

Л. Е. ПОПОВА
А. А. ПОПОВ

ДИАГРАММЫ
ПРЕВРАЩЕНИЯ
АУСТЕНИТА
В СТАЛЯХ
И БЕТА-РАСТВОРА
В СПЛАВАХ
ТИТАНА

СПРАВОЧНИК

Л. Е. ПОПОВА
А. А. ПОПОВ

ДИАГРАММЫ
ПРЕВРАЩЕНИЯ
АУСТЕНИТА
В СТАЛЯХ
И БЕТА-РАСТВОРА
В СПЛАВАХ
ТИТАНА

СПРАВОЧНИК ТЕРМИСТА

*3-е издание,
переработанное и дополненное*

*Согласовано с Государственной службой
стандартных справочных данных*



МОСКВА "МЕТАЛЛУРГИЯ" 1991

УДК 669.15—194:546.821 (083.3)

Рецензент проф. докт. техн. наук М.Л. Бернштейн

УДК 669.15—194:546.821 (083.3)

Диаграммы превращения аустенита в стали и бета-раствора в сплавах титана: Справочник термиста. Попова Л.Е., Попов А.А. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991. 503 с.

В третьем издании (второе — в 1965 г.) обобщены диаграммы распада переохлажденного аустенита для большинства марок сталей, применяемых в промышленности. Приведены сведения о влиянии различных факторов (химического состава, температуры, нагрева, величины зерна, предварительной горячей и холодной деформации и т.д.) на кинетику распада аустенита. Рассмотрены изотермические и термокинетические диаграммы различных сталей и сплавов. Проанализированы диаграммы превращения метастабильного бета-раствора в сплавах на основе титана.

Для инженерно-технических работников и специалистов металлургической, машиностроительной и других отраслей промышленности. Ил. 839. Табл. 25. Библиогр. список: 184 назв.

П $\frac{2608000000 - 004}{040(01) - 91}$ 69 - 90

© Попова Л.Е., Попов А.А., издательство "Металлургия", 1991
с изменениями и дополнениями

ISBN 5-229-00263-8

Предисловие	5
1. Общие сведения об изотермических и термокинетических диаграммах	7
1.1. Методы изучения кинетики распада переохлажденного аустенита	7
1.1.1. Изотермическое превращение аустенита	7
1.1.2. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении	16
1.2. Основные разновидности изотермических и термокинетических диаграмм	24
1.3. Общие замечания по диаграммам распада переохлажденного аустенита	39
2. Влияние различных факторов на кинетику распада переохлажденного аустенита	44
(Влияние углерода. Влияние кремния. Влияние марганца. Влияние хрома. Влияние никеля. Влияние молибдена. Влияние вольфрама. Влияние ванадия. Влияние кобальта. Влияние бора. Влияние меди. Влияние мышьяка. Влияние циркония. Влияние температуры нагрева. Влияние гомогенизации. Влияние технологических факторов.)	
3. Изотермические и термокинетические диаграммы распада аустенита в промышленных марках стали	84
3.1. Конструкционные стали	84
2. Влияние различных факторов на кинетику распада переохлажденного аустенита	
3. Изотермические и термокинетические диаграммы распада аустенита в промышленных марках стали	84
3.1. Конструкционные стали	84
(Углеродистые стали. Марганцовистые стали. Хромистые стали. Никелевые стали. Молибденовые стали. Вольфрамовые стали. Ванадиевые стали. Стали с медью или алюминием. Марганцовистые стали с кремнием, ванадием, хромом, молибденом или никелем. Хромистые стали с кремнием, ванадием, вольфрамом или молибденом. Марганцовокремнистые стали с молибденом или ванадием. Марганцовоникелевые стали с молибденом, ванадием или медью. Марганцовомолибденованадиевые стали. Хромокремне-марганцовые и хромокремнемолибденовые стали. Хромомарганцевые стали с никелем, титаном, ванадием или молибденом. Хромомолибденовые стали с ванадием или алюминием. Хромоникелевые стали с молибденом, кремнием, вольфрамом или ванадием. Хромомарганцовомолибденовые стали с никелем, ванадием или титаном. Хромомолибденованадиевые стали с вольфрамом, никелем или кремнием. Хромокремнемарганцовомолибденовые стали с никелем или ванадием. Стали с повышенным содержанием молибдена.)	
3.2. Рессорно-пружинные стали	316
3.3. Стали специального назначения (теплостойкие, коррозионностойкие, жаропрочные, износостойкие)	335
3.4. Инструментальные стали	350
(Углеродистые стали. Легированные стали, содержащие не более 0,8 % С. Подшипниковые и легированные инструментальные стали (С > 0,8 %). Быстрорежущие стали.)	

4. Сплавы титана	416
4.1. Общие закономерности фазовых превращений в сплавах на основе титана ...	416
4.2. Изотермические и термокинетические диаграммы распада метастабильного β-твердого раствора в сплавах	431
5. Химические составы сталей и сплавов титана	461
5.1. Конструкционные стали	461
(Углеродистые стали. Марганцовистые стали. Хромистые стали. Никелевые стали. Молибденовые стали. Вольфрамовые стали. Ванадиевые стали. Стали с титаном. Стали с медью или алюминием. Марганцовистые стали с кремнием, ванадием, хромом, молибденом или никелем. Хромистые стали с кремнием, ванадием, вольфрамом или молибденом. Марганцовокремнистые стали с молибденом или ванадием. Марганцовоникелевые стали с молибденом, ванадием или медью. Марганцовомолибденовые стали. Хромокремнемарганцовые и хромокремнемолибденовые стали. Хромомарганцовые стали с никелем, титаном, ванадием или молибденом. Хромомолибденовые стали с ванадием или алюминием. Хромоникелевые стали с молибденом, кремнием, вольфрамом или ванадием. Хромомарганцово-молибденовая сталь с никелем, ванадием или титаном. Хромомолибденовые стали с вольфрамом, никелем или кремнием. Хромокремнемарганцово-молибденовые стали с никелем или ванадием. Стали с повышенным содержанием молибдена.)	
5.2. Рессорно-пружинная сталь	481
5.3. Сталь специального назначения (теплостойкая, коррозионностойкая, жаропрочная, износостойкая)	483
5.4. Инструментальная сталь	484
(Легированные стали, содержащие < 0,8 % С. Подшипниковые и легированные инструментальные стали с содержанием > 0,8 % С. Быстрорежущие стали.)	
5.5. Сплавы титана	489
Библиографический список	493
Указатель сталей	498
Указатель сплавов титана	502

Ускорение научно-технического прогресса и интенсификация производства требуют дальнейшей механизации, автоматизации и улучшения технологических процессов. В области термической обработки это возможно, только имея достаточно полное представление об особенностях обрабатываемых сплавов. Кроме химического состава, важное значение имеют сведения о кинетике превращения переохлажденного аустенита, на основании которых определяют прокаливаемость и выбирают рациональные режимы термической обработки, обеспечивающие требуемый уровень механических свойств особо крупных деталей.

Большинство необходимых сведений содержится в различных справочниках по термической обработке и свойствам сталей, отечественных и зарубежных [1 – 10]. В нашей стране наибольшее число систематизированных данных по кинетике превращения аустенита было собрано в предыдущем издании этого справочника [4]. За последние два десятилетия советскими и зарубежными исследователями разработаны новые марки стали, значительно усовершенствована аппаратура для исследований, получены новые экспериментальные данные об особенностях превращений, протекающих в переохлажденном аустените. Однако результаты этих исследований разбросаны по различным журналам, отраслевым сборникам и монографиям. Приведенные в них диаграммы часто схематичны, построены в разных масштабах, что затрудняет их практическое использование.

Настоящее издание дополнено данными о кинетике превращения, опубликованными после 1963 г. советскими и зарубежными исследователями. Новые материалы помещены во всех четырех разделах книги, но особенно в третьей и четвертой частях. В третьей части более чем в два раза увеличено число термокинетических диаграмм, приведены диаграммы для большинства марок низколегированной строительной стали, получившей широкое применение в промышленности, много диаграмм превращения аустенита в экономнолегированных конструкционных сталях, не содержащих дефицитных легирующих элементов или содержащих их пониженное количество. Включены диаграммы для стали с повышенной обрабатываемостью резанием и сложнолегированной стали, разработанной в последние годы.

Все диаграммы выполнены в едином масштабе со стандартным обозначением структурных составляющих.

Кроме общепринятых диаграмм, построенных в координатах *температура – время*, для основных групп сталей приведены диаграммы превращения аустенита при непрерывном охлаждении в координатах *температура – диаметр заготовки*. В Великобритании они именуются

ся диаграммами ССТ и получили очень широкое распространение в инженерной практике. По нашему мнению, эти диаграммы будут весьма полезны для конструкторов, исследователей и технологов термических цехов при назначении марки стали и режимов термической обработки конкретных деталей.

Наконец, исследованиями последних лет показано, что закалка доэвтектоидных сталей из двухфазной области ($\alpha + \gamma$) обеспечивает высокую пластичность материала. Кинетика превращения аустенита для таких условий нагрева приведена на диаграммах для сталей 05Г2С2, 12МХ и 05Г2МФ.

Все материалы, касающиеся сплавов титана, сосредоточены в четвертой части справочника. К новому материалу здесь относятся краткие сведения об особенностях фазовых превращений в титановых сплавах и влиянии различных факторов на эти превращения. Учитывая широкое использование титановых сплавов в промышленности, число диаграмм для конкретных сплавов существенно увеличено.

Приведенные в справочнике данные в соответствии с ГОСТ 7.54-88 относятся к категории информативных.

Авторы выражают признательность акад. В.Д. Садовскому, профессорам докторам наук Ю.Г. Векслеру, М.И. Гольдштейну, В.С. Лясоцкой, старшим научным сотрудникам канд. техн. наук Э.Л. Колосовой, М.Ф. Евсюкову и Л.Г. Позднякову за ценные советы и помощь, оказанные в подготовке настоящего издания.

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ ОБ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ И ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИХ ДИАГРАММАХ

1.1. МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ КИНЕТИКИ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Как известно, кинетика превращения переохлажденного аустенита изучается либо в изотермических условиях, либо в процессе непрерывного охлаждения с различными скоростями.

1.1.1. Изотермическое превращение аустенита

При изотермическом исследовании образцы изучаемой стали нагревают до любой температуры, превышающей температуру образования аустенита. После соответствующей выдержки при температуре нагрева образцы быстро переохлаждают до определенной субкритической температуры, при которой выдерживают некоторое время для развития превращения. Важно, чтобы во время охлаждения образцов от температуры нагрева до температуры изотермической выдержки не происходило заметного распада аустенита, т.е. охлаждение должно быть достаточно быстрым. Это достигается применением для изотермической выдержки свинцовых или соляных ванн и использованием небольших по размеру образцов, которые охлаждаются по всему сечению равномерно с достаточно большой скоростью. Наблюдать за развитием превращения можно различными методами. Наибольшее распространение получили: структурный, дюрOMETрический (измерение твердости), магнитный и дилатометрический методы исследования.

При проведении исследований структурным или дюрOMETрическим методами образцы обычно изготавливают в виде пластинок толщиной 2 – 3 мм, которые одновременно или последовательно нагревают до температуры аустенитизации, после чего быстро переохлаждают до температуры изотермического исследования, при которой выдерживают различное время, а затем закаливают в воде или масле (рис. 1).

В процессе закалки аустенит, не претерпевший превращения при температуре изотермической выдержки, превращается в мартенсит. Поэтому при последующем микроструктурном исследовании образцов довольно легко определить характер и количество продуктов изотермического превращения. Если во время изотермической выдержки не происходило превращения аустенита, т.е. время выдержки было меньше инкубационного периода при данной температуре,

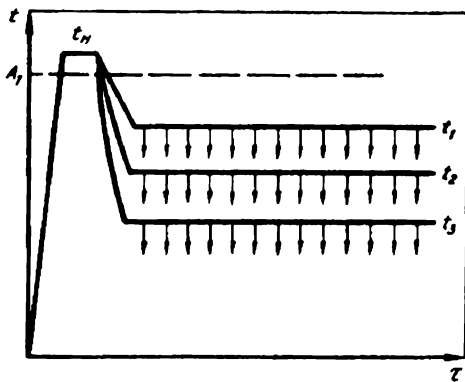


Рис. 1. Схема термической обработки при изучении изотермического превращения аустенита структурным методом:

t_n — температура нагрева; t_1, t_2, t_3 — температуры изотермической выдержки

то структура представляет собой чистый мартенсит с большим или меньшим количеством остаточного аустенита. Если же во время выдержки превращение аустенита развивается частично, то в структуре, наряду с мартенситом, присутствуют продукты изотермического превращения, количество и строение которых отражают степень и характер распада аустенита. Естественно, что в случае полного превращения в течение выдержки мартенсита в структуре содержаться не будет.

На рис. 2 приведены фотографии микроструктур продуктов изотермического превращения аустенита в стали 30ХНМ при температурах 650, 500 и 350 °С. При 650 °С превращение начинается с образования по границам зерен избыточного феррита, количество которого с увеличением длительности выдержки растет и непосредственно около него начинается образование перлита. При достаточно длительной выдержке превращение заканчивается полным распадом аустенита. При температурах 500 и 350 °С продукты превращения имеют характерное игольчатое строение (верхний и нижний бейнит) и выделяются преимущественно по кристаллографическим плоскостям аустенита (а иногда и по границам зерен) как параллельно, так и под определенными углами друг к другу. С увеличением длительности выдержки количество превращенного аустенита нарастает как за счет образования новых игл, так и за счет роста старых. Часто можно наблюдать образование слоистых пакетов ("перистые" структуры), в которых бейнитные иглы разделены плоскостями непревращенного аустенита (нижний ряд рис. 2, средняя фотография).

Таким образом, структурный метод исследования, хотя и не позволяет непрерывно наблюдать за развитием превращения, однако дает возможность определять моменты заметного начала и конца превращения, промежуточные степени распада и фиксировать характер образующихся структур при различных степенях переохлаждения, что весьма важно для теории и практики термической обработки. К сожалению, структурный метод довольно трудоемок и для оценки характера и количества продуктов превращения требует известной квалификации исследователя. Особенно большие затруднения

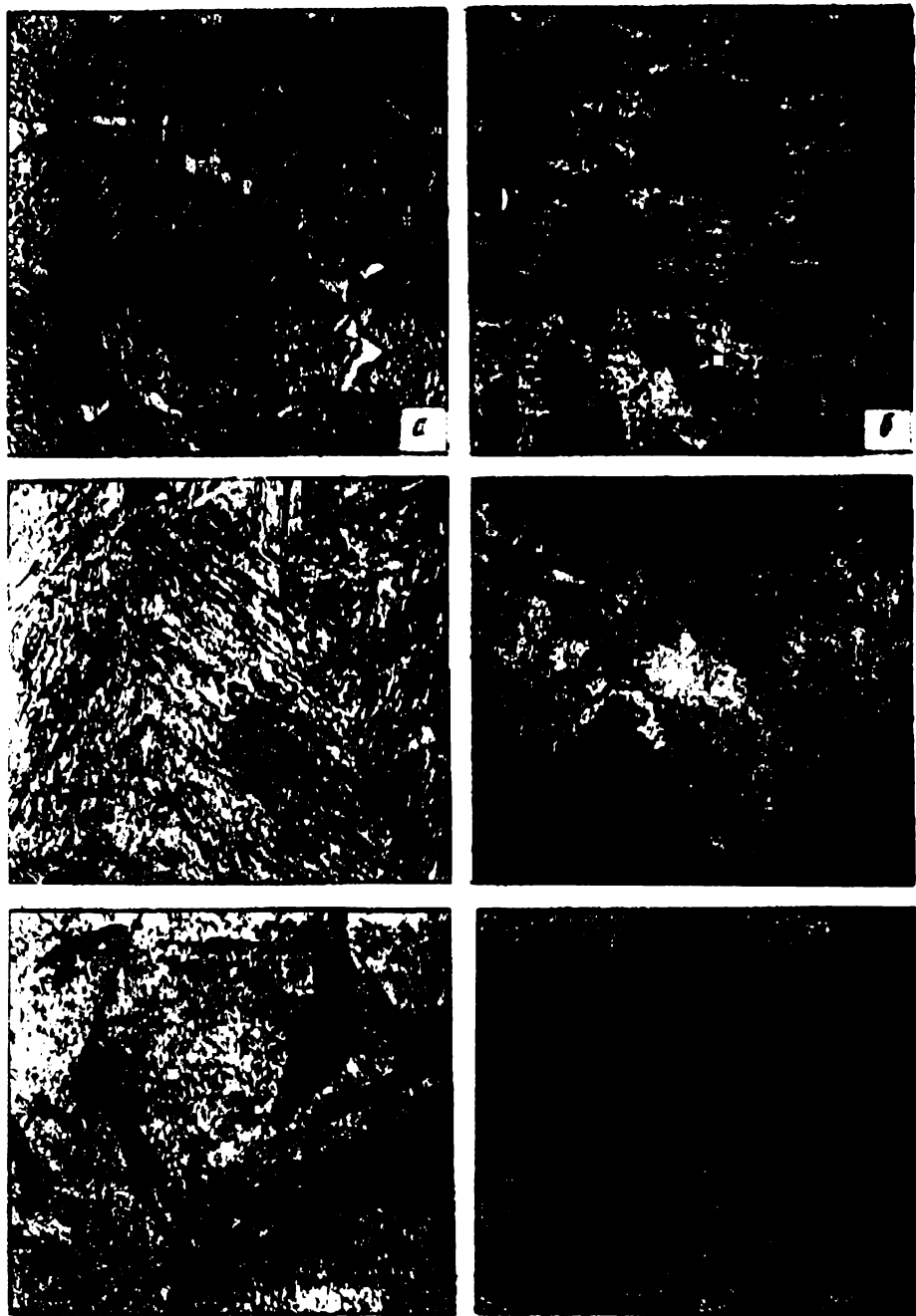
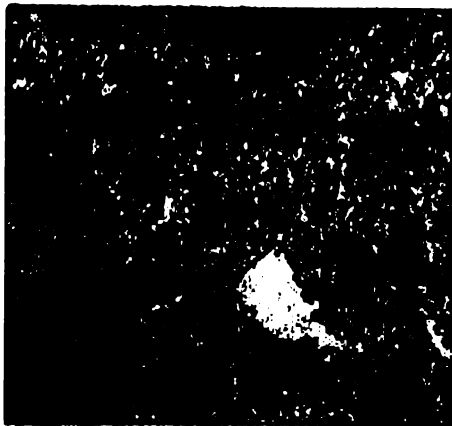
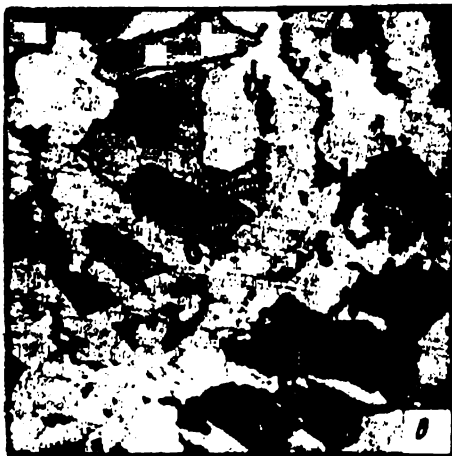


Рис. 2. Структурный метод исследования. Сталь 30ХНМ. Температура нагрева 1100 °С. Изменение структуры во время изотермической выдержки при температурах 650 °С (верхний ряд); 500 °С (средний ряд) и 350 °С (нижний ряд). $\times 600$



Продолжение рис. 2

возникают при изучении превращения аустенита в районе низких температур, когда продукты превращения сильно напоминают обычный мартенсит, с которым они имеют много общего.

При дюрOMETрическом методе исследования на образцах, обработанных таким же образом, как и при структурном методе, измеряют твердость. Так как твердость продуктов превращения в большей или меньшей степени отличается от твердости мартенсита, по характеру изменения твердости образцов в зависимости от длительности изотермической выдержки обычно удается наметить моменты начала и конца распада аустенита и оценить количество образовавшихся продуктов (рис. 3). Конечно, такие определения весьма ориентировочны, так как присутствие наряду с мартенситом небольшого количества более мягких продуктов превращения, точно так же, как и присутствие небольшого количества мартенсита в продуктах изотермического превращения, мало отражается на изменении твердости стали. Поэтому при дюрOMETрическом методе исследования величина инкубационного периода получается обычно больше, а время полного распада аустенита, наоборот, меньше, чем при других методах исследования. Особенно большая неточность этого метода наблюдается в тех случаях, когда твердость продуктов изотермического

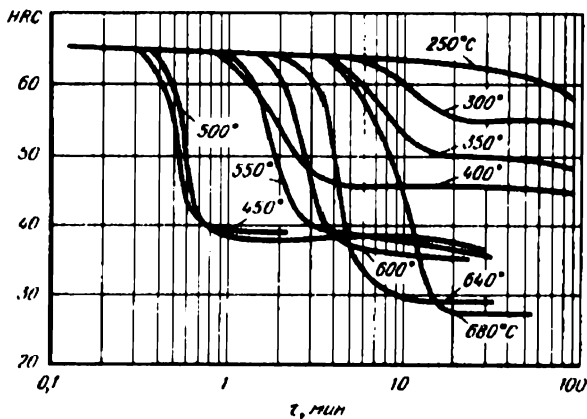


Рис. 3. Результаты дилатометрического исследования превращения аустенита в стали с 0,95 % С и 0,54 % Мн. Температура нагрева 950 °С

превращения близка к твердости мартенсита, что соответствует распаду аустенита при температурах, близких к мартенситной точке. В итоге дилатометрический метод имеет довольно ограниченное применение и обычно используется как дополнение к другим методам.

При дилатометрическом и магнитометрическом методах исследования применяют специальные образцы небольшого сечения (обычно цилиндрики диаметром 3 – 4 мм и длиной 30 – 50 мм). Эти образцы после нагрева и охлаждения до заданной температуры изотермического превращения помещают в печь дилатометра или магнитометра, нагретую до температуры изотермической выдержки, и выдерживают там в течение заданного времени. О развитии превращения во время выдержки судят по изменению либо длины образца, либо его магнитных свойств

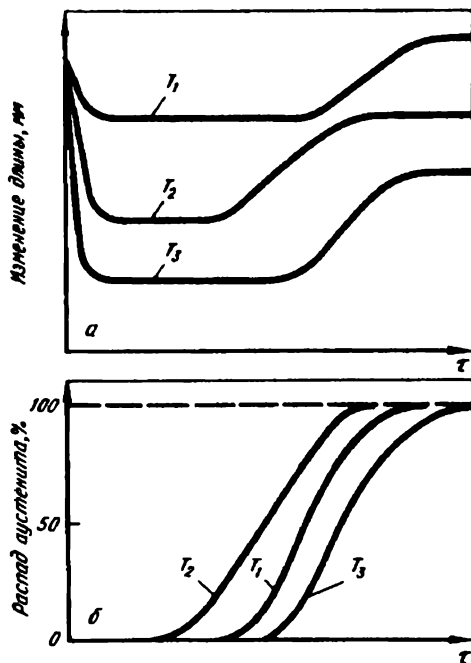


Рис. 4. Результаты магнитометрического исследования изотермического превращения аустенита при различных температурах (а) и те же данные, пересчитанные на объемный процент превращения (б)

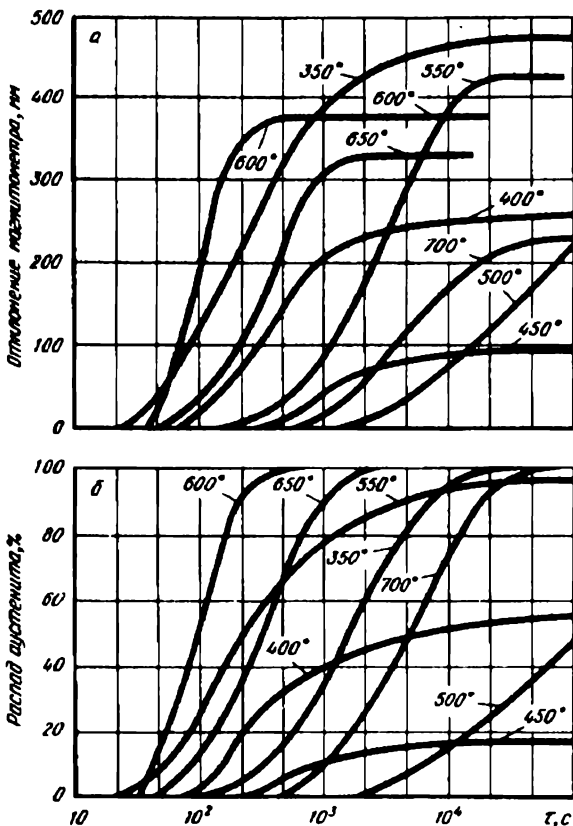


Рис. 5. Результаты dilatометрического исследования кинетики изотермического превращения аустенита при температурах t_1, t_2, t_3 (а) и те же данные, пересчитанные на объемный процент превращения (б)

(рис. 4 и 5). В дальнейшем эти характеристики могут быть пересчитаны на объемный процент превращения, для чего достаточно знать величину изменения длины или намагниченности насыщения при данной температуре в случае 100 %-ного превращения¹.

Достоинство dilatометрического и магнитометрического методов исследования – возможность непрерывного наблюдения за процессом превращения и оценки полноты превращения на всех этапах изотермической выдержки. Однако при применении этих методов исследования не удается разграничить процессы образования избыточного феррита или карбидов и процессы образования феррито-

* К сожалению, выбор указанного эталона для 100 %-ного превращения имеет условный характер.

карбидной смеси. Более того, часто не удается разграничить диффузионное, промежуточное и бездиффузионное превращение. Поэтому использование этих методов ограничивает наши представления о закономерностях распада переохлажденного аустенита только кинетикой его превращения. Кроме того, в ряде случаев превращение аустенита может развиваться без заметного или существенного изменения длины или намагниченности насыщения образца, и тогда указанные методы неэффективны и недостаточно чувствительны для регистрации развития превращения.

Например, при образовании карбидов из переохлажденного аустенита объемный эффект невелик, а ферромагнитные свойства совершенно не изменяются. Поэтому для наблюдения за развитием карбидообразования ни dilatометрический, ни обычный магнитометрический метод не пригоден. Аналогично в случае развития превращения при температурах выше точки Кюри образование α -твердого раствора и феррито-карбидной смеси обычными установками не улавливается. Более того, если превращение развивается при температурах, близ-

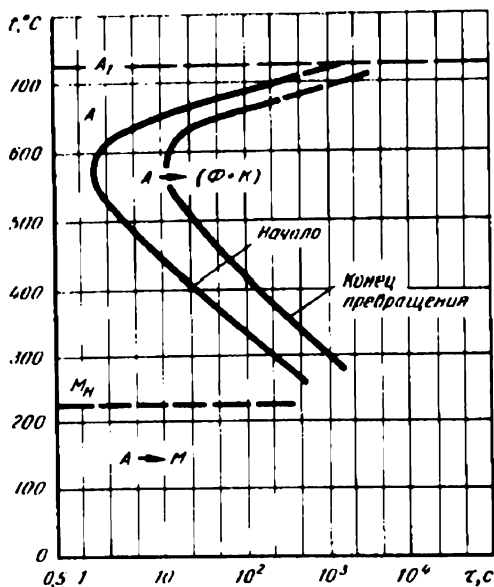
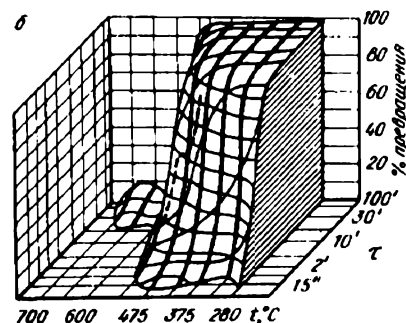
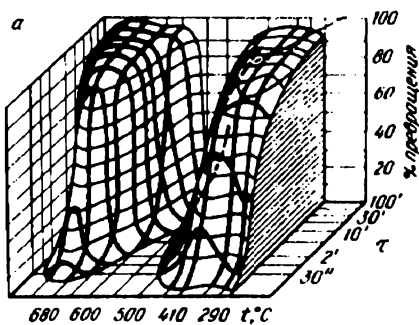


Рис. 6. Объемные диаграммы кинетики изотермического превращения аустенита: а — сталь с 0,4 % С и 1,91 % Cr; б — сталь с 0,4 % С и 0,92 % Мо

Рис. 7. Диаграмма изотермического превращения аустенита в стали У8Г

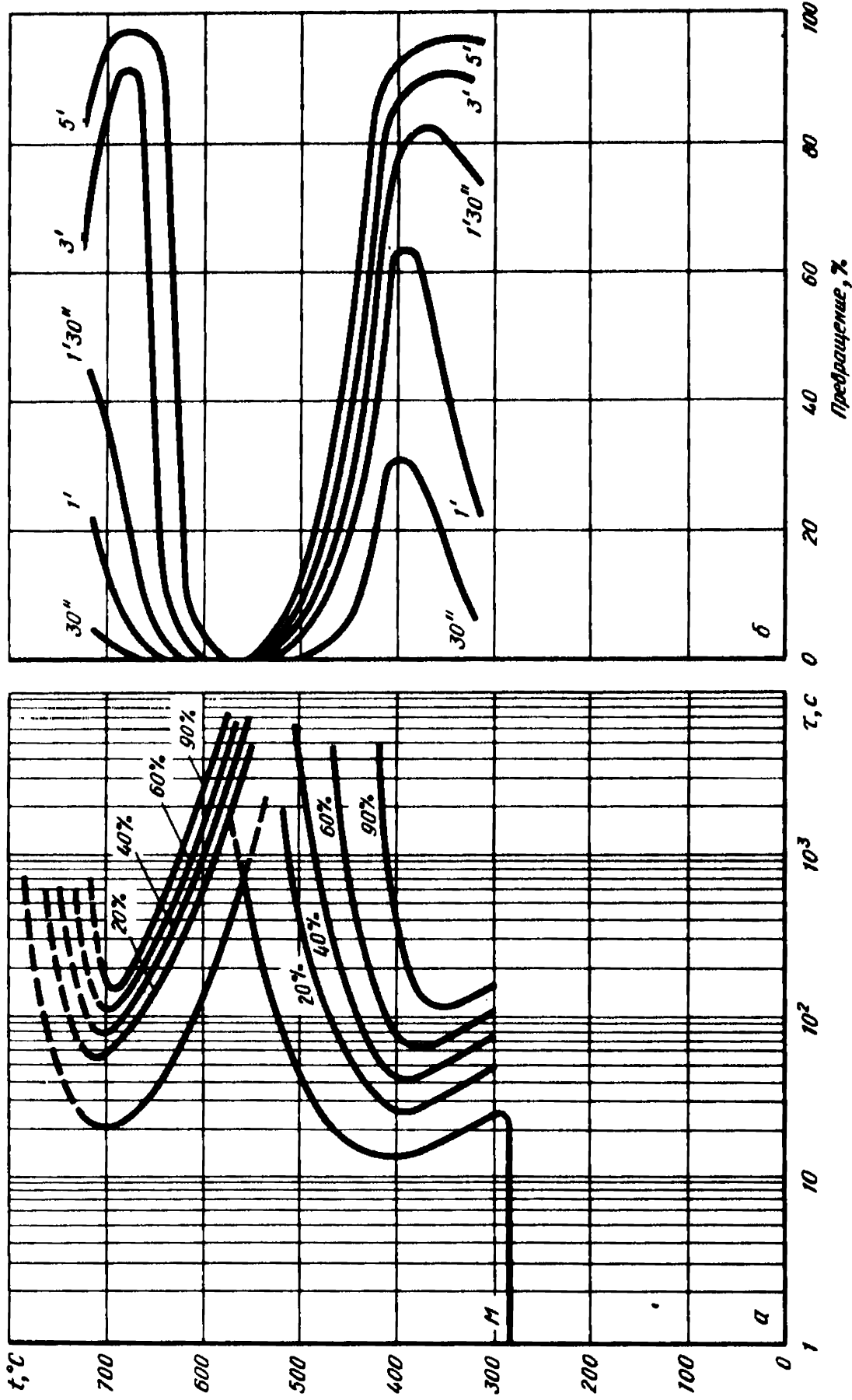
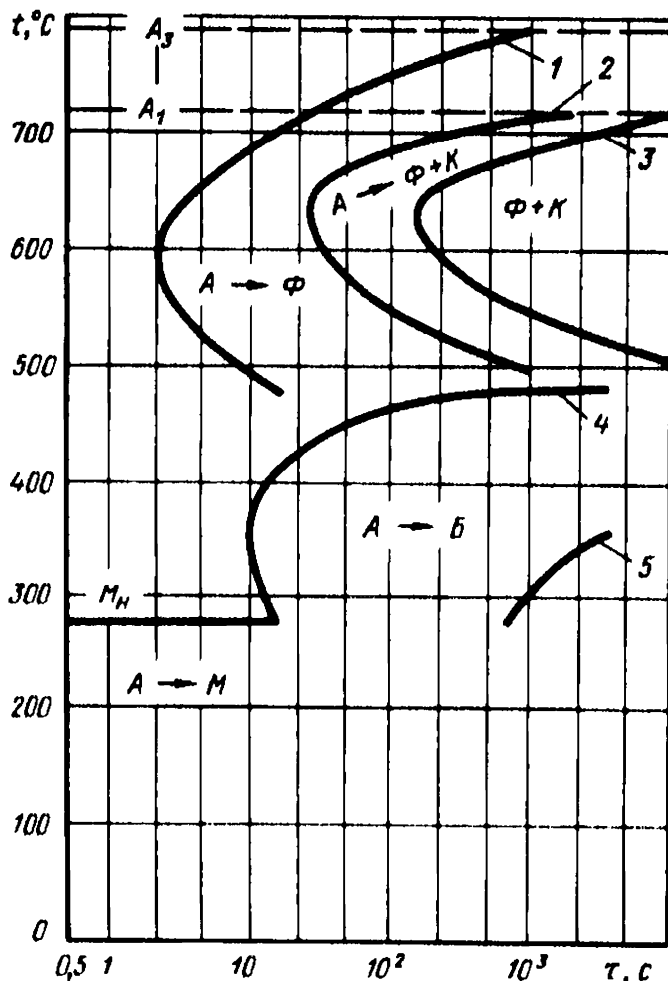


Рис. 8. Диаграммы кинетики изотермического превращения аустенита в стали с 0,4 % С и 1,91 % Si, построенные в координатах:
 а — температура — изотермическая выдержка; б — температура — процент превращения

Рис. 9. Диаграмма изотермического превращения аустенита доэвтектоидной легированной стали, построенная структурным методом:

1 — начало образования феррита; 2 — начало образования феррито-карбидной смеси; 3 — конец образования феррито-карбидной смеси; 4 — начало образования бейнита; 5 — конец превращения



ких к точке Кюри α -твердого раствора, но ниже ее, то образующиеся продукты превращения (феррит, феррито-карбидная смесь) обладают намагниченностью насыщения, поэтому при использовании магнитометрического метода точность измерений будет невелика.

Все это обуславливает важность правильного выбора методики исследования, а также учета методики при анализе данных.

Результаты исследования обычно изображают в виде сводных диаграмм кинетики изотермического превращения. Наиболее полно отражают кинетику превращения объемные диаграммы, построенные в координатах температура превращения — длительность изотермической выдержки — процент превращения (рис. 6). Построение таких диаграмм довольно сложно, и поэтому обычно строят плоские диаграммы в координатах температура превращения — длительность изотермической выдержки. При этом длительность изотермической выдержки приводят в логарифмической системе координат.

На диаграммах наносят линии начала и конца превращения аустенита (рис. 7), а иногда, помимо двух основных линий, строят кривые для промежуточного процента превращения, например, 10, 25, 50, 75 % (рис. 8, а). При построении структурным методом на диаграммах появляются отдельные линии, соответствующие началу образования избыточных составляющих феррита или карбида и начала и конца образования феррито-карбидной смеси (рис. 9).

Наконец, в отдельных случаях экспериментальные результаты изображают в координатах температура превращения — процент рас-

пада аустенита (рис. 8, б). В этих координатах строят кривые, соответствующие полноте превращения за определенные отрезки времени. Такие диаграммы очень удобны в тех случаях, когда необходимо сравнить кинетику распада переохлажденного аустенита в различных сталях. Однако для практического использования эти диаграммы мало пригодны, и потому они не имеют широкого распространения.

1.1.2. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении

Процессы превращения аустенита при непрерывном охлаждении имеют большое практическое значение, так как при выполнении основных операций термической обработки, таких, как закалка, отжиг или нормализация, распад переохлажденного аустенита происходит, как правило, не в изотермических условиях, а при непрерывном изменении температуры. Даже при изотермической закалке или изотермическом отжиге превращение аустенита возможно в ряде случаев не только при изотермической выдержке, но и в процессе охлаждения до той или иной температуры.

В результате широкого применения изотермического метода исследования были изучены сущность и кинетика процессов, происходящих в различных температурных зонах, и составлена общая схема закономерностей распада переохлажденного аустенита. Полученный теоретический и фактический материал позволил по-новому подойти к толкованию процессов, происходящих при непрерывном охлаждении, и внести тем самым необходимые уточнения в ранее разработанные схемы.

Характер превращения аустенита в процессе непрерывного охлаждения оценивают по результатам прямых экспериментов и различными расчетными методами. Экспериментальные исследования обычно проводят с использованием термического, микроструктурного, дилатометрического или магнитометрического методов.

При исследовании термическим методом измеряют температуру образцов в процессе их охлаждения с заданной скоростью после нагрева до аустенитного состояния. По перегибам на термических кривых (обычных или дифференциальных) судят о развитии превращения в процессе охлаждения. При этом точно определить моменты начала и конца превращения не удается, поэтому регистрируют только интервал температур наиболее быстрого превращения. В связи с этим термический метод исследования обычно дополняют дилатометрическим или магнитометрическим.

В принципе термический метод исследования можно применять при изучении быстро и медленно протекающих превращений, одна-

ко лучшие результаты получаются в последнем случае, когда скорость охлаждения образцов относительно невелика.

При использовании структурного метода после аустенитизации по заданному режиму охлаждают не один, а несколько образцов. По достижении определенных, последовательно понижающихся температур образцы закаливают в воде или в масле (рис. 10). Последующее микроструктурное исследование, как и в случае изотермического метода, позволяет с известной точностью установить на отдельных образцах моменты начала и конца превращения, а также промежуточные проценты распада. Изучение структур позволяет также определить характер образующихся продуктов превращения, что невозможно при использовании физических методов исследования.

Недостатком микроструктурного метода является необходимость проведения трудоемких экспериментов с использованием большого количества образцов. Кроме того, этот метод можно применять при изучении превращения в условиях относительно небольших скоростей охлаждения. При больших скоростях не удастся проводить охлаждение по заданному режиму и прерывать его закалкой при определенных температурах. Поэтому он рекомендуется только для сталей с относительно большой устойчивостью аустенита.

При магнитометрических или дилатометрических исследованиях образец после нагрева до температуры аустенитизации охлаждают с заданной скоростью в магнитометре или дилатометре и по показаниям приборов судят о развитии превращения. При наличии эталона для 100 % распада аустенита данные таких исследований могут быть пересчитаны на процент превращения.

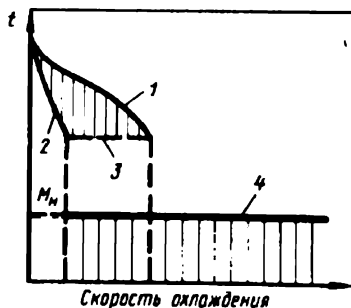
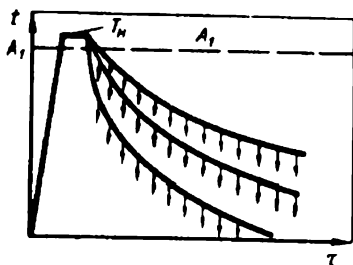


Рис. 10. Схема термической обработки образцов при изучении превращения аустенита в процессе непрерывного охлаждения структурным методом

Рис. 11. Схема влияния скорости охлаждения на температуры и характер превращения аустенита:

1 — начало превращения; 2 — конец превращения; 3 — приостановка превращения; 4 — начало мартенситного превращения

Результаты изучения закономерностей распада переохлажденного аустенита в процессе непрерывного охлаждения обычно обобщают в виде сводных диаграмм, построенных либо в координатах температура превращения – время, либо в координатах температура превращения – скорость охлаждения. В последнем случае получается наглядная зависимость влияния скорости охлаждения на температуру превращения (рис. 11). Трудности исследования заключаются в том, что в процессе охлаждения скорость изменения температуры в различных температурных зонах обычно не остается постоянной, а меняется по какому-то закону. Поэтому для построения указанных диаграмм приходится либо рассчитывать среднюю скорость охлаждения, либо принимать скорость охлаждения при какой-то определенной температуре, например при 720 °С.

