С (быстрорежущие стали); б) деформирования материалов при повышенном нагреве до 600—

[1] Марки и назначение твердых сплавов, применяемых для резания и для штамповки, указаны в гл. XXVIII.

Таблица 29

СТАЛИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ *

Марка стали	Химический состав (средний), %								Примерное назначение
	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	Co	
1. НЕТЕПЛОСТОЙКИЕ СТАЛИ									
Высокой твердости									
У10А, У10	1,0	0,2	≤0,3	≤0,2	—	—	—	—	Штампы высадочные, вытяжные, напильники, мет-
У11А, У11	1,1	0,2	≤0,3	≤0,2	—	—	—	—	чики для резания мягких материалов
У12А, У12	1,2	0,2	≤0,3	≤0,2	—	—	—	—	То же
У13А, У13	1,3	0,2	≤0,3	≤0,2	—	—	—	—	» »
13Х	1,3	0,2	≤0,3	0,6	—	—	—	—	Напильники, бритвы
Х (ШХ15)	1,0	0,3	≤0,35	1,5	—	—	—	—	Напильники, штампы вытяжные
ХВСГ	0,95	0,7	≤0,8	0,8	0,8	—	—	—	Круглые плашки
9ХФ	0,9	0,35	≤0,2	0,6	—	—	—	—	Пилы по дереву
7ХГ2ВМ	0,7	2	≤0,3	1,6	0,6	0,6	0,2	—	Штампы вырубные сложной формы и крупные
Повышенной вязкости									
У7, У7А	0,7	0,2	≤0,35	≤0,2	—	—	—	—	Инструменты для обработки дерева
7ХФ	0,7	0,5	≤0,35	0,55	—	—	0,2	—	То же
6ХС	0,65	0,4	0,8	1,1	—	—	—	—	Ножи для обработки дерева
6Х3ФС	0,58	0,3	0,5	3,0	—	—	0,3	—	Чеканочные штампы
2. ПОЛУТЕПЛОСТОЙКИЕ СТАЛИ									
Высокой твердости									
Х12М	1,6	0,3	0,3	12	—	0,5	0,2	—	Штампы вырубные, вытяжные, матрицы прессо-
									вания
Х6Ф4М	1,7	0,3	0,3	6	—	0,8	3,8	—	То же, повышенной износостойкости
Х18МФ	1,2	0,3	0,3	18	—	0,7	0,1	—	Инструменты, стойкие против коррозии
Х6В3МФС	0,55	0,5	0,8	6	3	0,8	0,8	—	Накатные ролики

Повышенной вязкости

					Ni				
5ХНМ	0,55	0,6	0,3	0,7	—	0,3	—	1,6	Крупные молотовые штампы
27Х2НМВФ	0,27	0,65	0,25	2,2	0,5	0,5	0,3	1,6	Тоже, для работы при более высоком нагреве

3. ТЕПЛОСТОЙКИЕ СТАЛИ. СТАЛИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ (БЫСТРОРЕЖУЩИЕ) И УМЕРЕННОЙ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ

Р12	0,85	0,3	0,3	3,6	12,5	⩽1	1,7	—	Протяжки, фрезы, зенкеры, сверла
Р6М5	0,8	0,3	0,3	4,0	6,5	5	1,8	—	Метчики, протяжки, фрезы, сверла
Р18	0,75	0,3	0,3	4,0	18	⩽1	1,2	—	Метчики, резьбовые фрезы шлифуемые небольшого диаметра

Повышенной теплостойкости

Р12Ф3 (ЭП597)	1,0	0,3	0,3	3,8	12,5	1	2,7	—	Развертки, протяжки, зенкеры повышенной стойкости для обработки конструкционных сталей

					Co				
Р12Ф4К5 (ЭП600)	1,3	0,3	0,3	3,8	12,5	1	3,5	5,5	Для резания жаропрочных нержавеющих сталей
Р8М3К6С	1,1	0,9	0,3	3,8	8	3,6	1,7	6	То же, и для резания конструкционных сталей с твердостью *HRC* 35—45

Высокой теплостойкости

В11М7К23	0,1	⩽0,1	⩽0,1	⩽0,2	11	7	0,1	23	Для резания титановых и жаропрочных сплавов

Повышенной вязкости (штамповые). Умеренной теплостойкости

4Х5МФС	0,35	0,3	1,0	5	—	1,5	0,8	—	Штампы, формы литья под давлением
4Х5В2ФС	0,4	0,3	1,0	5	2	—	0,5	—	» » » » »
4Х4М2ВФС	0,4	0,4	0,8	3,5	1	1,5	0,8	—	» » » » »

Повышенной теплостойкости

5Х3В3МФС	0,48	0,3	0,7	2,8	3,3	0,9	1,6	—	Пуансоны прошивные и выдавливания

Высокой теплостойкости

2Х8В8М2К8	0,2	0,3	0,3	8	8	2	0,1	8	Пуансоны выдавливания, кольца, накатники для деформирования при 650—750° С

[a] Углеродистые инструментальные стали по ГОСТ 1435—54, легированные по ГОСТ 5950—73, быстрорежущие по ГОСТ 19265—73.

800 °С (штамповые стали). Основная карбидная фаза — карбид вольфрама (молибдена) Me_6C, а у менее теплостойких штамповых сталей также и карбид $Me_{23}C_6$. Теплостойкие стали сохраняют высокую твердость: *HRC* 60—62 у быстрорежущих после нагрева до 600—650° С и *HRC* 45—52 у штамповых — до 650—700° С.

Твердость и вязкость инструментальных сталей зависят от содержания углерода. Поэтому стали перечисленных групп разделяют (как указано в табл. 29) на стали:

а) повышенной твердости; они содержат больше углерода, получают более высокую твердость (*HRC* 60—68) и используются в основном для металлорежущих инструментов и штампов холодного деформирования;

б) повышенной вязкости; они содержат меньше углерода, обрабатываются на более низкую твердость и используются для инструментов, воспринимающих динамические нагрузки: многих деревообрабатывающих, штампов холодной высадки и чеканки и штампов горячего деформирования.

Марки и область применения более характерных инструментальных сталей приведены в табл. 29.

Быстрорежущие стали обозначаются буквой Р (режущие); цифра, следующая за буквой Р, указывает содержание (в процентах) вольфрама — главного легирующего элемента быстрорежущих сталей. Для остальных инструментальных сталей сохраняются обозначения, указанные на с. 388, но со следующим отличием: если в марке легированных инструментальных сталей перед буквами нет цифры, которая должна указывать содержание углерода, то оно составляет ~1%.

5. СТАЛИ И СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ ХИМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ (стойкие против коррозии)

Стойкость против коррозии определяется: а) составом сплава и его структурой (зависящей от применяемой в необходимых случаях термической обработки); б) свойствами внешней агрессивной среды, в условиях которой используется данный сплав. Поэтому стойкость против коррозии одного и того же металла может быть резко различной в разных агрессивных средах. Сплавы железа, в том числе высоколегированные стали, имеют достаточную стойкость против коррозии только в ограниченном числе сред. Многие нержавеющие стали, стойкие против действия окисляющих кислот (азотной слабой и сильной концентраций), не имеют необходимой стойкости в соляной кислоте и других реагентах.

Поскольку металлы необходимо использовать в промышленности в условиях различных агрессивных сред в качестве материалов, стойких против коррозии в других агрессивных средах, широко используются многие металлы и сплавы нежелезной группы.

По этим причинам характеристика сплавов, стойких против коррозии, и основы выбора их для разнообразных назначений в технике могут быть даны лишь в зависимости от среды, в которой они используются.

В табл. 30 приведены более характерные сплавы этого назначения. Они распределены на следующие группы:

Сплавы, стойкие в слабых агрессивных средах: воздуха, воды, пара. Это — в основном стали с 13% Cr, а также алюминий и медные сплавы.

Стойкость сталей против коррозии создается при содержании хрома не ниже 12,5—13% (рис. 296). В этом случае на металлической поверхности возникает защитная (пассивная) пленка окислов хрома, достаточно плотная и прочно связанная с основой, что прерывает контакт с агрессивной средой.

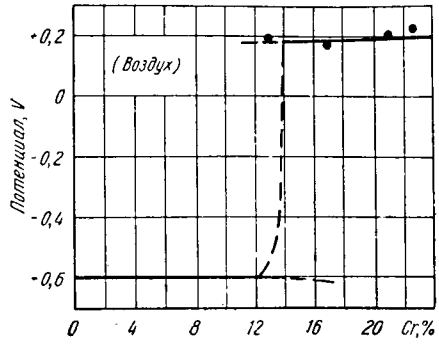


Рис. 296. Потенциал железа в воздушной среде в зависимости от содержания хрома

Содержание углерода у большинства сталей этого типа (1Х13, 2Х13) должно быть низким, чтобы уменьшить переход хрома в карбиды ($Me_{23}C_6$), в результате которого его концентрация в защитной окисной пленке неизбежно уменьшается ниже требуемой — 12% (рис. 297). Эти стали не обладают высокой прочностью (она ниже 70 кгс/мм^2), твердостью и износостойкостью. Структура сталей — феррито-карбидная.

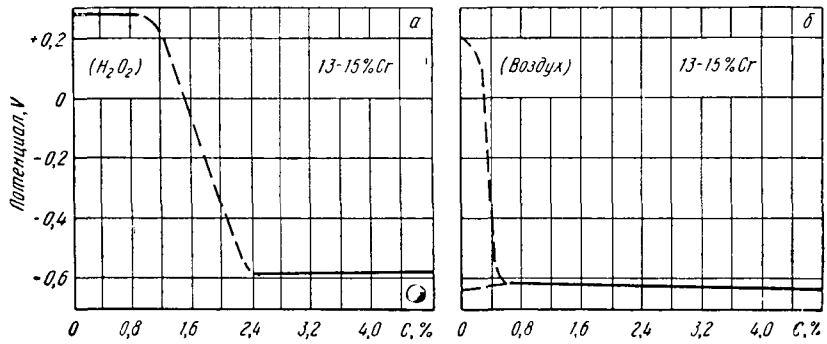


Рис. 297. Потенциал стали с 13—15% Cr в зависимости от содержания углерода: *а* — в перекиси водорода; *б* — в воздушной среде

При большем содержании углерода (0,3—0,4% и выше) обязательна термическая обработка: закалка с температуры 1000—1100° С (при котором карбиды хрома переводятся в твердый раствор) и низкотемпературного отпуска (150—200° С). Эти стали применяют для инструментов (в частности, медицинских и в быту) и пружин в состоянии, когда они имеют мартенситную структуру (хром присутствует в α-фазе) и высокую твердость: *HRC* 52—55 у сталей 3Х13 и 4Х13 и до *HRC* 58—59 у стали 9Х18. Вязкость в этом случае — пониженная.