При построении диаграмм в координатах температура превращения – время на диаграмму наносят кривые охлаждения исследуемых образцов. На этих кривых отмечают либо интервалы, в которых развивается превращение (рис. 12, а), либо температуры, соответствующие моментам заметного начала и конца превращения (рис. 12, б), либо, наконец, температуры, соответствующие различным промежуточным процентам распада (рис. 12, в).

Эти диаграммы, получившие название термокинетических кривых, хотя и менее наглядны, чем предыдущие, однако показывают развитие превращения при охлаждении с любыми, даже переменными скоростями. Они удобны для практического использования, так как путем нанесения реальных кривых охлаждения позволяют определить примерные температуры, а иногда и характер развития превращения при реальных режимах термической обработки. Поэтому большинство экспериментальных данных по изучению распада пере-

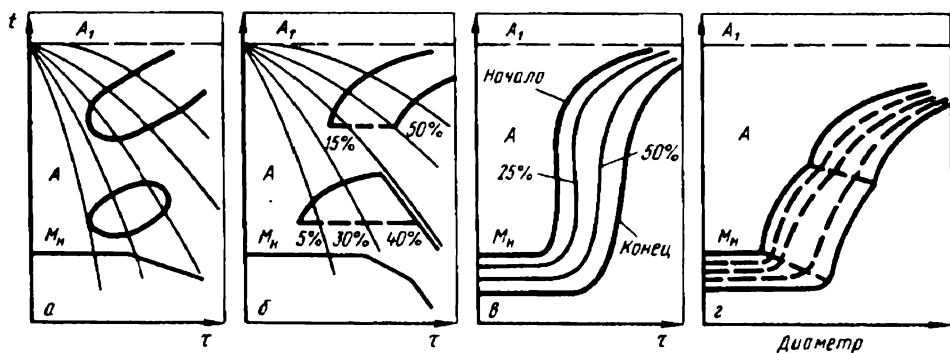


Рис. 12. Различные методы построения термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита

охлажденного аустенита при непрерывном охлаждении оформляется в виде термокинетических кривых.

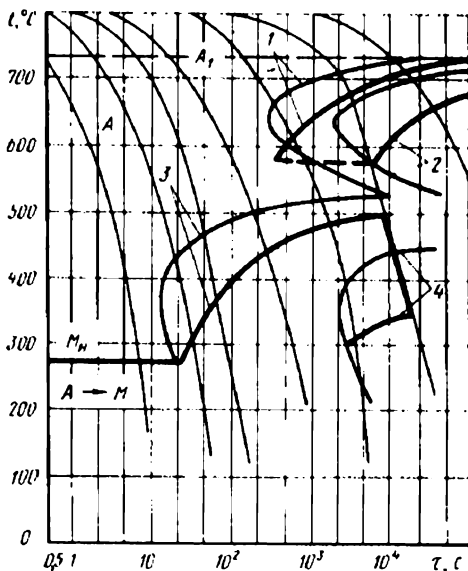
За рубежом некоторые исследователи строят диаграммы кинетики превращения аустенита при непрерывном охлаждении в координатах температура – диаметр обрабатываемой заготовки (рис. 12, з). Такие диаграммы подробно описаны ниже.

Если при построении термокинетических кривых за начало охлаждения принять момент перехода через кинетические точки A_1 или A_3 , то линии на диаграммах будут также показывать продолжительность пребывания стали в субкритическом интервале при непрерывном охлаждении, обеспечивающую получение определенного процента распада переохлажденного аустенита. Напомним, что изотермические диаграммы обычно строятся в тех же координатах и показывают длительность изотермической выдержки при субкритических температурах, необходимой для получения той или иной степени распада. Поэтому удастся наглядно сопоставить кинетику превращения в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении. Как видно из рис. 13, соответствующие линии на термокинетических диаграммах располагаются правее и ниже аналогичных линий изотермической диаграммы. Это свидетельствует о том, что для одинакового развития превращения при непрерывном охлаждении требуется больше времени, чем в случае изотермического распада переохлажденного аустенита.

Применение расчетных методов [11, 12] позволяет по данным изотермических исследований судить о кинетике и температурных интервалах распада аустенита в процессе его охлаждения с той или иной скоростью. Не останавливаясь на описании этих методов, которых разработано очень много, отметим только, что все они основа-

Рис. 13. Сравнение диаграммы изотермического превращения аустенита (тонкие линии) и диаграммы превращения при непрерывном охлаждении (утолщенные линии):

1, 2 – начало и конец образования феррито-карбидной смеси, соответственно;
3, 4 – начало и конец бейнитного (промежуточного) превращения



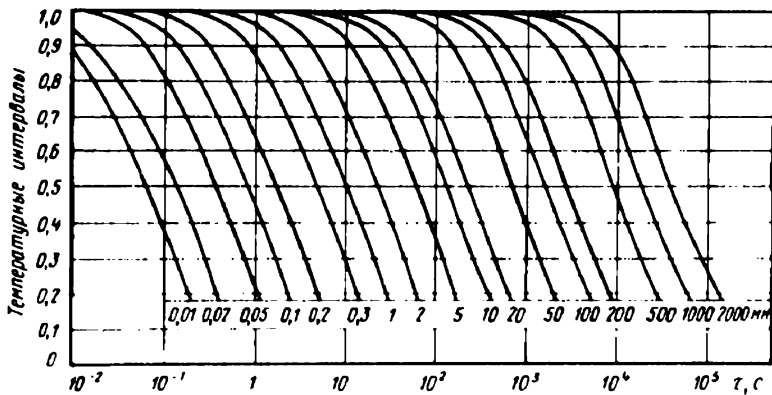


Рис. 14. Унифицированные кривые охлаждения на воздухе центра заготовок различного размера (цифры у кривых — диаметр, мм) [2]

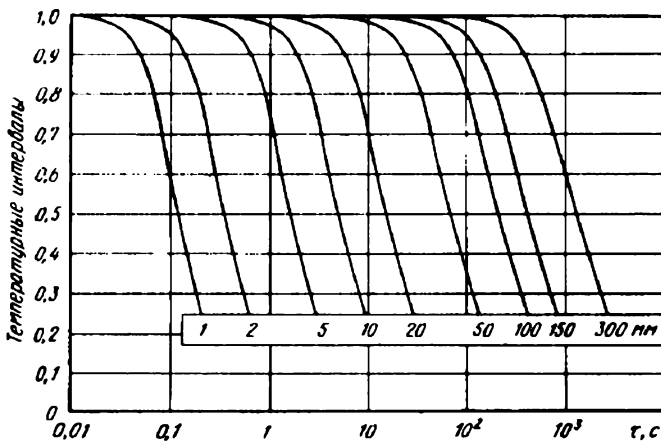


Рис. 15. Унифицированные кривые охлаждения в масле центра заготовок различного размера (цифры у кривых — диаметр, мм) [2]

ны на ряде предположений и допущений и не учитывают многих особенностей распада аустенита при непрерывном охлаждении. Однако они дают общее довольно правильное представление о протекании превращения в процессе непрерывного охлаждения и о влиянии на него скорости охлаждения. Получаемые при расчетах количественные данные, особенно при оценке промежуточных процентов превращения, нуждаются в дополнительной экспериментальной проверке и уточнении в каждом конкретном случае.

Примером одновременного использования расчета и эксперимен-

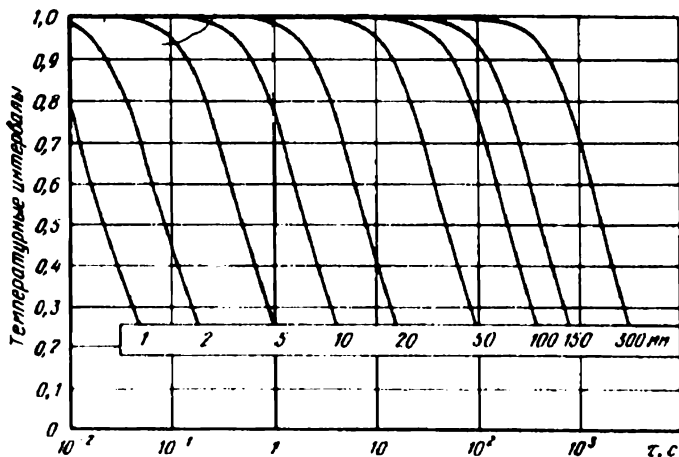


Рис. 16. Унифицированные кривые охлаждения в воде центра заготовок различного диаметра (цифры у кривых – диаметр, мм) [2]

та могут служить диаграммы CCT (Continuous Cooling Transformation) [2]. За основу, как и в других расчетных методах, приняты данные изотермических диаграмм, но они дополнены результатами обширных дилатометрических исследований с выборочным контролем микроструктур.

Предварительно были записаны кривые охлаждения в трех точках поперечного сечения заготовок разного диаметра (центр; $0,5R$ и $0,8R$) при охлаждении аустенита на воздухе, в масле и в воде. По результатам статистической обработки полученных данных построены унифицированные кривые охлаждения центра заготовок, приведенные на рис. 14 – 16, причем по оси ординат даны не абсолютные значения температур, а температурные интервалы всего цикла охлаждения: за единицу принята температура нагрева, за ноль – комнатная температура (20°C).

Данные о реальных скоростях охлаждения были использованы при дилатометрических исследованиях, выполненных на специально созданных установках, снабженных устройством для линейного программированного охлаждения с автоматическими выключателями и высокочувствительным дилатометром. Режимы охлаждения образцов в дилатометре были такими же, как в реальных заготовках.

Диаграммы CCT описывают температурные интервалы превращения аустенита в центре заготовок различного сечения. На оси абсцисс имеется три шкалы: верхняя шкала относится к заготовкам диаметром от 0,1 до 2500 мм, охлаждение которых от температуры аустени-

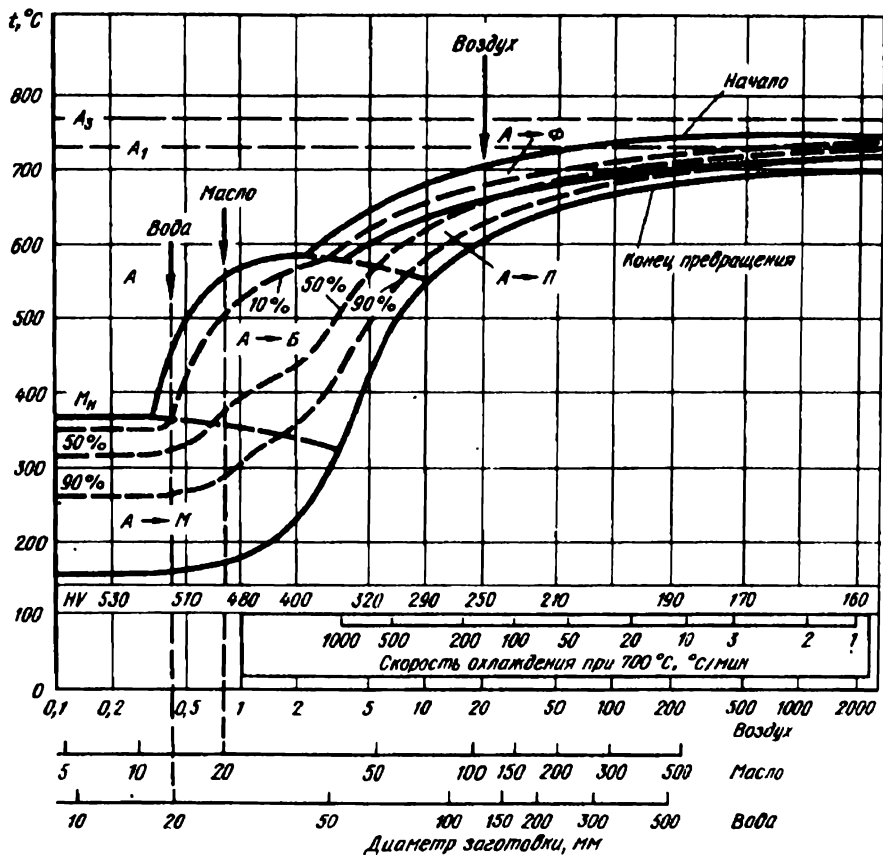


Рис. 17. Диаграмма превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали 35Г2М в координатах температура — диаметр заготовки (диаграмма CCT)

тизации производилось на воздухе. Эти данные были основными критериями для оценки развития превращения при построении диаграмм. Вторая и третья шкалы относятся к охлаждению заготовок сечением до 500 мм в масле или в воде.

На рис. 17 приведена типичная диаграмма CCT для среднеуглеродистой конструкционной стали марки 35Г2М, а в табл. 1 показано, какие структурные составляющие можно получить в центре заготовок из этой стали в зависимости от размера их сечения и охлаждающей среды.

Температурные интервалы превращения и последовательность образования структурных составляющих читаются по вертикали диаграммы. Например, для вала диаметром 20 мм при охлаждении на воздухе превращение аустенита начнется при 705 °C с выделения избы-

Таблица 1. Структурные составляющие в центре сечения заготовок из стали 35Г2М после охлаждения аустенита в различных средах (температура нагрева постоянна)

Структурные составляющие в центре сечения	Диаметры заготовок, мм, при охлаждении		
	на воздухе	в масле	в воде
Мартенсит	< 0,35	До 12	До 18
Бейнит и мартенсит	0,35 – 2,2	12 + 35	18 + 45
Феррит, перлит и бейнит	2,2 + 10	35 + 65	45 + 80
Феррит и перлит	> 10	> 65	> 80

точного феррита и будет прогрессировать до 660 °С (количество феррита к этому моменту составит (~ 50 %). При дальнейшем охлаждении ниже 660 °С аустенит будет превращаться в перлит и при температуре 600 °С превращение закончится.

Если этот же вал охлаждать в масле, то при 560 °С начнется образование бейнита, а при 360 °С оставшийся аустенит начнет превращаться в мартенсит. Весь процесс закончится при 180 °С. Аналогично, при закалке этого вала в воде, при 450 °С из аустенита образуется бейнит (около 10 %), а затем мартенсит. На рис. 17 это показано вертикальными стрелками.

Как уже отмечалось, диаграммы ССТ описывают превращение аустенита в центре круглых заготовок, однако по ним можно получить информацию и о развитии превращения в любой точке поперечного сечения заготовок произвольной формы, используя понятие "эквивалентного" диаметра. В Великобритании методика расчета и значения эквивалентного диаметра оговорены стандартом.

Основной принцип пересчета сводится к следующему: при охлаждении стали из аустенитного состояния с одинаковой скоростью в выбранном интервале температур получаются однотипные структуры и свойства вне зависимости от размера обрабатываемых заготовок и охлаждающей среды, т.е. подобие скоростей охлаждения обеспечивает подобие структур.

Диаграммы ССТ не учитывают влияния изменения состава аустенита за счет выделения избыточного феррита или карбидов на его последующее превращение и не могут претендовать на очень большую точность¹, однако они принципиально правильно описывают

¹ Это отмечает и сам автор. Особенно существенная неточность получается в тех случаях, когда линия конца превращения в бейнитной области идет практически вертикально.

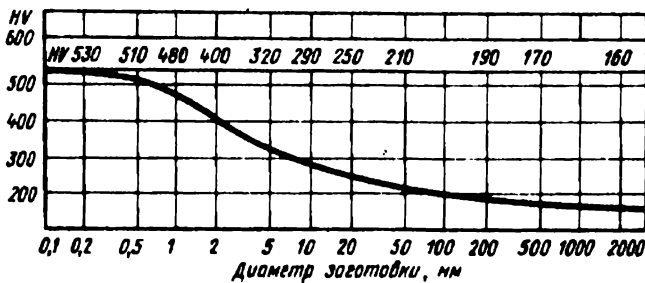


Рис. 18. Кривая изменения твердости в центре заготовок различного диаметра после нагрева до аустенитного состояния и полного охлаждения

характер превращения аустенита в различных по составу сталях и безусловно помогут технологам, исследователям и конструкторам в выборе марки стали для конкретных деталей и назначении режимов закалки, отжига и нормализации. По этим диаграммам очень легко определить значения критических диаметров при закалке в воде или масле, решать вопросы прокаливаемости.

В данном Справочнике диаграммы ССТ приводятся одновременно с обычными термокинетическими и изотермическими диаграммами, причем для каждой группы сталей выбрано 2 – 3 диаграммы ССТ. На рис. 17, кроме основных линий начала и конца превращения, имеются также линии, соответствующие 10 и 90 % превращения. Данные для определения положения этих линий, вероятно, получены расчетом по многочисленным формулам [2, 13], которые предполагают линейную зависимость температур начала и нарастания процента превращения от химического состава стали и, следовательно, являются только ориентировочными. Из-за большого количества линий на диаграммах уменьшается их четкость, поэтому в Справочнике линии для 10 и 90 % превращения опущены.

В нижней части диаграмм приведены значения твердости, снятые с кривых твердость – диаметр заготовки (рис. 18). Исходное состояние материала при построении диаграмм ССТ – прокат или отожженная сталь.

1.2. ОСНОВНЫЕ РАЗНОВИДНОСТИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ И ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИХ ДИАГРАММ

Как известно, превращение аустенита при охлаждении может развиваться различными путями с образованием характерных структурных составляющих. При этом возможны три типа превращений¹:

¹ В литературе встречаются различные термины для указанных превращений. Так, перлитное превращение называют эвтектоидным, диффузионным превращением, распадом на феррито-карбидную смесь (ФКС), превращением по I ступени. Промежуточное превращение – бейнитным, превращением по II ступени.

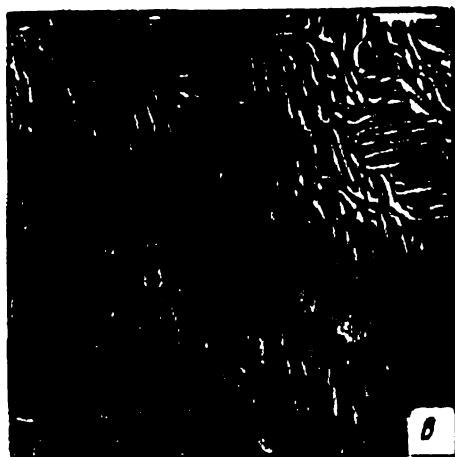
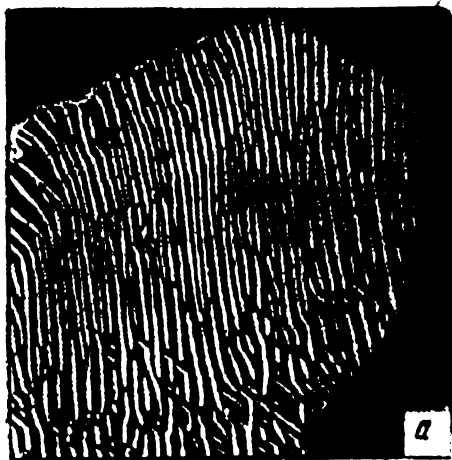
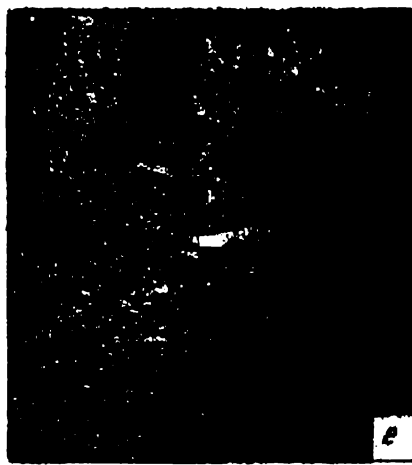
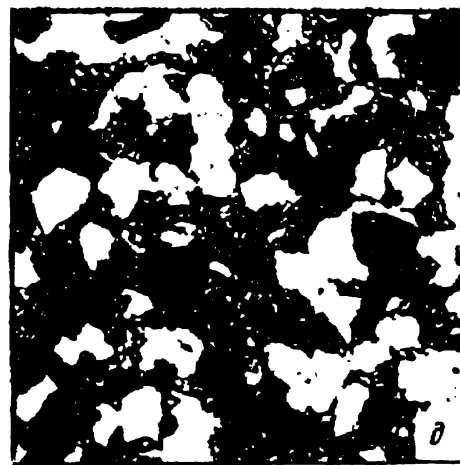
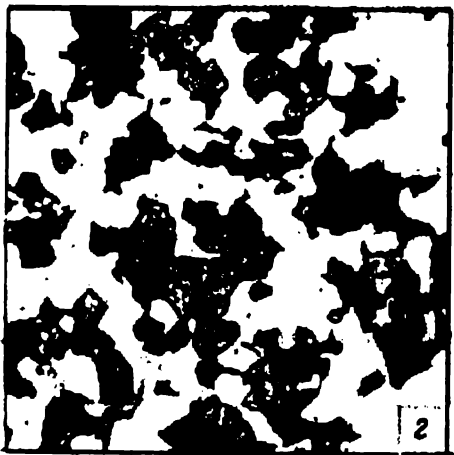
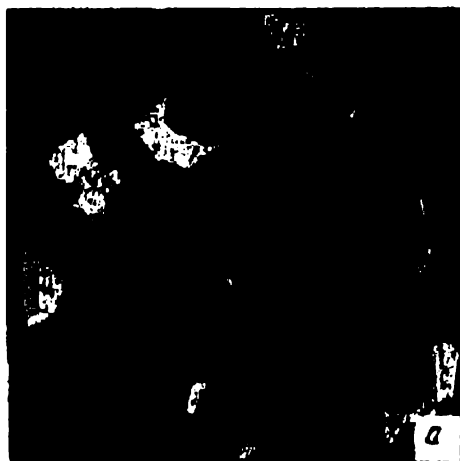


Рис. 19. Строение феррито-карбидной смеси в эвтектидной углеродистой стали при температурах изотермического превращения 750 °С (а, $\times 3000$), 650 °С (б, $\times 5000$) и 600 °С (в, $\times 7500$). ПЭМ [59]

перлитное, промежуточное и мартенситное. В основе этих превращений лежит полиморфный $\gamma \rightarrow \alpha$ переход, который по своему механизму всегда сдвиговой. В зависимости от типа превращения кинетику процесса либо может контролировать диффузия (перлитное превращение), или сдвиг (мартенситное превращение), либо превращение может носить черты как диффузионного, так и бездиффузионного (промежуточное превращение).

При перлитном превращении образуются избыточные фазы – феррит или карбиды и феррито-карбидная смесь различной степени дисперсности. В зависимости от степени дисперсности феррито-карбидную смесь часто называют перлитом, сорбитом или трооститом (рис. 19). При перлитном распаде аустенита принципиально возможно и образование графита с феррито-карбидной смесью, однако в подавляю-



щем большинстве случаев последние процессы протекают крайне медленно и их часто просто не учитывают.

Необходимо отметить, что образующийся при перлитном превращении феррит нередко оказывается пересыщенным и в процессе изотермической выдержки может распадаться с образованием различных структур. На рис. 20 приведены микрофотографии структур, иллюстрирующих два таких случая.

В среднеуглеродистых сталях типа 35В, 35М, 45ВЗ изотермическое превращение аустенита при температурах 750 и 700 °С начинается с образования обычного светлого феррита. Однако в процессе выдержки внутри ферритных участков появляется много точечных выделений графита (рис. 20, а и б). В результате полного превращения аустенита при указанных температурах образуется феррито-графитная смесь (рис. 20, в). При более низких температурах распада – 650 и 600 °С превращение происходит "нормальным" путем с образованием избыточного феррита и феррито-карбидной смеси.

В сталях с более высоким содержанием вольфрама или молибдена типа 40МЗ, 45М5 и 45В5 "светлый" феррит вообще не образуется. Выделяющиеся из аустенита продукты превращения легко травятся и имеют темный цвет. С увеличением длительности выдержки на фоне этих участков появляются отчетливо видные светлые зерна карбидов. Превращение заканчивается образованием по всему полю шлифа зернистой структуры (рис. 20, г, д, е).

Как показали результаты электронномикроскопических исследований, кинетика перлитного превращения аустенита в легированных сталях может быть очень сложной [14, 15]. Даже в низкоуглеродистых (менее 0,2 % С) сталях, легированных сильными карбидообразующими элементами (Cr, Mo, V, Nb, Zr), на первых этапах превращения возможно выделение из аустенита специальных карбидов. Образующийся вслед за этим феррит оказывается пересыщенным, и во время выдержки из него выделяется новая порция карбидов, а аустенит по эвтектоидной реакции превращается в феррито-карбидную смесь, причем феррит эвтектоида также может быть пересыщенным. Такая последовательность перлитного превращения установлена на сталях 20ХЗ, 20ГБ, 20Г2М и схематически показана для доэвтектоидной и эвтектоидной стали на рис. 21 по данным [16].

Характерно, что карбиды, выделившиеся на разных стадиях превращения, отличаются по форме и местоположению. Выделившиеся

Рис. 20. Структура продуктов изотермического превращения аустенита при температуре 750 °С в сталях 35В (верхний ряд) и 45М5 (нижний ряд). Образующийся из аустенита пересыщенный феррит во время выдержки распадается с образованием графита (сталь 35В) или карбидов (сталь 45М5). × 500

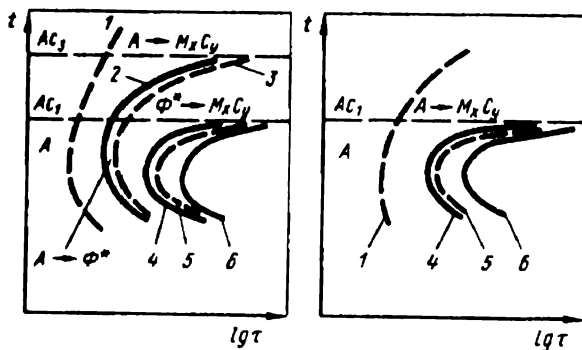


Рис. 21. Последовательность процессов распада переохлажденного аустенита в сталях, легированных карбидообразующими элементами:

a — доэвтектоидная сталь; *б* — эвтектоидная сталь; 1 — начало выделения из аустенита карбидов; 2 — начало образования избыточного феррита; 3 — выделение из пересыщенного феррита карбидов; 4 — начало образования эвтектоида; 5 — выделение из феррита эвтектоида карбидов; 6 — конец превращения (схема) [16]

из переохлажденного аустенита карбиды не имеют строго определенной формы (треугольники, квадраты, неправильной формы овалы) и обычно располагаются по границам зерен и дефектам кристаллического строения в объеме аустенитного зерна. Карбиды, выделившиеся из пересыщенного феррита, могут быть непрерывными и прерывистыми. Первые располагаются внутри зерна феррита, вторые — волокнистые (нитевидные) растут от границ зерен перпендикулярно им и располагаются параллельно друг другу (рис. 22, 23) [14, 17, 18]. Структура с волокнистыми карбидами является разновидностью эвтектоида, существенно отличного по своему виду от обычного пластинчатого перлита (рис. 19). Образование волокнистых карбидов M_7C_3 , $M_{23}C_6$ и карбонитрида M_2X в хромомolibденовых сталях наглядно показано в работе [15].

На кинетику перлитного превращения аустенита большое влияние оказывает не только состав аустенита, но и температура нагрева, величина зерна и многие другие факторы. Максимум скорости диффузионного распада аустенита обычно лежит на $75 - 80^\circ\text{C}$ ниже точки A_1 . При более высоких или более низких температурах скорость этого превращения резко уменьшается, и при температурах на $200 - 250^\circ\text{C}$ ниже A_1 она ничтожно мала, и превращение практически не проявляется.

Именно при этих, более низких температурах, когда скорость диффузии легирующих элементов существенно понижена, а атомы углерода обладают еще достаточной подвижностью, становится заметным промежуточное превращение, сочетающее особенности перлитного и мартенситного превращений.

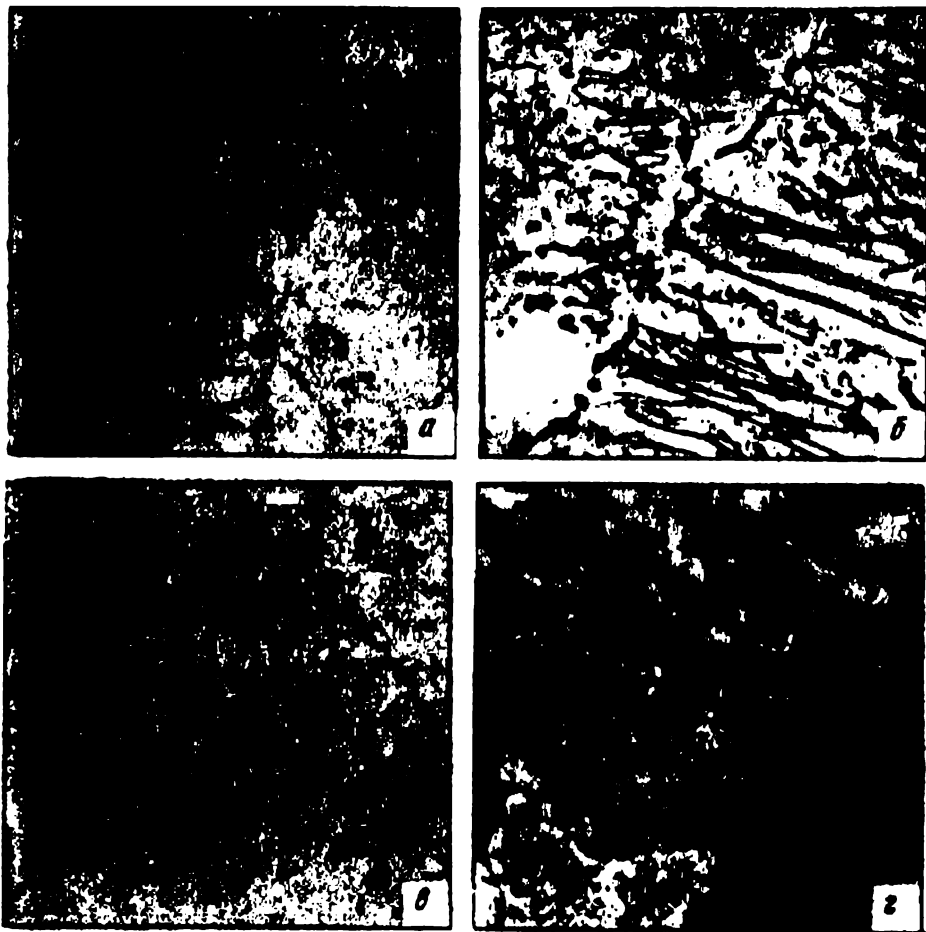


Рис. 22. Образование волокнистых карбидов в стали 20X5 при температуре изотермического превращения 700 °С (а, б) и в стали 20ГМ2 — температура распада 650 °С (в). В результате превращения при 650 °С образуется своеобразный зектоид (г). Электронная микроскопия [14]

При промежуточном превращении происходят диффузионное перераспределение углерода по объему аустенита, бездиффузионный $\gamma \rightarrow \alpha$ переход и карбидообразование [17]. Температурный интервал и кинетика промежуточного превращения зависят в основном от химического состава аустенита. С увеличением содержания углерода и легирующих элементов этот интервал смещается в сторону более низких температур.

Характерной особенностью промежуточного превращения является то, что по достижении определенного процента распада при дан-



Рис. 23. Выделение карбидов из феррита эвтектоида в стали 140ГФ при 700 °С. $\times 60000$ [14]

ной температуре оно приостанавливается, и в структуре остается большее или меньшее количество непревращенного аустенита. Кроме того, под влиянием развития промежуточного превращения изменяется состав непревращенной части аустенита: происходит обогащение его углеродом и, возможно, легирующими элементами, что, вероятно, является следствием перераспределения элементов между непревращенной частью аустенита и продуктами распада. На полированной поверхности образцов при промежуточном превращении появляется микрорельеф, а продукты этого превращения, особенно на первых стадиях своего возникновения, имеют своеобразное игольчатое строение, и потому некоторые исследователи называют их игольчатым трооститом. Наиболее распространенное название продуктов промежуточного превращения – бейнит. Различают верхний, обычно светлый, перистый бейнит (рис. 2, средний ряд и рис. 24) и нижний – темный игольчатой формы, очень похожий по внешнему виду на отпущенный мартенсит (рис. 2, нижний ряд и рис. 25).

При еще более низких температурах переохлаждения аустенита обычно развивается бездиффузионное превращение, приводящее к образованию мартенсита и называемое мартенситным. В отличие от перлитного или промежуточного превращения мартенситное развивается с очень большой скоростью и в обычных по составу сталях не может быть подавлено никакой реально осуществимой скоростью охлаждения. Поэтому при всех скоростях охлаждения мартенситное превращение начинается практически при постоянной температуре, называемой мартенситной точкой, и обозначаемой M_n .

При мартенситном превращении переход аустенита в мартенсит происходит без изменения концентрации углерода и легирующих эле-

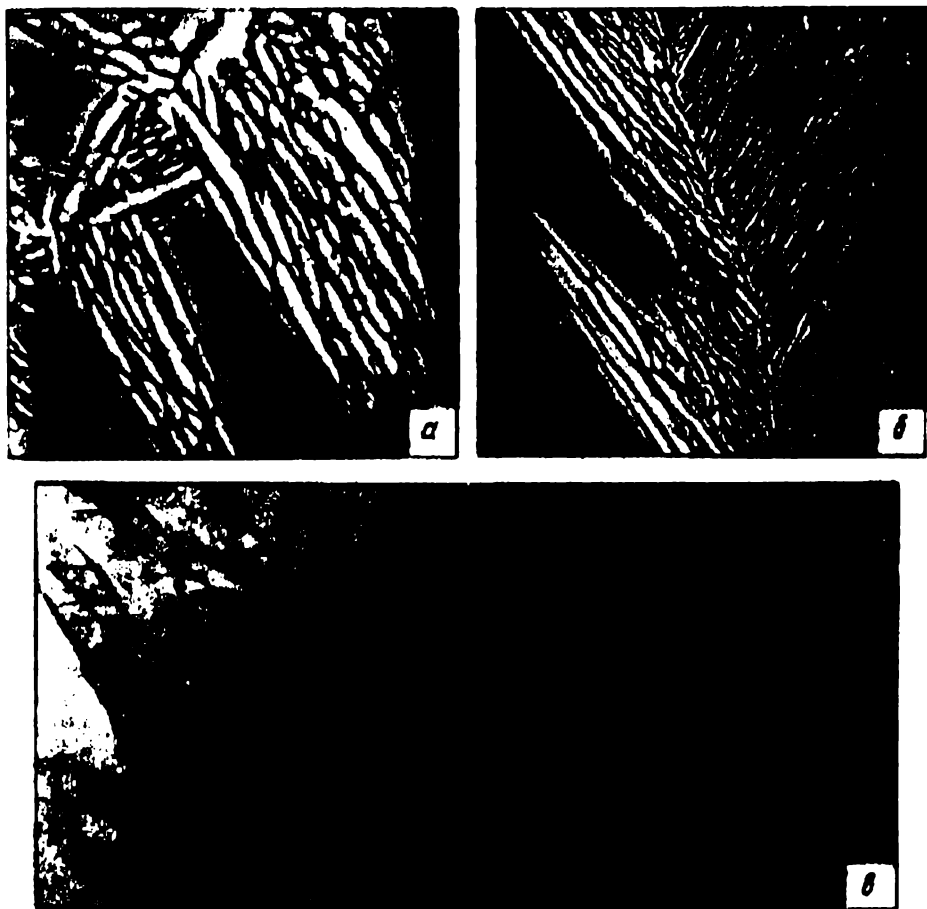


Рис. 24. Строение верхнего бейнита:

а, б — эвтектоидная сталь при температурах 550 и 500 °С соответственно. $\times 5000$; $\times 3000$ [59];
 в — сталь 38ХМЮА. $\times 18000$. Электронная микроскопия [17, с. 100]

ментов. Как и промежуточное превращение, мартенситное не доходит до конца при данной температуре и остается какое-то количество непревращенного аустенита. Чем больше степень переохлаждения аустенита ниже мартенситной точки, тем полнее проходит мартенситное превращение (атермическая кинетика) и тем меньше остается непревращенного аустенита, однако всегда имеется температура, охлаждение ниже которой не приводит к заметному нарастанию процента мартенсита. Эта температура называется мартенситной точкой условного конца превращения и обозначается M_K .

Благодаря исключительно большой скорости и самоторможению

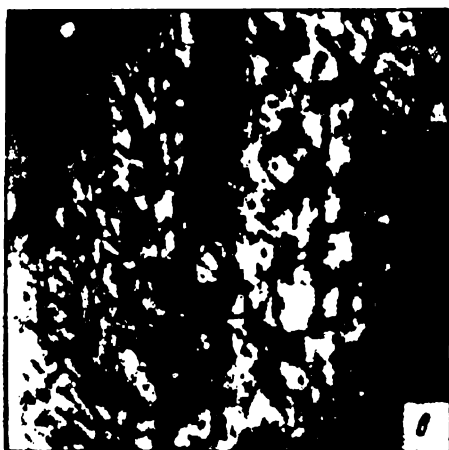
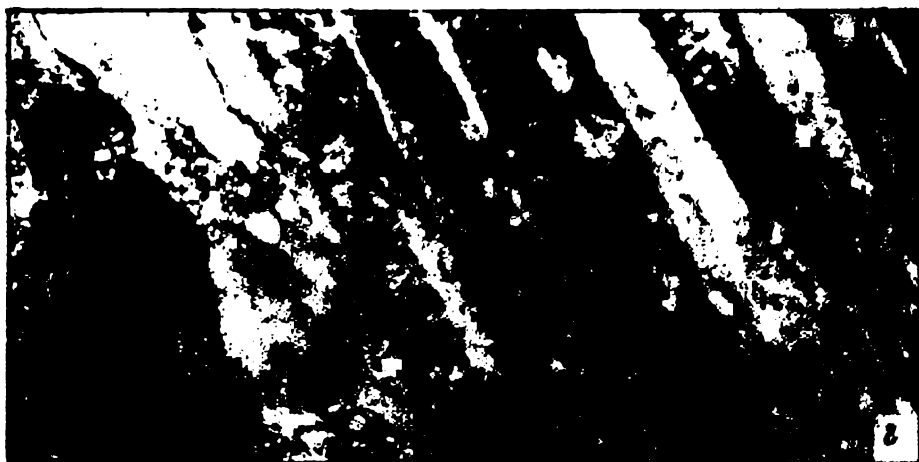


Рис. 25. Строение нижнего бейнита:
а, б, в — эвтектоидная углеродистая
сталь при 350 °С (а — $\times 1800$; б — $\times 9000$;
в — $\times 18000$) [59]; г — сталь 38ХМЮА.
 $\times 22000$ [17, с. 100]



мартенситного превращения полнота превращения в интервале $M_H - M_K$ мало зависит от длительности изотермической выдержки или скорости охлаждения и в основном определяется степенью переохлаждения аустенита ниже точки M_H .

Температурный интервал мартенситного превращения почти однозначно определяется химическим составом аустенита¹. С увеличе-

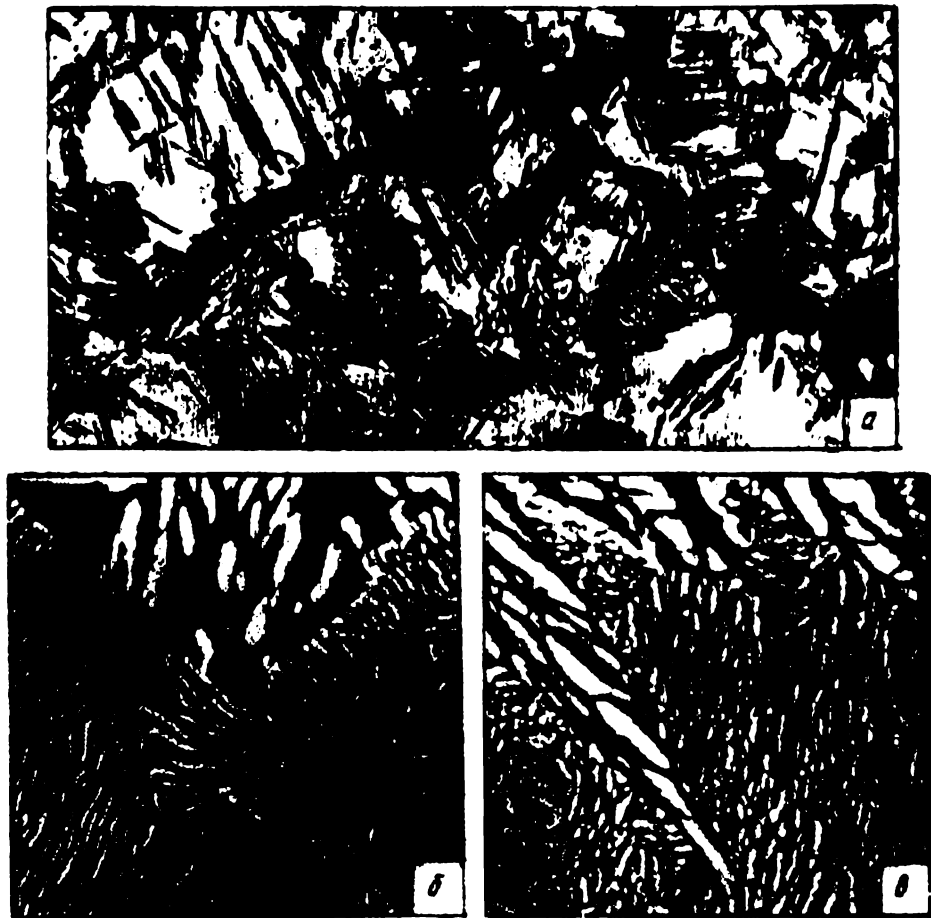
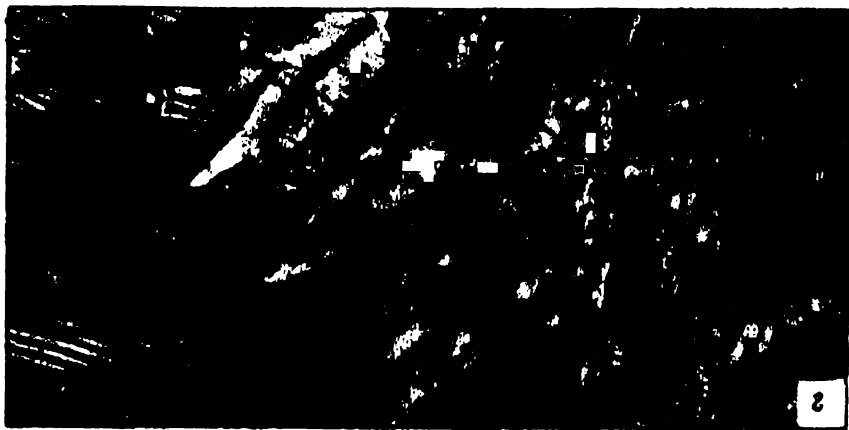


Рис. 26. Наложение перлитного превращения на бейнитное:

а — сталь 35В; температура распада 500 °С. $\times 500$; б, в — эвтектоидная углеродистая сталь; температура распада 500 °С. $\times 12000$ [59]; г — сталь 120К4, температура распада 350 °С [46]

¹ Известны данные, что на положение интервала мартенситного превращения влияют внутренние напряжения и величина зерна аустенита.



Продолжение рис. 26

нием содержания углерода и легирующих элементов этот интервал смещается в область более низких температур. Исключение составляют кобальт, алюминий, а по некоторым данным, кремний [18]. Эти элементы повышают температурный интервал мартенситного превращения.

Благодаря указанному распределению температурных интервалов, в которых реализуется тот или иной механизм превращения, существует деление всего субкритического интервала температур на три ступени. Первая ступень соответствует температурам перлитного превращения, вторая — промежуточного, а третья — мартенситного. Поэтому в зарубежной литературе часто пишут о развитии превращения по типу первой, второй и третьей ступеней.

В зависимости от ряда факторов и в первую очередь от химического состава аустенита кинетика и температурные условия развития того или иного превращения могут меняться в весьма широких пределах. Поэтому далеко не всегда удается наметить температурные границы, в которых превращение протекает только по одному какому-нибудь типу. В действительности процессы превращения могут протекать как одновременно, так и раздельно, накладываясь один на другой по температурам и времени своего развития.

Микроструктуры, приведенные на рис. 26 иллюстрируют наложение перлитного превращения на промежуточное.

В связи с этим на практике можно наблюдать весьма сложную зависимость кинетики превращения аустенита от температуры переохлаждения или интенсивности (скорости) охлаждения и, следовательно, разнообразный вид кинетических диаграмм. Примеры типичных диаграмм приведены на рис. 27 и 28. Рассмотрим наиболее типичные из них.

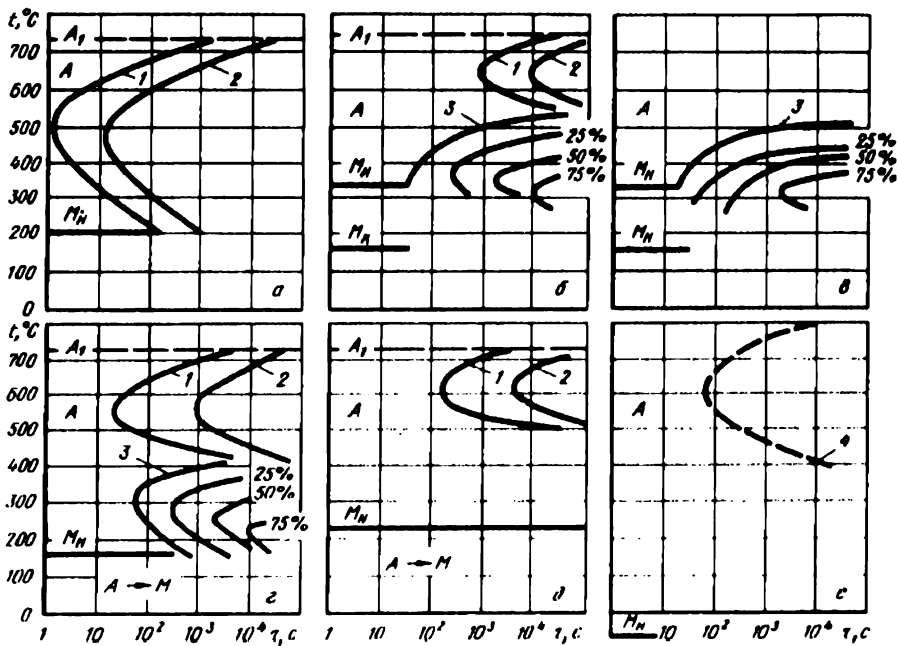


Рис. 27. Основные типы диаграмм кинетики изотермического превращения аустенита: а — углеродистые и низколегированные стали, не содержащие карбидообразующих элементов; б — легированные конструкционные стали; в — сложилегированные конструкционные стали с повышенным содержанием никеля или марганца; г — легированные инструментальные стали; д — высокохромистые стали; е — аустенитные стали, склонные к выделению карбидов; 1, 2 — начало и конец образования феррито-карбидной смеси; 3 — начало образования бейнита; 4 — начало образования карбидов

В углеродистых и некоторых низколегированных сталях, в состав которых входят такие элементы, как никель, кремний, медь, перлитное и промежуточное превращение протекают в близких температурных интервалах (рис. 29, а), и поэтому на изотермических диаграммах при температурах выше мартенситной точки обычно наблюдается только один кинетический максимум (рис. 27, а). При температурах выше этого максимума распад аустенита протекает диффузионным путем и сопровождается образованием феррито-карбидной смеси различной степени дисперсности. При температурах ниже максимума превращение начинается по промежуточному типу, а заканчивается в результате диффузионного превращения, которое в подобных сталях протекает при этих температурах относительно быстро. Поэтому при изучении закономерностей распада переохлажденного аустенита кинетические особенности перлитного и промежуточного превращений не выявляются и при всех температурах ниже A_1 , но

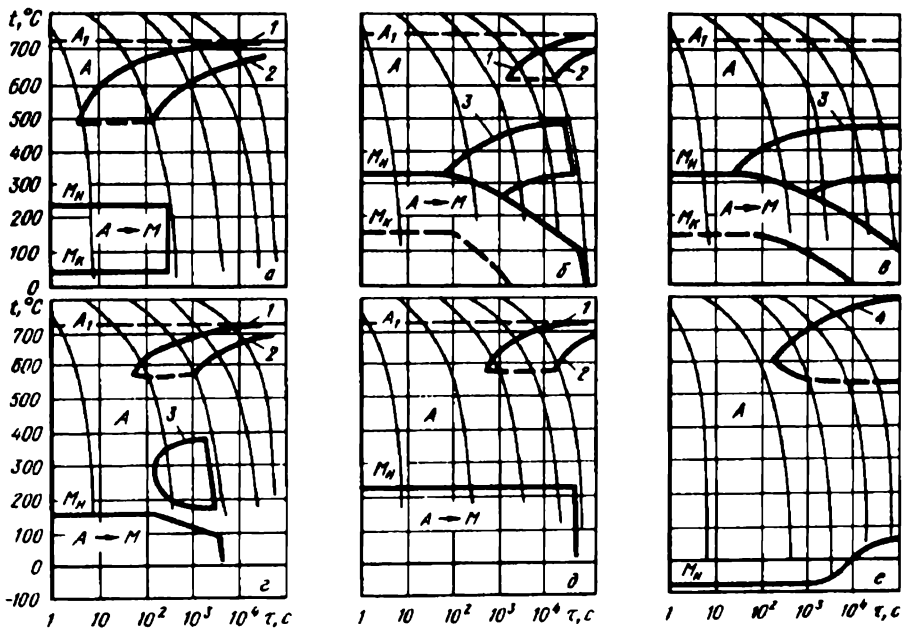


Рис. 28. Основные типы термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита: а — е — то же, что на рис. 27

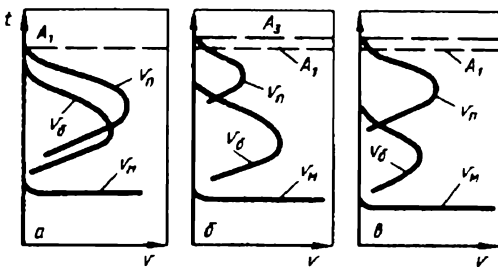


Рис. 29. Соотношение скоростей протекания перлитного v_p , бейнитного v_b и мартенситного v_m превращений (схема): а — углеродистые, никелевые, кремнистые стали; б — конструкционные стали, легированные хромом, марганцем, молибденом и другими элементами; в — инструментальные легированные стали

выше мартенситной точки M_N происходит практически полный распад аустенита. Термокинетическая диаграмма для этой группы сталей показана на рис. 28, а.

При распаде доэвтектоидного или заэвтектоидного аустенита в подобных сталях на изотермических и термокинетических кривых могут появиться дополнительные линии, описывающие процессы образования избыточного феррита или карбидов (цементита).

В сталях, содержащих заметное количество таких легирующих элементов, как хром, молибден, вольфрам, ванадий и др., температурные условия развития перлитного и промежуточного превраще-

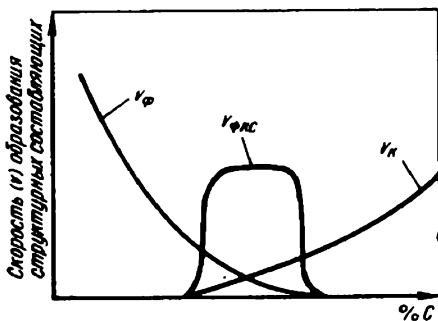
ний не совпадают (рис. 29, б и е). В таких сталях промежуточное превращение обычно сдвинуто в область более низких температур и между перлитным и промежуточным превращениями появляется интервал относительной устойчивости аустенита. Благодаря этому на изотермических диаграммах при температурах выше мартенситной точки отчетливо видны два кинетических максимума, соответствующих перлитному и промежуточному превращениям.

Скорость превращения легированного аустенита при температурах выше мартенситной точки оказывается, как правило, ниже, чем в аналогичных углеродистых сталях. Повышение устойчивости аустенита под влиянием легирующих элементов особенно заметно при перлитном превращении и выражается сдвигом соответствующих линий на изотермических диаграммах в координатах температура – время в правую сторону. Особенно резко замедляют перлитное превращение аустенита такие элементы, как молибден и марганец, слабее действуют никель и хром.

В зависимости от содержания углерода в легированном аустените относительная скорость его превращения по перлитному и промежуточному типу также меняется. Сдвигается и положение мартенситного интервала температур.

Повышение содержания углерода в аустените резко уменьшает скорость образования феррита и особенно продуктов промежуточного превращения, но увеличивает скорость выделения карбидов. Скорость образования феррито-карбидной смеси имеет максимальные значения при промежуточных содержаниях углерода, близких к эвтектоидному (рис. 30). Поэтому изменение состава аустенита в легированных сталях приводит к очень большому разнообразию кинетических диаграмм. Обычно при малых содержаниях углерода наибольшая скорость превращения наблюдается при температурах промежуточного превращения (см. рис. 27, б и 28, б), в то время как при более высоком содержании углерода в легированном аустените максимальная скорость превращения наблюдается при температу-

Рис. 30. Влияние содержания углерода в аустените на соотношение скоростей образования феррита v_{ϕ} , карбида v_{κ} и феррито-карбидной смеси $v_{\phi\kappa}$ при температурах диффузионного превращения



рах перлитного превращения (см. рис. 27, г и 28, г). Отметим, что, как и в случае углеродистой стали, эти диаграммы могут быть осложнены выделением избыточных составляющих – феррита или карбида, которые могут предшествовать процессу образования феррито-карбидной смеси, а иногда и промежуточному превращению.

При относительно низком содержании углерода (не выше 0,25 %) и большом количестве таких легирующих элементов, как никель или марганец, перлитное превращение протекает настолько медленно, что обычно не обнаруживается ни при изотермических исследованиях, ни при изучении распада при непрерывном охлаждении (см. рис. 27, в и 28, в). Такое явление, например, наблюдается при распаде аустенита в сталях 18X2H4BA, 25X2H4BA, 34XH4M и др.

В случае некоторых высоколегированных сталей температуры развита промежуточного превращения настолько сильно понижаются, а скорость этого превращения затормаживается, что оно либо оказывается ниже мартенситной точки и сливается с мартенситным интервалом температур, либо сдвигается настолько сильно вправо, что при проведении обычных исследований не обнаруживается. В таких случаях изотермические и термокинетические диаграммы имеют только один максимум распада при температурах выше мартенситной точки, соответствующий перлитному превращению (см. рис. 27, д и 28, д). Такое положение наблюдается, например, в высокохромистых сталях, содержащих 0,3 – 0,4 % С и 10 – 12 % Cr.

Наконец, возможны случаи, когда под влиянием повышенного содержания углерода и легирующих элементов мартенситный интервал превращения настолько сильно понижается, что располагается ниже комнатной температуры. Такие стали обычно обладают очень большой устойчивостью аустенита при температурах перлитного и промежуточного превращений и называются аустенитными. Обычными исследованиями при всех температурах выше комнатной превращения аустенита не обнаруживается, и на изотермических и термокинетических диаграммах нет линий, описывающих его распад. Только специальным экспериментом в этих сталях удастся зафиксировать выделение избыточных карбидов (см. рис. 27, е). Вследствие этого мартенситная точка в прилегающих участках аустенита повышается и при некоторых скоростях охлаждения может оказаться выше комнатной температуры (см. рис. 28, е).

Вполне понятно, что рассмотренные примеры не исчерпывают всего многообразия изотермических и термокинетических кривых, наблюдаемых на практике. Необходимо помнить, что внешний вид диаграммы может меняться под влиянием большого числа факторов. Помимо химического состава аустенита, можно указать на влияние однородности состава, величины зерна и температуры нагрева; влияние

металлургической природы стали и характера раскисления; влияние неметаллических включений и различных посторонних фаз, которые могут играть роль зародышей при развитии превращения. Перечисленные факторы оказывают наиболее существенное воздействие на перлитное превращение, при котором образуются феррит, карбиды и феррито-карбидная смесь. В случае промежуточного и мартенситного превращений роль перечисленных факторов значительно уменьшается.

Отметим также, что внешний вид диаграмм в большой степени зависит от метода их построения и индивидуального подхода различных исследователей к толкованию полученных экспериментальных данных. В связи с этим для характеристики поведения переохлажденного аустенита в стали определенной марки желательно иметь несколько диаграмм, построенных различными исследователями, различными методами и на сталях, выплавленных в разных условиях. Только набор диаграмм позволяет получить достаточно полное представление о кинетике и характере распада аустенита в различных плавках стали той или иной марки. Именно поэтому в данном справочнике в целях более полной характеристики поведения переохлажденного аустенита дается, по возможности, несколько диаграмм для каждой стали.

1.3. ОБЩИЕ ЗАМЕЧАНИЯ ПО КИНЕТИЧЕСКИМ ДИАГРАММАМ РАСПАДА ПЕРВОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Приведенные в Справочнике изотермические и термокинетические диаграммы подготовлены в основном по материалам различных отечественных и зарубежных источников. В отдельных случаях эти диаграммы являются авторскими, построенными при участии студентов-дипломников и сотрудников кафедры металловедения и термической обработки Уральского политехнического института им. С.М. Кирова.

При работе с атласом необходимо учитывать следующее:

1. При определении марки стали по химическому составу авторы пользовались действующими ГОСТами и ТУ. Если состав стали несколько отличается от марочного по содержанию одного-двух компонентов, то это отмечается словами около обозначения марки. Если состав стали существенно отличается от марочного, то в обозначении марки на диаграмме указывается только группа стали: например, сталь типа 40ХНМ. На диаграммах, цитируемых по работам отечественных исследователей, сохранены авторские обозначения марок, что особенно важно отметить для группы низколегированных конструктивных сталей, в которых по условиям ГОСТа стали, очень близкие по составу, могут иметь разное марочное обозначение.

2. В атласе приняты следующие обозначения:

а. Критические точки сплавов при нагреве обозначаются буквами A_1 , A_3 или $A_{ст}$. В отдельных случаях авторы указывают не точку, а интервал превращения перлита в аустенит. Тогда на диаграммах приводятся либо температуры только нижней границы этого интервала, либо температуры начала и конца превращения.

Температура начала мартенситного превращения обозначена буквой M_n , а конца превращения – M_k . Если у автора отсутствуют данные о мартенситном превращении в исследованной им стали, то на диаграммах приводятся расчетные данные (штриховые линии). Расчеты проведены нами по данным химического состава с помощью известных эмпирических формул;

б. Для структур, образующихся в различных температурных областях, приняты обозначения: А – аустенит; Ф – феррит; К – карбид; П – перлит или Ф + К – феррито-карбидная смесь (ФКС); Б – бейнит; М – мартенсит; Гр – графит. Надписи $A \rightarrow \Phi$; $A \rightarrow П$ или $A \rightarrow \Phi + К$; $A \rightarrow Б$; $A \rightarrow М$ указывают на области развития соответствующих превращений аустенита с образованием феррита, перлита, бейнита или мартенсита.

Для некоторых сталей исследователи отмечают возможность образования пересыщенного феррита, нескольких различных по составу эвтектоидов или различных по строению продуктов промежуточного превращения. В таких случаях в надписях на диаграммах имеются соответствующие пометки: Φ^* , B^* и т.д.

В сталях, легированных хромом, молибденом, вольфрамом, возможно образование нескольких карбидов, а при наличии азота – и карбонитридов. Карбиды типа MoC , $(Fe, Cr)_7C_3$, $(Fe, Cr)_{23}C_6$ обозначены индексами MC , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, а карбонитриды – индексами MX и M_2X . Буквой Е в некоторых легированных сталях исследователи обозначают эвтектоид, подчеркивая тем самым, что это не обычный перлит ($\Phi + Fe_3C$), а эвтектоид, в состав которого входят специальные карбиды.

в. Штриховые линии, кроме особо оговоренных, показывают район температур, в котором линии диаграммы проведены несколько приближенно. Обычно это относится к случаям, когда устойчивость аустенита либо чрезвычайно мала, либо, наоборот, настолько велика, что точно определить моменты заметного начала и особенно конца превращения не удастся. Если около пунктирных линий стоят цифры 10, 50 % и т.д., то они относятся к образованию соответствующего процента продуктов превращения.

г. На термокинетических диаграммах тонкими линиями нанесены кривые охлаждения. Цифры около соответствующих линий показывают процент превращения аустенита к моменту охлаждения до дан-

ной температуры с той или иной скоростью. Чтобы обеспечить большую четкость диаграмм, число кривых охлаждения по сравнению с авторскими немного сокращено. Кроме того, в нижней части кривые охлаждения спрямлены, чтобы показать значения твердости после полного охлаждения стали.

д. Значения твердости продуктов изотермического превращения показаны в правой части и обычно соответствуют твердости продуктов после 24-ч выдержки при постоянной температуре.

Двузначные цифры – это твердость в единицах Роквелла (HRC – шкала С и HRB – шкала В); трехзначные цифры – твердость в единицах Бринелля (HB) или Виккерса (HV).

3. На всех диаграммах линии начала и конца превращения следует рассматривать как ориентировочные. Уже давно известно, что понятие "инкубационный" период не имеет четкого физического смысла. По существу превращение аустенита начинается сразу же, как только он попадает в интервал субкритических температур. Однако в начальные периоды превращение развивается крайне медленно, охватывая очень небольшие объемы, и поэтому не обнаруживается в течение некоторого отрезка времени, величина которого определяется чувствительностью применяемого метода исследования. Аналогично и конец превращения не может быть установлен точно, так как кривая нарастания процента превращения со временем асимптотически приближается к 100 %.

4. Если кинетику изотермического превращения аустенита изучают магнитометрическим методом, то полученные результаты отражают только характер нарастания ферромагнитной фазы и не дифференцируют по времени начало выделения карбидов или избыточного феррита от образования феррито-карбидной смеси. Поэтому построенные таким методом диаграммы характеризуют не кинетику образования различных структурных составляющих, а кинетику нарастания количества α -твердого раствора. Более того, даже на диаграммах, построенных структурным методом, процесс выделения карбидов в заэвтектоидных сталях часто не отмечается, хотя в определенных условиях он, безусловно, развивается. Это связано с большими экспериментальными трудностями определения мельчайших частиц выделяющихся карбидов.

5. Нередко при построении диаграмм делают ошибку при определении момента конца промежуточного превращения. Как известно, это превращение не доходит до конца, а приостанавливается, оставляя какое-то количество аустенита непревращенным. С понижением температуры возможная полнота промежуточного превращения увеличивается, однако полный распад при температурах промежуточного превращения возможен только в случае наложения перлитного

превращения. К сожалению, многие исследователи из-за несовершенства методики эксперимента или по другим причинам устанавливают конец превращения, когда он еще не наступил.

6. При назначении реальных режимов термической обработки по данным кинетических диаграмм необходимо учитывать, что их обычно строят по результатам лабораторных исследований, при которых используют небольшие по размеру образцы, подвергнутые значительному обжатию и почти не имевшие сильно выраженной ликвации. В реальных же деталях ликвационные объемы выражены значительно сильнее и поэтому превращение аустенита в деталях начинается значительно раньше, и заканчивается позднее, чем в лабораторных образцах. Это особенно важно учитывать при разработке режимов отжига отливок и слитков с сильно выраженной дендритной и зональной ликвациями.

7. Если в Справочнике отсутствует диаграмма для стали интересующего состава, то можно рекомендовать следующее: найти типичные кривые для аналогичной группы сталей и с помощью данных, приведенных в первой части атласа, наметить возможные изменения кинетики превращения аустенита под влиянием колебаний концентрации того или иного элемента или под влиянием изменения температуры нагрева, величины зерна и т.д. Известно, что большинство легирующих элементов увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита при перлитном и промежуточном превращениях, а мартенситный интервал превращения понижают. Наиболее сильно легирующие элементы, особенно молибден, марганец, хром, никель влияют на устойчивость аустенита при температурах перлитного превращения. Характерно, что влияние указанных элементов на процесс образования избыточного феррита и феррито-карбидной смеси различно. Так, никель и марганец в доэвтектоидных сталях резко тормозят оба указанных процесса, а молибден и хром сильно замедляют образование феррито-карбидной смеси, но слабо отражаются на кинетике образования избыточного феррита.

На промежуточное превращение наиболее сильно влияют углерод и азот. Легирующие элементы, хотя и увеличивают устойчивость аустенита, однако действуют значительно слабее углерода. Под влиянием легирующих понижаются температуры промежуточного превращения и, следовательно, уменьшается полнота превращения как при определенной температуре, так и в процессе непрерывного охлаждения аустенита.

Увеличение размера зерна аустенита, как и повышение температуры нагрева, существенно замедляет перлитное превращение, особенно процесс образования феррито-карбидной смеси, однако в ряде случаев не влияет на начало образования избыточного феррита.

Под воздействием роста зерна и повышения температуры нагрева кинетика промежуточного превращения практически не изменяется. В отдельных случаях наблюдается даже некоторое ускорение и небольшое повышение температур этого превращения.

8. Химический состав аустенита далеко не всегда определяется химическим составом стали. Только в том случае, когда при нагреве стали все элементы действительно растворяются в аустените, можно говорить о полном совпадении химического состава аустенита и стали. В некоторых случаях принятая температура нагрева или продолжительность выдержки не обеспечивает полного растворения всех структурных составляющих в аустените. Такое положение особенно часто наблюдается в заэвтектоидных сталях и сталях ледебуритного класса. Нерастворившиеся частицы оказывают зародышевое действие на последующее превращение переохлажденного аустенита, особенно при температурах перлитного превращения. Кроме того, они изменяют состав распадающегося аустенита, так как в них сосредоточивается повышенное содержание углерода и карбидообразующих элементов. Можно отметить, что присутствие в стали таких элементов, как хром и марганец, облегчает переход в аустенит труднорастворимых карбидов.

Если сравнивать различные сплавы при постоянной температуре нагрева, то повышение содержания легирующих элементов должно увеличивать их концентрацию в аустените и одновременно уменьшать в нем содержание углерода. Повышение среднего содержания углерода в сплавах, легированных карбидообразующими элементами, увеличивает концентрацию углерода в аустените, но уменьшает в нем содержание легирующих элементов. В сплавах, легированных некарбидообразующими элементами, наблюдается увеличение содержания легирующих элементов в аустените при одновременном понижении в нем концентрации углерода. Эти выводы непосредственно вытекают из анализа горизонтальных разрезов тройных диаграмм состояния железо – углерод – легирующий элемент.

9. В связи с огромным количеством диаграмм для конструкционной легированной стали разного назначения эти диаграммы размещены в Справочнике по возрастающей степени легированности: стали, легированные одним, двумя, тремя элементами, и, наконец, сложнолегированные стали. Такая группировка является условной, поскольку не учитывает присутствия в составе стали азота, бора, ниобия, циркония, церия. Стали с повышенным содержанием молибдена (против марочных пределов согласно ГОСТ 4543–71), рессорно-пружинные и стали специального назначения выделены в отдельные группы.

Для инструментальных сталей такой классификации не потребо-

валось, хотя принцип возрастающей степени легированности по возможности сохранен.

10. На диаграммах для конкретных сплавов номер рисунка соответствует номеру диаграммы.

2. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА КИНЕТИКУ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

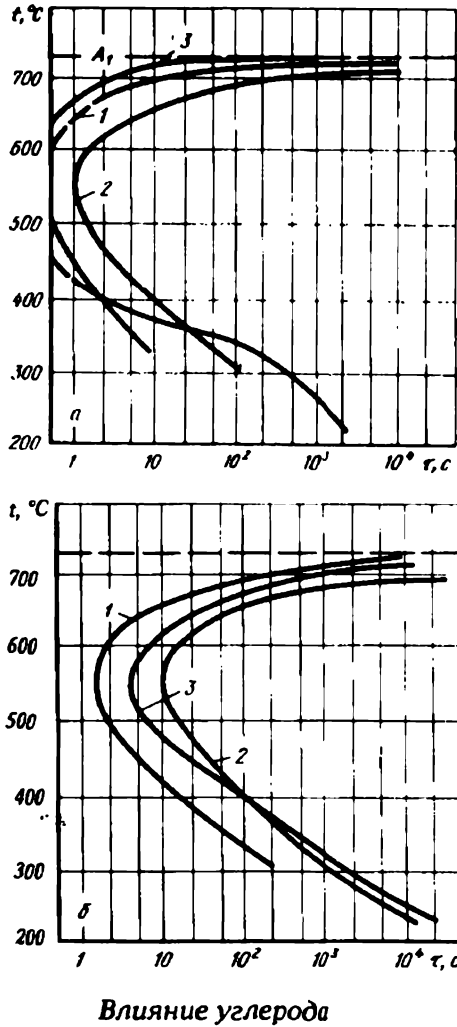


Рис. 31. Влияние углерода на положение линий начала (а) и конца (б) изотермического превращения аустенита в углеродистых сталях:

1 — 0,54 % С; 2 — 0,89 % С; 3 — 1,13 % С [19]

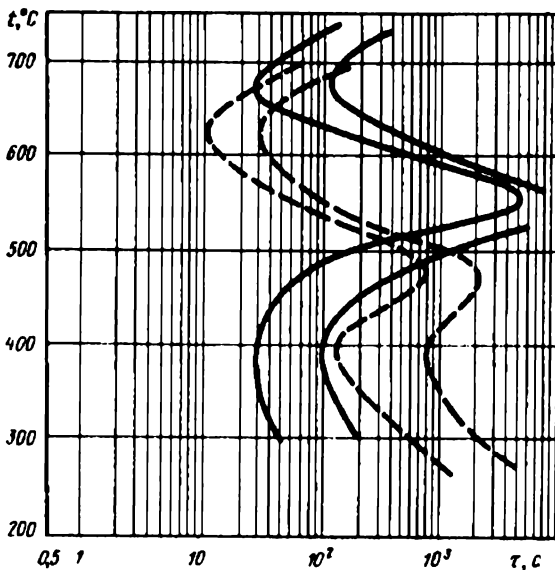


Рис. 32. Влияние углерода на кинетику изотермического превращения аустенита в хромистой стали с 1,9 % Cr (сплошные линии – 0,4 % C, штриховые – 0,95 % C)

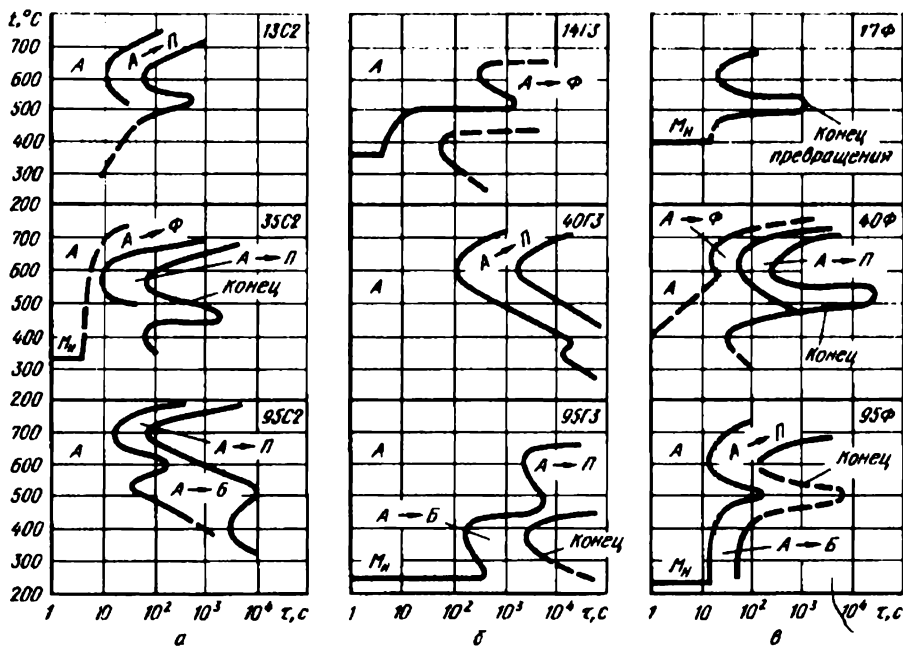


Рис. 33. Влияние углерода на кинетику изотермического превращения аустенита в кремнистой (а), марганцовистой (б) и ванадиевой стали (в) [20]

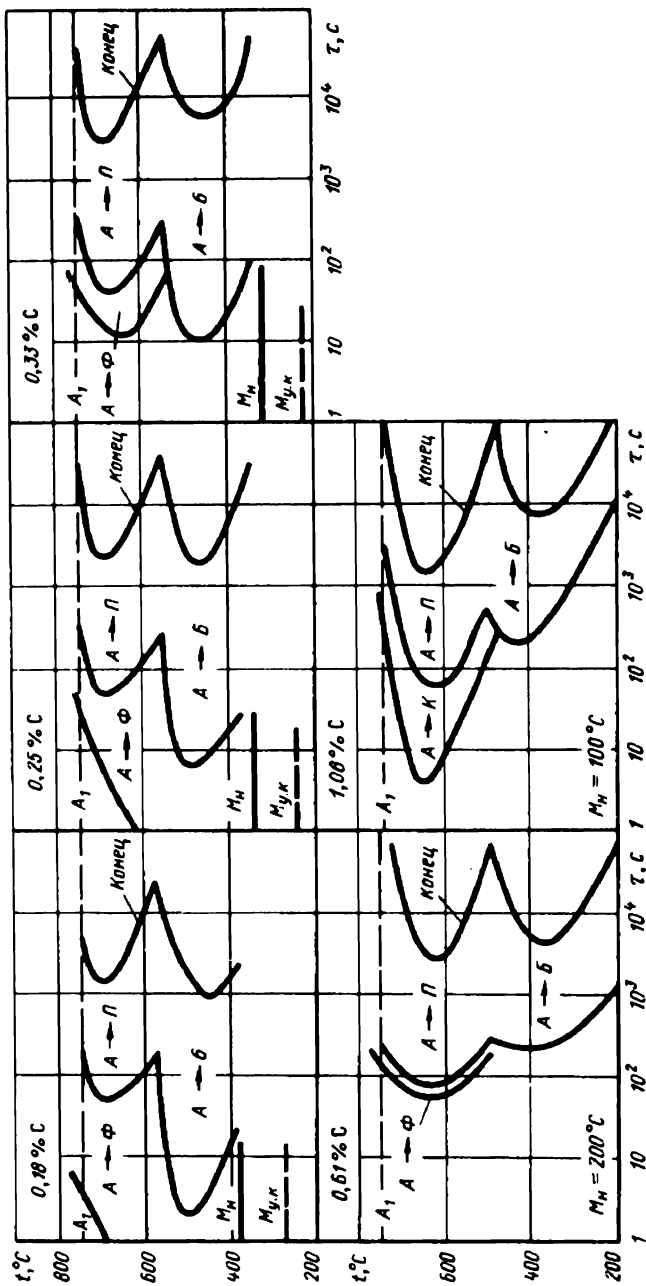


Рис. 34. Влияние углерода на кинетику изотермического превращения аустенита в хромомолибденовой стали состава: 0,81 % Cr; 0,27 % Mo; 0,0003 % N. Температура нагрева 875 °C [21]

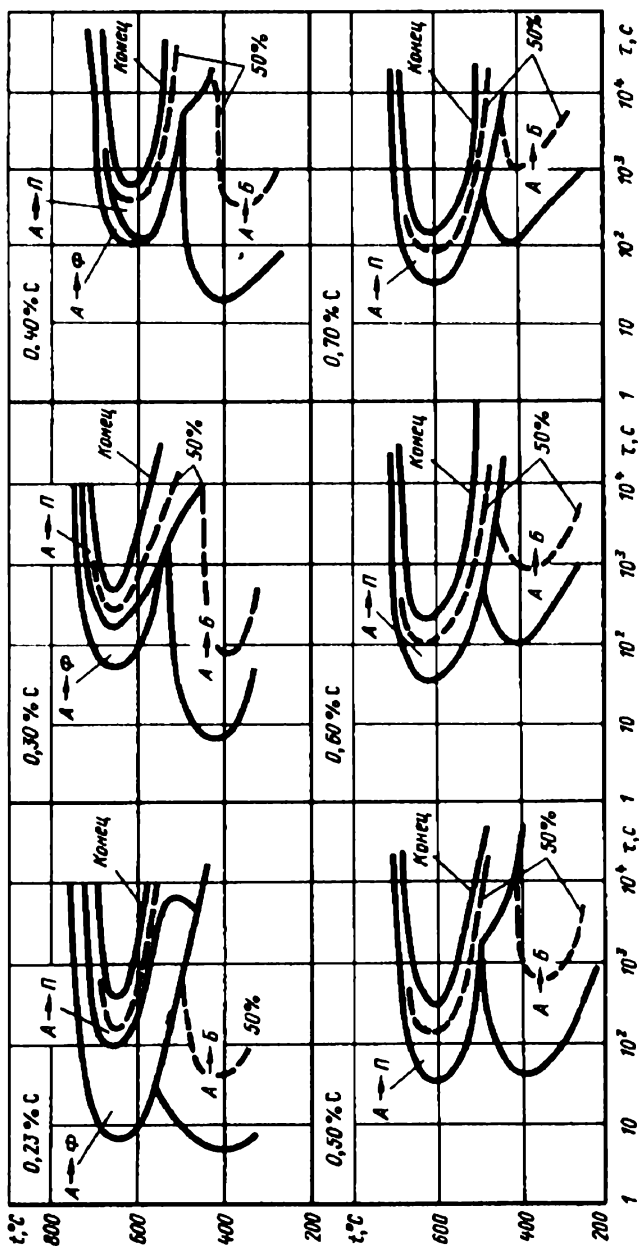
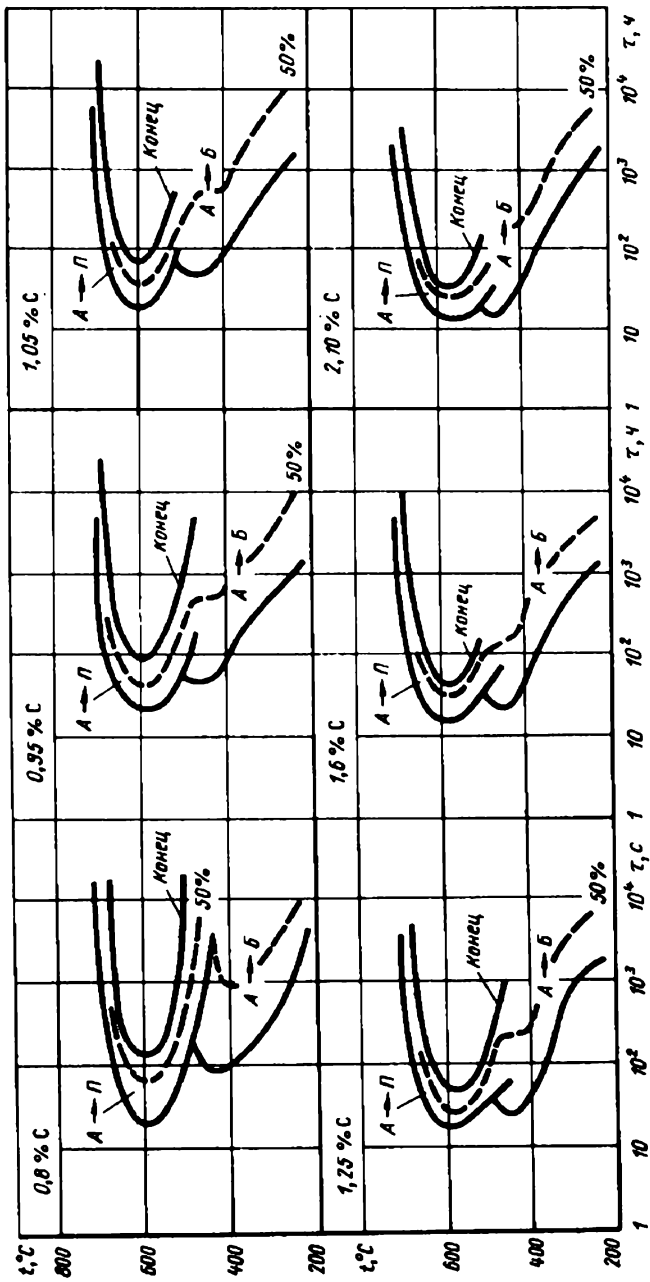


Рис. 35. Влияние углерода на кинетику изотермического превращения аустенита в хромомарганцевой стали (1,13 % Cr; 1,17 % Mn).
Температура нагрева 870 °С [22]