Таблица 30

СТАЛИ И СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ ХИМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ, СТОЙКИЕ ПРОТИВ КОРРОЗИИ (НЕРЖАВЕЮЩИЕ), ПО ГОСТ 5632—61

Марка стали	Химический состав, %					Назначение и свойства
	C	Mn	r	Ni	Ti	
1	2	3	4	5	6	7
СТАЛИ И СПЛАВЫ* С ФЕРРИТО-КАРБИДНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ, СТОЙКИЕ В СЛАБЫХ АГРЕССИВНЫХ СРЕДАХ (ПО ГОСТ 5632—61) (ВОЗДУХ, ВОДА, ПАР)						
1Х13	0,09—0,15	≤0,6	12—14	—	—	Лопатки турбин, арматура крекинг-установок (до 500° С)
2Х13	0,16—0,24	≤0,6	12—14	—	—	То же, выше прочность
2Х17Н2	0,22—0,28	≤0,8	16—18	1,5—2,5	—	Детали повышенной износостойкости и прочности
3Х13	0,25—0,34	≤0,6	12—14	—	—	Хирургические инструменты, пружины, иглы (*HRC* 50—52)
4Х13	0,35—0,44	≤0,6	12—14	—	—	То же, *HRC* 56
9Х18	0,9—1,0	≤0,7	17—19	—	—	Шарикоподшипники, клапаны для работы при повышенном износе, инструменты
МЕДНЫЕ СПЛАВЫ (СМ. ТАБЛ. 35—37)						
СТАЛИ И СПЛАВЫ ПОВЫШЕННОЙ СТОЙКОСТИ ПРОТИВ КОРРОЗИИ (ПО ГОСТ 5632—62)						
Ферритные стали						
Х28	≤0,15	≤0,8	27—30	≤0,6	—	Аппаратура для растворов азотной и фосфорной кислот

1	2	3	4	5	6	7
			Стали с аустенитной структурой			
Х18Н10Т	≤0,12	1—2	17—19	9—11	%Ti = (%C — — 0,02) × × 5≤0,7%	Баки, трубы; хорошие свариваемость и сопротивляемость межкристаллитной коррозии в морской воде, лаках, органических и азотной кислотах, слабых щелочах
			Мартенситно-стареющие стали (см. табл. 23)			
Х17Н13М3Т	≤0,1	≤2,0	16—18	12—14	0,3—0,6 и 3—4,5 Mo	То же. Большая стойкость в фосфорной, уксусной, молочной кислотах
Х15Н9Ю	≤0,09	≤0,8	14—15,7	7—9,4	0,7—1,3 Al	Диски, валы (в растворах хлористого цинка, в фосфорных удобрениях)
			СЛОЖНЫЕ ЛАТУНИ, АЛЮМИНИЕВЫЕ И ОЛОВЯННЫЕ БРОНЗЫ, ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ (СМ. ТАБЛ. 35, 37, 42)			
			СТАЛИ И СПЛАВЫ ВЫСОКОЙ СТОЙКОСТИ ПРОТИВ КОРРОЗИИ (ПО ГОСТ 5632—61)			
0Х23Н28М2Т	≤0,06	≤0,8	22—25	26—29	0,4—0,7 1,8—2,5 Mo	Сварные конструкции в условиях горячей фосфорной, а также серной кислот (концентрации до 20%) и до 60° С
Н70М27	≤0,05	≤0,5	≤0,3	Осн.	25—28 Mo	То же, в соляной и фосфорной кислотах, а также в серной (до 60%)
Свинец	—	—	—	—	—	Серная кислота любой концентрации

Медные сплавы — латуни и бронзы, состав которых приведен ниже, в табл. 35—38, используются из-за большей стоимости вместо сталей главным образом для деталей (узлов), которые должны иметь низкий коэффициент трения.

Алюминий применяют в конструкциях, где надо использовать его малую плотность (2,74 г/см^3).

Сплавы, стойкие в более агрессивных средах (морской воде, органических кислотах). Это — аустенитные стали с высоким содержанием хрома и никеля, а также специальные латуни и бронзы (оловянные и алюминиевые) и титановые сплавы. Состав их приведен в табл. 35—38 и 40—42.

Сплавы, стойкие в очень сильных агрессивных средах (концентрированных и горячих кислотах). Состав сплавов сильно изменяется в зависимости от агрессивной среды, как показано в табл. 30.

6. СТАЛИ И СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Эти материалы необходимы преимущественно в приборостроении, электротехнической, радиотехнической и электронной отраслях промышленности. Они приобретают требуемые физические свойства в результате специального легирования и термической обработки. По главному свойству, определяющему применение их в промышленности, следует выделить следующие основные группы.

а. С малым и заданным коэффициентом расширения

Их легируют никелем, кобальтом, хромом, медью (см. ГОСТ 10994—64). В зависимости от содержания этих компонентов можно получать различный коэффициент расширения. Наименьший коэффициент у сплава с 36% Ni; при 20—200° С он не превышает $1—1{,}5 \cdot 10^{-6}$ °С вместо $12 \cdot 10^{-6}$ 1/°С для железа. Эти сплавы[1] используют для деталей, впаиваемых в неорганические диэлектрики — стекло, керамику, слюду и т. п.

б. С модулем упругости не зависящим от температуры

Сплавы применяют для пружин приборов, (см. ГОСТ 10994—64) состав и назначение их указаны в книге[1].

в. С высокой магнитной проницаемостью (магнитномягкие)

Это свойство сплавы сочетают с низкой коэрцитивной силой и повышенным удельным электросопротивлением (что снижает потери на вихревые токи). Следует различать две группы этих сплавов, различающихся в способе изготовления, строении и ряде свойств.

[1] См. Прецизионные сплавы с особыми свойствами теплового расширения и упругости. М., Издательство стандартов, 1973, с. 152 с илл.

К первой группе относятся:

кремнистые трансформаторные и динамные стали их применяют в листах холодно и горячекатаных малой толщины (табл. 31). Для холоднокатаной стали характерна анизотропия, что повышает магнитные свойства вдоль направления прокатки и уменьшает потери на перемагничивание,

железоникелевые сплавы (пермаллой[1]), изготовляемые также в тонких листах и лентах для магнитопроводов, работающих в переменных магнитных полях (см. также ГОСТ 109994—64 и ГОСТ 10160—62).

Максимальная магнитная проницаемость кремнистых сталей (около 17 000 Гс/Э) у стали Э 330 в 10 раз выше, чем у углеродистой стали 10 (1700 Гс/Э), а у пермаллоев достигает значительно большей величины: порядка 150 000 Гс/Э.

Вторую — важную группу представляют ферромагнитные неметаллические соединения со свойствами полупроводников: ферриты. Они имеют значительно более высокое (на 6 порядков) электросопротивление и меньшую намагниченность насыщения, чем кремнистые стали и пермаллой. Это позволяет уменьшить потери на вихревые токи и применять ферриты для сердечников и дросселей катушек радиотехнической и электротехнической аппаратуры, работающей в широком диапазоне частот.

Большая часть ферритов — шпинели — имеет строение $MeO\ Fe_2O_3$, (где *Me* — ион двухвалентного железа (или никеля, хрома, магния) со сложной кубической решеткой. Ее костяк образуют 32 аниона кислорода; в имеющихся между ними порами располагаются катионы металлов. Магнитные векторы катионов различаются по величине в различных порах; они направлены антипараллельно, что обусловливает пониженную намагниченность насыщения.

г. С высокой коэрцитивной силой (магнитотвердые)

Эти стали и сплавы характеризуются высокой коэрцитивной силой и остаточной индукцией и соответственно высокой магнитной энергией (ВН/max). Коэрцитивная сила сплавов в 10—20 раз выше, чем у заэвтектоидной стали Х (ШХ15) с 1% С и 1,5% Cr, применяемой для менее мощных магнитов.

По составу эти сплавы Fe—Ni—Al, некоторые из них дополнительно легируются медью или совместно медью, кобальтом и титаном (табл. 32), что дополнительно увеличивает коэрцитивную силу. Из-за пониженной пластичности сплавы применяют в виде отливок.

В результате закалки с определенной скоростью (а сплавов, содержащих $\geqslant$18% кобальта, также и в приложенном магнитном поле) и отпуска создается гетерогенная структура. В парамагнитной матрице располагаются мелкие (однодоменные) включения ферромагнитной фазы анизотропной формы, что обусловливает высокое значение коэрцитивной силы.

---

[1] См. Г. Н. Дубинин, Ю. С. Авраамов. Конструкционные проводниковые и магнитные материалы. М., «Машиностроение», 1973, с. 179.

Таблица 31

СТАЛИ И СПЛАВЫ С ВЫСОКОЙ МАГНИТНОЙ ПРОНИЦАЕМОСТЬЮ (МАГНИТНОМЯГКИЕ) (по ГОСТ 802—58)

Марка стали	Индукция, Гс·10⁴, не менее при напряженности поля А/см		Полные удельные потери Вт/кг Р10/50 не более	Удельное электросопротивление, $\frac{Ом \cdot мм^2}{м}$	Назначение
	25	50			
МАЛОЛЕГИРОВАННАЯ (0,8—1,8% Si) ГОРЯЧЕКАТАНАЯ СТАЛЬ					
Э11	1,53	1,64	3,3	0,25	Роторы и статоры асинхронных двигателей малой мощности, якори двигателей постоянного тока малой мощности
Э12	1,50	1,62	3,2	0,25	
МАЛОЛЕГИРОВАННАЯ (1,0—1,8% Si) ХОЛОДНОКАТАНАЯ МАЛОТЕКСТУРОВАННАЯ СТАЛЬ					
Э1100	1,53	1,64	3,3	0,25	То же
Э1200	1,53	1,64	2,8	0,25	»
СРЕДНЕЛЕГИРОВАННАЯ (1,8—2,8% Si) ГОРЯЧЕКАТАНАЯ СТАЛЬ					
Э21	1,48	1,59	2,5	0,40	Якори двигателей постоянного тока средней мощности
Э22	1,48	1,59	2,2	0,40	
ПОВЫШЕННОЛЕГИРОВАННАЯ (2,8—3,8% Si) ГОРЯЧЕКАТАНАЯ СТАЛЬ					
Э31	1,46	1,57	2,0	0,50	Статоры и роторы асинхронных двигателей большой мощности
Э32	1,46	1,57	1,8	0,50	
ПОВЫШЕННОЛЕГИРОВАННАЯ (2,8—3,8% Si) ХОЛОДНОКАТАНАЯ ТЕКСТУРОВАННАЯ СТАЛЬ					
Э3100	1,50	1,60	1,7	0,50	То же
Э3200	1,48	1,58	1,5	0,50	
ПОВЫШЕННОЛЕГИРОВАННАЯ (2,8—3,5% Si) ХОЛОДНОКАТАНАЯ МАЛОТЕКСТУРОВАННАЯ СТАЛЬ					
Э310	1,75	1,83	1,1	0,50	Силовые трансформаторы и статоры крупных гидро- и турбогенераторов
Э320	1,80	1,87	0,95	0,50	
Э330	1,85	1,90	0,8	0,50	
ВЫСОКОЛЕГИРОВАННАЯ (3,8—4,8% Si) ГОРЯЧЕКАТАНАЯ СТАЛЬ					
Э41	1,46	1,57	1,55	0,60	Силовые трансформаторы и статоры крупных электрических машин
Э42	1,45	1,56	1,4	0,60	
Э43	1,44	1,55	1,25	0,60	

Примечания: 1. Содержание углерода пониженное (≤0,05%). 2. Первая цифра в марке указывает степень легирования (содержание кремния); вторая цифра — гарантированные электрические и магнитные свойства; с увеличением второй цифры уменьшается величина удельных потерь (1 — нормальные удельные потери; 2 — пониженные; 3 — низкие); третья цифра (0) означает, что сталь холоднокатаная текстурованная, а третья и четвертая вместе (00) — сталь холоднокатаная малотекстурованная.