Продолжение рис. 35

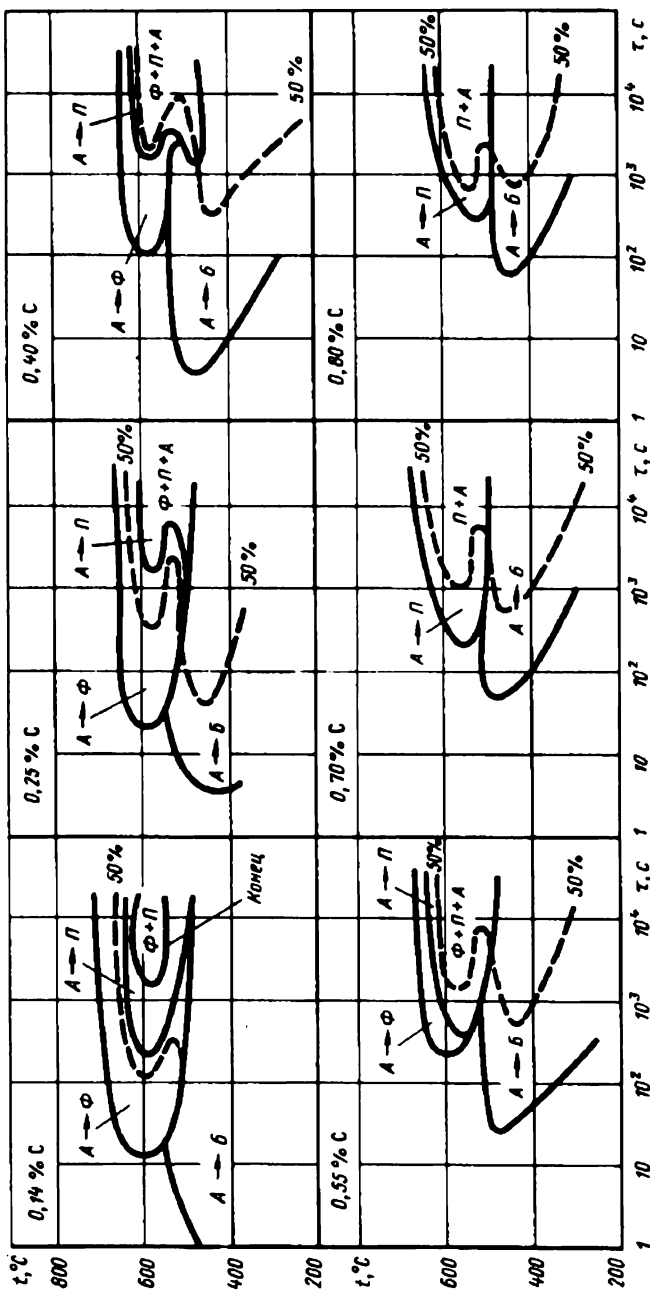
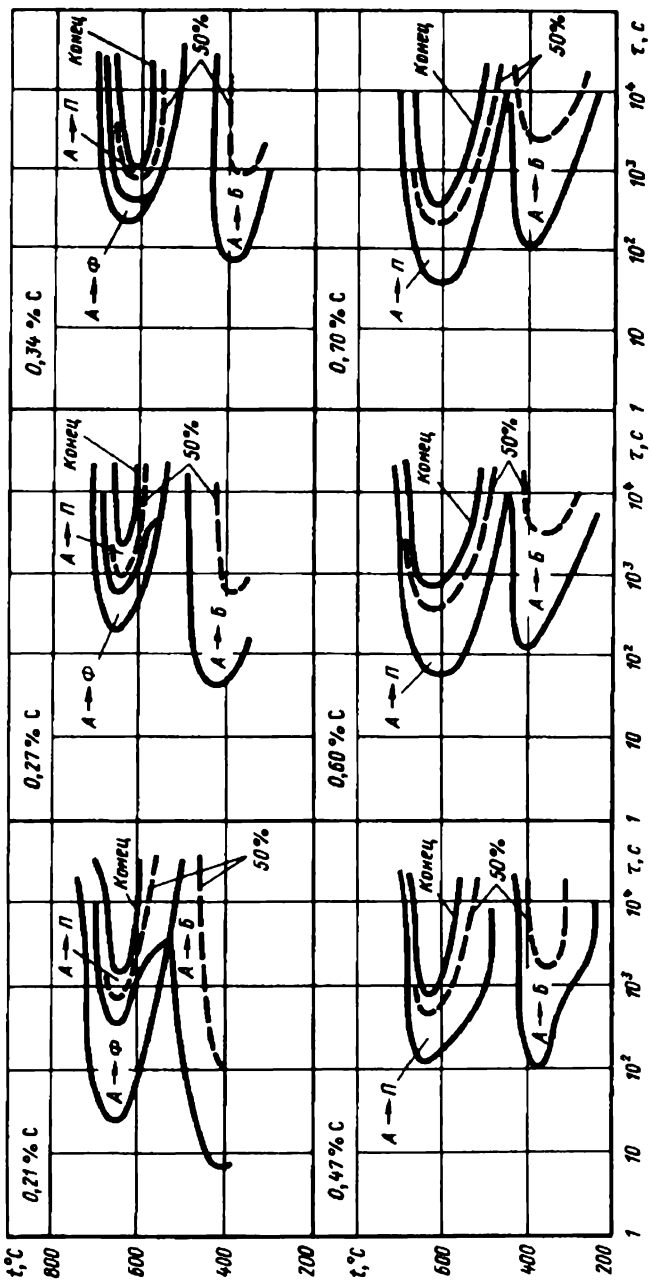


Рис. 36. Влияние углерода на кинетику изотермического превращения аустенита в хромоникелевой стали (0,68 % Cr; 3,18 % Ni). Температура нагрева 840 °C [22]



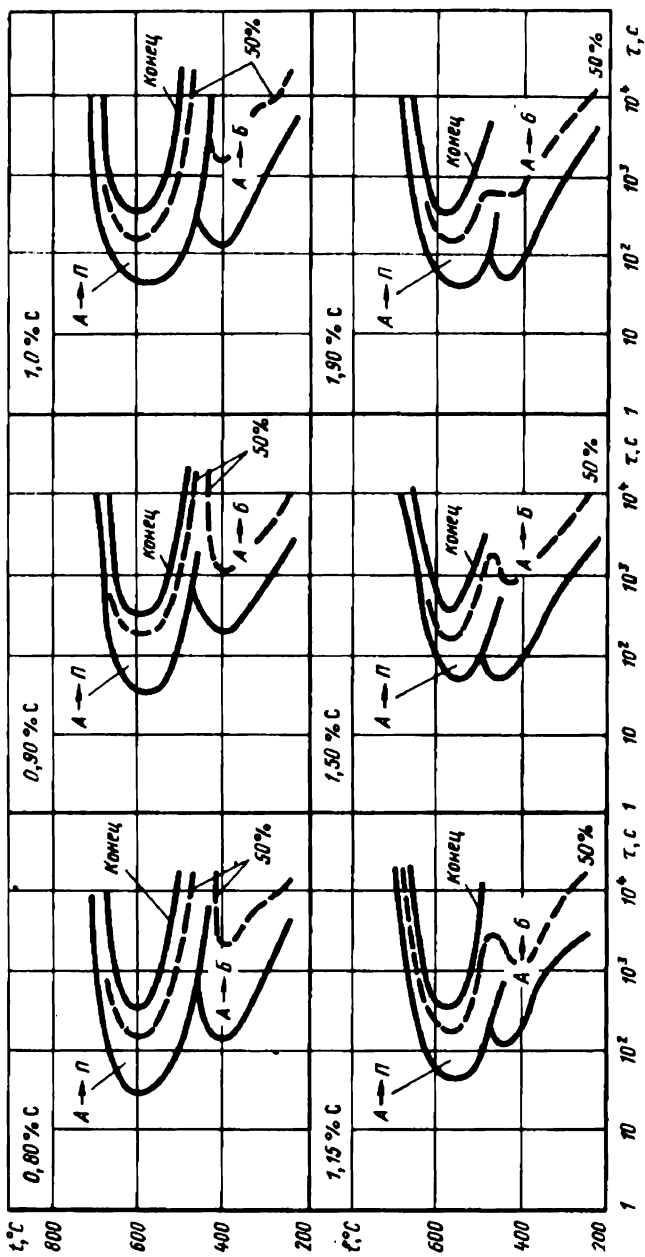


Рис. 37. Влияние углерода на кинетику изотермического превращения аустенита в хромоникелевой стали состава: 1,99 % Сr; 2,08 % Ni; 0,07 % Mo. Температура нагрева 870 °С [22]

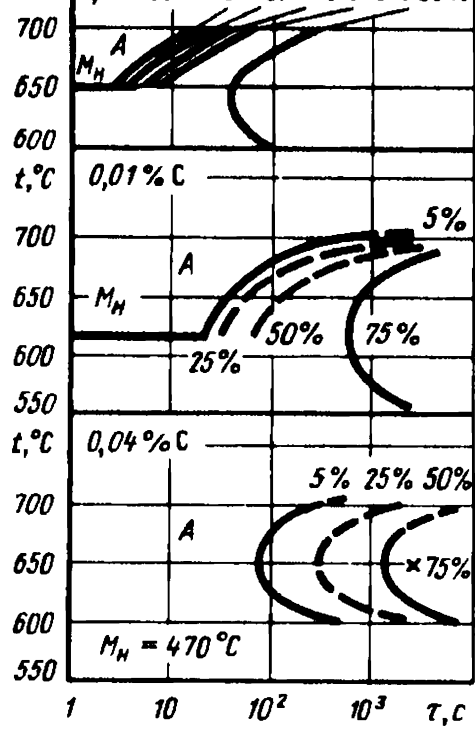


Рис. 38. Влияние углерода на кинетику изотермического превращения аустенита в хромо- никелевой стали состава: 5 % Cr и 2 % Ni. Температура нагрева 950 °C [24]

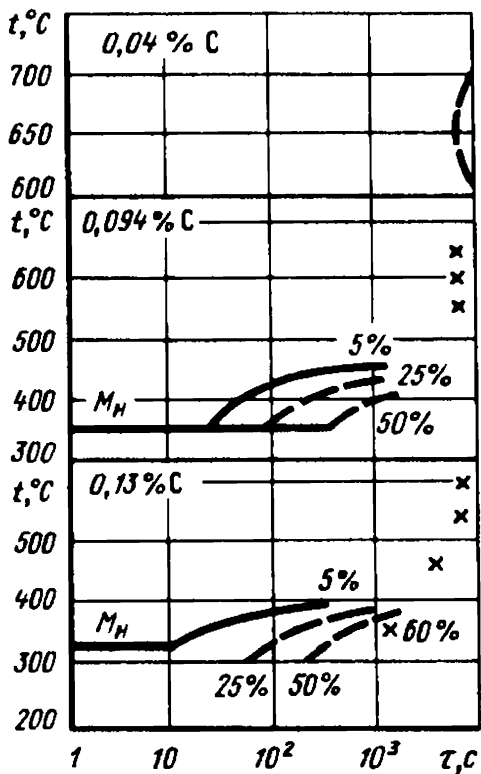


Рис. 39. Влияние углерода на кинетику изотермического превращения аустенита в хромо- марганцевых сталях состава: 2 % Cr, 3 % Mn. Температура нагрева 950 °C [24]

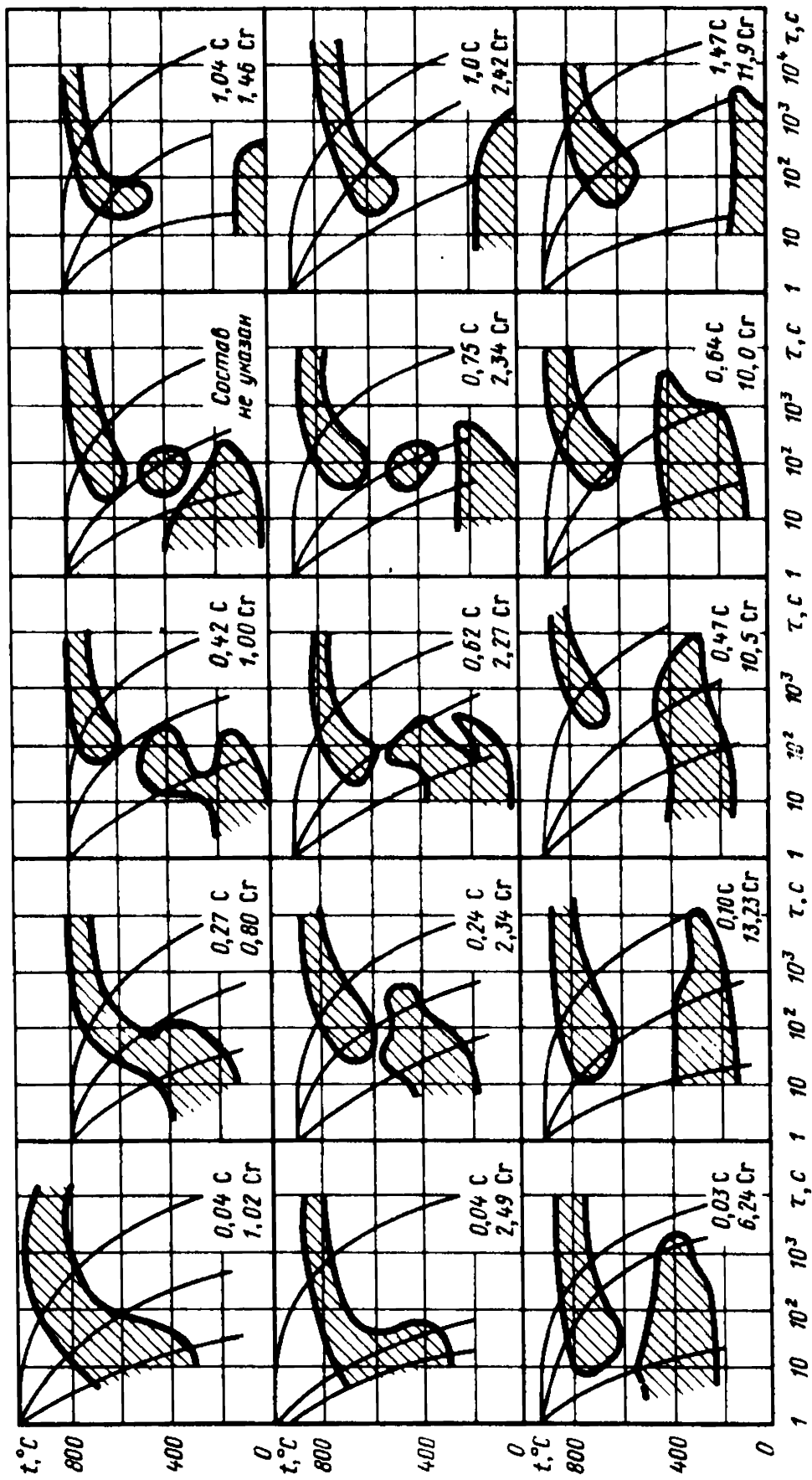


Рис. 40. Влияние углерода на термодинамические диаграммы распада аустенита в хромистых сталях [23]:
 верхний ряд — стали с 1 % Cr; средний — стали с 2,5 % Cr; нижний — стали с 6 — 13 % Cr

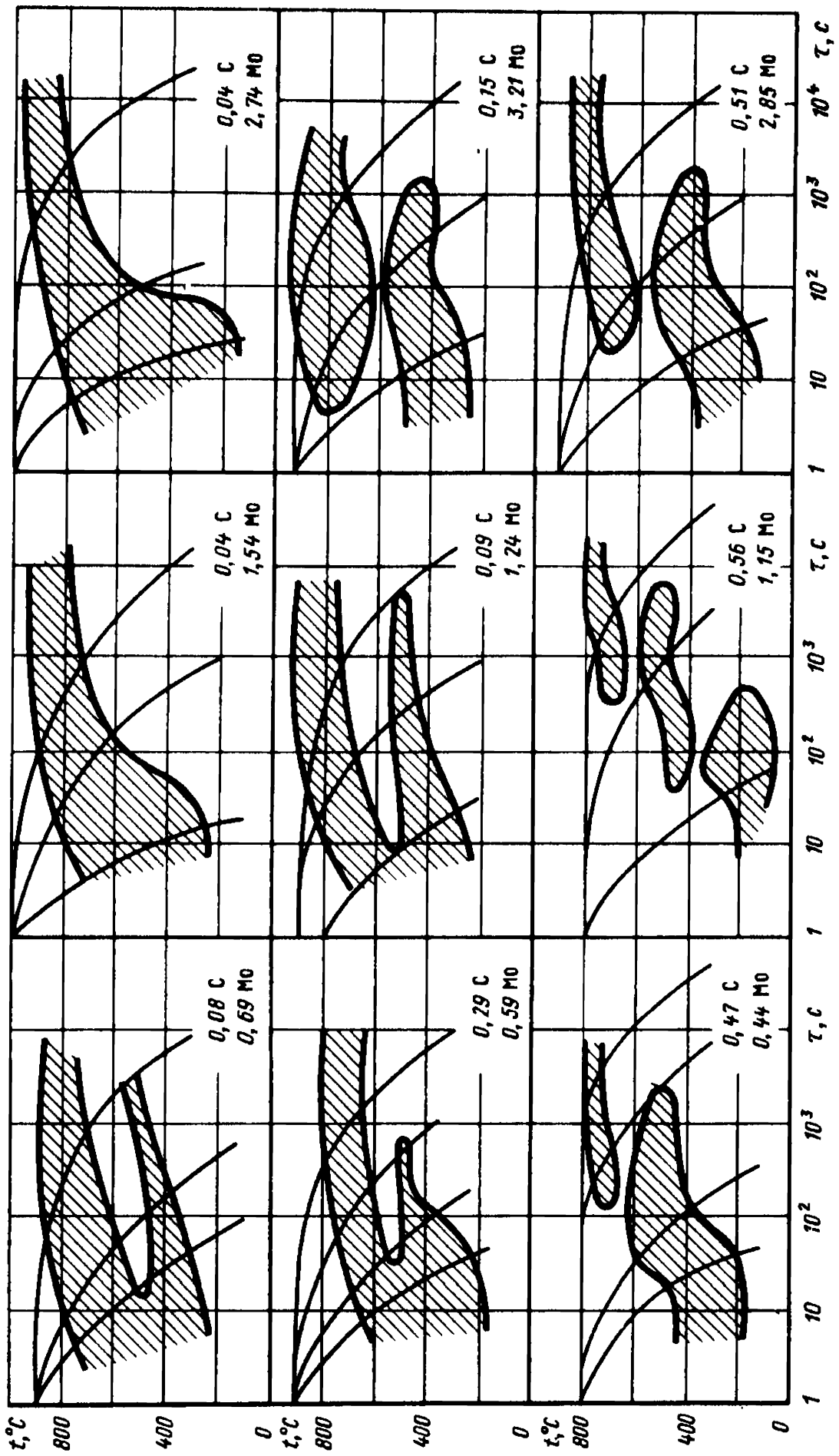
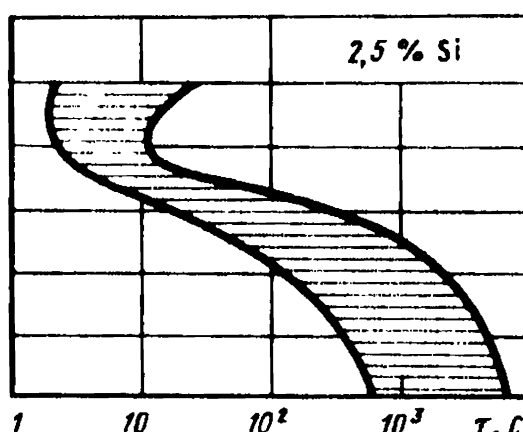
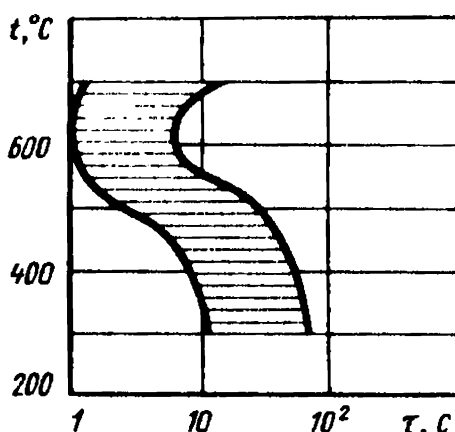
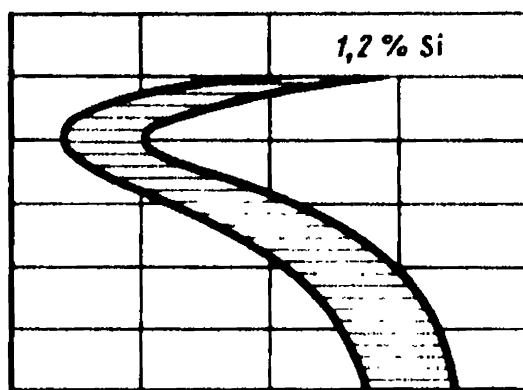
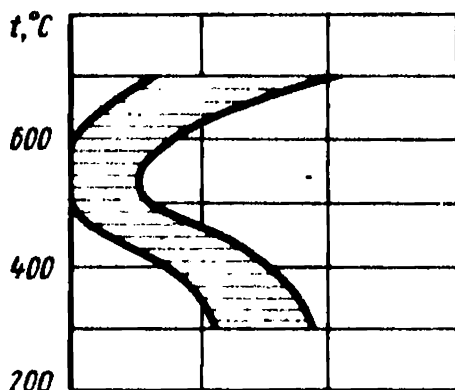
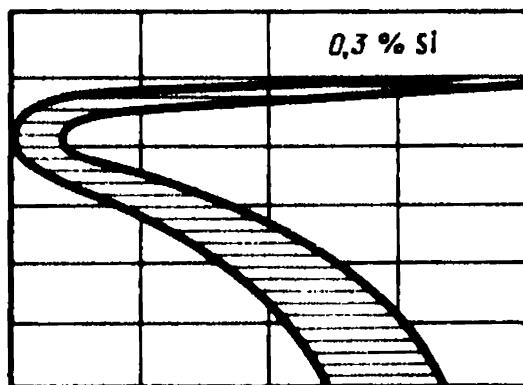
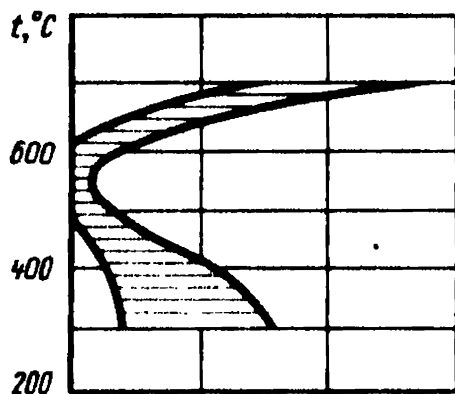


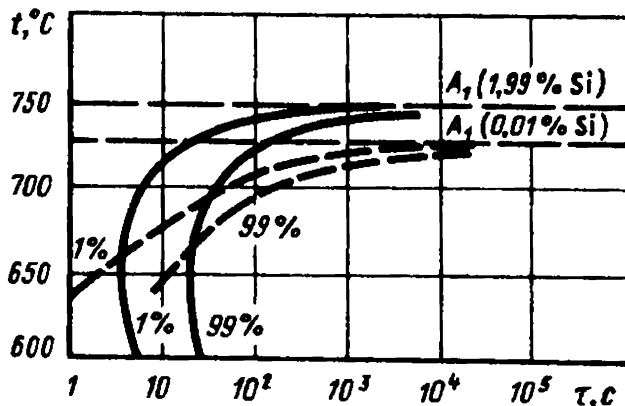
Рис. 41. Влияние углерода на термокинетические диаграммы распада аустенита в молибденовых сталях [23]



Влияние кремния

рис. 42. Влияние кремния на изотермическое превращение аустенита в углеродистых сталях с содержанием 0,5 % С (левый ряд) и 1,0 % С (правый ряд) [44]

рис. 43. Влияние кремния на изотермическое превращение аустенита в эвтектоидной стали (0,86 % С): штриховые линии — 0,01 % Si, сплошные линии — 1,99 % Si



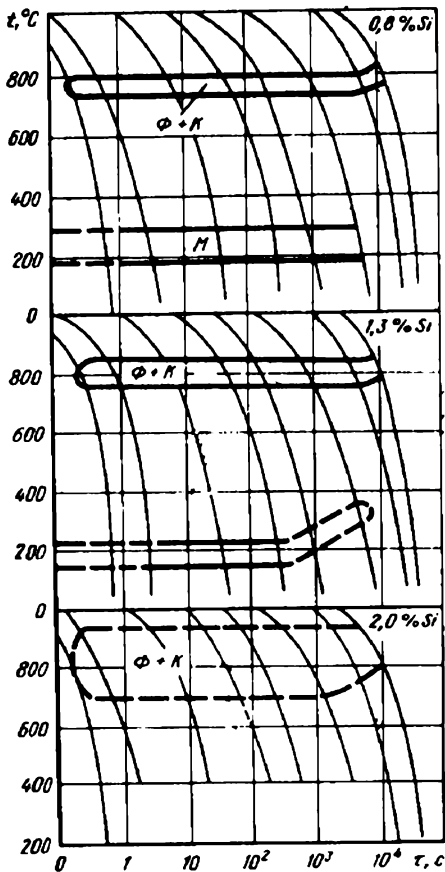
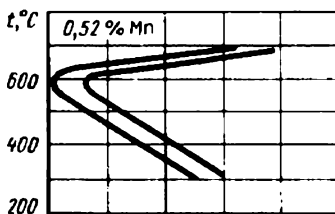
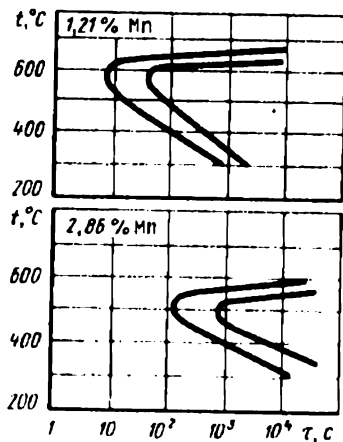


Рис. 44. Влияние кремния на термокинетические диаграммы распада аустенита в сложно-легированных сталях 13X12MФВБ [26]



Влияние марганца

Рис. 45. Влияние марганца на диаграмму изотермического превращения аустенита в углеродистой стали с содержанием 0,9 % С [44]



Продолжение рис. 45

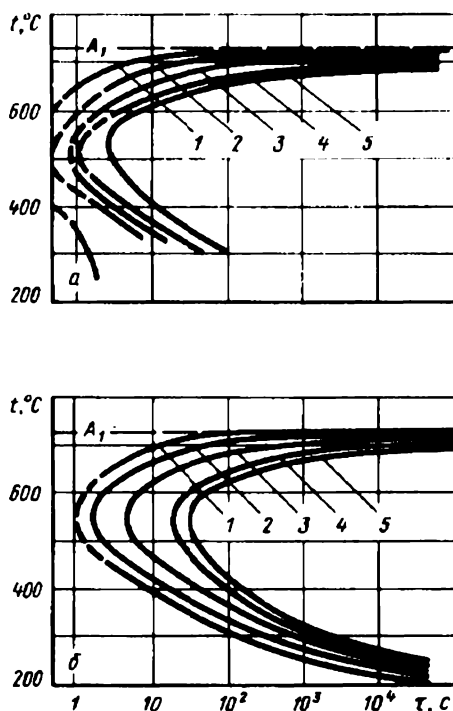


Рис. 46. Влияние марганца на положение линий начала (а) и конца (б) изотермического превращения аустенита в среднеуглеродистых (0,5 – 0,6 % С) сталях. Содержание марганца: 1 – 0,3%; 2 – 0,45%; 3 – 0,91%; 4 – 1,13%; 5 – 1,32% [19]

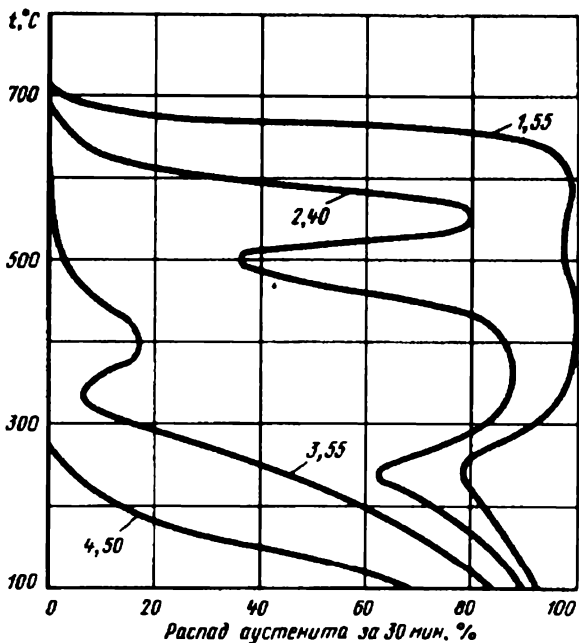
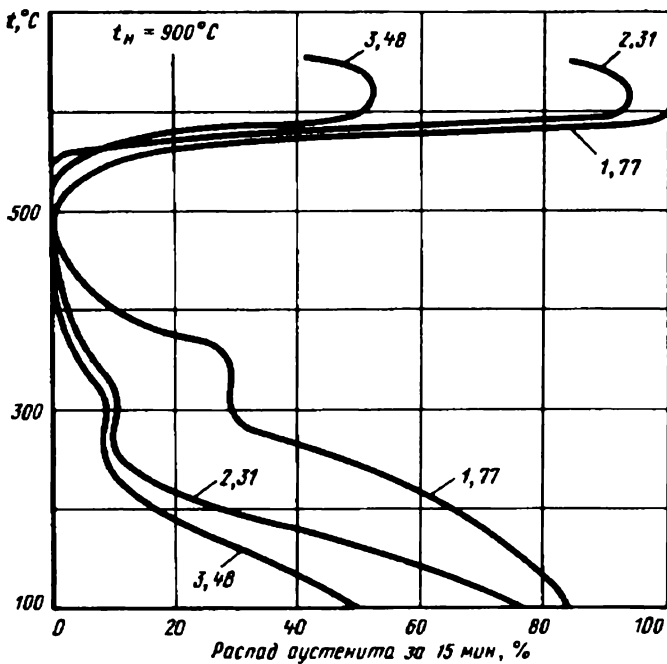
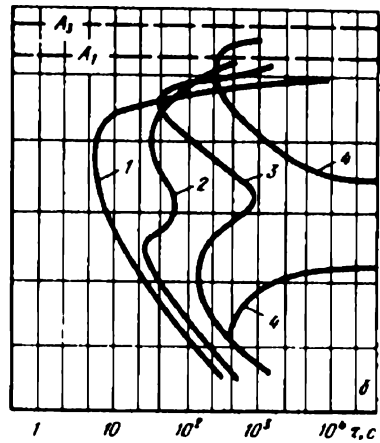
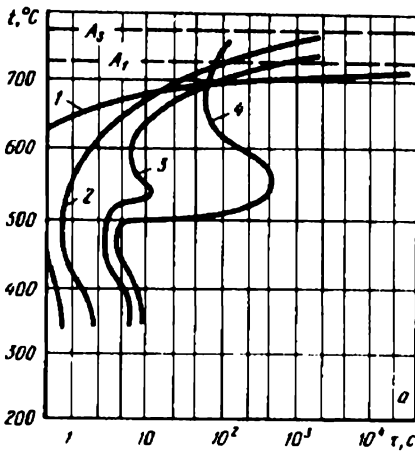


Рис. 47. Влияние марганца на кинетику изотермического превращения аустенита в среднеуглеродистых сталях (0,34 – 0,39 % С). Цифры у кривых – содержание марганца в процентах [10]





Влияние хрома

Рис. 49. Влияние хрома на положение линий начала (а) и конца (б) изотермического превращения аустенита в сталях состава:
 1 — 0,35 % С; 0,0 % Cr; 2 — 0,37 % С; 0,57 % Cr; 3 — 0,42 % С; 0,93 % Cr; 4 — 0,32 % С; 0,97 % Cr, 0,68 % Mn [19]

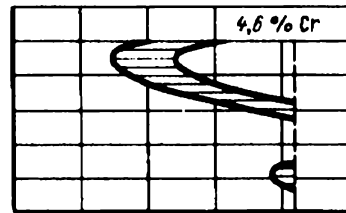
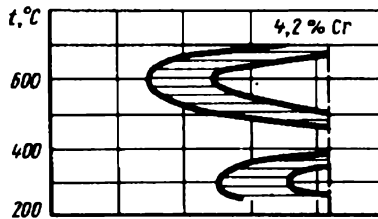
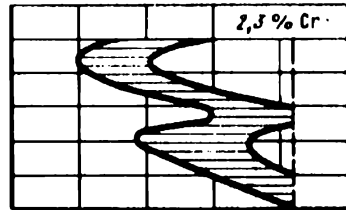
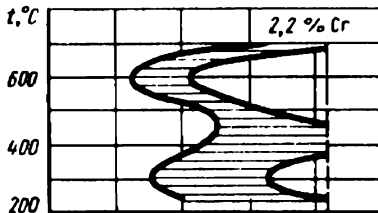
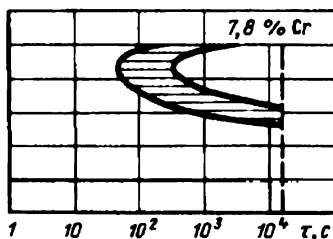
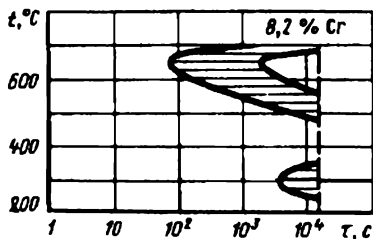


Рис. 50. Влияние хрома на кинетику изотермического превращения аустенита в сталях с 0,5 % С (слева) и 1,0 % С (справа) [44]

Рис. 48. Влияние марганца на кинетику изотермического превращения аустенита в среднеуглеродистой хромистой стали состава: 0,35 % С и 1,5 % Cr [9]



Продолжение рис. 50

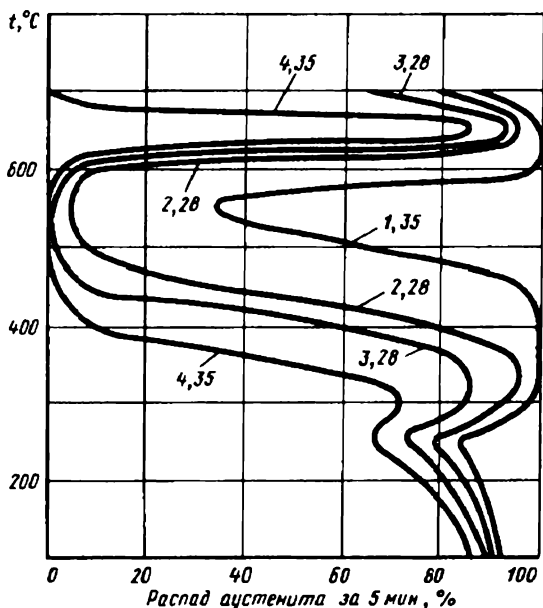


Рис. 51. Влияние хрома на кинетику изотермического превращения аустенита в среднеуглеродистых сталях (0,37 – 0,40 % С). Температура нагрева 900 °С [9]. Цифры у кривых – содержание хрома в процентах

Рис. 53. Влияние хрома на устойчивость переохлажденного аустенита в эвтектоидной стали (0,81 % С). Штриховые линии – содержание 0,3 % Сг, сплошные – 1,41 % Сг. Температура нагрева 1000 °С [25]

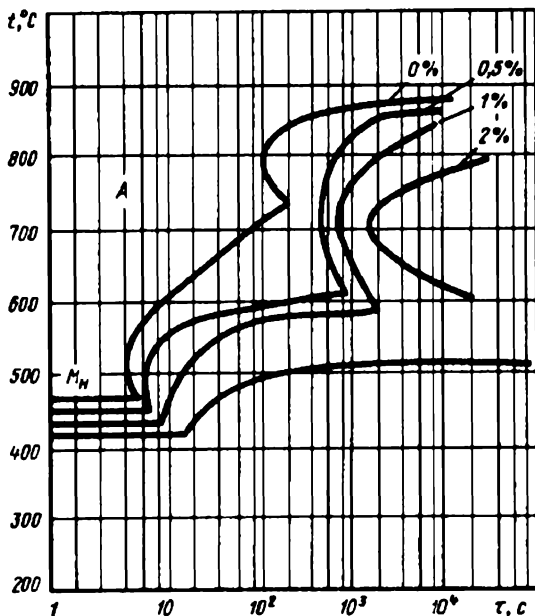
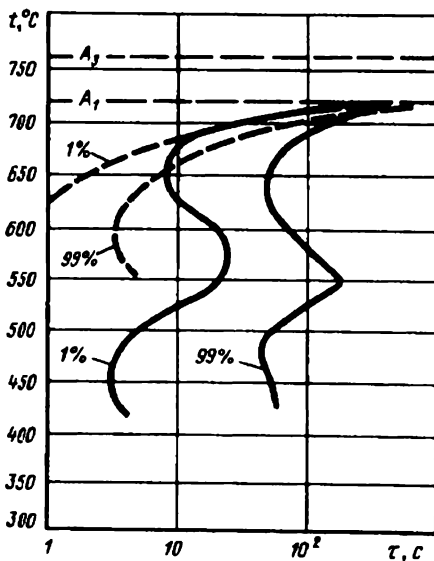


Рис. 52. Влияние хрома на кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали бейнитного класса (0,1 % С) [28]. Цифры у кривых – содержание хрома, %



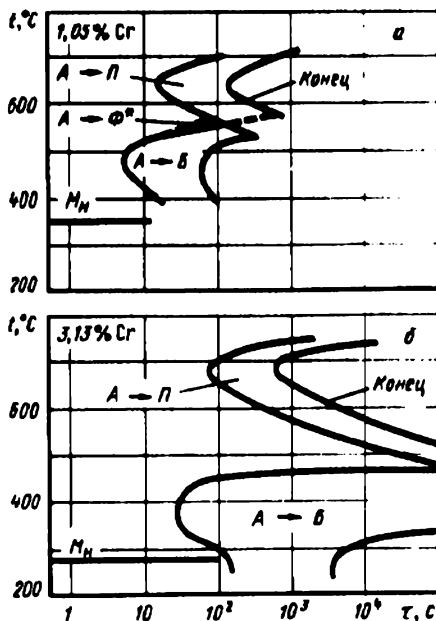


Рис. 54. Влияние хрома на кинетику изотермического превращения аустенита в стали с содержанием 0,5 % С. Температура нагрева 1300 °С [30]:
 а — 1,05 % Сr, б — 3,13 % Сr

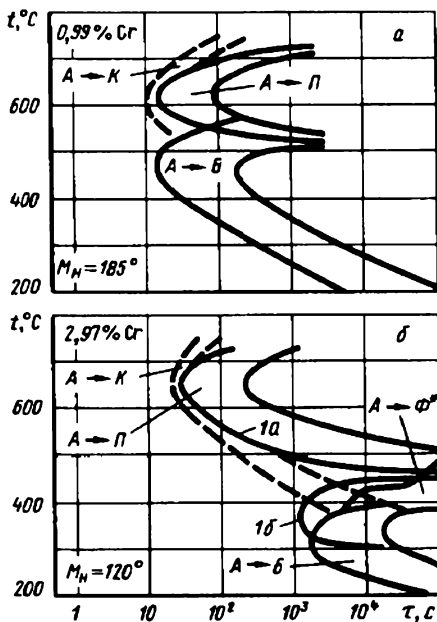
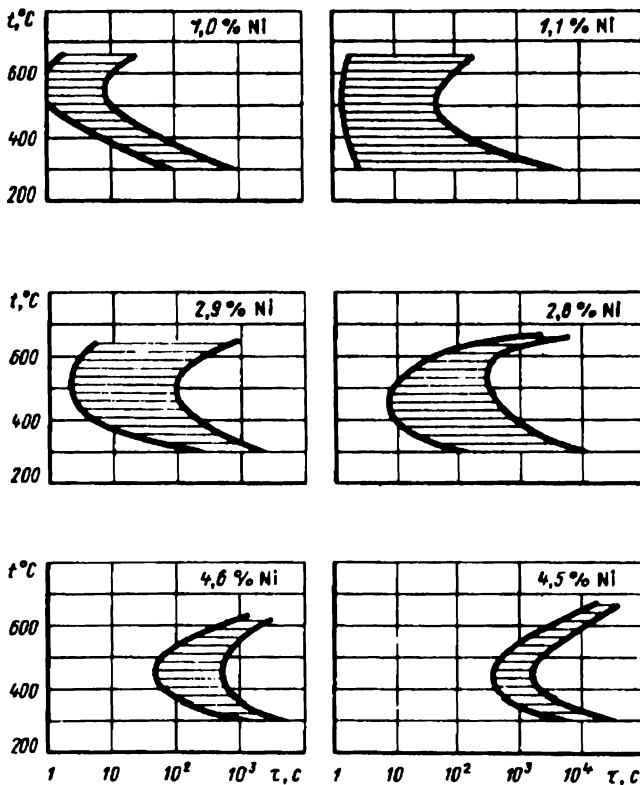


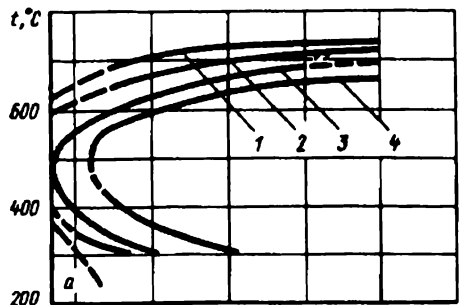
Рис. 55. Влияние хрома на кинетику изотермического превращения аустенита в высокоуглеродистой стали (0,97 % С). Предполагается возможность образования двух эвтектоидов, обозначенных 1а и 1б, и своеобразного избыточного феррита Φ^* . Температура нагрева 1250 °С [30]:
 а — 0,99 % Сr; б — 2,97 % Сr

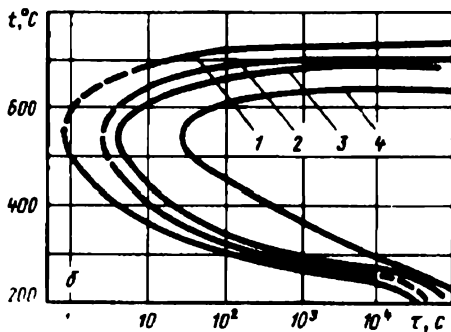


Влияние никеля

Рис. 56. Влияние никеля на кинетику изотермического превращения аустенита в сталях с 0,56 % С (слева) и 1,0 % С (справа) [44]

Рис. 57. Влияние никеля на положение линий начала (а) и конца (б) изотермического превращения аустенита в стали со средним содержанием углерода 0,58 % и 0,2 % Mn:
 1 – 0 % Ni; 2 – 0,94 % Ni; 3 – 1,94 % Ni и
 4 – 3,98 % Ni [19]





Продолжение рис. 57

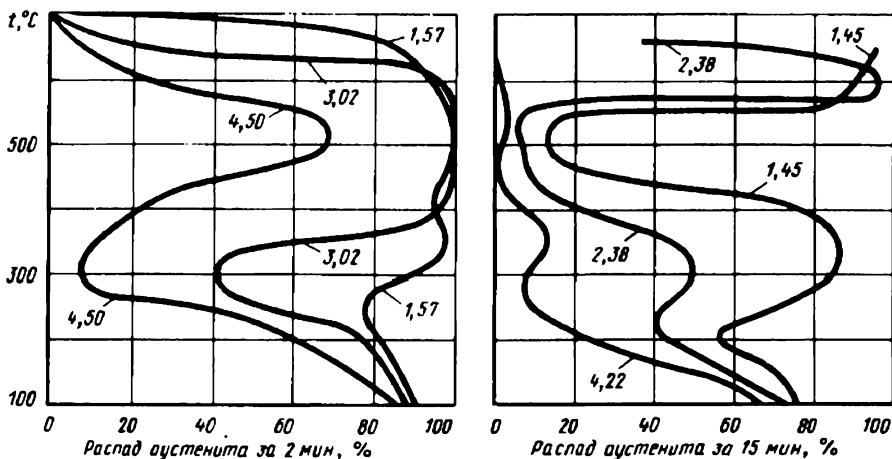


Рис. 58. Влияние никеля на кинетику изотермического превращения аустенита в стали с содержанием 0,39 % С. Цифры у кривых соответствуют содержанию никеля. температура нагрева 900 °С [9]

Рис. 59. Влияние никеля на кинетику изотермического превращения аустенита в конструкционных хромоникелевых сталях состава: 0,45 % С и 1,4 % Cr. Цифры у кривых соответствуют содержанию никеля. Температура нагрева 900 °С [9]

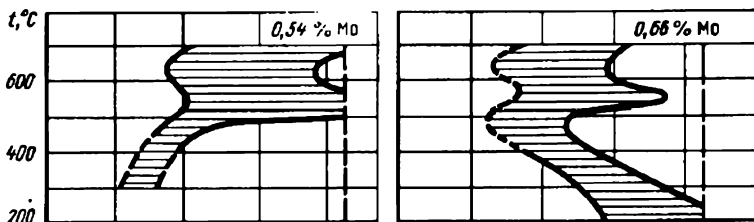
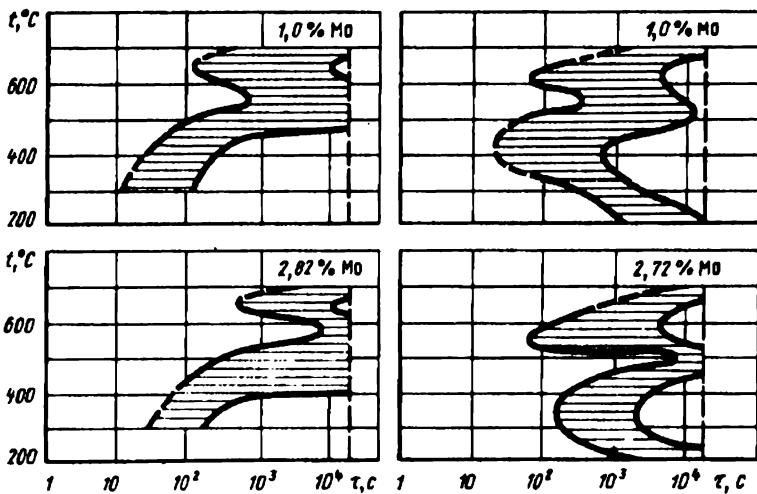


рис. 60



Влияние молибдена

Рис. 60. Влияние молибдена на кинетику изотермического превращения аустенита в сталях с содержанием углерода 0,5 (слева) и 1,0 % (справа) [44]

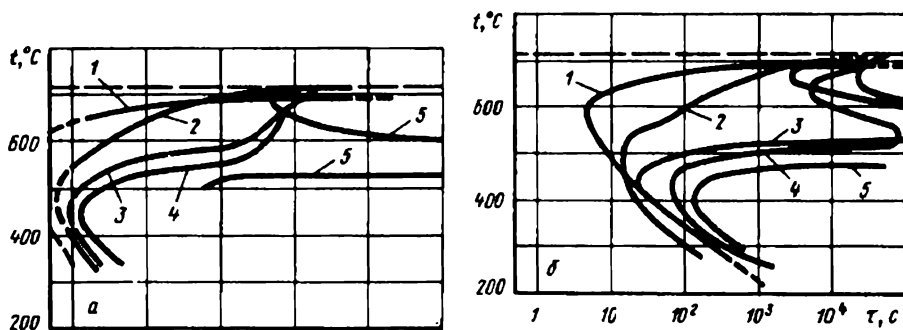


Рис. 61. Влияние молибдена на положение линий начала (а) и конца (б) изотермического превращения аустенита в среднеуглеродистых сталях (0,35 – 0,40 % С) и различным содержанием молибдена [19]:

1 – 0,0%; 2 – 0,21%; 3 – 0,52%; 4 – 0,82%; 5 – 1,96%

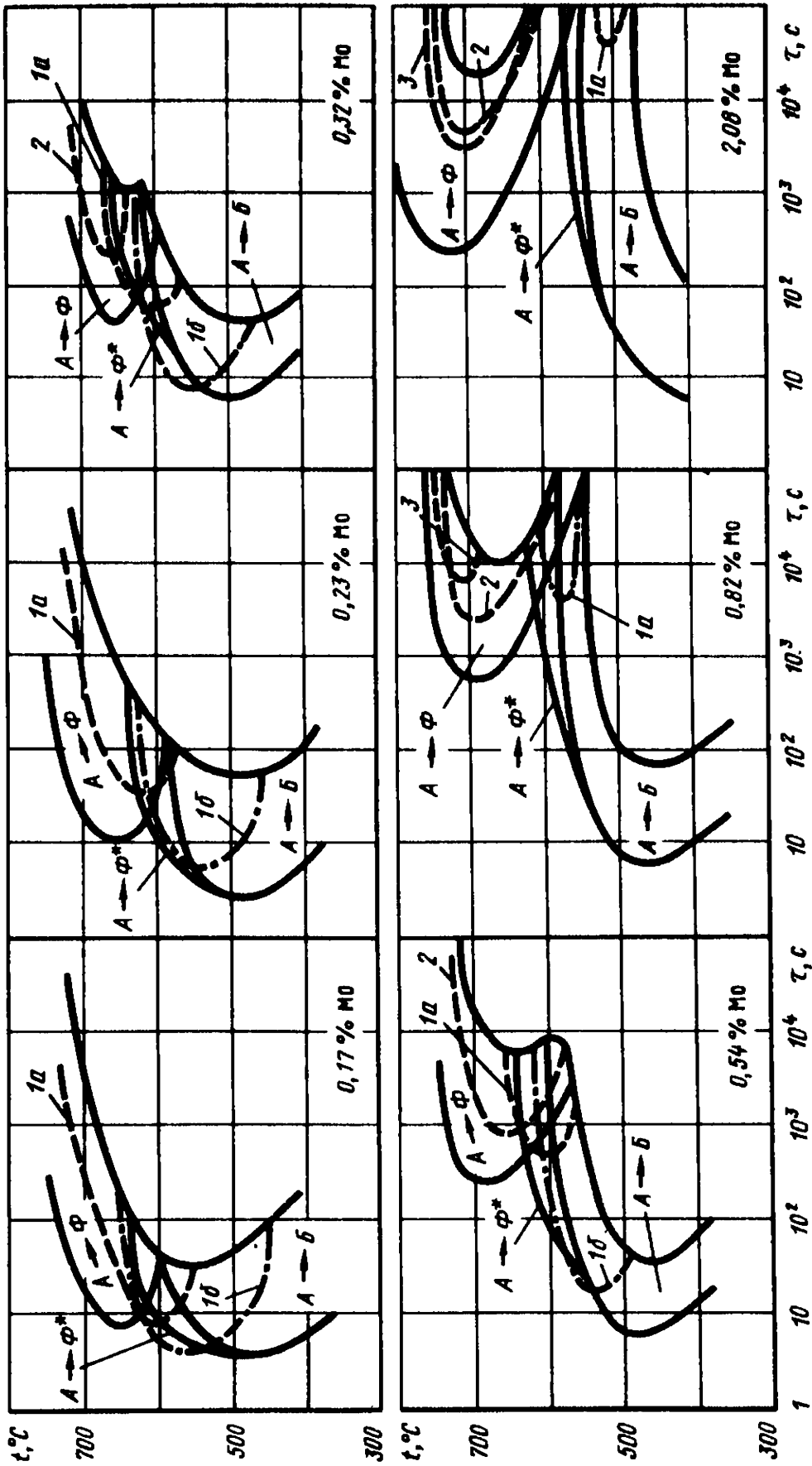


Рис. 62. Влияние молибдена на кинетику изотермического превращения аустенита в среднеуглеродистых сталях (0,48 — 0,54 % С). Предполагается возможность образования нескольких эвтектоидов:

1а — эвтектоид с цементитом; 1б — эвтектоид с цементитом особого строения; 2 — эвтектоид с $(FeMo)_{23}C_6$; 3 — эвтектоид с Mo_2C . Предполагается образование своеобразного избыточного феррита Φ^* [30]

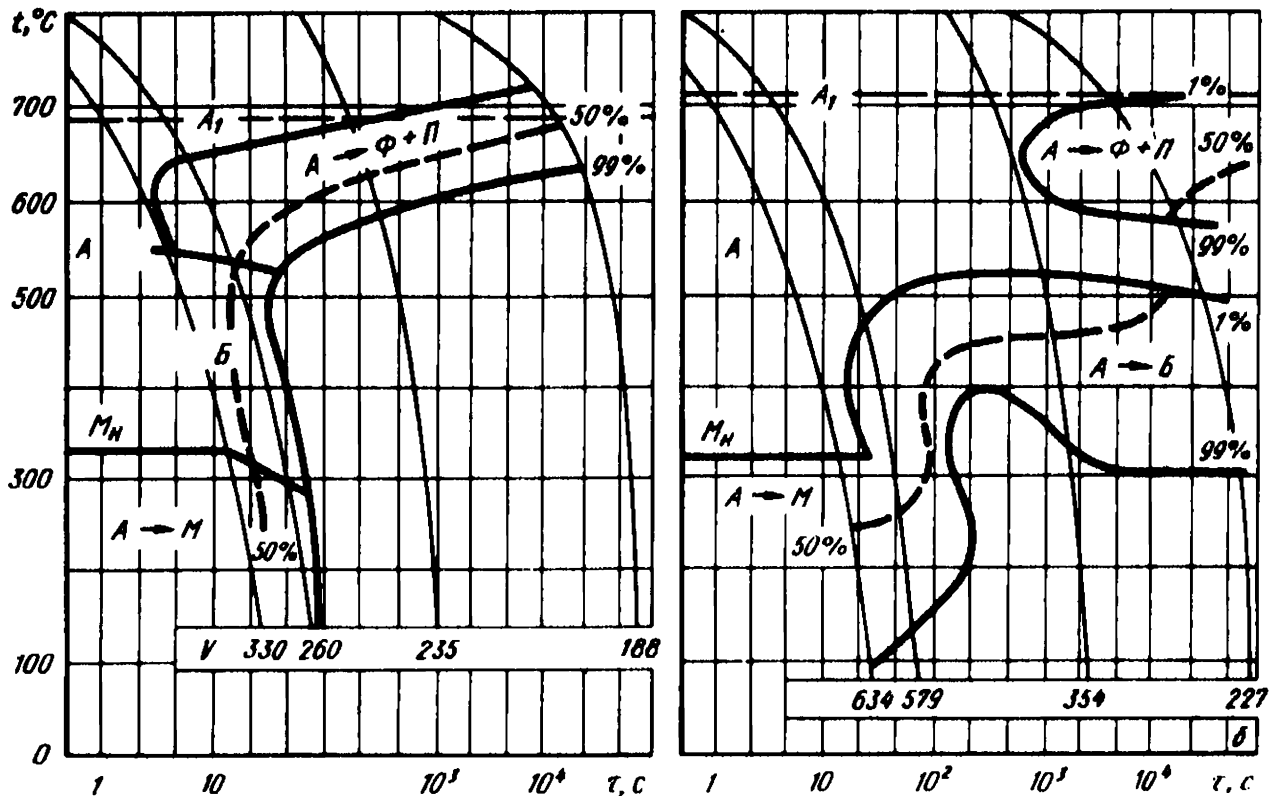


Рис. В ние молибдена на кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении в стали, содержащей 0,36 % С и 1,45 % Мп. Температура нагрева 835 °С [3]:
 а – 0,03 % Мо; б – 0,49 % Мо

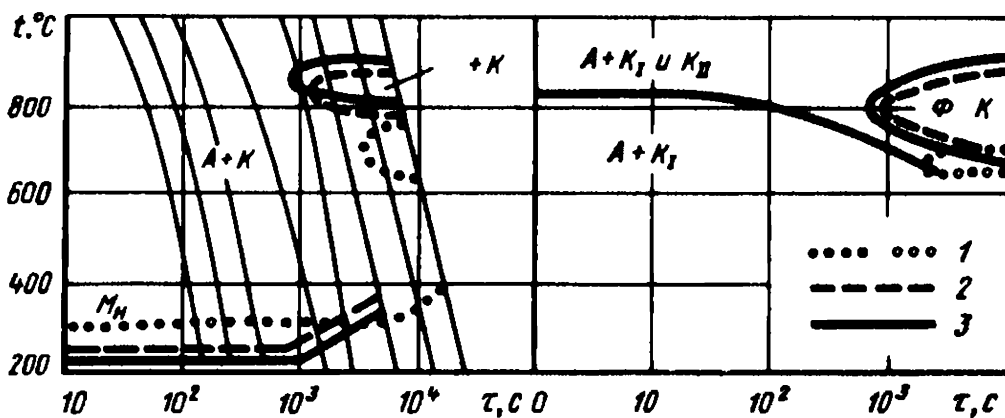


Рис. 64. Влияние молибдена на превращение аустенита при непрерывном охлаждении (а) и в изотермических условиях (б) [29]. Температура нагрева 1200 °С. Состав сталей и обозначения линий:

Обозначение	М овая доля, %					
	С	Cr	Mo	V	Nb	Si
1	0,65	6,2	0,6	3,0	0,11	0,4
2	0,62	6,0	3,2	3,1	0,08	0,4
3	0,64	6,2	5,2	3,1	0,14	0,4

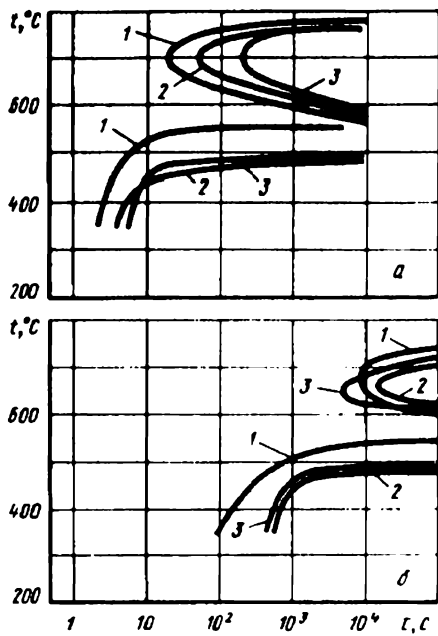
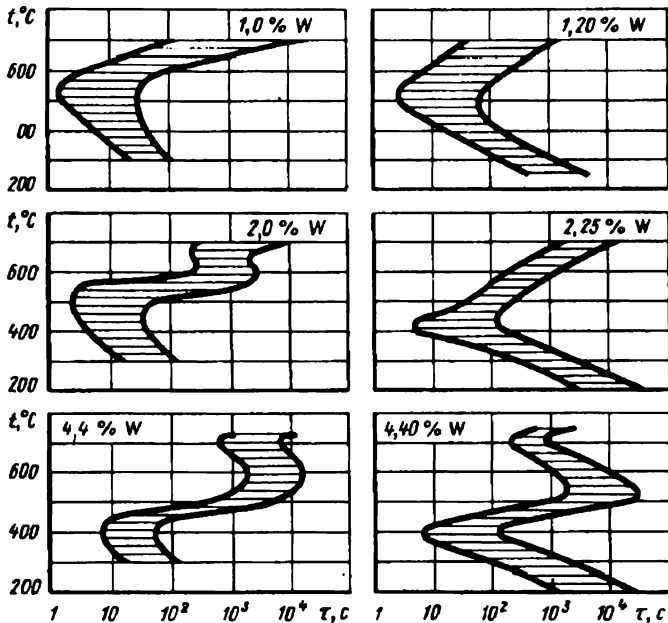


Рис. 65. Влияние молибдена на положение линий начала (а) и конца (б) изотермического превращения аустенита в углеродистой стали с содержанием 0,4 % С и молибдена. Температура нагрева 1100 °С [4]:
1 – 1,06; 2 – 3,18; 3 – 5,44 %



Влияние вольфрама

Рис. 66. Влияние вольфрама на диаграмму изотермического превращения аустенита в сталях с содержанием углерода 0,45 % (слева) и 1,0 % (справа) [44]

Рис. 67. Влияние вольфрама на положение линий начала (а) и конца (б) изотермического превращения аустенита в сталях с содержанием углерода 0,45 % и вольфрама [4]:
 1 — 0,88 %; 2 — 2,77 %; 3 — 4,41 %

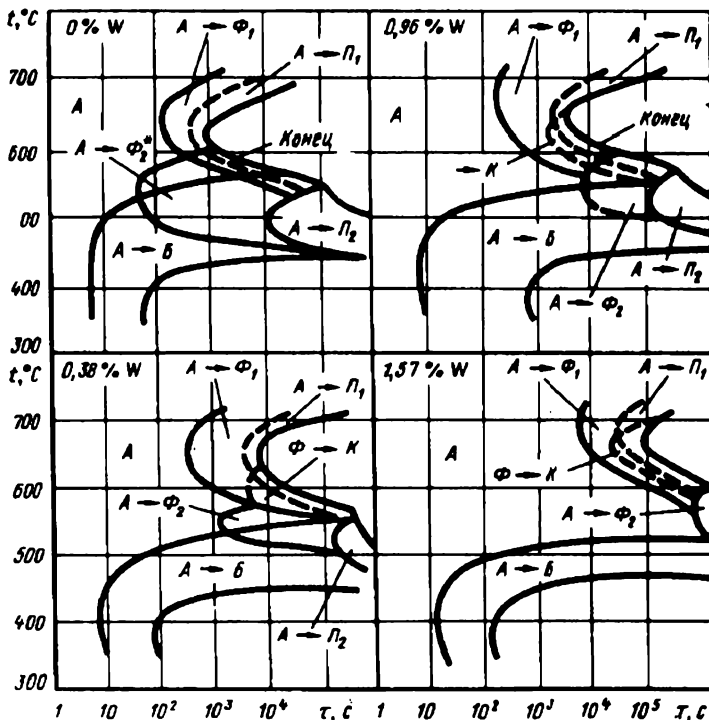
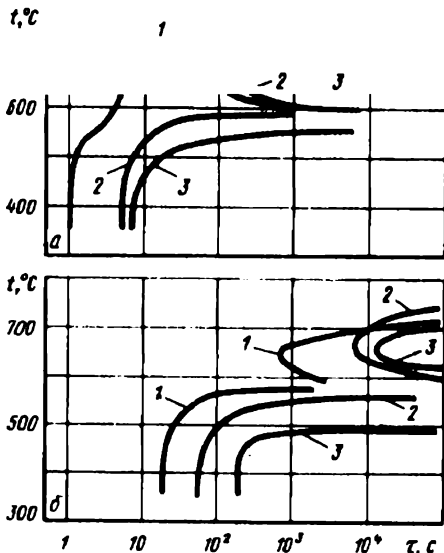


Рис. 68. Влияние вольфрама на кинетику изотермического превращения аустенита в хромо-марганцевованадиевых сталях состава: 0,24 % С; 1,2 % Мn; 1,15 % Сr; 0,32 % V. Предполагается возможность образования нескольких эвектоидов: Π_1 , Π_2 , E_1 , E_2 и избыточного феррита Φ_1 и Φ_2 [32]

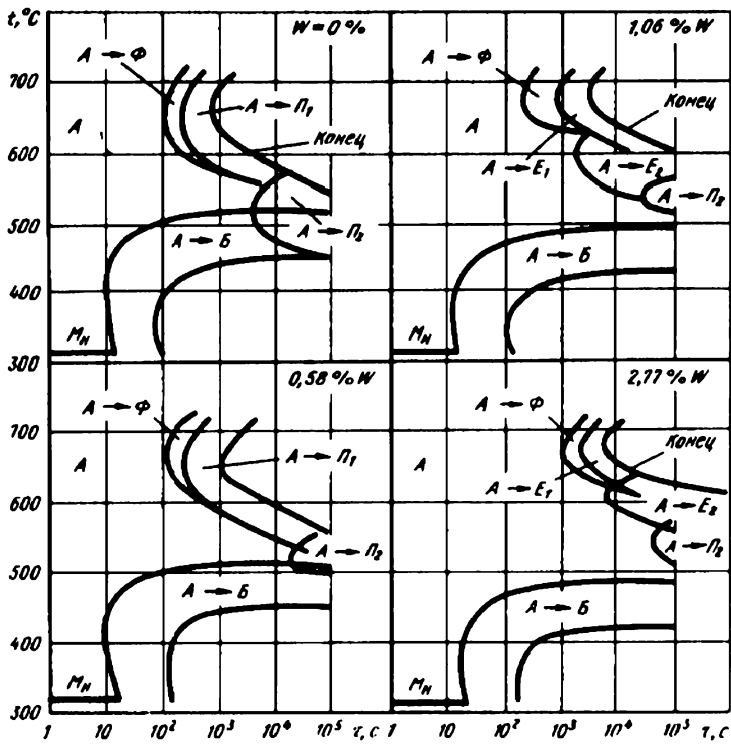


Рис. 69. Влияние вольфрама на кинетику изотермического превращения аустенита в хромо-ванадиевых сталях состава: 0,37 % С; 1,75 % Сг и 0,22 % V. Температура нагрева 1300 °С [31]

Влияние ванадия

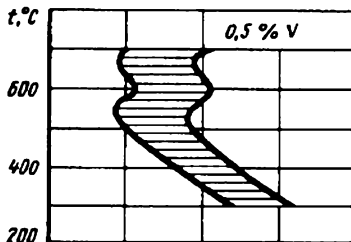
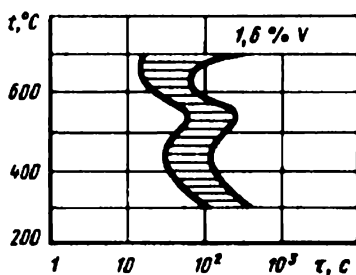
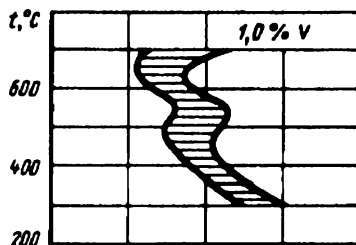


Рис. 70. Влияние ванадия на кинетику изотермического превращения аустенита в сталях с 1,0 % С [44]



Продолжение рис. 70

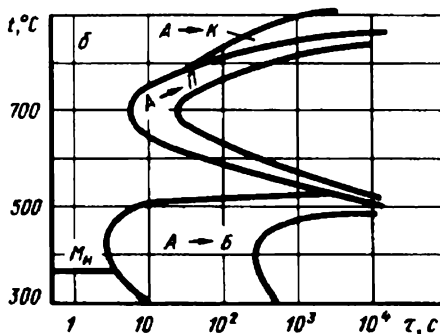
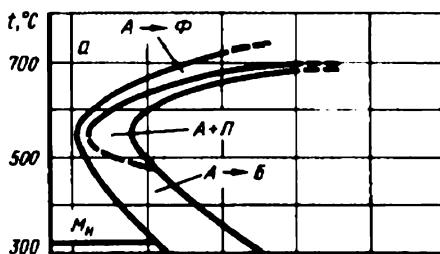


Рис. 71. Сравнение диаграммы кинетики изотермического превращения аустенита в стали.

Температура нагрева 1100 °С [37]:

а — 0,4 % С и 0,01 % V; б — 0,33 % С и 2,29 % V

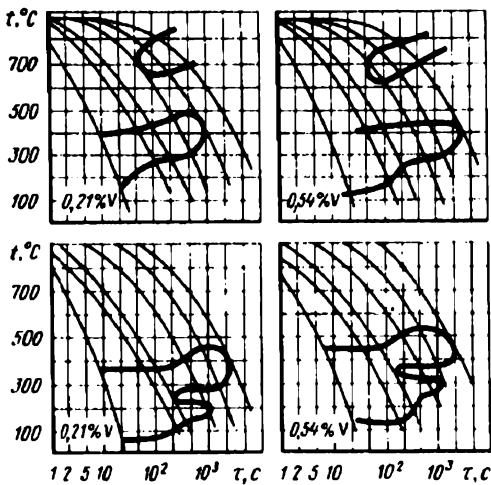
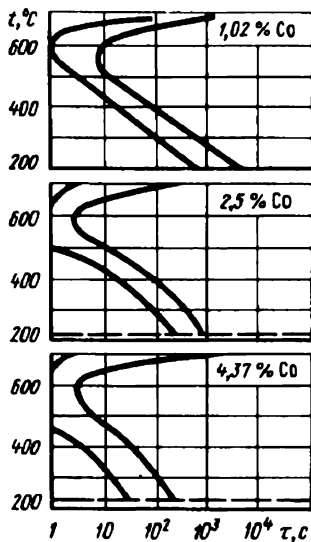


Рис. 72. Влияние ванадия на кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали с содержанием 0,39 % С и 4,5 % Cr: сверху — температура нагрева 890 — 900 °С, снизу — температура нагрева 940 — 950 °С [33]



Влияние кобальта

Рис. 73. Влияние кобальта на кинетику изотермического превращения аустенита в стали с 1,0 % С [44]

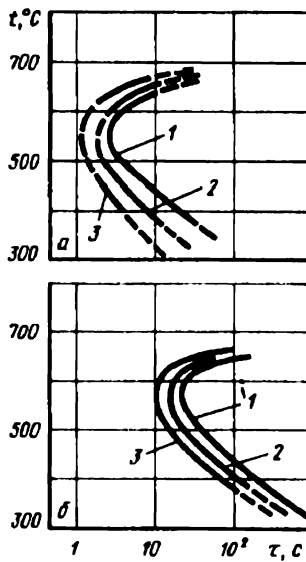


Рис. 74. Влияние кобальта на начало (а) и конец (б) изотермического превращения аустенита в стали состава: 1,0 % С, 0,5 % Мп [19]. Содержание кобальта: 1 - 0,0 %; 2 - 0,95 %; 3 - 1,96 %

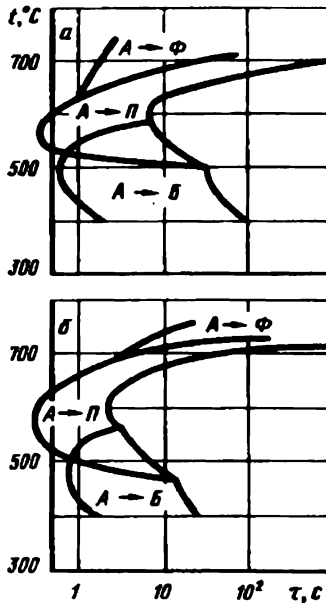


Рис. 75. Диаграммы кинетики изотермического превращения аустенита в кобальтовых сталях. Температура нагрева 1300 °С [37]: а - 0,49 % С и 0,97 % Со; б - 0,70 % С и 2,97 % Со

Влияние бора

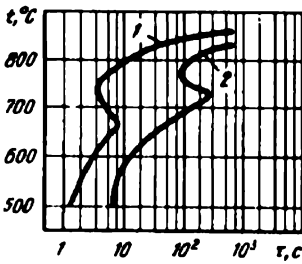


Рис. 76. Влияние бора на кинетику изотермического превращения аустенита в низкоуглеродистой стали (0,1 % С и 0,5 % Мо) [28]:
1 — сталь без бора; 2 — 0,002 — 0,004 % В

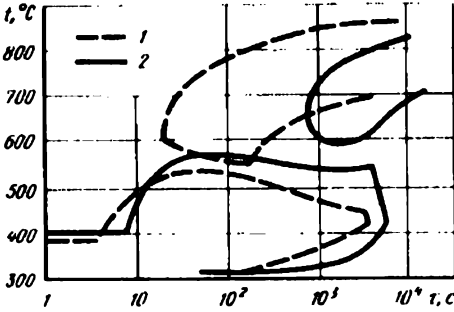


Рис. 77. Влияние бора в низкоуглеродистой стали (0,06 % С) [105]:
1 — 0 % В; 2 — 0,0021 % В и 0,07 % Ti



Рис. 78. Влияние бора на кинетику изотермического превращения аустенита в углеродистой стали с 0,63 % С и 0,87 % Mn [36]:
1 — 0 % В; 2 — 0,0018 % В

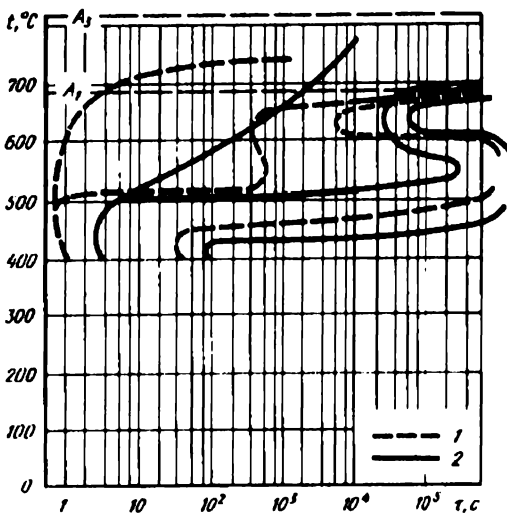


Рис. 79. Влияние бора на кинетику изотермического превращения аустенита в хромоникель-молибденовой стали типа 15XН2М [36]:
1 — 0,0 % В; 2 — 0,003 % В

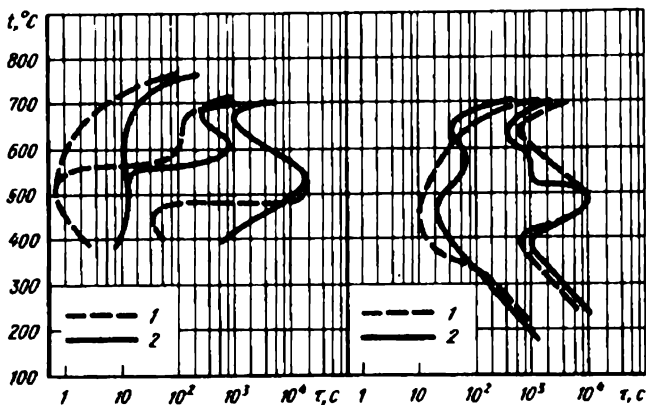
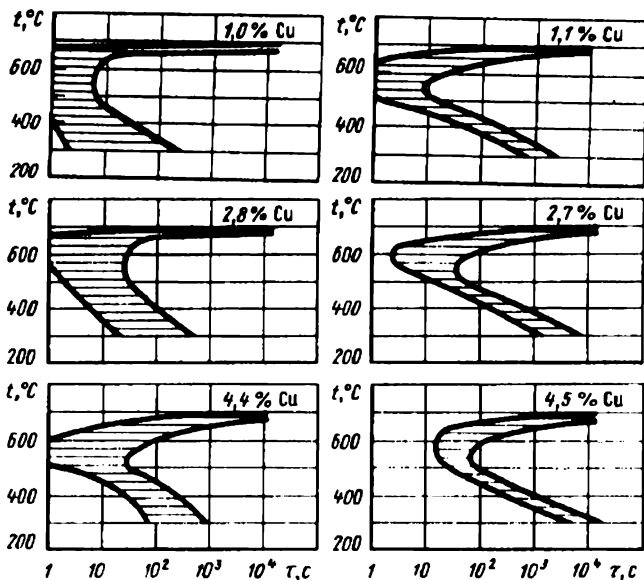


Рис. 80. Влияние бора на кинетику изотермического превращения аустенита в низколегированной хромоникельмолибденовой стали состава: 0,22 % С; 0,57 % Ni; 0,52 % Cr; 0,21 % Mo [37]:
1 — 0 % В; 2 — 0,0025 % В

Рис. 81. Влияние бора на кинетику изотермического превращения аустенита в стали состава: 0,8 % С; 0,58 % Ni; 0,50 % Cr; 0,21 % Mo [37]:
1 — 0,0 % В; 2 — 0,0025 % В



Влияние меди

Рис. 82. Влияние меди на диаграмму изотермического превращения аустенита в сталях с содержанием углерода 0,5 % (слева) и 1,0 % (справа) [44]

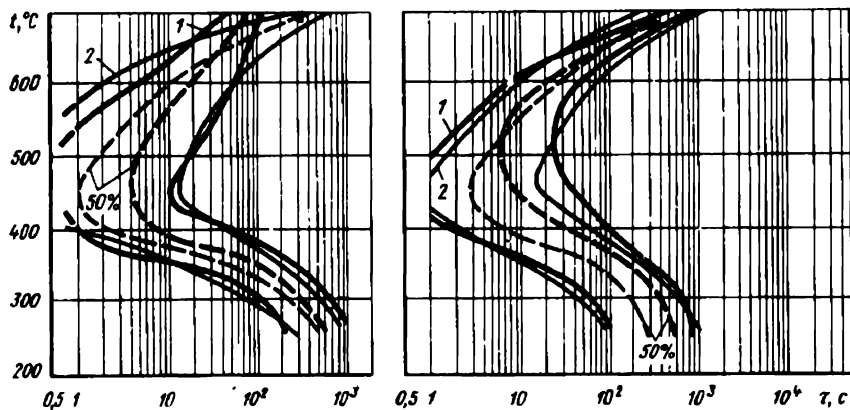
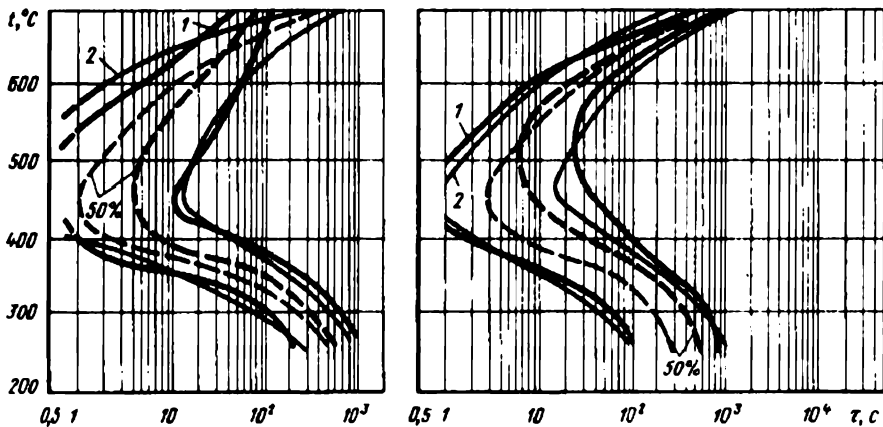
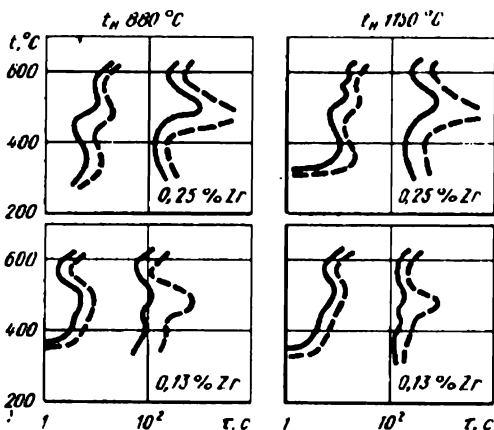


Рис. 83. Влияние меди на диаграмму изотермического превращения аустенита углеродистой стали с содержанием 0,48 % С [30]: тонкие линии — 0,06 % Cu, утолщенные — 1,49 % Cu



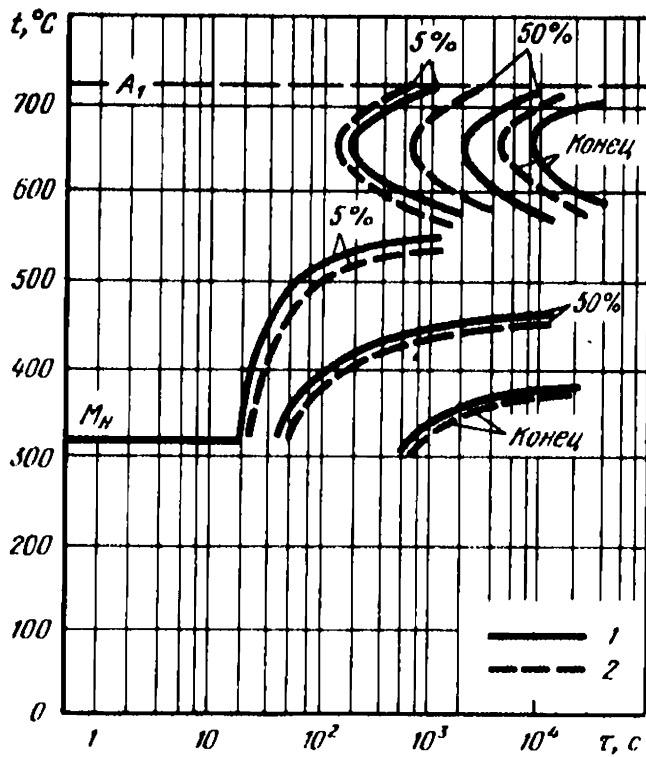
Влияние мышьяка

Рис. 84. Влияние различного содержания мышьяка в стали на кинетику изотермического превращения аустенита. Температура нагрева 850 (а) и 1100 °С (б) [38]:
1 — 0,123 % As; 2 — 0,360 % As



Влияние циркония

Рис. 85. Влияние циркония на кинетику изотермического превращения аустенита в сталях [39]:
сверху — 35ХГ; внизу — 30Х; сплошные кривые — без циркония; штриховые — с дополнительным легированием цирконием [39]



Влияние температуры нагрева

Рис. 86. Влияние температуры нагрева на кинетику изотермического превращения аустенита в хромоникельмолибдеиновой стали типа 34XН1М [126]:
1 — 1100 °С; 2 — 870 °С