Свойства сталей указаны в листе толщиной 0,50 мм; с уменьшением толщины листа снижаются полные удельные потери.

Таблица 32

СТАЛИ И СПЛАВЫ С ВЫСОКОЙ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛОЙ (МАГНИТНОТВЕРДЫЕ ДЛЯ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ) (ПО ГОСТ 4402—48 И 9575—60) [1]

Сплав	Химический состав, %					Назначение
	Ni	Al	Co	Cu	Ti	
С УМЕРЕННОЙ МАГНИТНОЙ ЭНЕРГИЕЙ $(BH)_{max}$						
$\geqslant$1,5 МГс·Э						
АН1	22	11	—	—	—	Электрические машины, аппараты и приборы
АН2	24,5	13,5	—	3,5	—	
СО СРЕДНЕЙ МАГНИТНОЙ ЭНЕРГИЕЙ $(BH)_{max}$						
1,5—2,5 МГс·Э						
АНКо1	18	10	12	6	—	Электрические машины, аппараты и приборы
ЮНДК15	20	9	15	4	—	
С ВЫСОКОЙ МАГНИТНОЙ ЭНЕРГИЕЙ $(BH)_{max}$						
2,5—5,5 МГс·Э						
ЮНДК18	19	10	18	—	—	Высокоиспользованные электрические машины, аппараты и приборы [2]
ЮНДК24	14	9	24	4	0,3	
ЮНДК24Т2	14	9	24	4	2	
ЮНДК24Б	14	9	24	4	0,8	
С ОСОБО ВЫСОКОЙ МАГНИТНОЙ ЭНЕРГИЕЙ $(BH)_{max}$						
5,5—12 МГс·Э						
ЮНДК35Т5	15	8	35	4	5	Особо высокоиспользованные электрические машины, аппараты и приборы
ЮНДК35Т5А	14	7,2—7,6	35	4	5—6	
ЮНДК42Т8	—	7,2—7,5	42	4	8	

[1] Классификация по монографии: Довгалевский Я. М. Легирование и термическая обработка магнитнотвердых сплавов. М., «Металлургия», 1971. 176 с. с ил.

[2] Коэффициент использования машины возрастает с ростом магнитной энергии.

д. Сплавы с высоким электросопротивлением

Эти сплавы должны сочетать высокое электросопротивление с повышенной жаростойкостью. Электросопротивление их более чем в 10 раз выше, чем у низкоуглеродистой стали (0,1 Ом·м), а жаростойкость достигает 1000—1200° С (табл. 33). Кроме того, эти сплавы имеют низкий температурный коэффициент электросопротивления и повышенную пластичность, достаточную для деформирования на прутки, полосу, проволоки и ленты, в том числе малых сечений.

По составу это сплавы Fe—Cr—Al, Fe—Ni—Cr и Ni—Cr, а по структуре твердые растворы с высоким содержанием легирующих элементов: хрома в сплавах на основе никеля или хрома и алюминия в сплавах на основе железа.

Б. Чугуны

Чугуны — наиболее широко применяемый материал для литых деталей, используемых при относительно невысоких напряжениях и малых динамических нагрузках. Преимущества чугуна — высокие литейные свойства и небольшая стоимость (по сравнению со сталью).

Температуры плавления чугунов значительно ниже (на 300—400° С), чем у стали, что облегчает процесс литья. Ликвация чугунов также меньше, чем у стали.

Кроме того, чугуны, в структуре которых при затвердевании образуется графит (фаза с большим удельным объемом, чем у металлической основы), имеют низкий коэффициент усадки, приближающейся к аналогичной характеристике оловянных бронз.

Чугуны с графитом, как мягкой и хрупкой составляющей, хорошо обрабатываются резанием (с образованием ломкой стружки) и получают более чистую поверхность, чем стали (кроме автоматных).

Чугуны имеют повышенное содержание углерода (2,2—4%) и кремния (0,8—2%) — элемента, способствующего графитизации. Однако в марках чугуна химический состав не указывается, так как (в отличие от большинства других металлических сплавов) этот признак не характеризует в достаточной степени их свойства, а следовательно, область применения. Структура и свойства чугунов зависят главным образом от условий получения отливки (температуры жидкого металла, введения модификаторов и особенно значительно от условий охлаждения при литье). Поэтому при одинаковом химическом составе чугун может иметь сильно отличающиеся структуру и свойства (например, белый и серый чугуны).

Механические свойства чугуна, определяющие область его применения, в значительно большей степени характеризуются его структурой: а) формой и размерами выделения графита; б) строением металлической основы.

По этому признаку различают чугуны, приведенные в табл. 34.

Таблица 33

СПЛАВЫ С ВЫСОКИМ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕМ (ПО ГОСТ 12766—67)

Сплав	Химический состав, %						Удельное сопротивление $\frac{Ом \cdot мм^2}{м}$ при 20° С	Оптимальная рабочая температура, °С	Назначение
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al			
Х13Ю4	≤0,15	≤0,7	≤1,0	12,0—15,0	≤0,6	3,5—5,5	1,18—1,34 *	900	Реостаты, нагревательные элементы бытовых приборов и аппаратов
0Х23Ю5	≤0,06	≤0,5	≤0,7	21,5—24,5	≤0,6	4,5—5,5	1,29—1,45 *	1150	То же, для промышленных и лабораторных печей
0Х23Ю5А	≤0,05	≤0,3	≤0,6	21,5—23,5	≤0,6	4,6—5,3	1,3—1,4 *	1175	То же, стойкость выше
0Х27Ю5А	≤0,05	≤0,3	≤0,6	26,0—28,0	≤0,6	5,0—5,8	1,37—1,47 *	1250	Нагревательные элементы промышленных и лабораторных печей
Х25Н20	≤0,15	≤2,0	≤1,0	24,0—27,0	17,0—20,0	—	0,83—0,96 *	900	
Х20Н80	≤0,15	≤0,7	0,4—1,5	20,0—23,0	Осн.	≤0,2	1,03—1,13 **	1050	Нагревательные элементы печей электрических аппаратов теплового действия

* Для проволоки и прутков диаметром 0,2—10,1 мм.
** Для проволоки или ленты толщиной или диаметром от 0,1 до 0,5 мм.

Таблица 34

ЧУГУНЫ (СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И НАЗНАЧЕНИЕ)

Марка	Предел прочности, кгс/мм², при		Относительное удлинение, %	Назначение
	растяжении	изгибе		
1. СЕРЫЕ ЧУГУНЫ (ГРАФИТ ПЛАСТИНЧАТОЙ ФОРМЫ) С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВОЙ				
ферритной				
СЧ 12—28 *	12	28	1	Детали неответственного назначения (крышки, шкивы, и т. п.)
СЧ 15—32	15	32	1	
феррито-перлитной				
СЧ 18—36	18	36	1	Станины станков и механизмов, поршни, цилиндры
СЧ 21—40	21	40	1	
перлитной				
СЧ 24—44	24	44	1	Детали, работающие на износ: тормозные барабаны, цилиндры, шестерни
СЧ 28—48	28	48	1	
СЧ 32—52	32	52	1	
2. КОВКИЕ ЧУГУНЫ (ГРАФИТ ХЛОПЬЕВИДНОЙ ФОРМЫ) С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВОЙ				
ферритной				
КЧ 35—10 **	35	—	$\geqslant$10	Фланцы, муфты
КЧ 37—12	37	—	$\geqslant$12	
феррито-перлитной				
КЧ 45—6	45	—	$\geqslant$6	Задний мост, картер автомобиля, ступицы
3. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ (МАГНИЕВЫЕ) ЧУГУНЫ (ГРАФИТ ШАРОВИДНОЙ ФОРМЫ) С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВОЙ				
ферритной				
ВЧ 45—5 ***	45	—	$\geqslant$5	Траверсы прессов, фланцы, цилиндры, шестерни
перлитной				
ВЧ 50—2	50	—	2	Цилиндры, поршни
4. ОТБЕЛЕННЫЙ ЧУГУН (ЦЕМЕНТИТ И ПЕРЛИТ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ) *НВ* 300—450				
—	—	—	—	Прокатные валки, рабочие части размольного оборудования, колеса неответственного назначения

* По ГОСТ 1412—70.
** По ГОСТ 1215—59.
*** По ГОСТ 7293—70.

1. СЕРЫЙ ЧУГУН

В структуре серых чугунов присутствует графит *пластинчатой* формы (см. рис. 179). Отливки из этого чугуна получают в земляных или металлических (чугунных) формах — кокилях. С увеличением толщины отливки и, следовательно, с замедлением охлаждения и при повышенном содержании кремния образуется больше графита и его пластинки крупнее, а в металлической основе возрастает количество феррита. У отливок меньших размеров и при несколько пониженном содержании кремния (или соответственно при более высоком содержании марганца [1]) количество графита уменьшается, а металлическая основа становится феррито-перлитной и перлитной, что повышает прочность.

Из-за сравнительной простоты получения отливок серые чугуны были самым распространенным видом чугуна. Однако их механические свойства (особенно пластичность) ниже, чем у других чугунов с графитом (см. табл. 34). Серые чугуны используют для менее ответственного назначения и при отсутствии ударных нагрузок.

2. КОВКИЙ ЧУГУН

Он имеет в структуре графит хлопьевидной формы (см. рис. 181) и в связи с этим более высокие механические свойства, прежде всего пластичность. Однако процесс получения ковких чугунов сложнее. Чугуны с более высокими свойствами выплавляют в электрических печах, что позволяет уменьшить в них содержание углерода и полнее удалить серу и фосфор. Все ковкие чугуны содержат, кроме того, меньше кремния.

В отливке они должны получать структуру белого доэвтектического чугуна. Отливки должны быть сравнительно небольшими, чтобы задержать графитизацию при сравнительно ускоренном охлаждении.