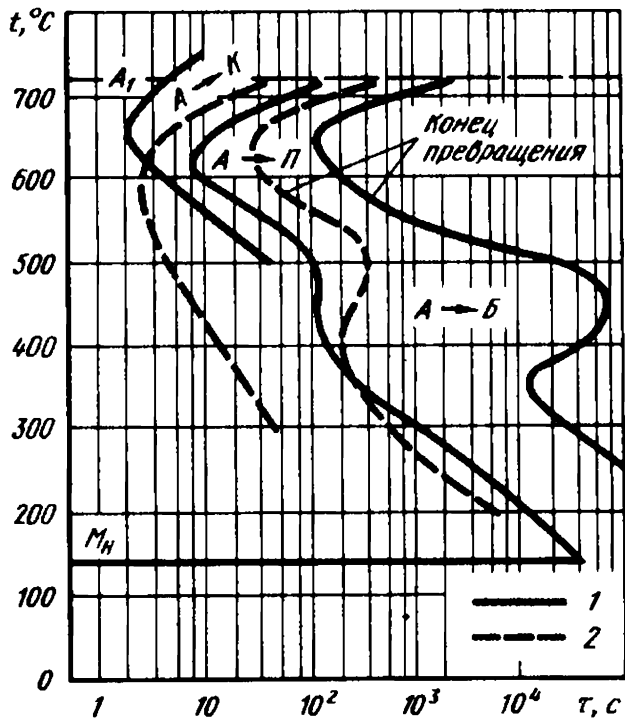
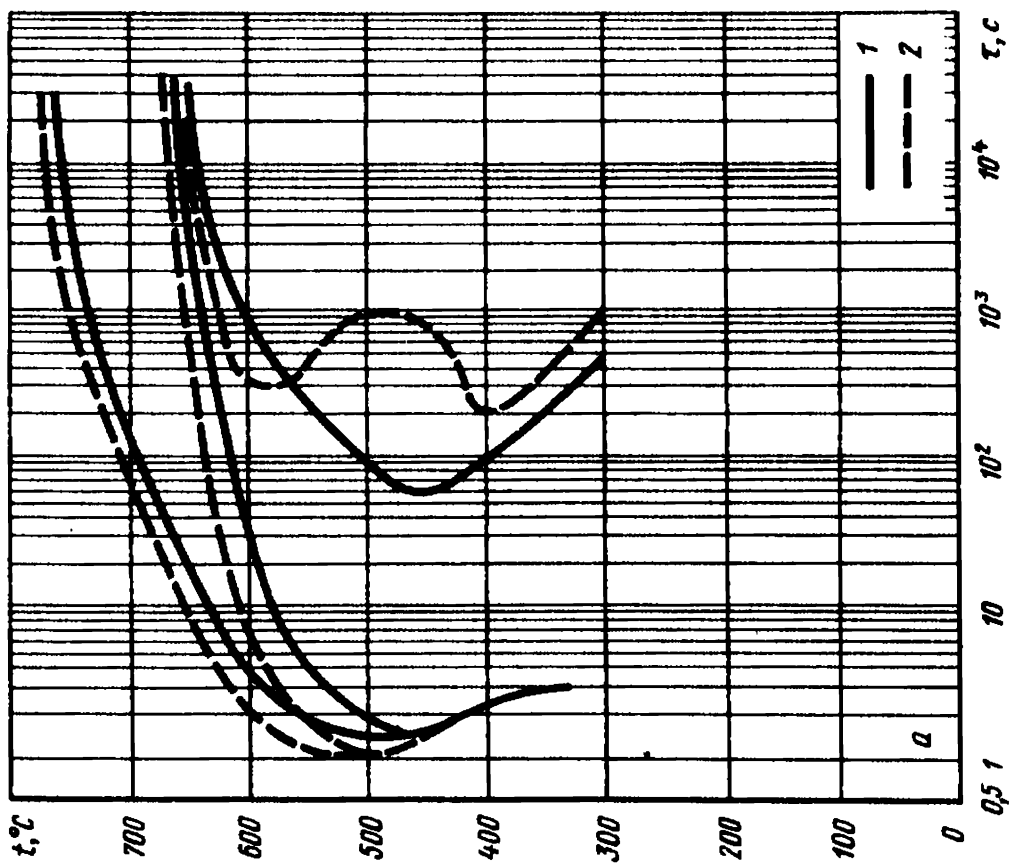
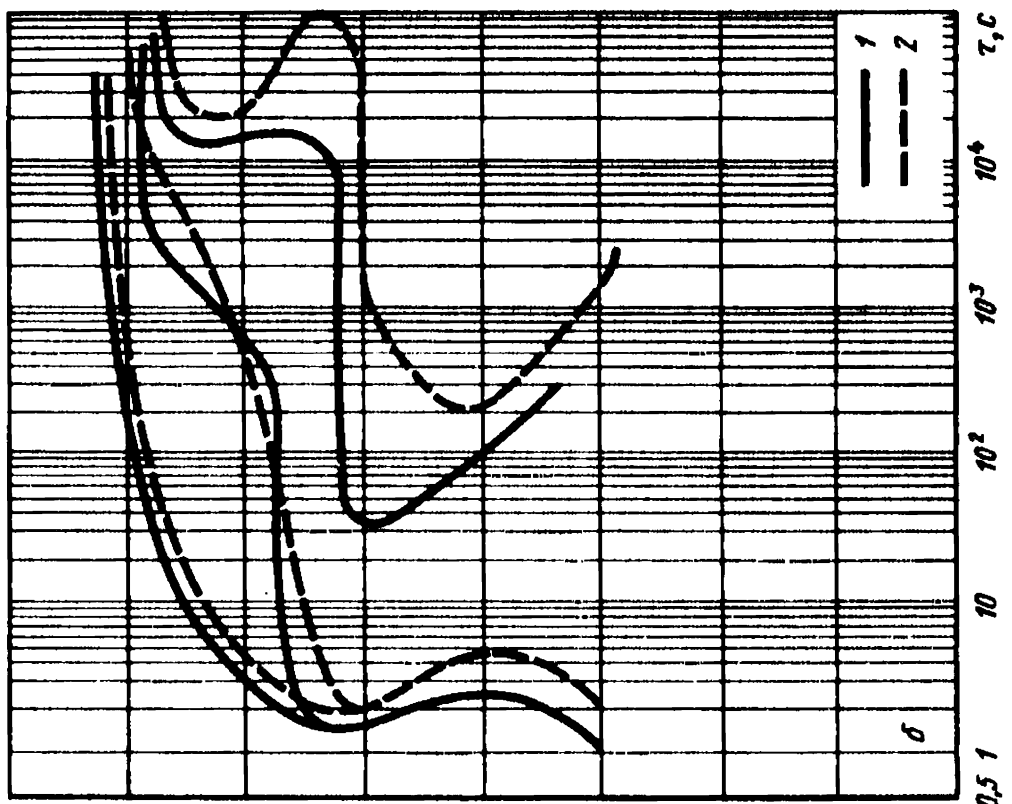


Рис. 87. Влияние температуры нагрева и величины зерна на кинетику изотермического превращения аустенита в стали типа ШХ15 (1,02 % С и 1,41 % Cr) [1]:
1 — температура нагрева 1065 °С, зерно 3; 2 — температура нагрева 845 °С, зерно 9



Влияние гомогенизации

Рис. 88. Влияние гомогенизации на кинетику изотермического превращения аустенита в стали марок 35Г (а) и 35Н2М (б). Температура нагрева 845 °С [19]:

1 — гомогенизированная сталь; 2 — без предварительной гомогенизации

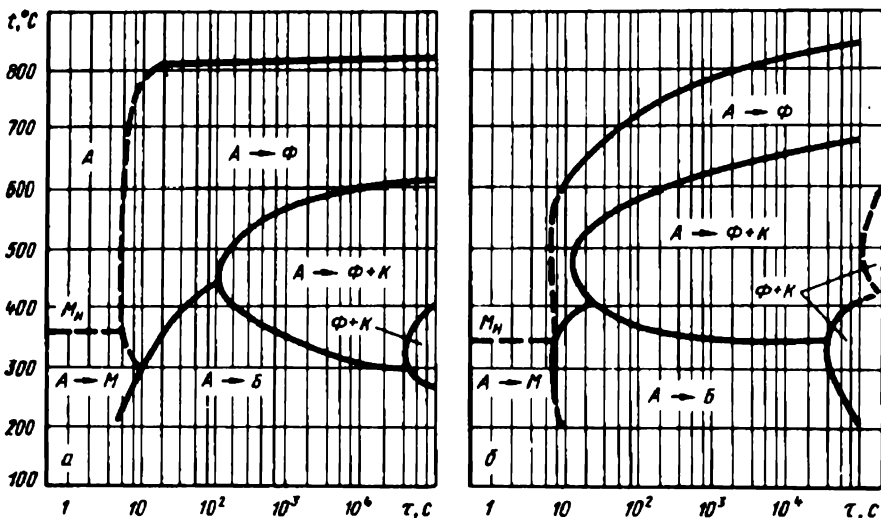
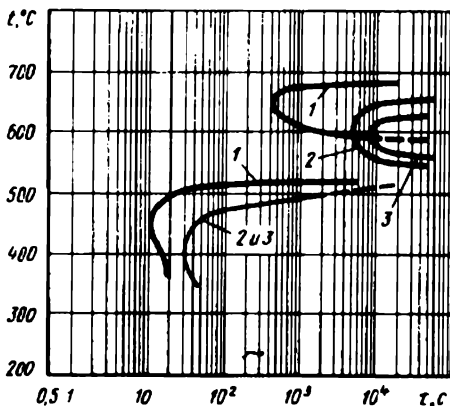


Рис. 89. Влияние гомогенизации ($t_H = 1200$ °С; выдержка 1 ч) непрерывно отлитого сляба из стали 17Г2СФЛ на кинетику изотермического превращения аустенита [40]. Температура нагрева 1000 °С:

а – без гомогенизации; б – после гомогенизации



Влияние технологических факторов

Рис. 90. Влияние места вырезки образцов по сечению слитка массой 4,5 т хромоникеле-молибденовой стали 34ХНЗМ на положение линий начала изотермического превращения аустенита:

1 – низ слитка центральные слои; 2 – верх слитка, край; 3 – верх слитка, центр

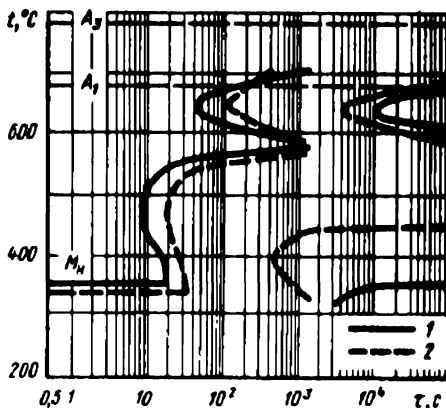


Рис. 91. Влияние горячей механической обработки на кинетику изотермического превращения аустенита в стали типа 35XNM состава: 0,37 % C; 0,60 % Cr; 0,99 % Ni и 0,22 % Mo. Температура нагрева 835 °C [127]:

1 – центральные слои нижней части слитка; 2 – проволока, полученная из того же слитка

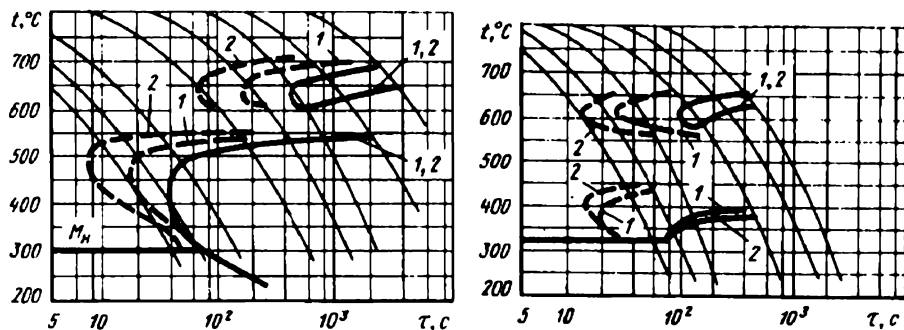


Рис. 92. Изменение кинетики превращения аустенита в изотермических условиях (штриховые линии) и при непрерывном охлаждении (сплошные линии) под действием горячей прокатки стали 40XNM (0,40 % C; 0,74 % Cr; 1,46 % Ni; 0,15 % Mo). Температура нагрева 950 °C, подстуживание до 900 °C и деформация на 25 % со скоростью $\dot{\epsilon} = 20 - 25 \text{ c}^{-1}$ [42]:

1 – недеформированное состояние; 2 – после деформации

Рис. 93. Изменение кинетики превращения аустенита в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении стали 30XГСН2 (0,28 % C; 0,70 % Si; 1,08 % Mn; 1,13 % Cr; 1,93 % Ni) под действием горячей прокатки. Обозначения линий те же, что на рис. 92 [42]

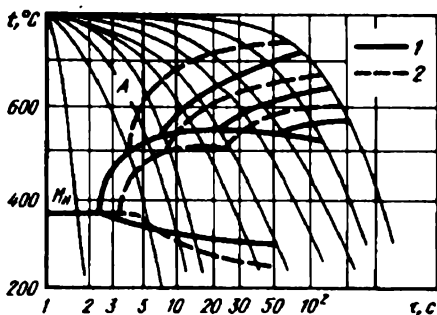
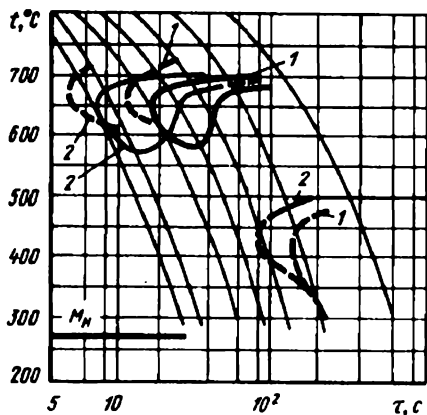


Рис. 94. Изменение кинетики превращения аустенита в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении стали 60ХС2 (0,56 % С; 1,7 % Si; 0,92 % Cr) под действием горячей прокатки. Обозначения линий те же, что на рис. 92 [42]

Рис. 95. Влияние горячей деформации на кинетику превращения аустенита в малоуглеродистой стали 17Г2АФ. Температура нагрева 1000 °С [43]:
1 — без деформации; 2 — после горячей деформации

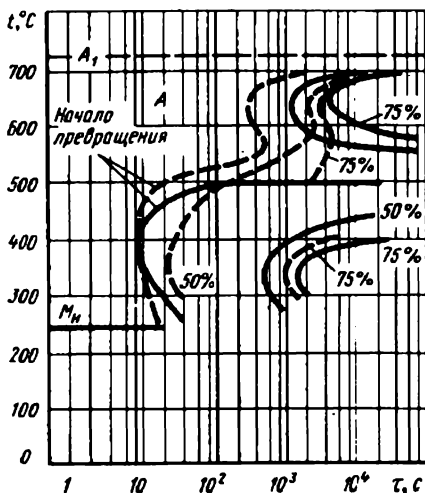


Рис. 96. Влияние пластической деформации (35 %, скорость деформации $\epsilon = 10^{-2} \text{ c}^{-1}$) на кинетику изотермического превращения аустенита стали 37ХН3. Температура нагрева 880 °С [128]:
1 — без деформации; 2 — после деформации

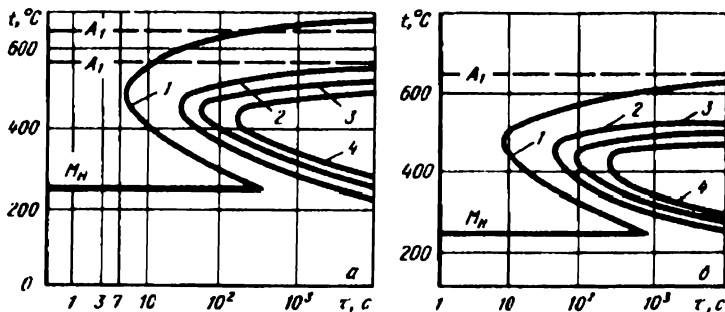


Рис. 97. Влияние гидростатического давления на кинетику превращения аустенита стали состава: 0,46 % С; 5,05 % Ni [45]:

а — 5 % распада; б — 50 % распада; давление в мегаласкалях: 1 — 10; 2 — 1000; 3 — 1500; 4 — 2000; 5 — 17000

Рис. 98. Влияние гидростатического давления на кинетику превращения аустенита стали 30Г2Р состава: 0,31 % С; 2,02 % Mn и 0,001 % В. Обозначения линий те же, что на рис. 97 [45]

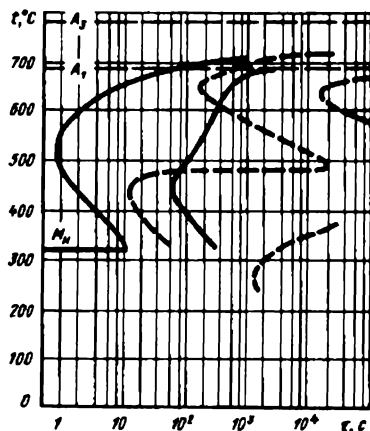
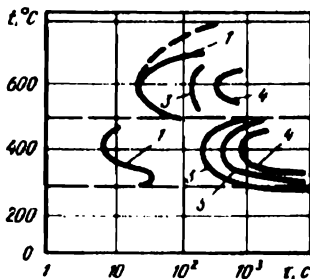


Рис. 99. Влияние способа нагрева на кинетику изотермического превращения аустенита стали 40ХН2М (0,42 % С; 0,80 % Cr; 1,79 % Ni и 0,33 % Mo). Температура нагрева 845 °С [41]:

1 — индукционный нагрев; 2 — печной нагрев

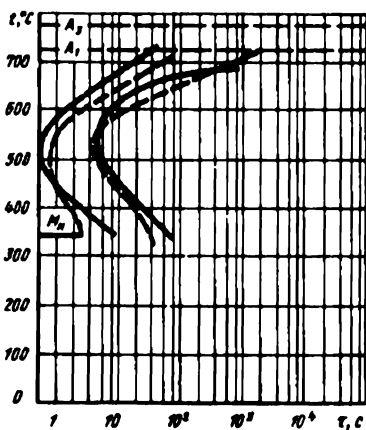


Рис. 100. Влияние способа нагрева на кинетику изотермического превращения аустенита стали 50Г (0,50 % С; 0,91 % Mn). Обозначения линий — те же, что на рис. 99.

3. ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ И ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ РАСПАДА АУСТЕНИТА В ПРОМЫШЛЕННЫХ МАРКАХ СТАЛИ

3.1. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Углеродистые стали

Электротехническая нелегированная
 сталь [6]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	t _H
0,03	Сл.	Сл.	—	—	—	910	960

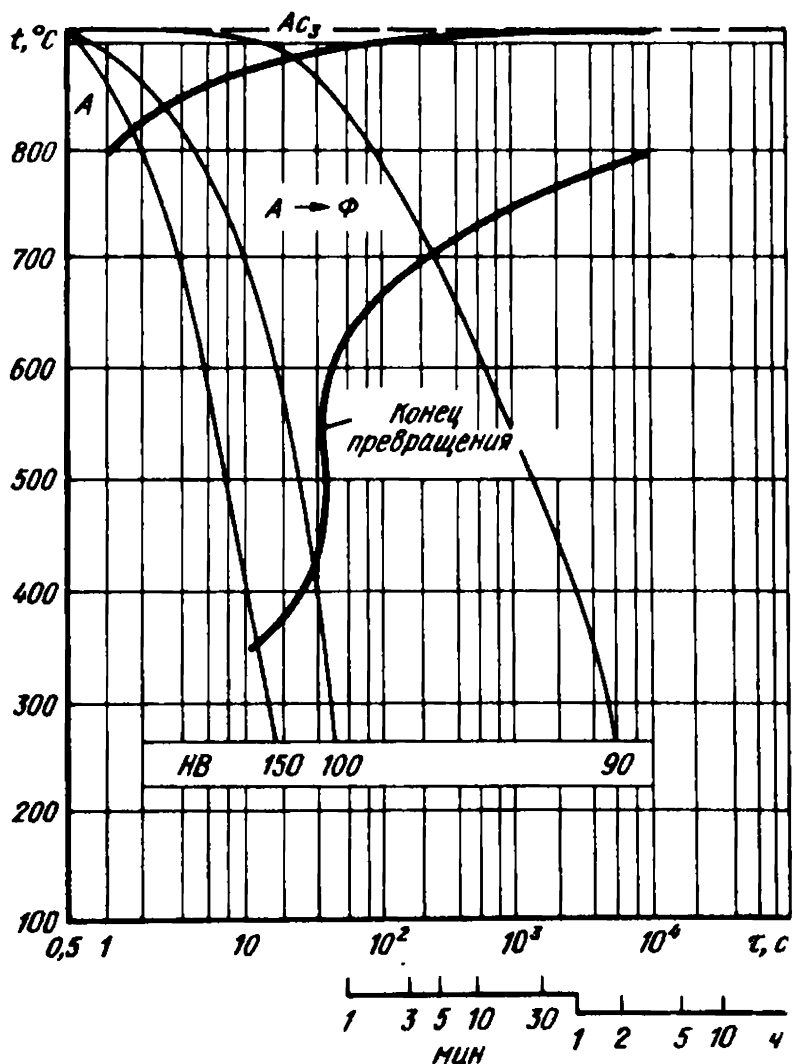


Рис. 101.

Сталь 05кп [2]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	t _H
0,05	—	0,25	—	—	720	880	950

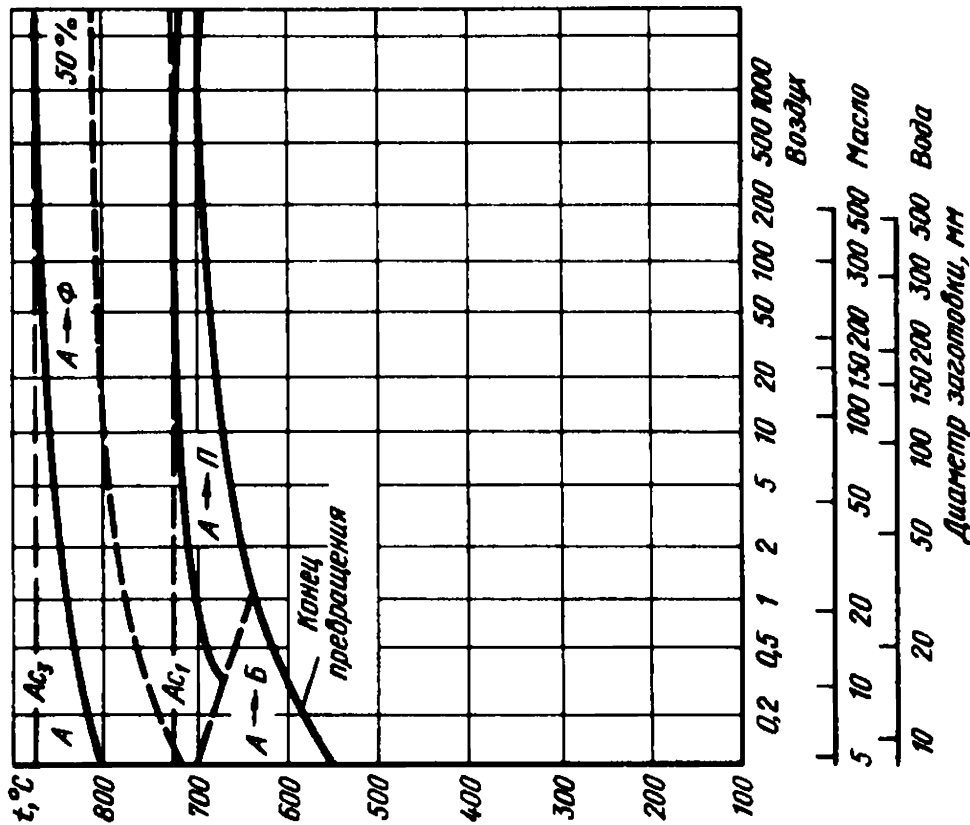


Рис. 102.

Сталь 08кп [2]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	t _H
0,10	—	0,40	0,02	—	740	860	950

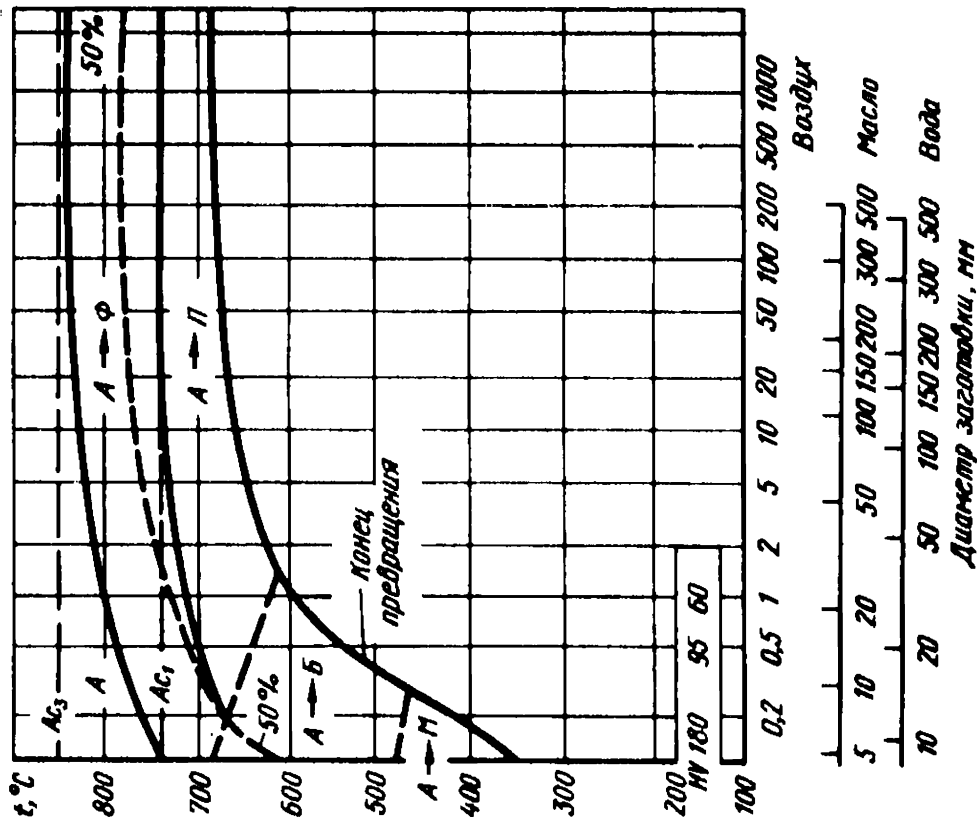


Рис. 103.

Сталь 10П [3]

C	Si	Mn	B	S	A ₁	A ₃	t _H
0,096	0,32	0,66	0,0048	—	710	885	915

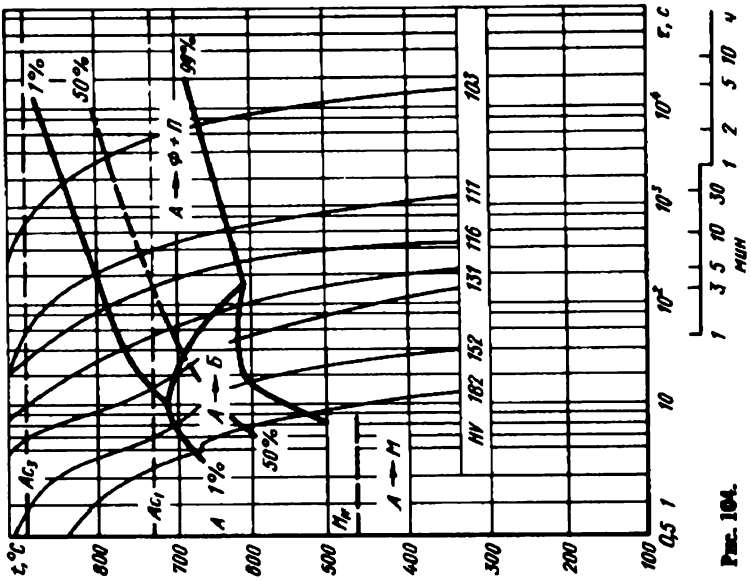


Рис. 104.

Сталь 10 [4]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	t _H
0,13	0,22	0,65	0,031	0,024	715	868	910

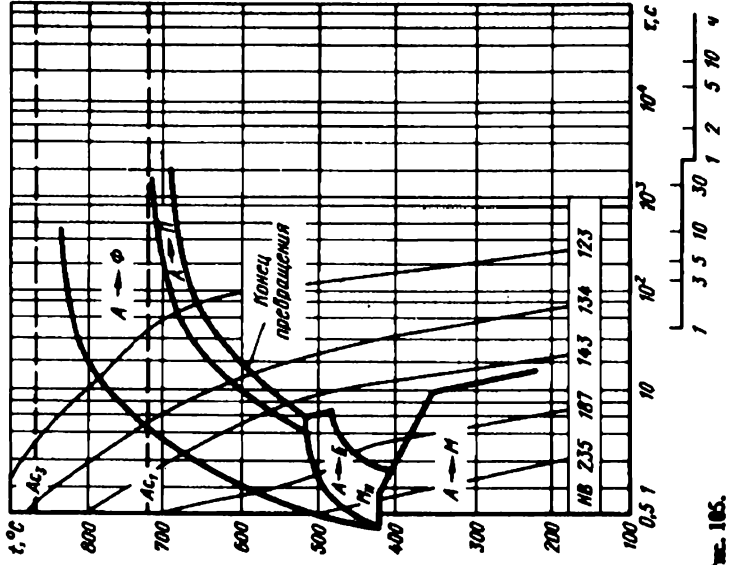


Рис. 105.

Сталь 10 [5]

C	Si	Mn	Cu	Cr	A ₁	A ₃	t _H
0,13	0,26	0,56	0,20	0,07	725	870	920

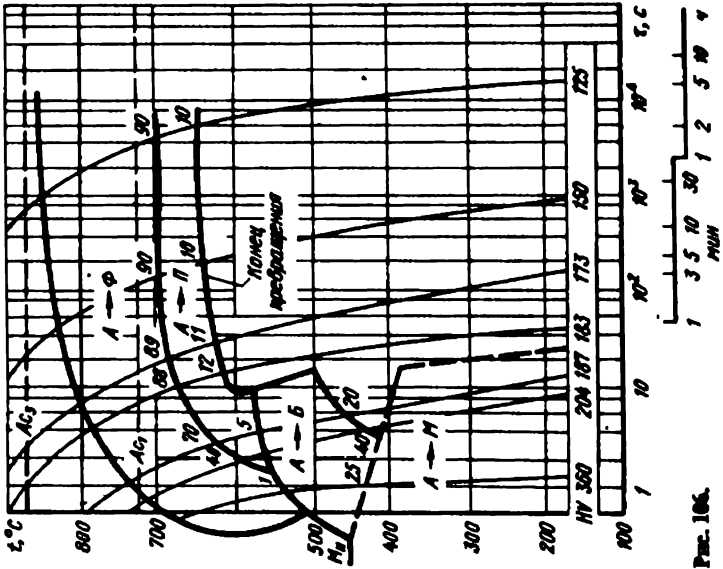


Рис. 106.

Сталь 15 [2]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	0,20	0,45	0,02	0,02	—	825	440	900

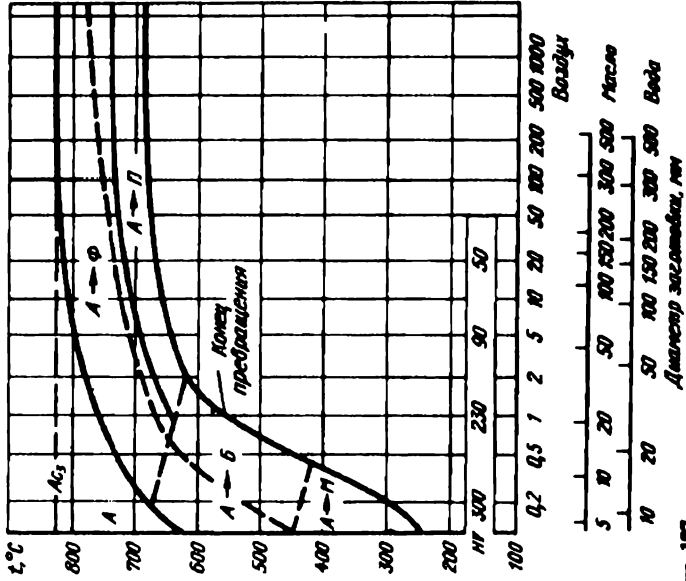


Рис. 107.

Сталь 20ХН [6]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	Сл.	0,49	0,03	0,03	715	855	470	910

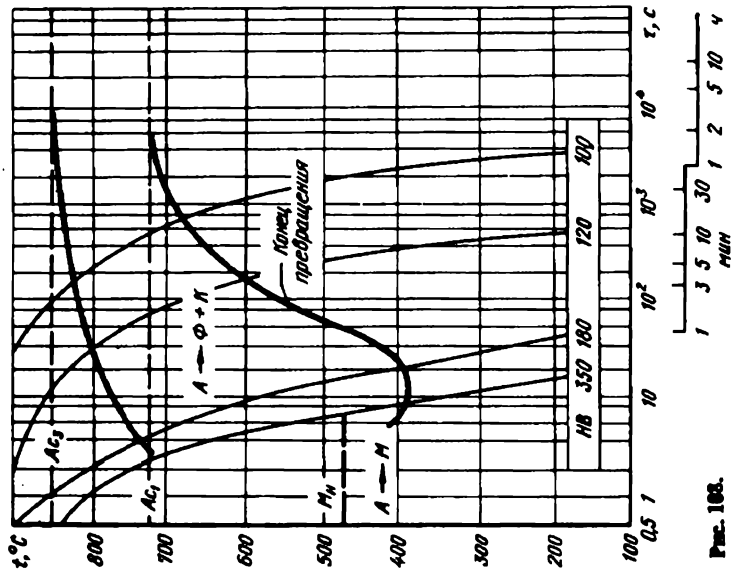


Рис. 108.

Сталь 20P [48]

C	Si	Mn	B	Al	A ₃	M _H	t _H
0,19	—	—	0,0087	0,034	—	440	900

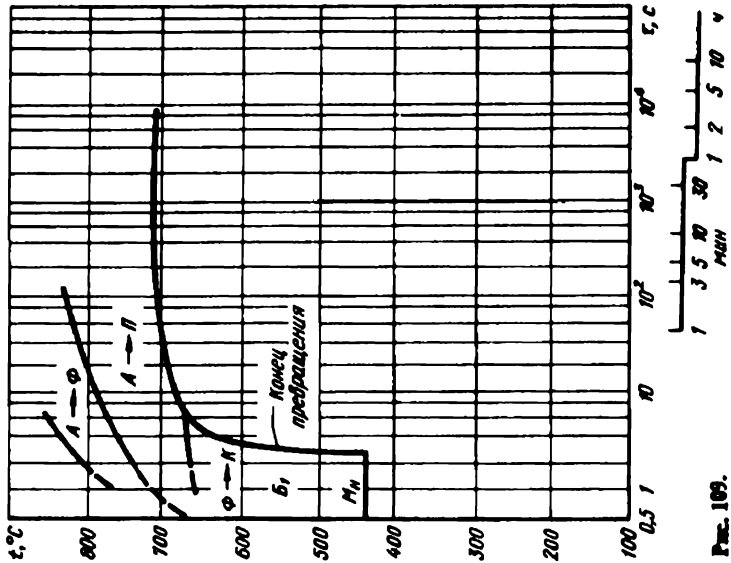
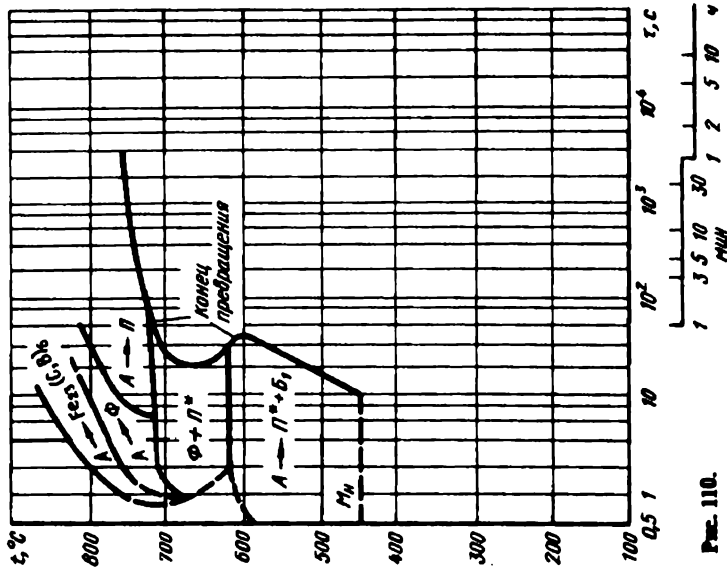


Рис. 109.

Сталь 200 [48]

C	Si	Mn	B	Al	A ₃	M _H	t _H
0,19	—	—	0,0087	0,034	—	440	1200



88 Рис. 110.

Сталь 35 [7]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,27	0,66	0,21	0,22	735	810	360	850

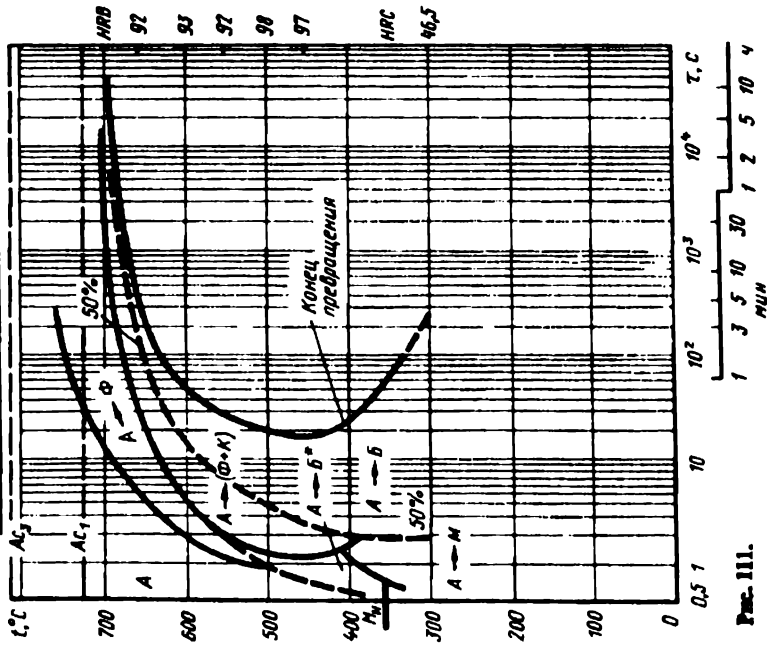


Рис. 111.

Сталь 40 [50]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	0,23	0,62	0,02	0,009	720	800	300	850

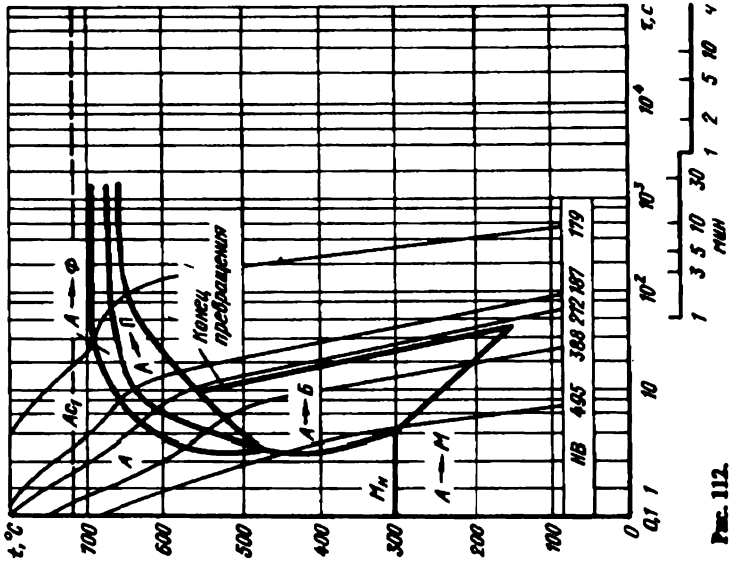


Рис. 112.

Сталь 35 [7]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,27	0,66	0,21	0,22	735	810	360	1300

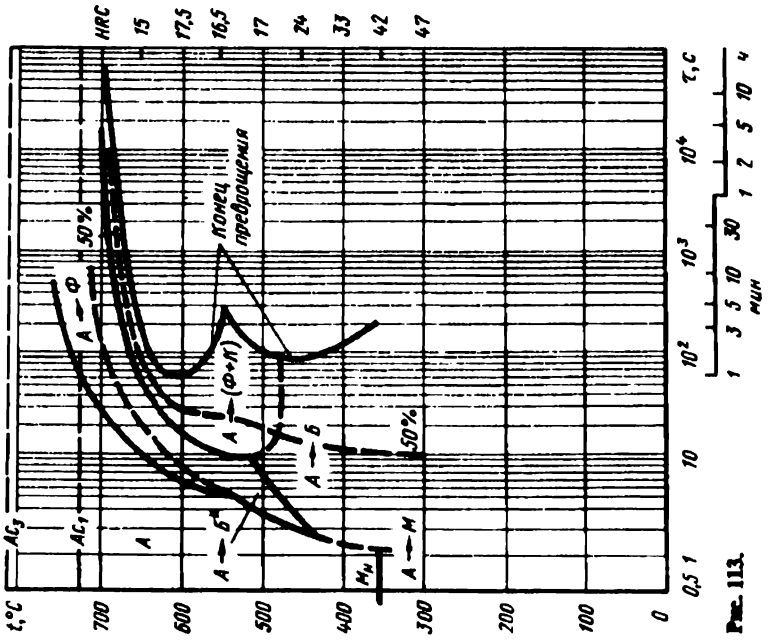


Рис. 113.

Сталь 40 [2]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	0,20	0,70	0,02	0,02	720	780	350	850

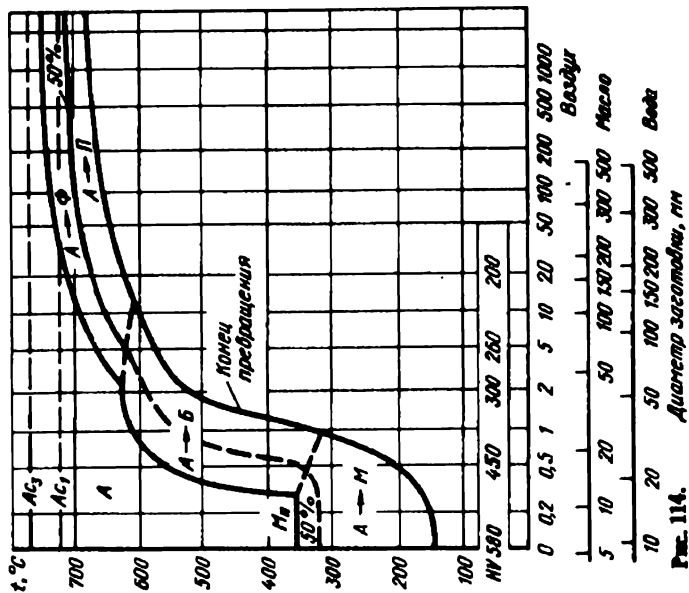


Рис. 114.

Диаметр заготовки, мм

Время

Минут

Сталь 40 [5]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	0,22	0,66	0,15	0,02	735	780	350	880

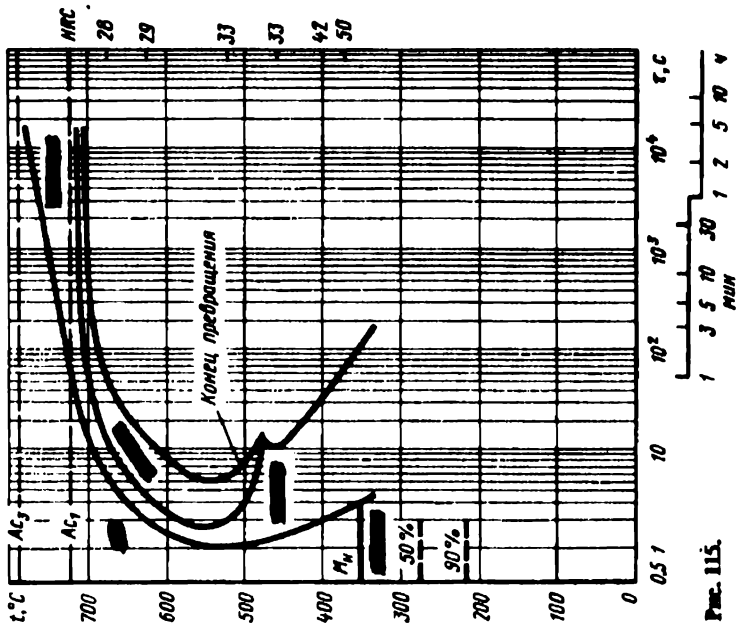


Рис. 115.

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	0,22	0,66	0,15	0,02	735	780	350	1050

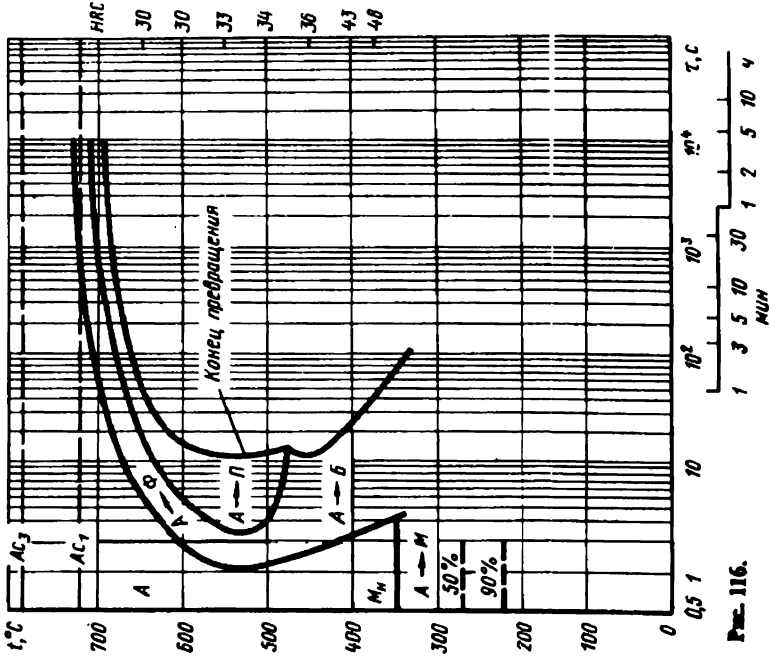


Рис. 116.

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	0,22	0,66	0,15	0,02	735	780	350	880

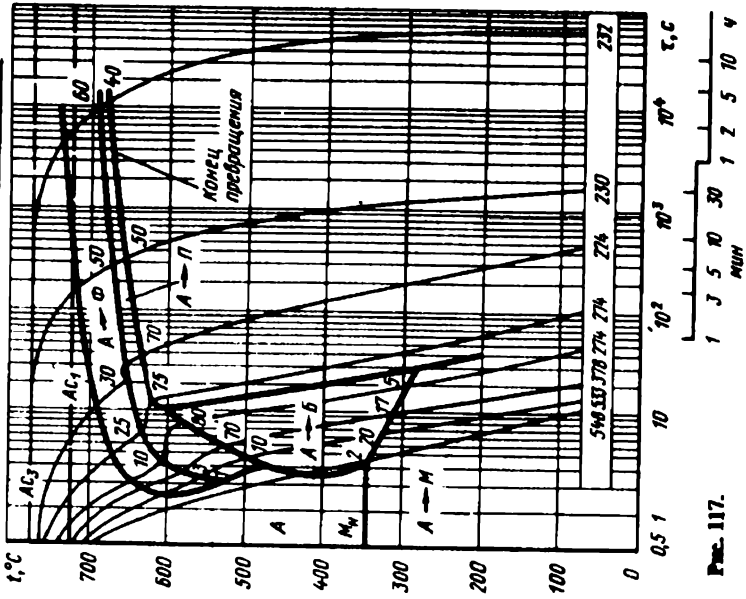


Рис. 117.

Сплав 48 [5]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	0,22	0,66	0,15	0,02	735	780	350	1050

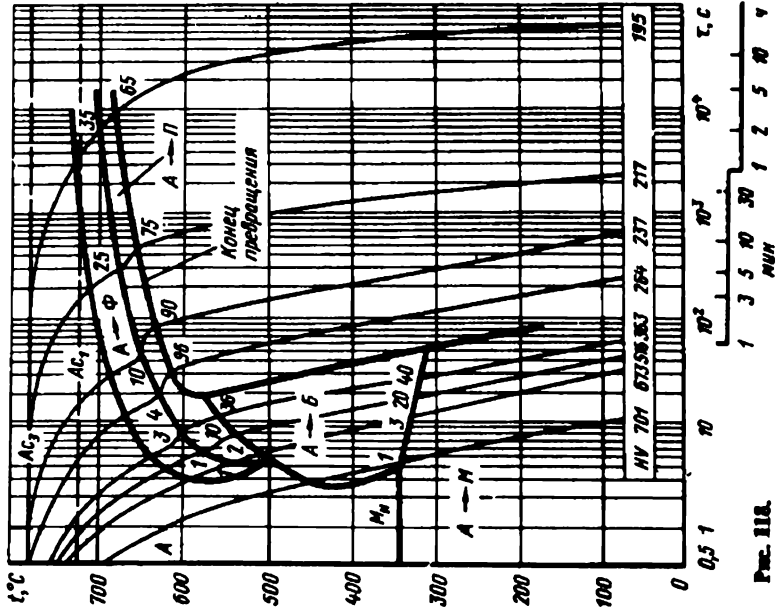


Рис. 118.

Сплав 50 [2]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,51	0,30	0,75	0,02	0,02	720	790	340	830

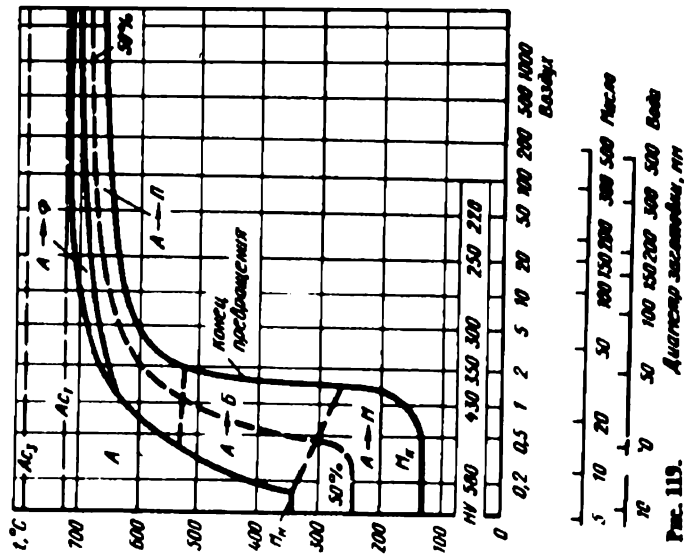


Рис. 119.

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,53	0,18	0,49	0,024	0,015	725	780	340	1100

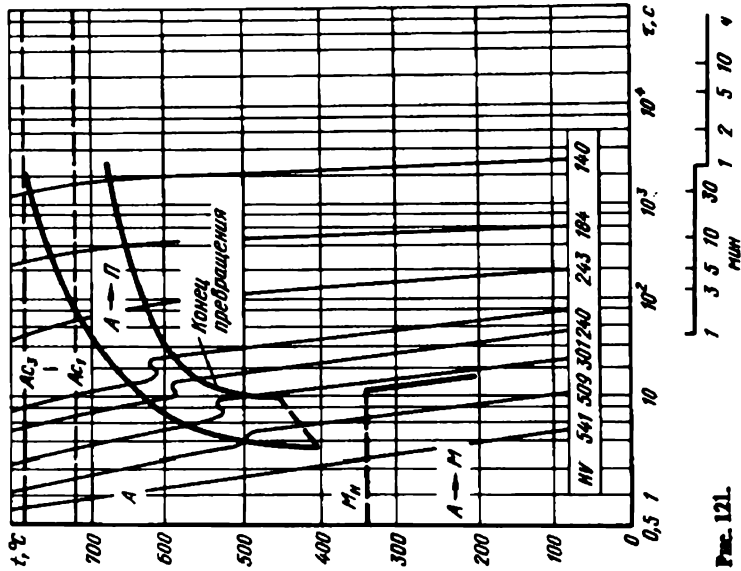


Рис. 121.

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,53	0,18	0,49	0,024	0,015	725	780	340	900

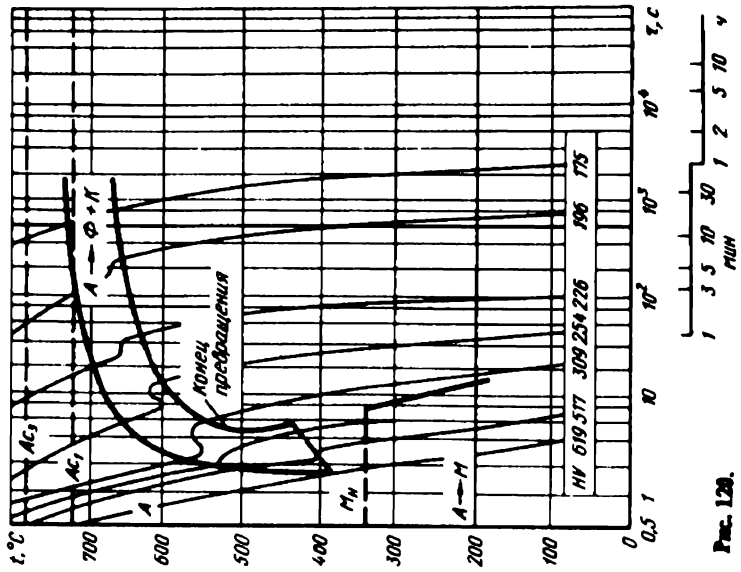
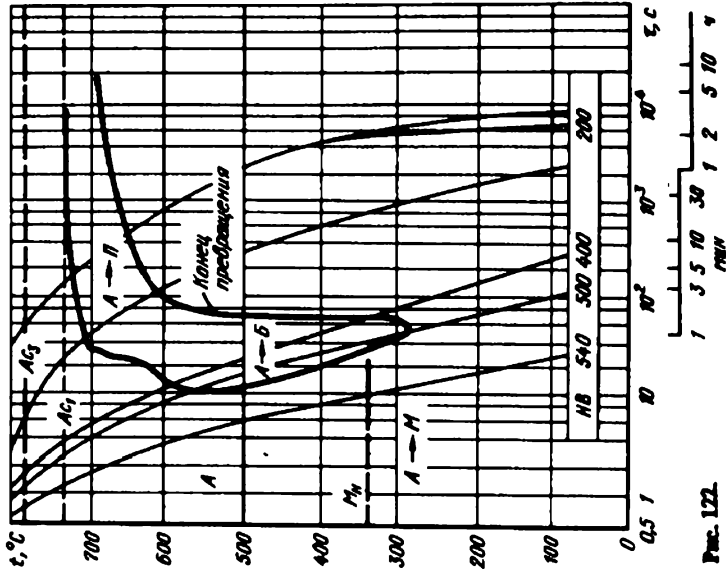


Рис. 120.

Сталь 60Ц [6]

C	Si	Mn	Zr	P	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,59	0,34	0,78	0,15	0,043	730	785	330	830



Ст. Рис. 122.

Марганцовистые стали

Сталь 08Г [51]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,065	0,20	0,78	0,012	0,005	710	880	500	920

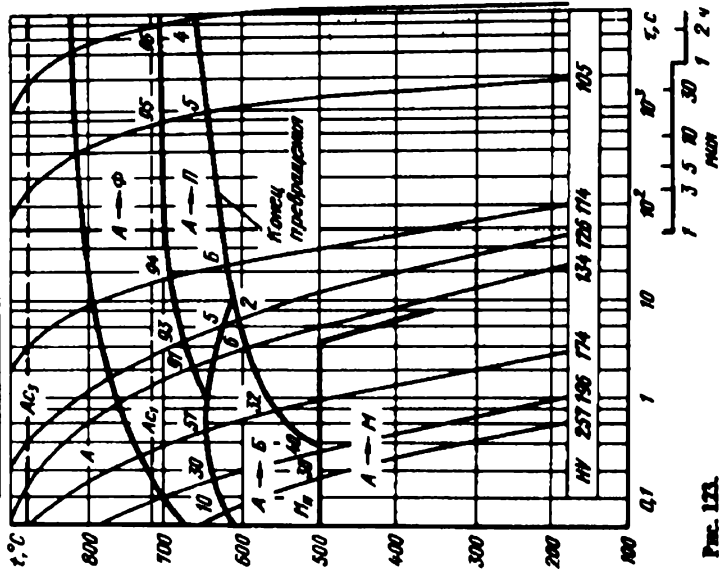


Рис. 123.

Сталь 20Г

с повышенным содержанием марганца [2]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,20	1,20	0,02	—	720	820	430	870

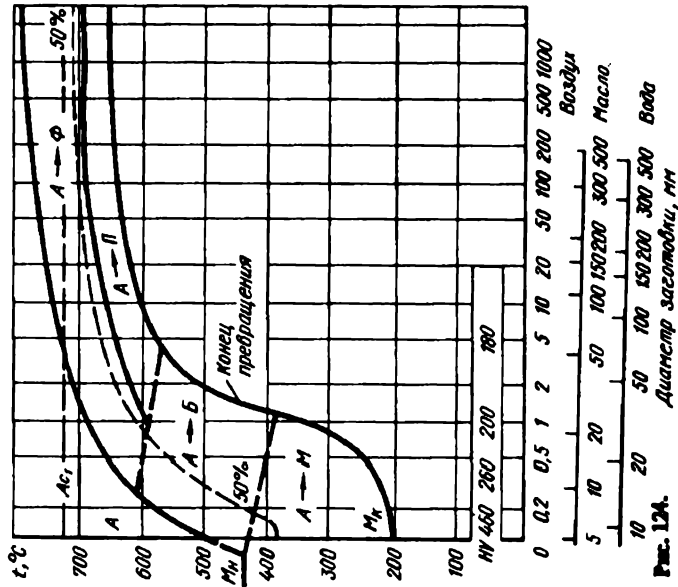


Рис. 12А.

Сталь 20Г

с повышенным содержанием марганца [5]

C	Si	Mn	Cr	S	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,42	1,20	0,08	0,02	720	860	420	900

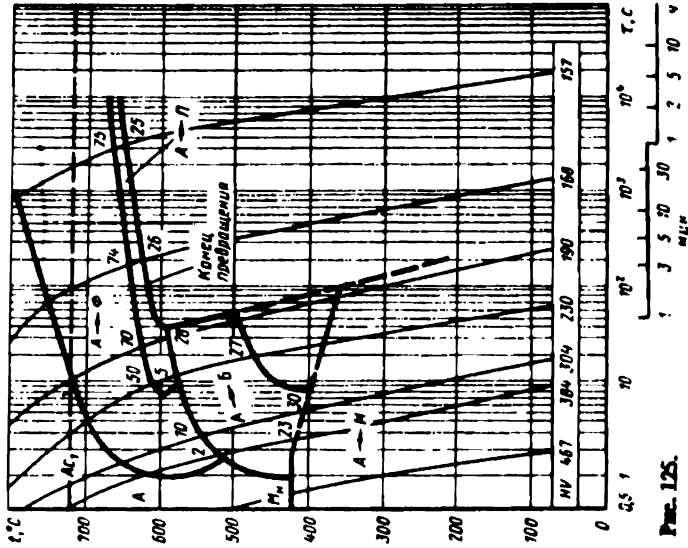


Рис. 12Б.

Сталь 20Г

с повышенным содержанием кремния
и марганца [5]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	0,53	1,20	0,08	0,17	720	860	420	900

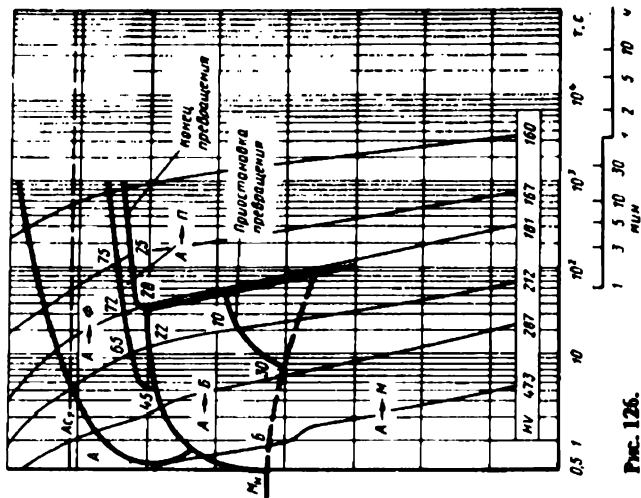


Рис. 126.

Сталь 30Г

с повышенным содержанием марганца [7]

C	Si	Mn	Cu	Cr	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,33	0,30	1,12	0,19	0,11	735	800	355	850

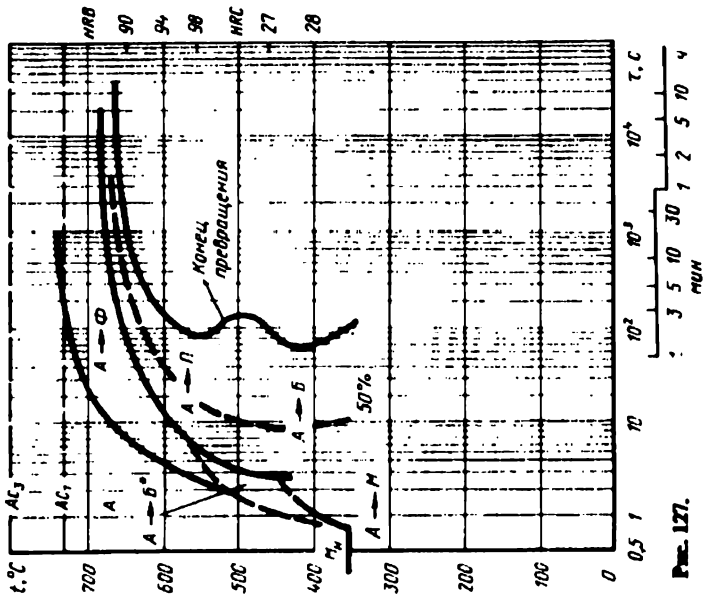


Рис. 127.

Сталь 30Г
с повышенным содержанием марганца [7]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,33	0,30	1,12	0,11	0,19	735	800	355	1300

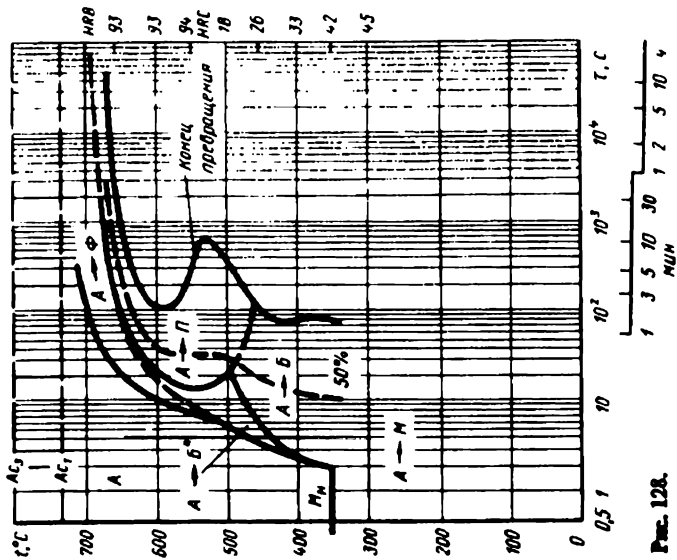


Рис. 128.

Сталь 50Г [19]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,50	—	0,91	—	—	720	760	320	900

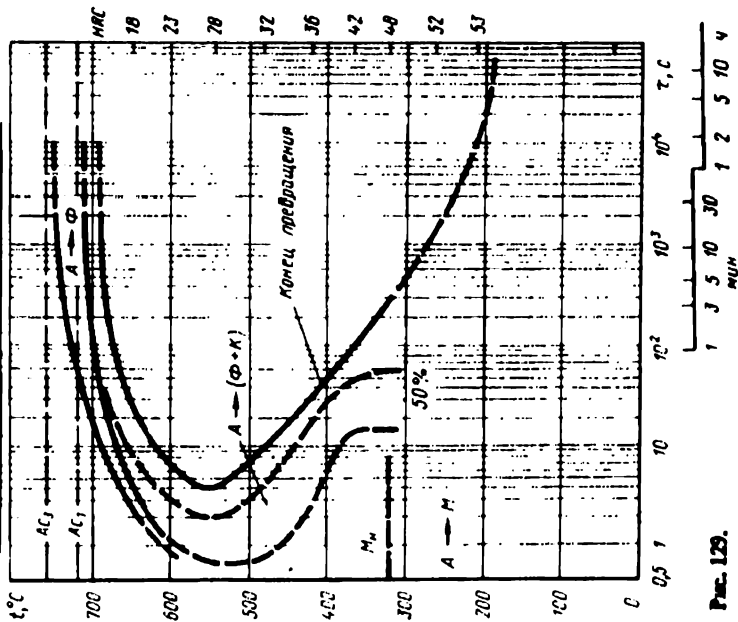


Рис. 129.

Сталь 10Г2 [6]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,10	0,18	1,48	0,016	—	715	860	460	900

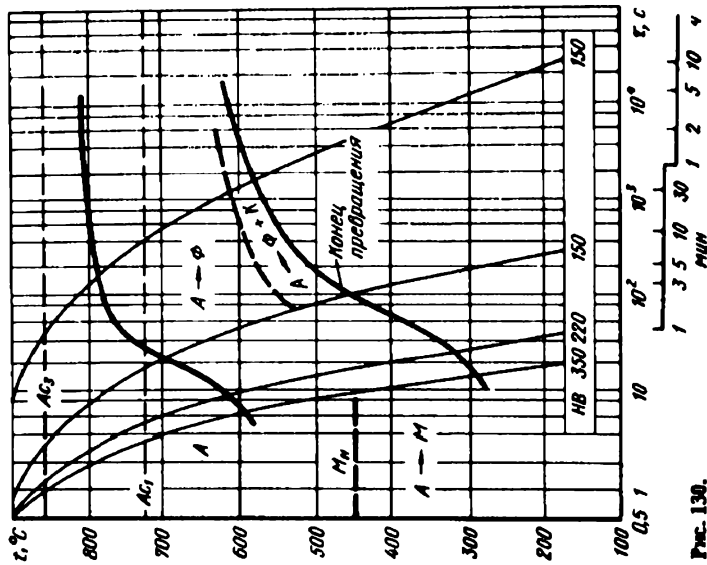


Рис. 130.

Сталь 09Г2 с азотом [52]

C	Si	Mn	Cr	N	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,22	1,60	—	0,01	720	860	450	900

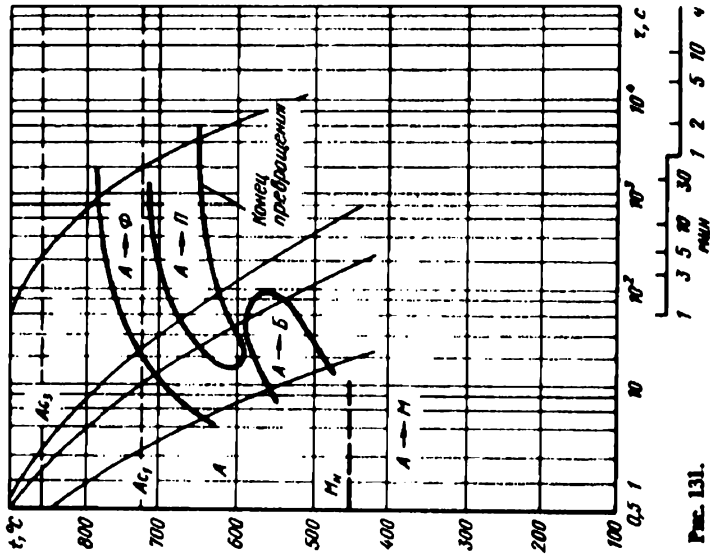


Рис. 131.

Сталь 10Г2П [3]

C	Si	Mn	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,088	0,35	1,45	0,0055	700	850	440	880

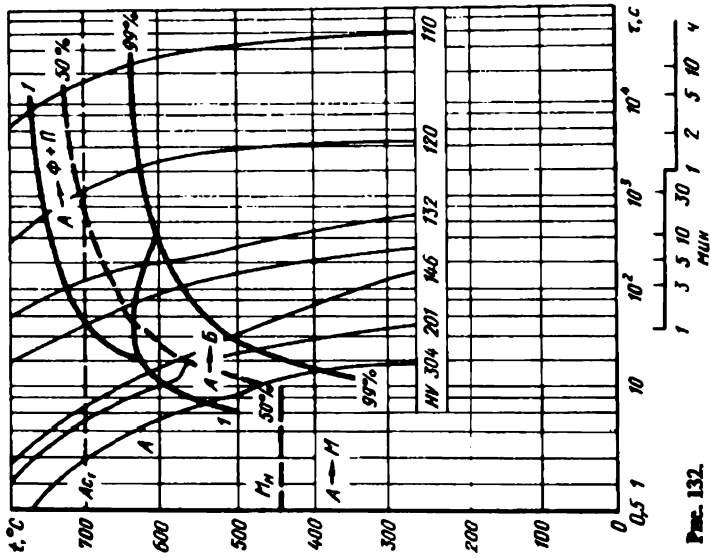


Рис. 132.

Сталь 15Г2Б [2]

C	Si	Mn	Nb	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,25	1,40	0,08	710	790	415	950

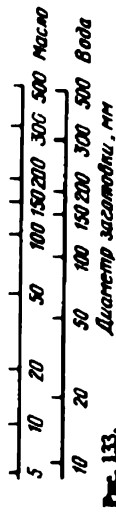
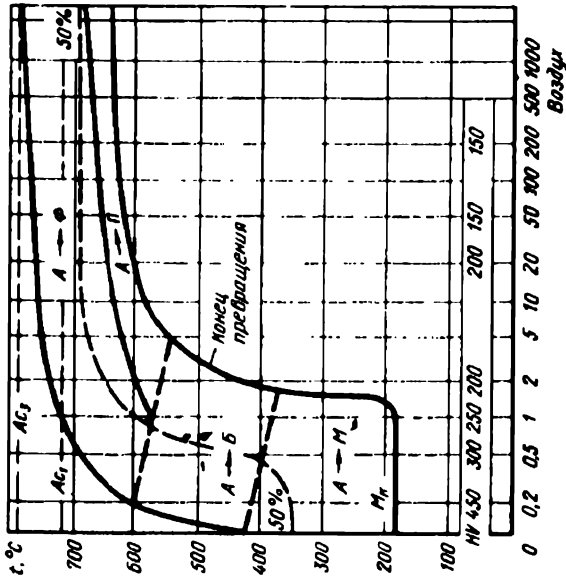
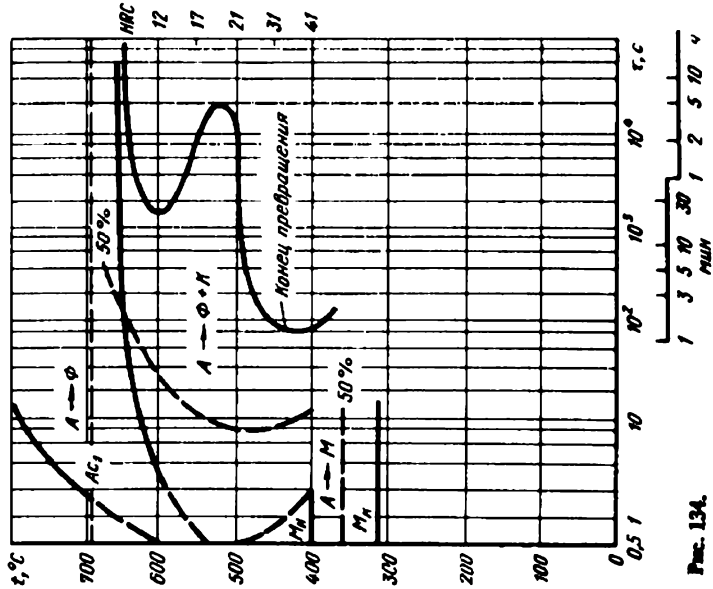


Рис. 133.

Сталь 20Г2 [1]

C	Si	Mn	Cr	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	—	1,88	—	695	820	400	930



101 Рис. 134.

Цельношовная сталь 20Г2 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	—	1,88	—	—	700	780	330	930

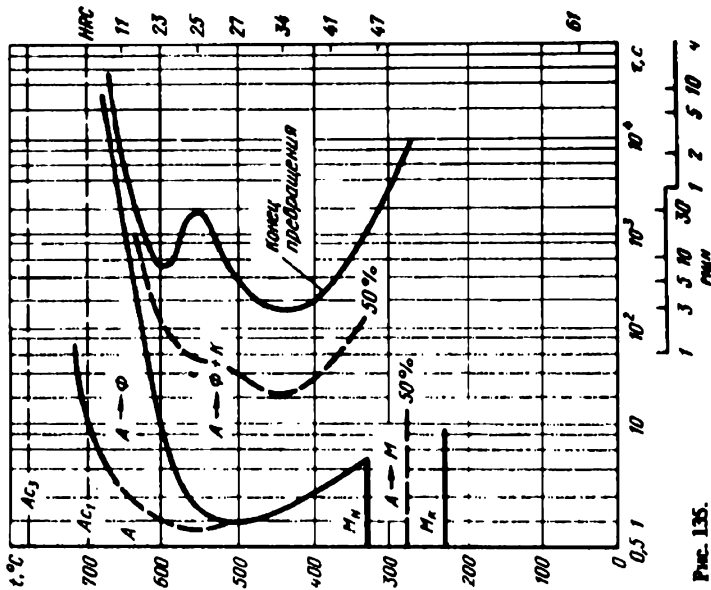


Рис. 135.

Цементированная сталь 20Г2 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
1,20	—	1,88	—	—	700	—	70	930

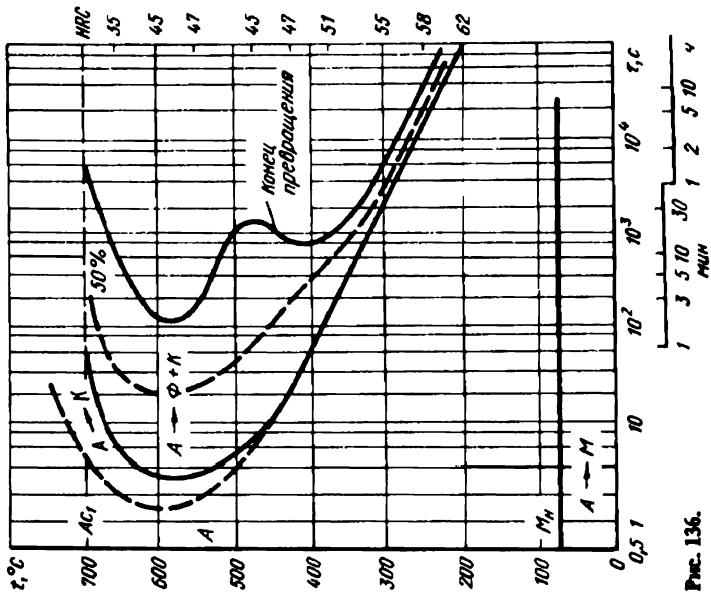


Рис. 136.

Сталь 20Г2 [53]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
Состав в пределах марки 730 870 410 920								

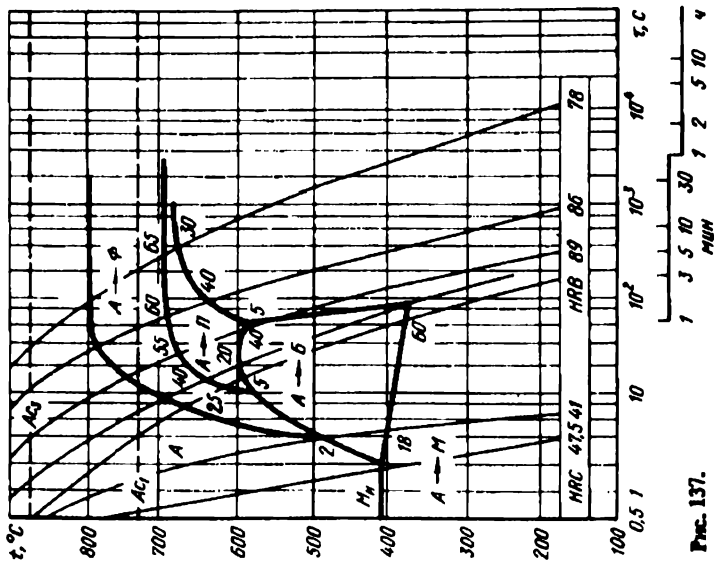


Рис. 137.

Стан. 3077 [8]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,29	0,26	1,67	0,12	0,11	700	815	380	860

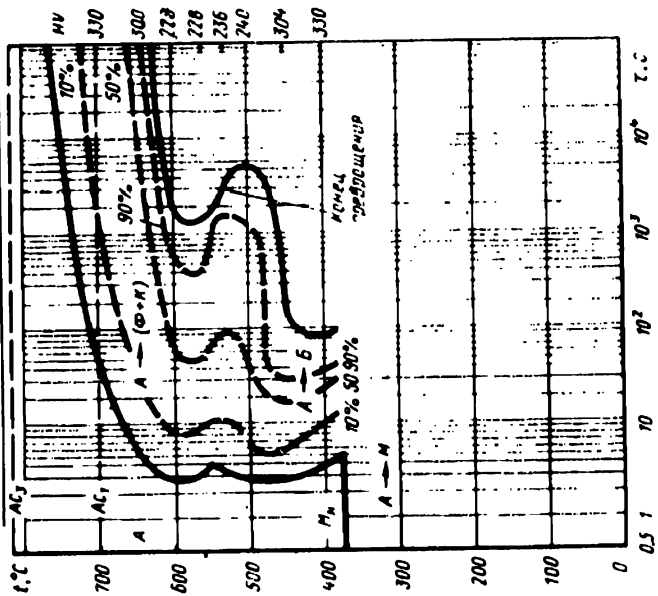


Рис. 139.

Стан. 2012 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,23	0,40	1,53	0,03	—	720	840	400	900

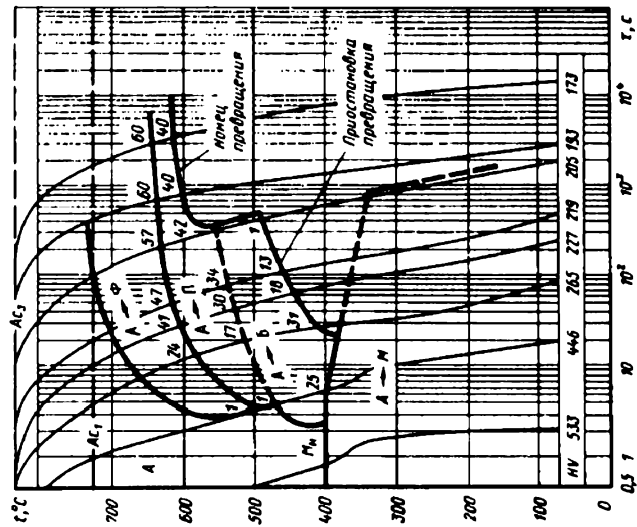


Рис. 138.

Сталь 35Г2 [8]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,33	0,23	1,54	0,15	0,18	715	820	340	860

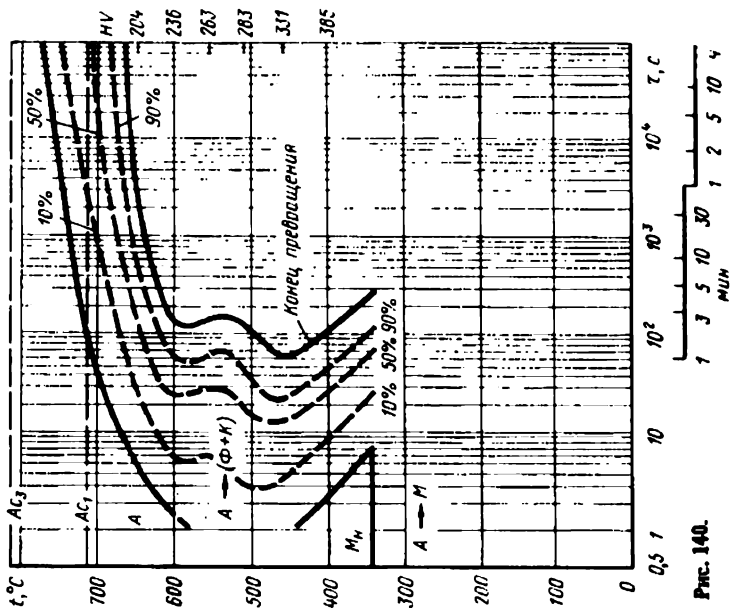


Рис. 140.

Сталь 35Г2 [19]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	—	1,88	—	—	695	780	325	840

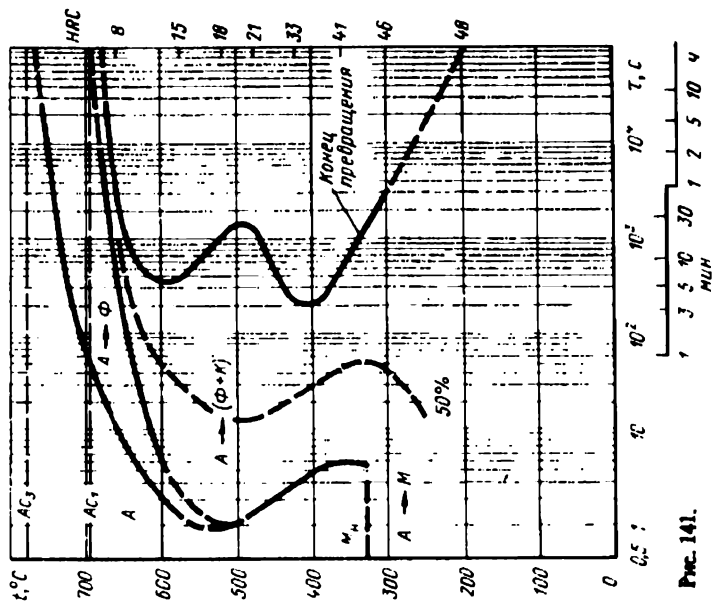


Рис. 141.