Последующая графитизация отливок для получения окончательной структуры с хлопьевидным графитом и повышенных механических свойств происходит при нагреве до 950—980° С, т. е. в твердом состоянии и в процессе медленного охлаждения. Это требует очень длительного времени: до 100—120 ч *. Ковкие чугуны более целесообразно использовать для тонкостенных деталей.

3. ВЫСОКОПРОЧНЫЙ ЧУГУН

Он имеет графит шаровидной формы (см. рис. 180), что в меньшей степени нарушает сплошность металлической основы (особенно по сравнению с графитом пластинчатой формы). Прочностные свойства этих чугунов наиболее высокие; они не уступают в прочности углеродистым конструкционным сталям, подвергаемым термической

[1] Или хрома в легированных чугунах.

* Предложены новые способы обработки жидкого металла, позволяющие ускорить процесс графитизации на 20—30%.

обработке, но пластичность высокопрочных чугунов, ниже, чем у стали и у ковкого чугуна.

Высокопрочные чугуны получают модифицированием магнием (или церием) в ковше жидкого чугуна, выплавляемого в вагранке с охлаждением как и серых чугунов в земляных и металлических формах. Использование в промышленности высокопрочных чугунов, главным образом для массивных отливок, из-за повышенных механических свойств возрастает за счет серых чугунов.

4. ОТБЕЛЕННЫЙ ЧУГУН

Он имеет в сердцевине структуру серого или высокопрочного чугуна, а в поверхностном слое повышенной твердости (*НВ*450—550) — ледебурит и перлит. Это создает высокую износостойкость, но резко ухудшает обрабатываемость резанием. Отбеленный чугун используют в ограниченных пределах для деталей простой формы, получающих чистую поверхность при литье, выполняемом отливкой в металлические кокили, т. е. в условиях ускоренного охлаждения поверхностных слоев.

5. БЕЛЫЙ ЧУГУН

Он имеет структуру перлит и цементит по всему сечению (или на большую глубину) и, как правило, доэвтектический. При высокой износостойкости и твердости, но плохой обрабатываемости резанием белые чугуны имеют сильно сниженные механические свойства и почти не применяются.

В. Медные сплавы

Для деталей машин используют сплавы меди с цинком, оловом, алюминием, кремнием и др. (а не чистую медь) из-за их большей прочности: 30—60 кгс/мм^2 у сплавов и 25—29 кгс/мм^2 у технически чистой меди (табл. 35—39).

Медные сплавы (кроме бериллиевой бронзы и некоторых алюминиевых бронз) не принимают термической обработки, и их механические свойства и износостойкость определяются химическим составом и его влиянием на структуру. Модуль упругости медных сплавов (9000—12 000 кгс/мм^2) ниже, чем у стали.

Основное преимущество медных сплавов — низкий коэффициент трения (что делает особенно рациональным применением их в парах скольжения), сочетающийся для многих сплавов с высокой пластичностью и хорошей стойкостью против коррозии в ряде агрессивных сред и хорошей электропроводностью.

Величина коэффициента трения практически одинакова у всех медных сплавов, тогда как механические свойства и износостойкость, а также поведение в условиях коррозии зависят от состава сплавов, а следовательно, от структуры. Прочность выше у двухфазных сплавов, а пластичность у однофазных.

Таблица 35

ЛАТУНИ (ПО ГОСТ 15527—70)

Марка	Химический состав, %					Назначение
	Cu *	Al	Pb	Sn	Другие элементы	
1. ПРОСТЫЕ ЛАТУНИ						
Пластичные (однофазные), деформируемые в холодном и горячем состоянии						
Л96 (томпак)	95,0—97,0	—	—	—	—	Трубки радиаторные, листы, ленты
Л80 (полутомпак)	79,0—81,0	—	—	—	—	Трубы, лента, проволока
Л68	67,0—70,0	—	—	—	—	Листы, ленты для глубокой вытяжки
Меньшей пластичности (двухфазные), деформируемые в горячем состоянии и литейные						
ЛС 59-1	57,0—60,0	—	0,8—1,9	—	—	Листы, трубы, литье; хорошая обрабатываемость резанием
2. СЛОЖНЫЕ ЛАТУНИ ПОВЫШЕННОЙ СТОЙКОСТИ ПРОТИВ КОРРОЗИИ						
Обрабатываемые давлением (однофазные)						
ЛА 77-2	76,0—79,0	1,7—2,5	—	—	—	Трубы в морском и общем машиностроении
ЛО 70-1	69,0—71,0	—	—	1—1,5	—	Трубы подогревателей
Литейные (двухфазные) (по ГОСТ 17711—72)						
ЛА 67-2,5	66—68	2—3	⩽1,0	—	—	Отливки в морском и общем машиностроении
3. СЛОЖНЫЕ ЛАТУНИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ И СТОЙКОСТИ ПРОТИВ КОРРОЗИИ						
Обрабатываемые давлением (однофазные)						
ЛАН 59-3-2	57,0—60,0	2,5—3,5	—	—	2—3 Ni	Трубы, тяжелонагруженные детали в моторо- и судостроении
ЛАЖ 60-1-1	58,0—61,0	0,75—1,5	⩽0,4		0,8—1,5 Fe	
Литейные (двухфазные) по ГОСТ 17711—72						
ЛМцЖ 55-3-1	53—58	—	⩽0,5	1,3—4,5	0,5—1,5 Fe, 4—3 Mn	Массивное литье в судостроении
ЛМцОС 58-2-2-2	57—60	—	0,5—2,5	1,5—2,5	1,5—2,5 Mn	Шестерни, зубчатые колеса

* Zn — остальное.

Таблица 36

МЕДНЫЕ СПЛАВЫ. ОЛОВЯННЫЕ БРОНЗЫ

Марка	Химический состав, %					Назначение
	Sn	P	Zn	Ni	Pb	
1. ОБРАБАТЫВАЕМЫЕ ДАВЛЕНИЕМ (ОДНОФАЗНЫЕ) (по ГОСТ 5017—49)						
Бр.ОФ6,5-0,15	6—7	0,1—0,25	—	—	—	Ленты, сетки в аппаратостроении, бумажной промышленности. Мембраны, пружины, детали, работающие на трение
Бр.ОЦ4-3	3,5—4	—	2,7—3,3	—	—	Пружины, мембраны контакты
2. ЛИТЕЙНЫЕ (ДВУХФАЗНЫЕ) ПО ТУ						
Бр.ОЦ10-2	9—11	—	2—4	—	—	Шестерни, втулки, подшипники
Бр.ОФ10-1	9—11	0,8—1,2	—	—	—	То же, пластичность выше
Бр.ОНС11-4-3	—	—	—	4	3	То же, при нагреве; втулки клапанов

Таблица 37

АЛЮМИНИЕВЫЕ БРОНЗЫ (ПО ГОСТ 18175—72)

Марка	Химический состав, %			Назначение
	Al	Fe	Ni	
1. ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ (ОДНОФАЗНЫЕ)				
Бр.А5	4—6	—	—	Ленты, полосы, для пружин
2. ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ (ДВУХФАЗНЫЕ)				
Бр.АЖ 9-4	8—10	2—4	—	Шестерни, втулки, арматура, в том числе для работы в морской воде (прокат и литье)
Бр.АЖН10-4-4	9,5—11	3,5—5,5	3,5—5,5	То же, при больших давлениях и трении

Таблица 38

КРЕМНИСТЫЕ БРОНЗЫ (ПО ГОСТ 18175—72)

Марка	Химический состав, %			Назначение
	Si	Mn	Ni	
Бр.КМц 3-1	2,75—3,5	1—1,5	—	Пружины, трубы, втулки в судостроении, авиации, химической промышленности
Бр.КН 1-3	0,6—1,1	0,1—0,4	2,4—3,4	Втулки, клапаны, болты и другие детали для работы в морской и сточных водах

Таблица 39

БЕРИЛЛИЕВЫЕ БРОНЗЫ (ПО ГОСТ 18175—72)

Марка бронзы	Химический состав, %				Назначение
	Be *	Ni	Ti	Mg	
Бр.Б2	1,8—2,1	0,2—0,5	—	—	Высокопрочные и токоведущие пружины, мембраны, сильфоны
Бр.БНТ1,7	1,6—1,85	0,2—0,4	0,1—0,25	—	
Бр.БНТ1,9	1,85—2,1	0,2—0,4	0,1—0,25	—	
Бр.БНТ1,9Мг**	1,85—2,1	0,2—0,4	0,1—0,25	0,07—0,13	

* С увеличением содержания бериллия и введением магния возрастают упругие свойства.
** По ТУ.

Марки медных сплавов. Марки обозначаются следующим образом.

Первые буквы в марке означают: Л — латунь и Бр. — бронза.

Буквы, следующие за буквой Л в латуни или за Бр. в бронзе, означают: А — алюминий, Б — бериллий, Ж — железо, К — кремний, Мг — марганец, Н — никель, О — олово, С — свинец, Ц — цинк, Ф — фосфор.

Цифры, помещенные после буквы, указывают среднее процентное содержание элементов. Порядок расположения цифр, принятый для латуней, отличается от порядка, принятого для бронз.

В марках латуни первые две цифры (после буквы) указывают содержание основного компонента — меди. Остальные цифры, отделяемые друг от друга через тире, указывают среднее содержание легирующих элементов. Эти цифры расположены в том же порядке, как и буквы, указывающие присутствие в сплаве того или иного элемента. Таким образом, содержание цинка в наименовании марки латуни не указывается и определяется по разности. Например, Л68 означает латунь с 68% Cu (в среднем) и не имеющую других легирующих элементов, кроме цинка; его содержание составляет (по разности) 32%. ЛАЖ 60—1—1 означает латунь с 60% Cu, легированную алюминием (А) в количестве 1%, железом (Ж) в количестве 3% и марганцем (Мц) в количестве 1%. Содержание цинка (в среднем) определяется вычетом из 100% суммы процентов содержания меди, алюминия, железа и марганца.

В марках бронзы (как и в сталях) содержание основного компонента — меди — не указывается, а определяется по разности. Цифры после букв, отделяемые друг от друга через тире, указывают среднее содержание легирующих элементов; цифры расположены в том же порядке, как и буквы, указывающие на легирование бронзы тем или иным компонентом. Например, Бр.ОЦ10—2 означает бронзу с содержанием олова (О) ~4% и цинка (Ц) ~3%. Содержание меди определяется по разности (из 100%). Бр. АЖН10—4—4 означает бронзу с 10% Al, 4% Fe и 4% Ni (и 82% Cu). Бр. КМц3—1 означает бронзу с 3% Si и 1% Mn (и 96% Cu).

1. МЕДНО-ЦИНКОВЫЕ СПЛАВЫ. ЛАТУНИ (табл. 35)

По химическому составу различают латуни простые и сложные, а по структуре — однофазные и двухфазные.

Простые латуни легируются одним компонентом: цинком.

Однофазные простые латуни имеют высокую пластичность; она наибольшая у латуней с 30—32% цинка (латуни Л70, Л67). Латуни с более низким содержанием цинка (томпаки и полутомпаки) уступают латуням Л68 и Л70 в пластичности, но превосходят их в электро- и теплопроводности. Они поставляются в прокате и в поковках.

Двухфазные простые латуни имеют хорошие ковкость (но главным образом при нагреве) и повышенные литейные свойства и используются не только в виде проката, но и в отливках. Пластичность

их ниже, чем у однофазных латуней, а прочность и износостойкость выше за счет влияния более твердых частиц второй фазы.

Прочность простых латуней 30—35 кгс/мм² при однофазной структуре и 40—45 кгс/мм² при двухфазной. Прочность однофазной латуни может быть значительно повышена холодной пластической деформацией. Эти латуни имеют достаточную стойкость в атмосфере воды и пара (при условии снятия напряжений, создаваемых холодной деформацией).

Сложные латуни вследствие дополнительного легирования имеют более высокую прочность: до 50—55 кгс/мм². Они хорошо устойчивы в морской воде.

2. ОЛОВЯННЫЕ БРОНЗЫ (табл. 36)

Однофазные и двухфазные бронзы превосходят латуни в прочности и сопротивлении коррозии (особенно в морской воде).

Однофазные бронзы в катаном состоянии, особенно после значительной холодной пластической деформации, имеют повышенные прочностные и упругие свойства ($\sigma_в \geqslant 40$ кгс/мм²).

Для двухфазных бронз характерна более высокая износостойкость. Важное преимущество двухфазных оловянистых бронз — высокие литейные свойства; они получают при литье наиболее низкий коэффициент усадки по сравнению с другими металлами, в том числе с чугунами. Оловянные бронзы применяют для литых деталей сложной формы. Однако для арматуры котлов и подобных деталей они используются лишь в случае небольших давлений пара. Недостаток отливок из оловянных бронз — значительная микропористость. Поэтому для работы при повышенных давлениях пара они все больше заменяются алюминиевыми бронзами.

Из-за высокой стоимости олова чаще используют бронзы, в которых часть олова заменена цинком (*или свинцом*).

3. АЛЮМИНИЕВЫЕ БРОНЗЫ (табл. 37)

Эти бронзы (однофазные и двухфазные) все более широко заменяют латуни и оловянные бронзы.

Однофазные бронзы в группе медных сплавов имеют наибольшую пластичность (δ до 60%). Их используют для листов (в том числе небольшой толщины) и штамповки со значительной деформацией. После сильной холодной пластической деформации достигаются повышенные прочность и упругость.

Двухфазные бронзы подвергают горячей деформации или применяют в виде отливок. У алюминиевых бронз литейные свойства (жидкотекучесть) ниже, чем у оловянных; коэффициент усадки больше, но они не образуют пористости, что обеспечивает получение более плотных отливок. Литейные свойства улучшаются введением в указанные бронзы небольших количеств фосфора. Бронзы в отливках используют, в частности, для котельной арматуры сравнительно простой формы, но работающей при повышенных напряжениях.

Кроме того, алюминиевые двухфазные бронзы имеют более высокие прочностные свойства, чем латуни и оловянные бронзы. У сложных алюминиевых бронз, содержащих никель и железо, прочность составляет 55—60 кгс/мм^2.

Все алюминиевые бронзы, как и оловянные, хорошо устойчивы против коррозии в морской воде и во влажной тропической атмосфере.

Алюминиевые бронзы используют в судостроении, авиации и т. д. В виде лент, листов, проволоки их применяют для упругих элементов, в частности для токоведущих пружин.

4. КРЕМНИСТЫЕ БРОНЗЫ (табл. 38)

Применение кремнистых бронз ограниченное. Используются однофазные бронзы как более пластичные. Они превосходят алюминиевые бронзы и латуни в прочности и стойкости в щелочных (в том числе сточных) средах.

Эти бронзы применяют для арматуры и труб, работающих в указанных средах.

Кремнистые бронзы, дополнительно легированные марганцем, в результате сильной холодной деформации приобретают повышенные прочность и упругость и в виде ленты или проволоки используются для различных упругих элементов.

5. БЕРИЛЛИЕВЫЕ БРОНЗЫ (табл. 39)

Бериллиевые бронзы сочетают очень высокую прочность ($\sigma_в$ до 120 кгс/мм^2) и коррозионную стойкость с повышенной электропроводностью. Однако эти бронзы из-за высокой стоимости бериллия используют лишь для особо ответственных назначений в изделиях небольшого сечения в виде лент, проволоки для пружин, мембран, сильфонов и контактов в электрических машинах, аппаратах и приборах.

Указанные свойства бериллиевые бронзы получают после закалки и старения, так как растворимость бериллия в меди уменьшается с понижением температуры (см. рис. 130). Выделение при старении частиц химического соединения CuBe повышает прочность и уменьшает концентрацию бериллия в растворе (меди).

Г. Алюминиевые сплавы

Основные преимущества алюминиевых сплавов, определяющие область их применения — малая плотность (2,7—3,0 г/см^3) при достаточно высоких механических свойствах. Однако они уступают сплавам на железной основе в величине модуля упругости: 7×10^3 кгс/мм^2 у алюминия и $20 \cdot 10^3$ кгс/мм^2 у сталей и чугунов. Кроме того, алюминиевые сплавы мало пригодны для упрочнения поверхностного слоя способами химико-термической обработки и их твердость и износостойкость ниже, чем стали. Некоторые из них,

особенно дуралюмин, недостаточно устойчивы против коррозии в обычной атмосфере и не обладают хорошей свариваемостью.

Алюминиевые сплавы (подобно сталям и чугунам) распределяются на: 1) деформируемые давлением (прокаткой, прессованием, штамповкой); 2) литейные; 3) изготовляемые способом порошковой металлургии.

Марки более широко применяемых сплавов и их назначение указаны в табл. 40.

1. АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, ОБРАБАТЫВАЕМЫЕ ДАВЛЕНИЕМ

Сплавы для повышения прочности подвергают термической обработке: закалке, сообщающей структуру пересыщенного твердого раствора, и старению (дисперсионному твердению) — естественному или искусственному. Кроме того, для их упрочнения используется и термомеханическая обработка, заключающаяся в закалке, холодной пластической деформации и старении.

Для повышения стойкости против коррозии некоторые сплавы, главным образом дуралюмины, плакируют, т. е. покрывают защитным слоем алюминия (что, однако, снижает прочность и износостойкость). Сплавы используют в различных условиях эксплуатации, поэтому они неодинаковы по составу и свойствам и их целесообразно распределить на:

а) сплавы высокой прочности, называемые дуралюминами ($\sigma_в = 40 \div 50$ кгс/мм^2 у большинства сплавов и до 60 кгс/мм^2 у сплавов В95). Они имеют сложный химический состав; главными легирующими элементами являются медь и магний, а у сплава В95 — цинк;

б) сплавы (дуралюмины), сохраняющие прочность при повышенных температурах (жаропрочные). Они используются при нагреве до 300—350° С (что ниже, чем у жаропрочных сталей и титановых сплавов). Дуралюмины этой группы имеют более сложный состав; большинство из них содержит дополнительно никель (при меньшем содержании меди);

в) сплавы повышенной пластичности, хорошо принимающие глубокую вытяжку и сварку. Содержание меди ограничивается 0,5%, вследствие чего прочность сплавов ниже 25 кгс/мм^2, а пластичность выше, чем у дуралюминов;

г) сплавы повышенной пластичности, свариваемости и стойкости против коррозии. Они легируются марганцем и реже магнием и в отличие от дуралюминов почти не содержат меди, т. е. компонента, который образует упрочняющие фазы и делает сплав многофазным и мало устойчивым против коррозии. Эти сплавы устойчивы против воздействия масел, бензина и т. п. Кроме того, они хорошо принимают холодную вытяжку и удовлетворительно свариваются.

2. ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

1. Сплавы с наиболее высокими литейными свойствами легируются кремнием; они называются силуминами. Эти сплавы имеют

Таблица 40

АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Марка	Химический состав, %				Примерное назначение
	Cu	Mg	Si	Другие элементы	
I. ДЕФОРМИРУЕМЫЕ СПЛАВЫ (ПО ГОСТ 4784—65)					
Сплавы высокой прочности (дуралюмины)					
Д1	3,8—4,8	0,4—0,8	⩽0,7	0,4—0,8 Mn	Трубы, прутки, заклепки для конструкций средней прочности
Д16	3,8—4,9	1,2—1,8	⩽0,5	0,3=0,9 Mn	То же, большей прочности
В95	1,4—2,0	1,8—2,8	⩽0,5	0,2—0,6 Mn 5—7 Zn	Лонжероны самолетов, лопасти, шпангоуты, сплав высокой прочности
Жаропрочные сплавы					
АК2	3,5—4,5	0,4—0,8	0,5—1,0	1,8—2,3 Ni	Поршни двигателей
АК4	1,9—2,5	1,4—1,8	0,5—1,2	0,8—1,3 Ni	Диски и кольца, турбореактивных двигателей, лопатки компрессоров, поршни
Сплавы повышенной пластичности					
АВ [1] (авиаль)	0,1—0,5	0,45—0,9	0,5—1,2	0,2—0,4 Mn	Трубопроводы и детали, изготовляемые глубокой вытяжкой
АМг2	—	1,8—2,8	⩽0,4	0,2—0,6 Mn	Сварные баки, трубопроводы, оконные рамы. Хорошая свариваемость
Сплавы повышенной пластичности, стойкости против коррозии и свариваемости					
АМц	—	—	⩽0,6	1,0—1,6 Mn	Бензино- и маслопроводы, баки сварные, заклепки
АМг6	—	5,6—6,8	⩽0,4	0,02—0,1 Ti	

2. ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ (ПО ГОСТ 2685—63)

Сплавы с повышенными литейными свойствами и коррозионной стойкостью во влажной атмосфере (алюминиевокремнистые силумины) [1]

АЛ2	—	—	10—13	—	Детали колес, агрегатов и приборов малой нагруженности
АЛ4	—	0,17—0,3	8—10,5	—	Крупные нагруженные детали моторов (блоки головок, картеры)
АЛ9	—	0,2—0,4	6—8	—	Детали тонкостенные и сложной формы небольшой и средней нагруженности. Свариваемые детали
АЛ3	1,5—3,0	0,35—0,6	4,5—5,5	0,6—0,9 Mn	Корпуса и детали приборов

3. СПЛАВЫ С ПОВЫШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Алюминиевомагниевые магналии

АЛ8 [2]	—	9,5—11,5	—	—	Ответственные узлы несложной формы, работающие при ударных нагрузках и во влажной атмосфере

Алюминиевомедные сплавы

АЛ7	4,0—5,0	—	—	—	Детали средней нагруженности; педали рычаги, арматура; литейные свойства ниже, чем у магналия

Жаропрочные сплавы

АЛ1	3,75—4,5	1,25—1,75	—	1,7—2,2 Ni,	Головки и поршни цилиндров и другие детали двигателей внутреннего сгорания, нагревающиеся до 275° С
АЛ20	3,5—4,5	0,7—1,2	1,5—2	1,2—1,7 Fe 0,15—0,3 Mn 0,15—0,25 Cr 0,05—0,1 Ti	То же, литейные свойства лучше

4. СПЕКАЕМЫЕ СПЛАВЫ

САП	Алюминий и 20—22% Al_2O_3	Детали из листа, профильного проката, нагревающиеся до 300—325° С

[1] Применяется без термической обработки.
[2] Применяется в закаленном состоянии.

низкую температуру литья, хорошую жидкотекучесть, наибольшую чувствительность к образованию литейных пор, но пониженные механические свойства: $\sigma_в$ до 22—25 кгс/мм² и относительное удлинение 2—3% (при условии модифицирования). Силумины используют для деталей сложной формы, но не воспринимающих повышенных нагрузок.

2. Сплавы с повышенными механическими свойствам; для этой цели они легируются магнием и медью; литейные свойства, ниже, чем у силуминов.

3. Устойчивые против нагрева (жаропрочные); подобно деформируемым сплавам, они используются при нагреве до 300—350° С.

3. СПЕКАЕМЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ (САП)

Сплавы, называемые САП, изготовляют спеканием алюминия в виде пудры, содержащей на поверхности слой окисла (Al_2O_3). В спеченном сплаве алюминий является матрицей ячеистого строения, в которой включены в качестве фазы-упрочнителя дисперсные частицы окислов Al_2O_3. Оптимальное количество окиси алюминия 20—22%.

Частицы Al_2O_3 химически не взаимодействуют с матрицей и не коагулируют при нагреве, вследствие чего прочностные свойства сплава мало изменяются при повышении температуры. Прочность при 20° С ниже, чем у дуралюминов, а при 200—300° С, наоборот, выше и стойкость против коррозии повышенная.

Пластичность сплавов вследствие влияния матрицы удовлетворительная. Сплавы после спекания прокатывают в листы, прутки разного профиля или подвергают штамповке.

Сплавы САП используют преимущественно в качестве жаропрочных для работы при температурах на 30—50° С выше, чем деформируемых и литейных сплавов.

Д. Магниевые сплавы

В машиностроении используют сплавы магния, преимущественно с алюминием, марганцем и цинком и реже с цирконием и ниобием (прочность магния значительно ниже, чем его сплавов).

Основное преимущество магниевых сплавов по сравнению с остальными промышленными металлами — небольшая плотность: 1,7—1,8 г/см³. Однако их модуль упругости пониженный: 4300 кгс/мм². Вследствие этого магниевые сплавы пригодны для менее нагруженных деталей. Для магниевых сплавов характерен, кроме того, высокий уровень демпфирования (т. е. способности гасить вибрации), что уменьшает опасность появления резонансных пиков напряжений.

Магниевые сплавы, подобно сплавам алюминия и железа, распределяются на:

1) деформируемые и
2) литейные.

Химический состав типичных сплавов приведен в табл. 41.

1. ДЕФОРМИРУЕМЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Сплавы используют в виде проката (листов, ленты, труб) и поковок.

С увеличением содержания алюминия в структуре сплавов возрастает содержание фазы Mg_4Al_3 (см. рис. 137). Это повышает прочность. Предел текучести сплава МА1 (без алюминия) 9—10, а сплава МА2-1 (с 3,8—5% Al) 14—15 кгс/мм^2.

Однако в присутствии второй фазы Mg_4Al_3 (или фазы, образуемой цинком) снижается стойкость против коррозии, в том числе на воздухе и в воде.

Наоборот, стойкость против коррозии при нагреве в атмосфере воздуха возрастает в присутствии марганца, не образующего дополнительной фазы. Поэтому магниевые сплавы, главным образом с марганцем, используют в качестве теплостойких, но при более низком нагреве (см. табл. 41), чем алюминиевые и титановые.

2. ЛИТЕЙНЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Механические свойства магниевых сплавов, используемых в виде отливок, ниже, чем у деформированных. Их повышают модифицированием и термической обработкой. В этом случае предел текучести достигает 8—10 (сплавы МЛ3, МЛ5) и у сплава МЛ15 14—15 кгс/мм^2.

Теплостойкость литейных и деформированных сплавов примерно одинакова.

Е. Титановые сплавы

Основные преимущества титановых сплавов, определяющие область применения этого сравнительно нового конструкционного материала, следующие: небольшая плотность ~4,5 г/см^3, высокая стойкость против коррозии и высокие прочностные свойства при отсутствии хладноломкости, в том числе при очень низких температурах. Для некоторых сплавов титана характерны, кроме того, хорошие жаропрочные свойства (но они ниже, чем у стали).

Титановые сплавы практически превосходят нержавеющие стали, медные и никелевые сплавы в стойкости против коррозии в морской воде, в том числе и при длительной работе, а также в таких агрессивных средах, как влажный хлор, горячая азотная кислота высокой концентрации (и некоторых других). Коррозионная стойкость титановых сплавов дополнительно возрастает при введении очень малых количеств палладия.

Прочностные свойства титановых сплавов различаются в зависимости от состава и структуры, получаемой при термической обработке. Некоторые сплавы титана, обладая меньшей плотностью, не уступают в прочности легированным конструкционным сталям после улучшающей термической обработки. Марки титановых сплавов распределены в табл. 42 по прочности и структуре.

Таблица 41

МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Марка	Химический состав, %					Свойства и назначение
	Al	Mn	Zn	Zr	РЗМ	
1. ДЕФОРМИРУЕМЫЕ СПЛАВЫ (по ГОСТ 14957—69)						
Повышенной прочности						
МА2-1	3,8—5	0,3—0,7	0,8—1,5	—	—	Хорошая свариваемость; листы, трубы для подачи масла, бензина
МА14	—	—	5—6	0,3—0,9	—	Свариваемость ниже, цельные детали
Теплостойкие						
МА1	—	1,3—2,5	—	—	—	Для работы до 150° С; $\sigma_{0,2}$ до 10 кгс/мм^2
МА2	3—4	0,15—0,5	0,2—0,8	—	—	
МА8	—	1,3—2,2	—	—	0,15—0,30 Ce	То же, до 200° С
2. ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ (по ГОСТ 2856—68)						
Для работы без нагрева						
МЛ3	2,5—3,5	0,15—0,5	0,5—1,5	—	—	Арматура, детали корпусов насосов, ручки, педали простой конфигурации
МЛ5	7,5—9	0,15—0,5	0,2—0,8	—	—	То же, более сложной формы; стойкость во влажной атмосфере
Теплостойкие						
МЛ10	—	—	0,1—0,7	0,4—1,0	2,2—2,8 Nd	Для работы до 250° С
МЛ15	—	—	4,0—5,0	0,7—1,0	0,6—1,2 La	Для работы до 300—400° С

Таблица 42

ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ

Сплав	Химический состав, %					Свойства и назначение
	Al	Mn	V	Mo	Cr	
			Однофазные с α-структурой			
ВТ5	5	—	—	—	—	Высокая свариваемость, хорошая пластичность и прочность при низких температурах
			Двухфазные сплавы (α + β)			
ОТ4-1	2	1,5	—	—	—	То же, но выше пластичность при 20° С (пригодны в листах), прочность 30—70 кгс/мм²
ОТ 4	3	1,5	—	—	—	
ВТ 6	6	—	4	—	—	То же, прочность 80—90 кгс/мм²
АТ 3 *	3	—	—	—	1,5 *	Повышенная стойкость против коррозии; жаропрочный сплав
ВТ8 **	6,5			3,5		
			Однофазные сплавы с β-структурой			
ВТ15	3			8	11	Высокие пластичность и прочность 100—120 кгс/мм² при 20° С

* (Fe + Cr + Si + B).
** Кроме того, 0,2% Si.

Повышенные прочностные свойства, в том числе при нагреве до 550—600° С, имеют титановые сплавы, легированные хромом, что при меньшей плотности, чем у стали, делает их особенно пригодными для деталей, в работе которых развиваются значительные центробежные силы.

Вместе с тем сплавы титана уступают сталям, особенно с повышенным содержанием углерода, в твердости и износостойкости, что сильно затрудняет использование их для деталей, работающих в условиях повышенного изнашивания.

Ж. Подшипниковые сплавы (баббиты)

Эти сплавы (табл. 43) применяют для заливки вкладышей подшипников скольжения. Основные типы сплавов следующие:

1. Оловянные баббиты (в частности, марки Б83), у них хорошая прирабатываемость к валу и износостойкость. Структура их — мягкая основа (α-твердый раствор сурьмы в олове) и равномерно распределенные в ней твердые частицы химического соединения SnSb.

2. Несколько ниже износостойкость (при повышенных давлениях) у баббитов на свинцовистой основе; их металлическая основа —

Таблица 43

ПОДШИПНИКОВЫЕ СПЛАВЫ (БАББИТЫ) (ПО ГОСТ 1209—73 и ГОСТ 1320—55)

Марка	Химический состав, %					Назначение для вкладышей подшипников
	Sb	Pb	Sn	Cu	другие элементы	
Б83	10—12	—	Осн.	5,5—6,5	—	Сильно нагруженных машин (турбины и др.)
БН *	13—15	Осн.	9—11	1,5—2	1,25—1,75 Cd	Машин средней нагруженности, автомобильных моторов
Б16	15—17	»	15—17	1,5—2	—	
БКА **	≤0,25	»	—	0,95—1,15 Ca	0,7—0,9 Na	Для подшипников железнодорожного транспорта

* Кроме того, 0,75—1,25% Ni и 0,5—0,9% As.
** Кроме того, 0,05—0,2% Al.

мягкая эвтектика; в ней распределены (но менее равномерно) частицы более твердой сурьмы. Эти сплавы используют для вкладышей подшипников меньшей нагруженности.

Для предупреждения ликвации при литье из-за различия в плотности основных компонентов: олова, свинца и значительно более легкой сурьмы в эти баббиты вводят медь.

3. Баббиты на свинцовистой основе без олова, т. е. более дешевые (с добавками кальция, алюминия, натрия).

ГЛАВА XXVIII

МАТЕРИАЛЫ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ

Эти материалы в зависимости от состава и свойств применяют для резания, деформирования и шлифования. Их делят по главному свойству — высокой твердости — на материалы: 1) повышенной твердости (*HV* 1500—2000); высокой твердости (*HV* 2000—2500); 3) очень высокой твердости (*HV* 8000—10 000).

1. ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ (*HV* 1500—2000)

Твердые сплавы (табл. 44) значительно превосходят быстрорежущие стали по твердости [1] (*HRC* 73—75 и *HRC* 65—69 соответственно), износостойкости, теплостойкости (900—1000 и 620—720° С соответственно) и модулю упругости E (~50 000 кгс/мм^2).

[1] Твердость твердых сплавов измеряют по Роквеллу по шкале A (с нагрузкой 60 кгс). Значения *HRA* можно пересчитывать по *HRC* по формуле $HRC = 2HRA - 104$.

Но твердые сплавы уступают быстрорежущим сталям по прочности (соответственно 90—200 и 220—350 кгс/мм² при изгибе). Их применяют для резания с высокой скоростью материалов повышенной твердости, а также для штамповки при отсутствии значительных механических нагрузок. Получаемая чистота обрабатываемой поверхности из-за высокой жесткости сплавов лучше, чем после резания инструментами из быстрорежущих сталей.

Твердые сплавы изготовляют из порошков прессованием и спеканием и применяют в виде пластинок, припаиваемых или механически закрепляемых в режущем инструменте или в штампе; а также в виде инструментов простой формы (например, коротких сверл). Их технологический недостаток — невозможность обработки резанием, так как твердые сплавы не принимают термической обработки и не изменяют своей высокой твердости.

Свойства и область применения отдельных марок твердых сплавов изменяются в зависимости от их состава и структуры.

Структура сплавов: твердые частицы карбидов вольфрама и титана (а у некоторых сплавов, кроме того, карбидов тантала), связанные мягкой эвтектикой на основе кобальта. С увеличением содержания кобальта снижаются твердость и износостойкость, но возрастает прочность.

В присутствии карбидов титана повышаются температуры сваривания сходящей стружки с рабочей гранью, что предупреждает ее быстрое разрушение.

Поэтому применяют:

а) сплавы с карбидом вольфрама и карбидом титана для резания сталей, т. е. материалов с повышенной способностью к свариванию. В присутствии карбида тантала, кроме того, несколько улучшается вязкость;

б) сплавы с карбидом вольфрама для резания чугуна и в штампах.

В обозначениях марок твердых сплавов первая буква указывает:

В — на присутствие карбида вольфрама (WC) и на то, что в таком сплаве нет других карбидов;

Т — на присутствие карбида титана TiC (наряду с карбидом вольфрама); цифра, следующая за буквой, — его количество в %. Это сплавы вольфрамо-титановой группы.

Если после буквы Т нет цифры и за ней следует вторая буква Т, то сплав содержит, кроме того, карбид тантала (TaC) и цифра, следующая за второй буквой Т, указывает содержание карбида TaC.

Буква К обозначает кобальт, а следующая за ней цифра — его содержание в %.

Содержание основного карбида WC определяется, таким образом, по разности (кроме сплавов, содержащих три карбидных фазы: WC, TiC, TaC).

Буква В, если она приписывается в конце обозначения марки (после буквы К), указывает, что карбидные частицы более крупные (чем в сплавах такого же состава, но без этого дополнительного обозначения). Эти сплавы имеют несколько большую вязкость, но меньшую твердость.

Таблица 44

ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ (МАТЕРИАЛЫ С ТВЕРДОСТЬЮ *HV* 1500—2000) (ПО ГОСТ 3882—67)

Марки	Компоненты, %				Твердость *HRA*	Прочность $\sigma_{изг}$, кгс/мм²	Назначение
	WC	TiC	TaC	Co			
1. ДЛЯ РЕЗАНИЯ СТАЛЕЙ							
Вольфрамотитанокобальтовые							
Т30К4	66	30	—	4	92	90	Точение с малым сечением среза, развертывание
Т15К6	79	15	—	6	90	115	Точение чистовое (непрерывное), фрезерование
Т5К12	83	5	—	12	87	160	Тяжелое черновое точение строгание
Вольфрамотитанотанталокобальтовые							
ТТ7К12	81	4	3	12	87	160	Точение, строгание при больших нагрузках
2. ДЛЯ РЕЗАНИЯ ЧУГУНОВ, ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ, АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, НЕМЕТАЛЛОВ (ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫЕ)							
ВК3	97	—	—	3	90	110	Точение чистовое (непрерывное резание) чугуна. Обработка стекла, резины, пластмасс
ВК6	94	—	—	6	88,5	145	Точение чистовое прерывное и черновое непрерывное чугуна, цветных металлов, полимеров
ВК6М	94	—	—	6	90	135	Обработка аустенитных сталей и сплавов, твердых чугунов и неметаллов
ВК6В	94	—	—	6	87,5	150	Бурение горных пород
ВК8	92	—	—	8	87,5	160	Черновое точение, строгание, фрезерование чугунов и неметаллов
ВК8В	92	—	—	8	86,5	170	Точение аустенитных сплавов, строгание, бурение тяжелых горных пород
ВК15	85	—	—	15	86	180	Бурение горных пород, обработка гранита, дерева. Волочение стали
3. ДЛЯ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ — ШТАМПОВЫЕ (ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫЕ)							
ВК20	80	—	—	20	84,5	190	Штампы и детали при повышенном износе и небольших ударных нагрузках
ВК25	75	—	—	25	83	200	То же, при больших нагрузках

Примечание. Твердость наиболее твердого сплава Т30К4 составляет 78 *HRC*, сплава Т15К6 — 74—75 *HRC* и наиболее мягкого ВК25 — 62—64 *HRC*.

Буква М в конце обозначения марки означает, что сплав мелкозернистый и имеет более высокие твердость и износостойкость при меньшей прочности.

2. МАТЕРИАЛЫ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ (*HV* 2000—2500)

Их используют как абразивные материалы для шлифования сталей, чугунов и других металлов в виде зерен (монокристаллов), закрепляемых в специальных абразивных кругах. Эти материалы хрупки (прочность при изгибе не превышает 30—40 кгс/мм²). В данном случае повышенная хрупкость — положительное свойство; при шлифовании твердые зерна скалываются, а не деформируются (не сминаются) и остаются острыми и пригодными для дальнейшего шлифования.

Из материалов этой группы чаще применяют:

круги с электрокорундом для шлифования сталей; его твердость *HV* 2200—2500; прочность при изгибе ~8 кгс/мм² и температура размягчения ~1800° С.

круги с карбидом кремния главным образом для шлифования цветных металлов.

Эти материалы менее пригодны для шлифования сталей высокой твердости, содержащих в структуре очень твердые фазы-упрочнители, главным образом карбид ванадия (*MeC*) с твердостью *HV* 1800—2000. При шлифовании таких материалов ускоренно изнашивается абразивной круг: он «засаливается» мелкими частицами шлифуемого материала. Тогда в шлифуемой поверхности сильно повышается температура и возникают «прижоги» — участки с пониженной твердостью.

3. МАТЕРИАЛЫ ОСОБО ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ (*HV* 8000—10 000)

Алмазы (природные и искусственные) имеют наиболее высокие твердость (*HV* 10 000) и модуль упругости (80 000 кгс/мм²). Но прочность алмазов при изгибе пониженная (30 кгс/мм²). Алмазы устойчивы до 800° С, когда наступает обугливание. Кроме того, алмаз при резании с повышенной скоростью, сопровождающимся нагревом в участках резания выше 800° С, взаимодействует со сталью.

Алмазы применяют главным образом для резания особо твердых и износостойких материалов: стекла, фарфора и шлифования в специально изготовляемых кругах со связкой — чистового для сталей и более эффективного для других металлов.

Кубический нитрид бора (боразон, эльбор) — новый и перспективный материал, изготовляемый по специальной технологии (при высоких давлениях [1]), имеет немного меньшую твердость (*HV* 8500—

[1] Его производят в виде мелких монокристаллов, а также и поликристаллического материала с размерами частиц до 5—6 мм.

ХАРАКТЕРНЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Таблица 45

Наименование материала	$\sigma_в$, кгс/мм²	E кг/см²	Плотность, г/см³	Другие свойства	Назначение
Полиэтилен	4	2 000	0,9	Стойкость в кислотах (кроме азотной и перекисей)	Трубы, баки, краны
Полипропилен	3	6 000	0,9	Стойкость в растворах кислот и щелочей	Трубы, клапаны, детали насосов
Фторопласт 3	2—3	5 000	2	Отсутствие текучести на холоду, нагрев не выше +70° С	То же
Поликарбонаты	6—7	22 000—2 500	1,17—1,22	Стойкость в смазочных маслах (разрушаются щелочами бензолом)	Резьбовые соединения
Полиамиды	6—7		1,1	Низкий коэффициент трения (0,055), в два раза ниже, чем у стали; стойкость в маслах, бензине, щелочах	Подшипники, зубчатые передачи, втулки, прокладки
СЛОИСТЫЕ ПЛАСТМАССЫ					
Текстолиты	6—10	3 800	1,7—1,9	Низкий коэффициент трения; поставляется в плитах	Шестерни, подшипники, вкладыши
Древеснослоистые (ДСП)	25—30	—	1,5	То же, стойкость в маслах; низкий коэффициент трения: 0,09—1,1 со сталью и 0,13—0,14 с чугуном	То же, детали авиационных конструкций
Стеклотекстолиты	22—24,5 —	130 000	1,6—1,9	Относительно высокая теплостойкость (до 300° С); анизотропия свойств, зависящая от структуры стеклянной ткани	Крупногабаритные конструкции для длительной работы при 200° С и кратковременной при 300° С
КОМПОЗИЦИОННЫЕ ТЕРМОРЕАКТИВНЫЕ ПЛАСТМАССЫ					
На основе фенолальдегидных смол марок К-18-56 и К-8-56 (по ГОСТ 5689—66)	2—8		1,75	Стойкость в воде, влажном климате, кислотах и при температурах от —40 до +120° С	Резьбовые соединения
На основе фенолксиленолоформальдегидных смол марок К-17-82, К-18-82	3,0		1,5	Повышенные антифрикционные свойства	Подшипники скольжения
На основе фенолформальдегидных смол марок КФ-3, КФ-3Г	2,7		1,7—1,85	Повышенные механические свойства, жаростойкость до +150° С	Тормозные колодки вагонов, кранов, диски

9000) при примерно одинаковых с алмазом модуле упругости и прочности. Однако этот материал устойчив против окисления до очень высоких температур (~1400° С) и не взаимодействует с обрабатываемыми материалами (в том числе со сталью) при значительном нагреве, возникающем при шлифовании и резании.

Кубический нитрид бора используют для шлифования сталей высокой твердости со снятием слоя достаточной толщины. В отличие от эффектов, наблюдаемых при использовании рассмотренных выше абразивных материалов, шлифование нитридом бора не сопровождается значительным перегревом, а следовательно, и повреждением шлифованного слоя, а получаемая чистота этого слоя на 1—3 класса выше. Кубический нитрид бора (в виде поликристалла) пригоден также для резания ряда материалов.

ГЛАВА XXIX

ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

В промышленности полимерные материалы более широко используют для электротехнических целей (вследствие особенностей их физических свойств), в химии, в строительстве. В машиностроении эти материалы применяют для некоторых деталей машин и различных узлов в конструкциях, не испытывающих повышенных нагрузок.

При выборе полимерных материалов для деталей машин надо учитывать следующие особенности их свойств.

Преимущества полимерных материалов: малая плотность (1,5 г/см^3), значительно меньшая, чем у металлов; низкий коэффициент трения и хорошая химическая стойкость против ряда реагентов, в условиях воздействия которых используются многие детали (масло, бензин, влага вода и т. д.). Вместе с тем изготовление из них многих деталей значительно проще, чем из металлов.

К основным недостаткам полимерных материалов, которые учитываются при использовании их в машиностроении, надо отнести: низкий модуль упругости (20—2000 кгс/мм^2 вместо 7000, 11 000 и 20 000 кгс/мм^2) у алюминия, титана и стали соответственно, недостаточная устойчивость и способность сохранять форму даже в условиях невысокого нагрева (не выше 70—80° С для большинства полимеров), пониженная способность воспринимать ударные нагрузки и небольшая износостойкость. Предел прочности при растяжении ($\sigma_в$) полимерных материалов не превышает 5—10 кгс/мм^2 и лишь у некоторых полимеров составляет 25—30 кгс/мм^2.

Вследствие этих причин полимеры наиболее пригодны для деталей, работающих при небольших напряжениях, когда требуется низкий коэффициент трения (некоторые подшипники, зубчатые колеса для бесшумных передач), малая масса (крышки и т. п.) или стойкость против коррозии и прозрачность (некоторые баки и трубопроводы). Более характерные материалы, применяемые в машиностроении, указаны в табл. 45.

МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ

Курс материаловедения должен дать изучающим не только сообщаемые в лекциях знания об основных закономерностях, определяющих строение и свойства металлических сплавов и полимерных материалов, но и научить их выполнять наиболее часто применяемые в технике испытания этих материалов и работать с основными испытательными машинами, а также самостоятельно пользоваться технической, в том числе справочной, литературой для выбора основных технических материалов и назначения режимов их обработки в зависимости от типичных условий эксплуатации деталей.

Опыт преподавания показал, что большой материал курса усваивается лучше и прочнее, если студенты наряду с выполнением обычно принятых лабораторных работ учатся «чтению» диаграмм состояния и типичных структур металлов и приобретают навыки в характеристике и оценке свойств многочисленных и разнообразных материалов.

В соответствии с этим в настоящей книге предусмотрены три формы занятий со студентами: 1) лабораторные экспериментальные работы, некоторые из которых представляют небольшое по объему исследование; 2) ознакомление и разбор в лаборатории характерных микроструктур сплавов и определение расчетным путем их некоторых свойств; 3) выполнение домашних заданий.

Лабораторные работы знакомят с практическим применением основных методов исследования строения и свойств металлов и других машиностроительных материалов и использованием современных приборов. Эти работы приведены в книге непосредственно после изложения содержания и назначения соответствующего метода исследования.

Как правило, лабораторные работы составлены таким образом, чтобы они были индивидуальными для каждого студента и выполнялись самостоятельно. Только по некоторым лабораторным работам вследствие особенностей их проведения (работа с дилатометром, закалка и отпуск стали и термическая обработка дуралюмина) предусмотрено выполнение группой студентов общей задачи. Однако в книге подобные задачи построены так, что каждый студент отдельную часть задания выполняет самостоятельно. Кроме того, в этих задачах по экспериментальным данным, полученным каждым студентом в отдельности, предусмотрено составление общего графика или таблицы, изучение которых позволяет определить или наблюдать основные закономерности в изменении свойств материала.

В большинстве лабораторных работ предусмотрено одновременное исследование или рассмотрение, по крайней мере, двух образцов или двух сплавов, отличающихся по свойствам. При таком построении работы возможно сравнение полученных результатов, что необходимо для лучшего понимания теоретического и экспериментального материала.

Наряду с экспериментальными работами в книге предусмотрены задачи расчетного характера.

В книге не указана форма, по которой студенты должны представлять результаты работы. Сдача работ по готовой форме снижает самостоятельность в их выполнении. Методически более правильно, чтобы студенты в процессе выполнения лабораторных заданий научились самостоятельно обрабатывать результаты опыта в наглядной форме. Это позволит привить студентам навыки самостоятельной исследовательской работы.

Во вводных объяснениях, приведенных в книге к лабораторным работам по отдельным разделам курса, отсутствуют подробные инструкции, детализирующие технику выполнения задания на отдельных приборах. Такие инструкции не всегда оправдываются методически, особенно в высших учебных заведениях; кроме того, они изменяются в зависимости от типа лабораторного оборудования.

Равным образом, при выполнении большинства лабораторных работ не требуется выполнения отдельных технических операций (шлифование и полирование микрошлифов, предварительная термическая обработка, например, закалка образцов, предназначенных для изучения процессов отпуска, и т. п.). Такие операции, не сообщая студентам новых навыков, требуют дополнительной затраты времени.

Задания по лабораторным работам рекомендуется выдавать заранее (например, *за неделю до начала соответствующего занятия*) для того, чтобы студенты могли предварительно ознакомиться и подготовиться по книге с соответствующими методами анализа.

Задачи по чтению и разбору наиболее характерных микроструктур сплавов и установлению качественной зависимости между структурой, составом и свойствами сплавов даны для наиболее широко применяемых в промышленности углеродистых и легированных сталей и чугунов (гл. XVIII), медных и алюминиевых сплавов (гл. XXI).

Целесообразно выдавать студенту не менее двух задач: одну по сталям или чугунам и одну по цветным металлам. Решение должно быть выполнено в отведенное для лабораторных работ время и представлено в письменном виде. На его выполнение при условии слушания лекций, чтения учебника и предварительного выполнения лабораторных работ по макро- и микроанализу (гл. II и III) требуется не более 10—15 мин.

Задания по разбору диаграмм состояния и выбору марки (состава) материала выполняются в виде самостоятельной домашней работы. В книге приведены две группы этих заданий:

1. Задачи по диаграммам состояния металлических сплавов: двойных (в главе IX) и тройных, для обучающихся по расширенному курсу (в главе X). Эти задачи даны применительно к реальным системам наиболее типичных сплавов; такое построение задачи показывает студенту, что для решения важных практических вопросов, связанных с применением металлических сплавов в технике, необходимо знание общих закономерностей теории сплавов.

Целесообразно выдавать студенту одну задачу по разбору диаграмм состояния. Он должен сначала вычертить диаграмму и построить кривые охлаждения для трех сплавов, указанных в задаче. Соответствующие диаграммы состояния приведены в книге в виде фазовых диаграмм, так как именно они характеризуют равновесное состояние сплавов. Для выполнения задачи студент должен построить структурную диаграмму, что необходимо для характеристики свойств сплавов, поскольку они полнее определяются структурой, а не фазовым составом. Опыт показывает, что большие трудности возникают в выполнении именно этой части задания, а в ряде случаев в определении типа (природы) превращений, которые могут протекать в том или ином сплаве из числа заданных, и в целесообразности их термической обработки. Для методической помощи студенту на с. 208 приведено подробное решение одной типовой задачи.

Задачи следует выдавать после прочтения в лекциях раздела о диаграммах состояния основных типов.

На выполнение задачи в целом и ее окончательное оформление требуются примерно два-три часа домашней работы.

2. Задачи по выбору составов сплавов и их обработки в зависимости от условий эксплуатации в технике характерных деталей, конструкций и инструментов.

Длительный опыт преподавания курса показал, что выполнение этих задач (подобно курсовым проектам и работам по другим дисциплинам) сильно повышает качество подготовки и общий уровень знаний студентов, учит их пользоваться справочной литературой, умению самостоятельно разобраться в большем числе сплавов и пониманию курса.

Поэтому выполнение подобных задач чрезвычайно важно. Студентам, обучающимся по сокращенной программе, необходимо выдавать не менее одной задачи из главы XXIII по сталям, чугунам и неметаллическим материалам. При обучении по расширенной программе надо выдавать каждому студенту по три задачи: одну по сталям и чугунам из главы XXIII, одну по легированным сталям специального назначения из главы XXIV и одну по инструментальным сталям (глава XXV) или по сплавам цветных металлов (глава XXVI).

Для методической помощи студентам по этому разделу в книге введена дополнительная часть (шестая), в которой в систематизированном виде указаны наиболее характерные металлические сплавы и полимерные материалы и область применения их в технике. После выбора сплава по данным этой главы студент быстрее находит в учеб-

нике и в справочной литературе нужные ему сведения о структуре, обработке и свойствах соответствующего материала.

Наконец, для дополнительной методической помощи студенту в главе XXII приведены указания о порядке решения задачи и на с. 352 дано подробное примерное решение одной типовой задачи по выбору конструкционной стали, на с. 369 по выбору инструментальной стали, а на с. 377 задачи по цветным металлам.

Конкретные задачи целесообразно выдавать студентам к моменту начала чтения раздела лекций в легированных сталях. От студентов надо требовать, чтобы они сразу при выдаче задания записали содержание своей задачи. Это повышает уровень слушания и усвоения последующих лекций.

Решение задачи следует давать в письменном виде на двух-трех страницах. Как и в предыдущем случае (при решении задачи по диаграммам состояния), оправдывается предварительная подготовка задачи с краткой записью в черном виде для консультации с преподавателем.

При выполнении этих условий на выполнение одной задачи расходуется не более 2—4 ч домашнего времени.

Ответы на задачи в книге не даны: в этом случае не следует проводить аналогии с решением многих задач по дисциплинам математического или физического цикла, окончательный ответ на которые указывает правильное решение, но еще не раскрывает хода решения. Кроме того, в материаловедении, особенно при выборе металлического сплава и его обработки, возможно несколько разных решений одной и той же технической задачи.

Юлий Александрович Геллер,
Александр Григорьевич Рахштадт

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Редактор издательства **А. А. Сальников**
Художественный редактор **Д. В. Орлов**
Технический редактор **Е. Б. Вайнштейн**
Корректоры: **В. Б. Левин, Е. В. Якиманская**
Переплет художника **В. З. Казакевича**

Сдано в набор 8/IV 1974 г. Подписано в печать 24/XII 1974 г. Т-19888. Формат бумаги 60×90¹/₁₆. Бумага типографская № 2. Печ. л. 28+1 вкл. 0,25. Уч.-изд. л. 32,36 в т. ч. вклейка 0,17. Тираж 60 000 (1-й завод 1—30 000) экз. Заказ № 950. Изд. № 2746. Цена 1 р. 34 к.

Издательство «Металлургия» 119034,
Москва, Г-34, 2-й Обыденский пер., 14

Ленинградская типография № 6 Союзполиграфпрома
при Государственном комитете Совета Министров СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
193144, Ленинград, С-144, ул. Моисеенко, 10