Сталь 40Г2 [3]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,39	0,36	1,46	0,03	0,01	690	800	320	830

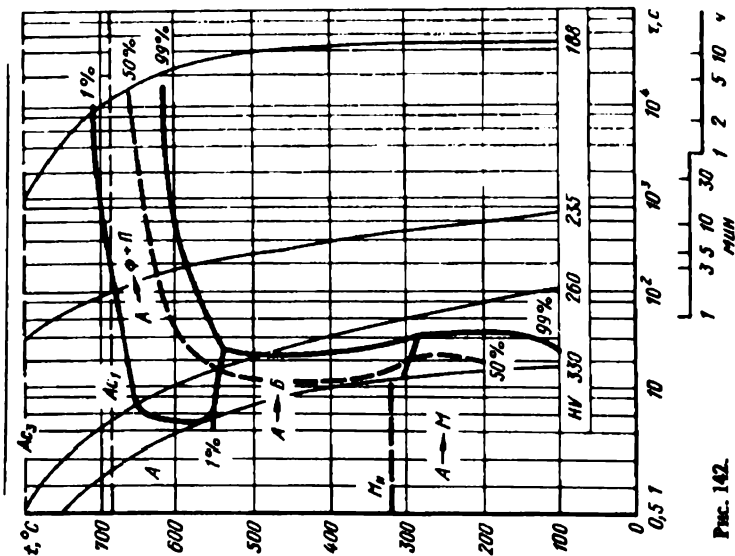


Рис. 142.

Сталь 40Г2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,42	0,27	1,82	—	—	700	765	340	860

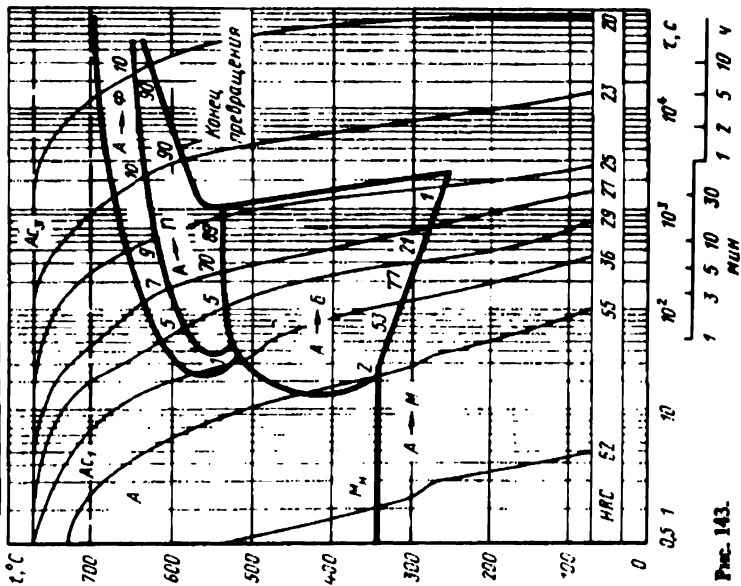


Рис. 143.

Сталь 45Г2 [7]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,47	0,36	1,37	0,15	0,19	730	770	300	875.

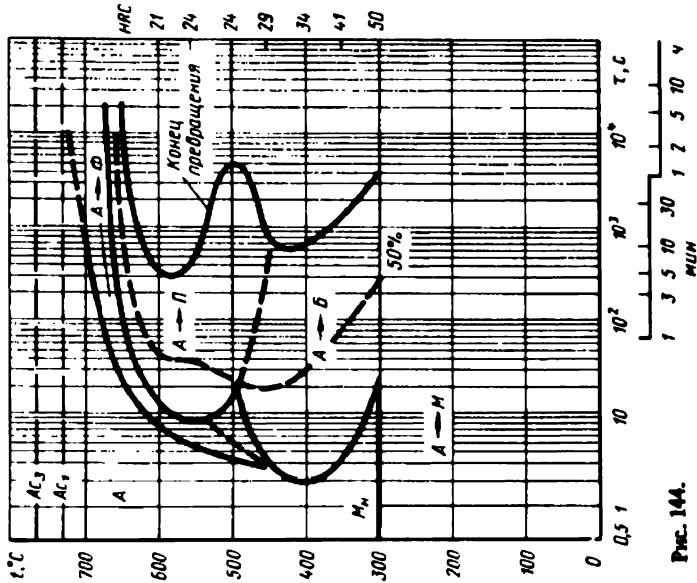


Рис. 144.

Сталь 45Г2

с двойным содержанием марганца [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,48	0,28	1,98	—	—	720	765	290	850

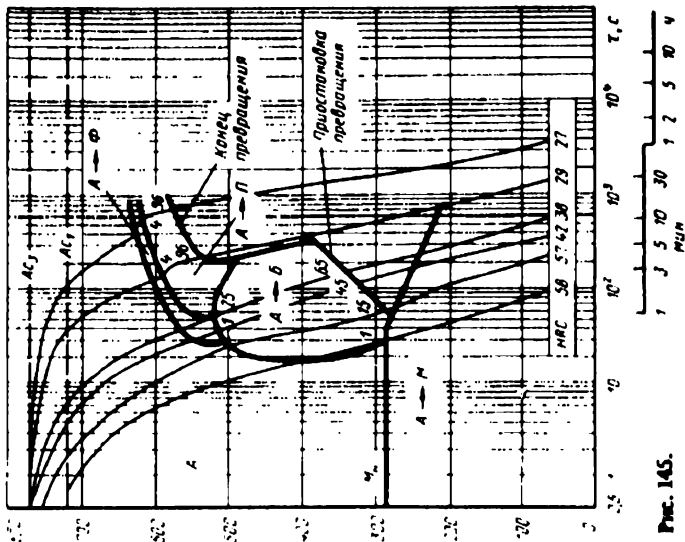


Рис. 145.

Сталь 45T2

с повышенным содержанием марганца [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,48	0,28	1,98	—	—	720	765	290	850

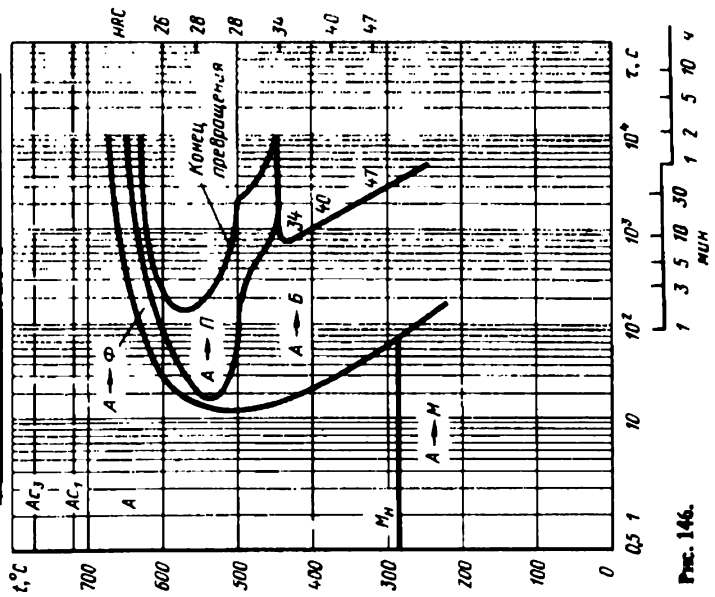


Рис. 146.

Сталь 50T2 [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,50	0,20	1,58	—	0,14	715	775	280	820

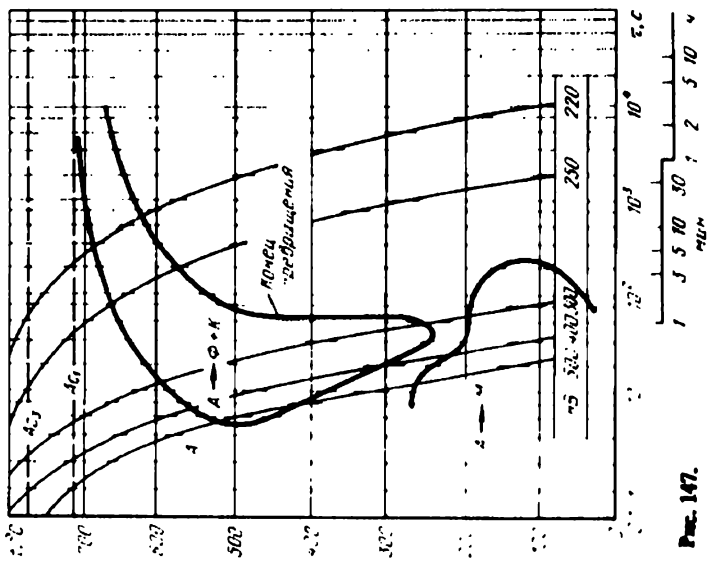


Рис. 147.

Сталь типа А12
с повышенным содержанием серы и
марганца [2]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,10	0,20	1,10	0,250	0,02	720	840	480	900

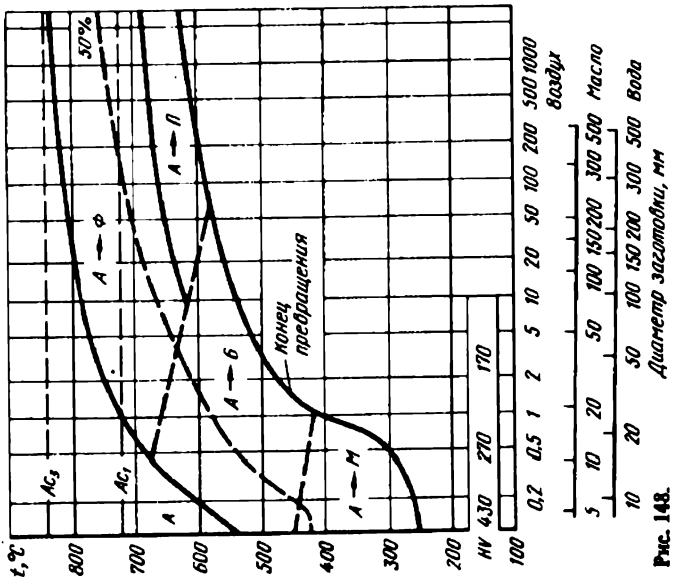


Рис. 148.

Сталь типа А46Г
с повышенным содержанием серы [130]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,35	1,40	0,121	-	732	792	300	850

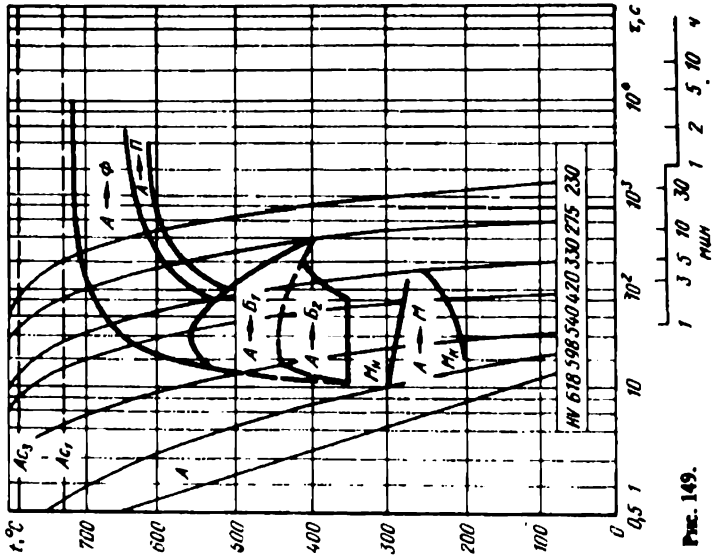


Рис. 149.

Сталь А40Г [2]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	0,20	1,50	0,250	0,02	720	765	300	850

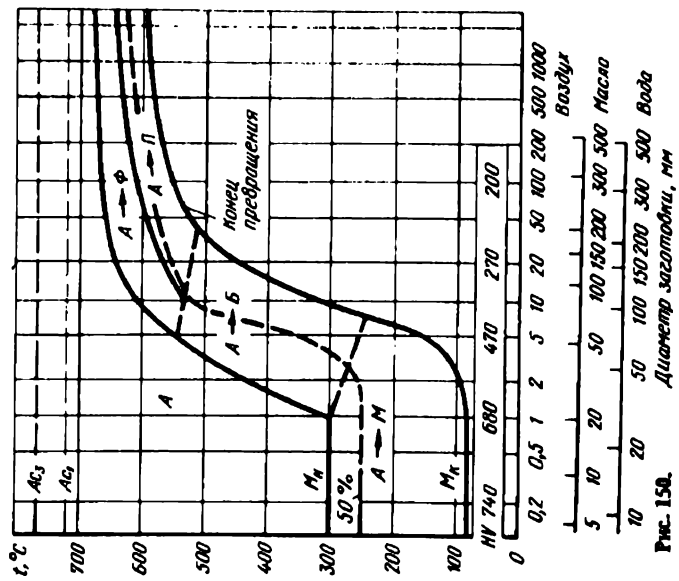


Рис. 150.

Хромистые стали

Сталь типа 6X [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₃	A ₁	M _H	t _H
0,04	—	—	1,02	0,13	—	950	490	1000

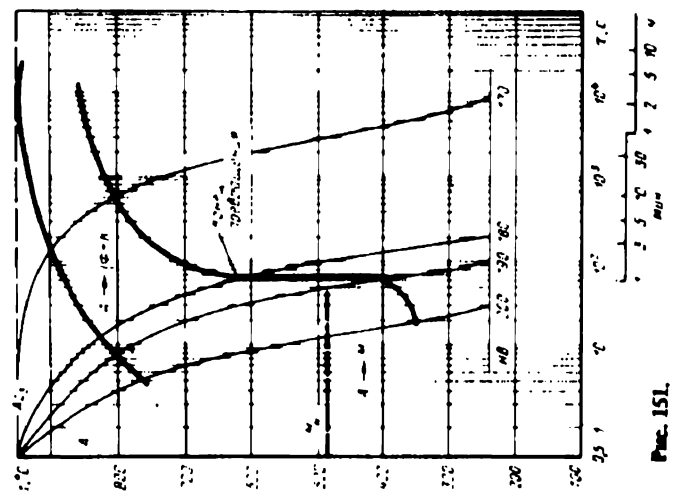


Рис. 151.

Сталь 15X
с пониженным содержанием кремния и
марганца [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,13	0,03	0,74	0,18	735	880	410	915

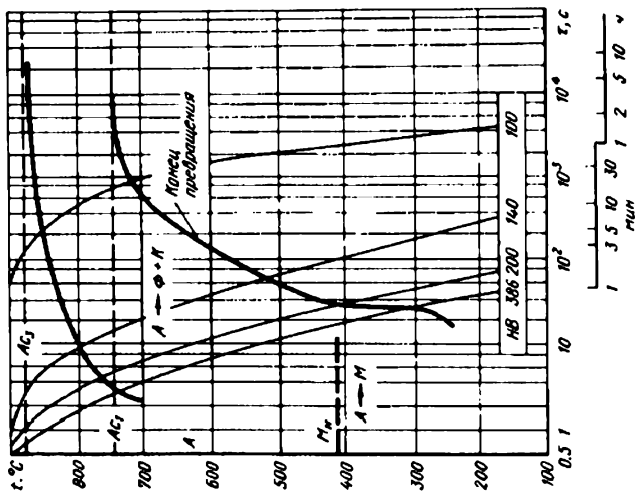


Рис. 152.

Сталь 20X [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,25	0,60	0,92	0,11	740	845	380	880

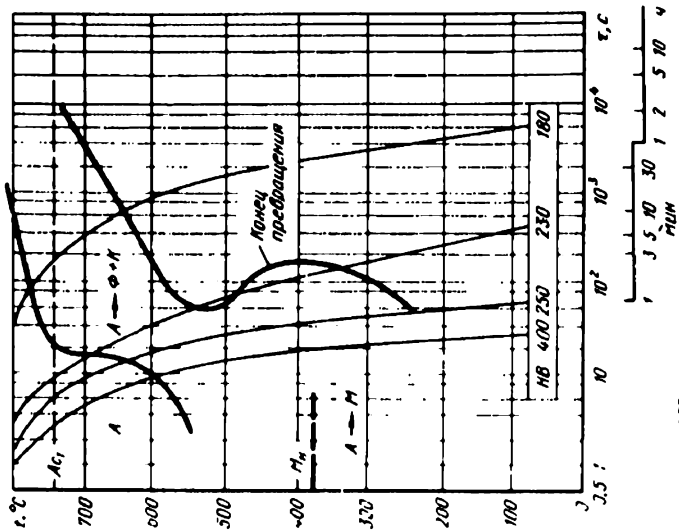


Рис. 153.

Сталь 20X [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	0,30	0,72	0,79	0,27	740	815	390	850

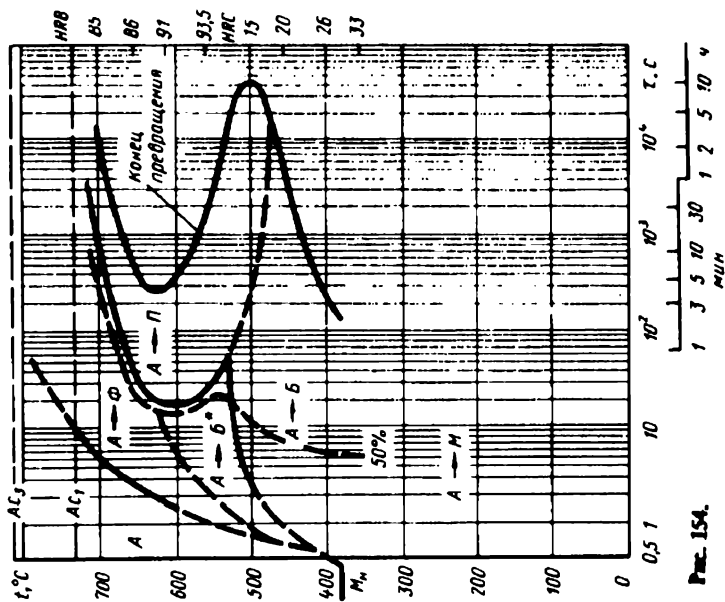


Рис. 154.

Сталь 30X

с повышенным содержанием хрома [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,30	0,25	0,50	1,28	0,09	770	820	360	875

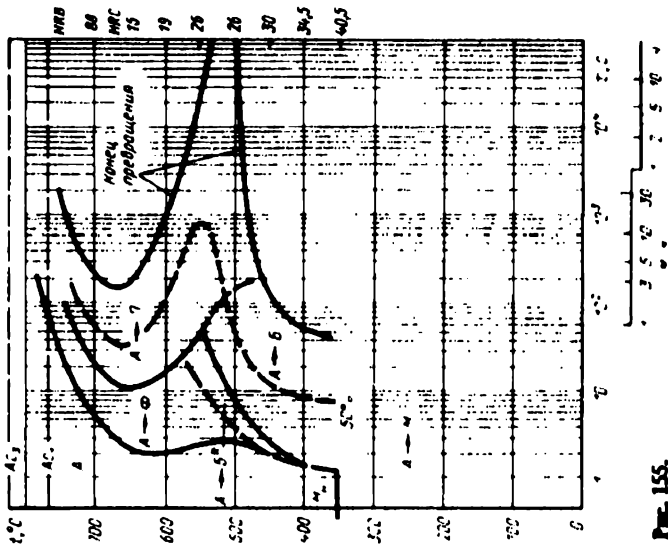


Рис. 155.

Сталь 30X [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,30	0,20	0,70	1,05	0,02	750	820	370	860

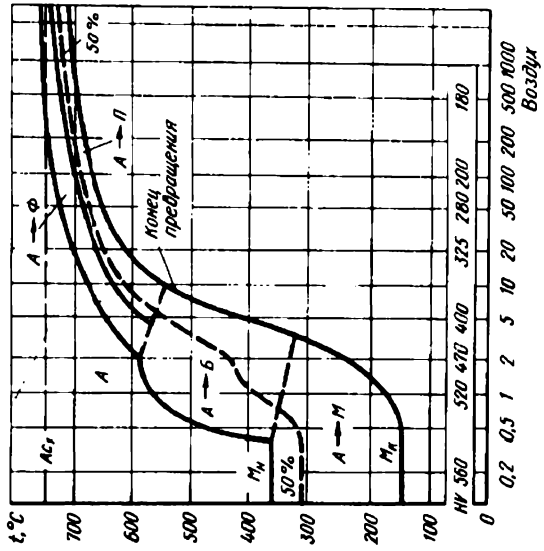


Рис. 156.

Диаметр заготовки, мм
 5 10 20 50 100 150 200 300 500 1000
 Масло
 10 20 50 100 150 200 300 500
 Вода

Сталь 30X [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,32	0,30	0,76	1,08	0,26	755	810	350	850

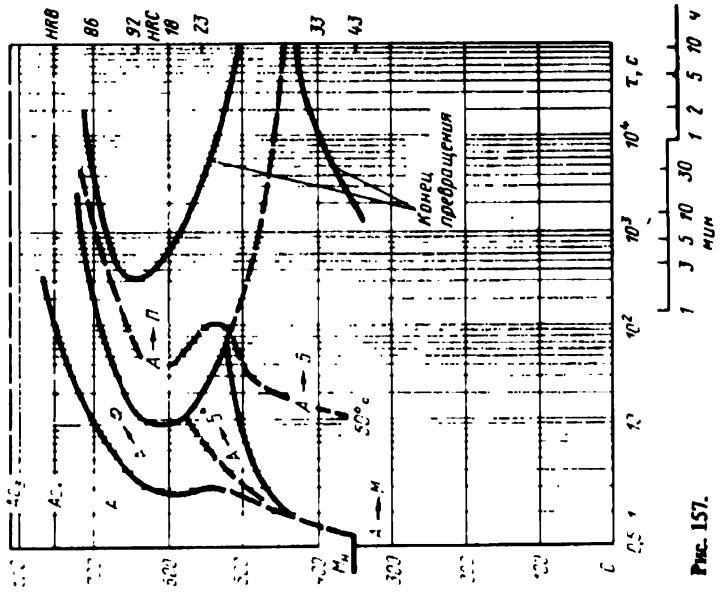


Рис. 157.

Сталь 35X [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	0,23	0,65	1,11	0,23	745	795	360	850

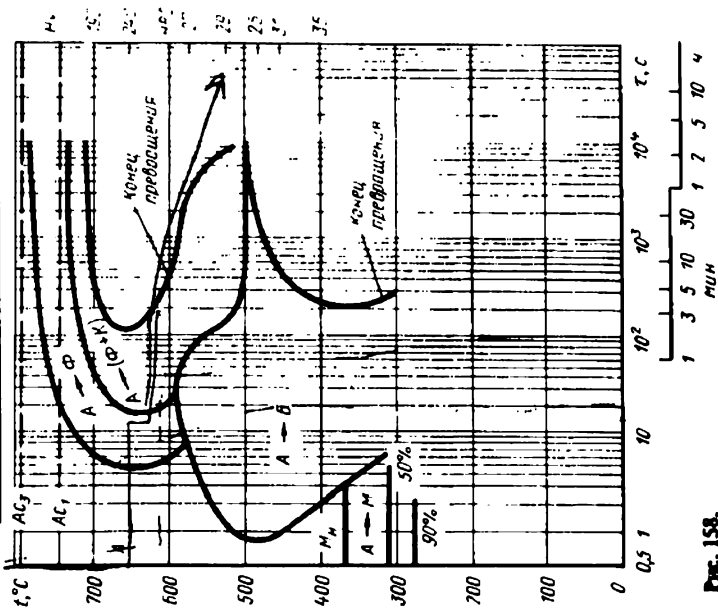


Рис. 158.

Сталь 35X [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	0,23	1,55	1,11	0,23	745	795	360	850

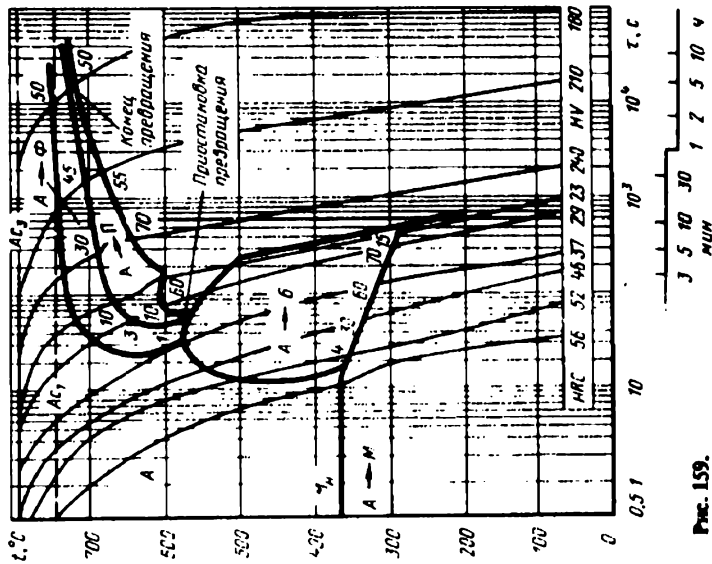


Рис. 159.

Сталь 35X [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	0,23	0,65	1,11	0,23	745	795	360	1050

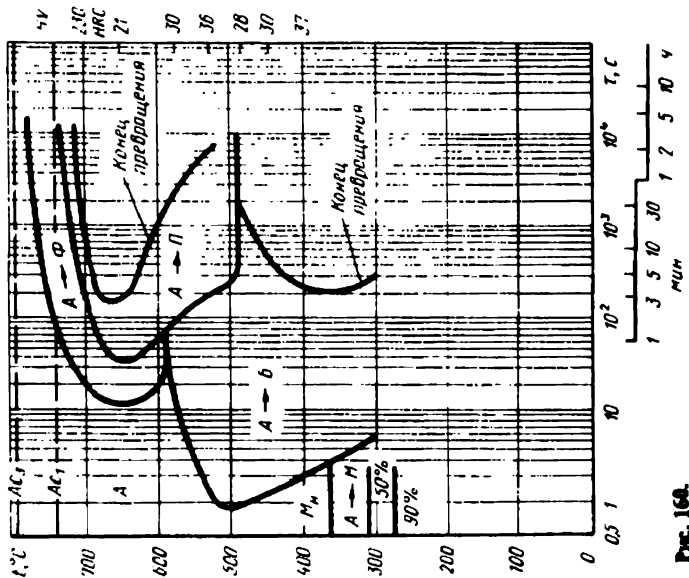


Рис. 160.

Сталь 35X [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	0,23	0,65	1,11	0,23	745	795	360	1050

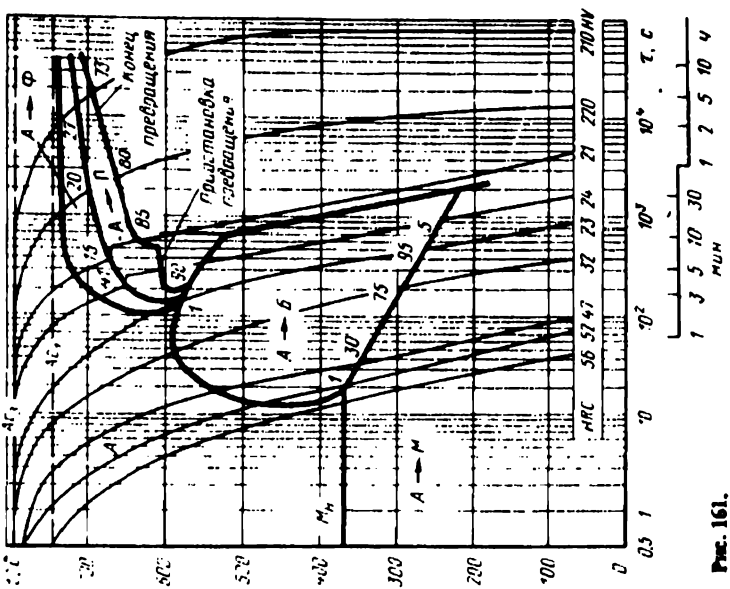
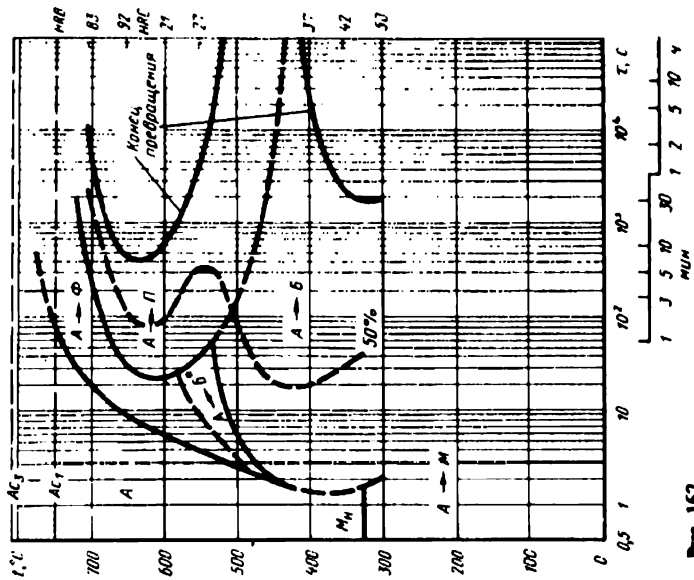


Рис. 161.

Сталь 40X [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,38	0,26	0,74	0,90	0,26	0,04	750	325	850



115 Рис. 162.

Сталь 40X [19]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,42	0,16	0,68	0,93	0,07	730	760	330	840

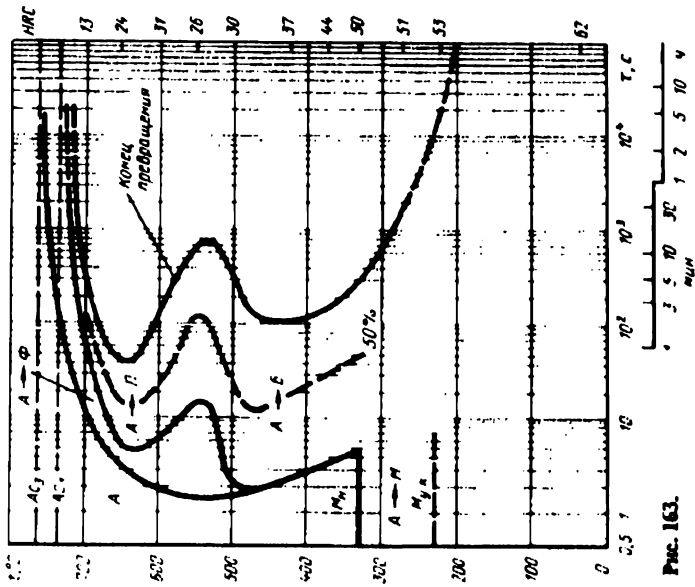


Рис. 163.

Crans 45X [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	f _H
0,44	0,22	0,80	1,04	0,26	0,04	745	355	840

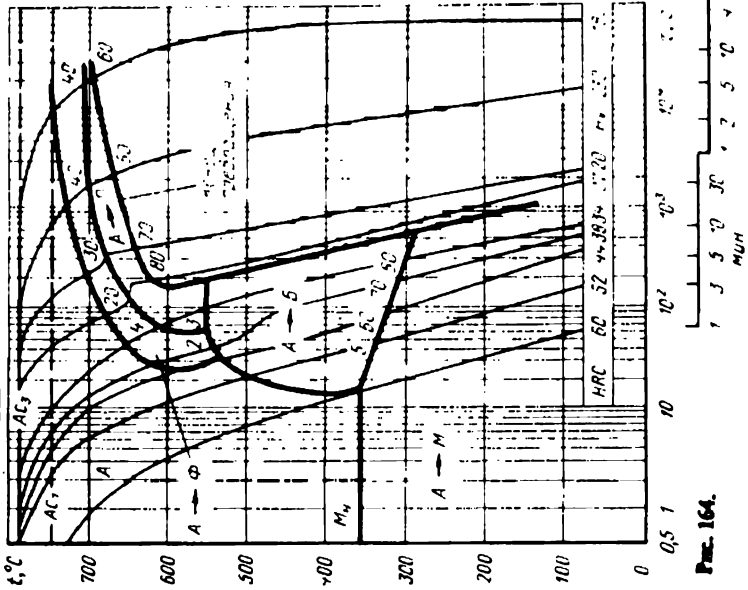


FIG. 164.

Crans 45X [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	f _H
0,44	0,22	0,80	1,04	0,26	0,04	745	355	840

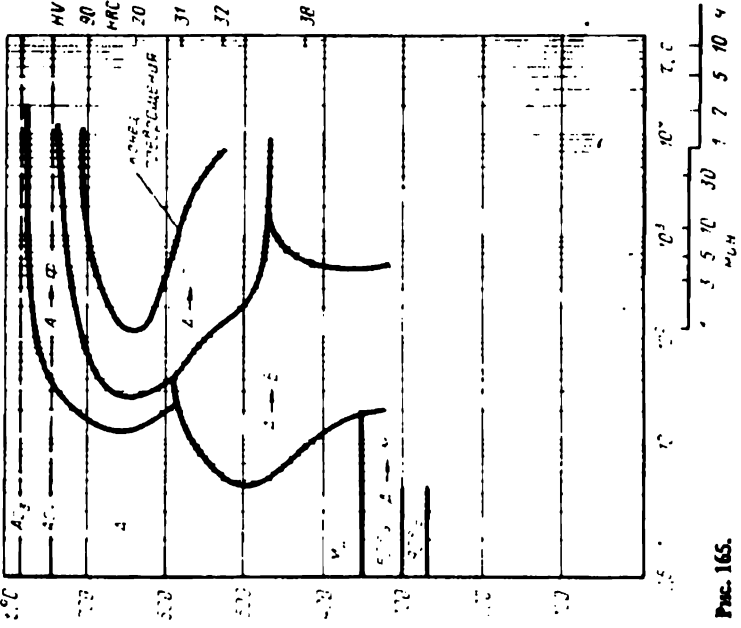


FIG. 165.

Сталь 45X [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,44	0,22	0,80	1,04	0,26	0,04	745	355	1050

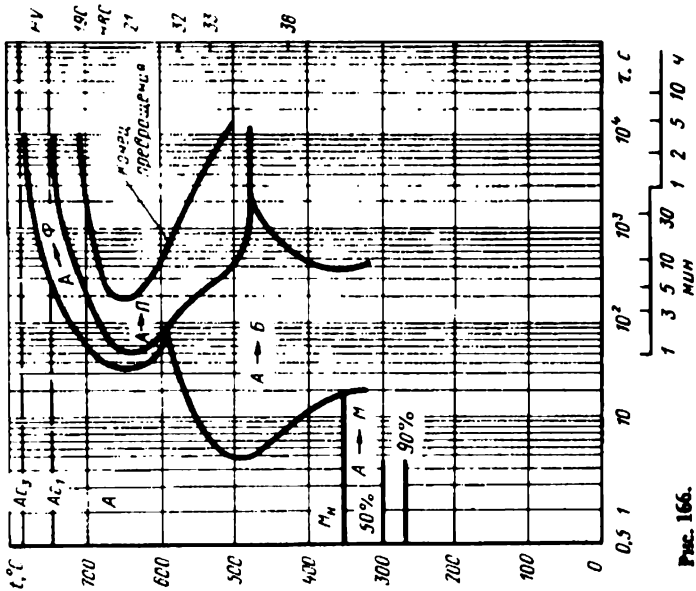


Рис. 166.

Сталь 45X [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,44	0,22	0,80	1,04	0,26	0,04	745	355	1050

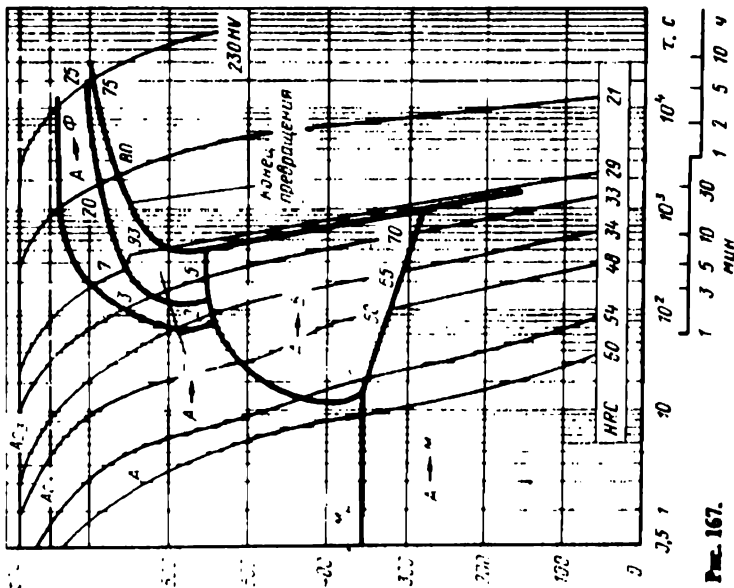


Рис. 167.

Сталь типа 07X2
с повышенным содержанием марганца [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,07	Сл.	0,06	1,65	0,21	795	910	470	960

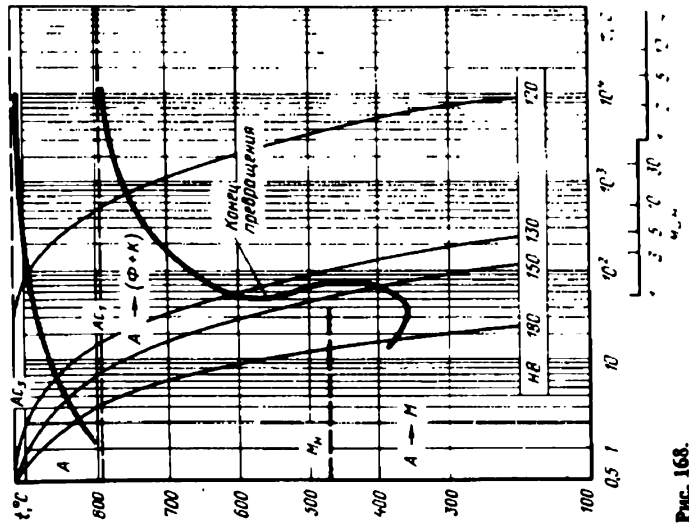


Рис. 168.

Сталь 35X2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,25	0,49	1,54	0,21	750	800	340	860

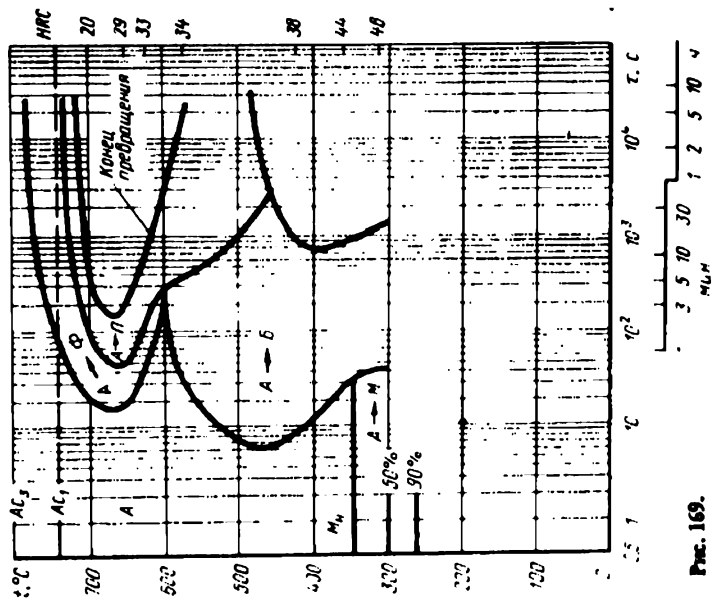


Рис. 169.

Сталь 35X2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,36	0,25	0,49	1,54	0,21	750	800	340	860

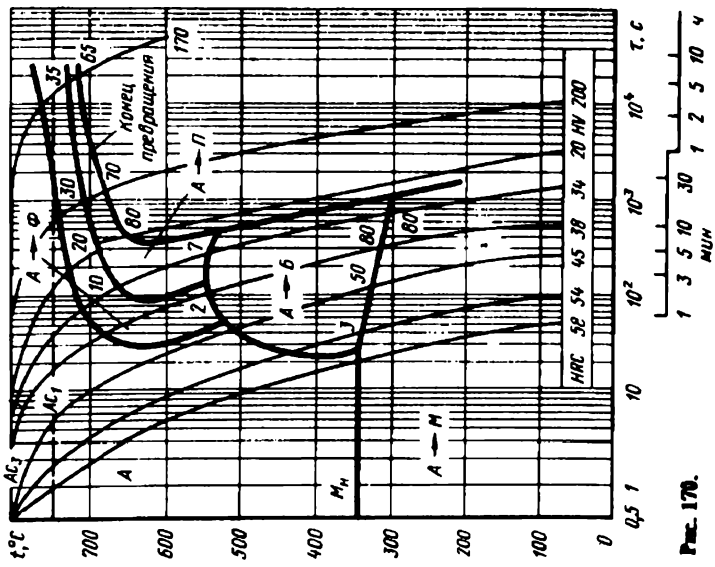


Рис. 170.

Сталь 35X2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	f _H
0,36	0,25	0,49	1,54	0,21	0,03	750	340	1050

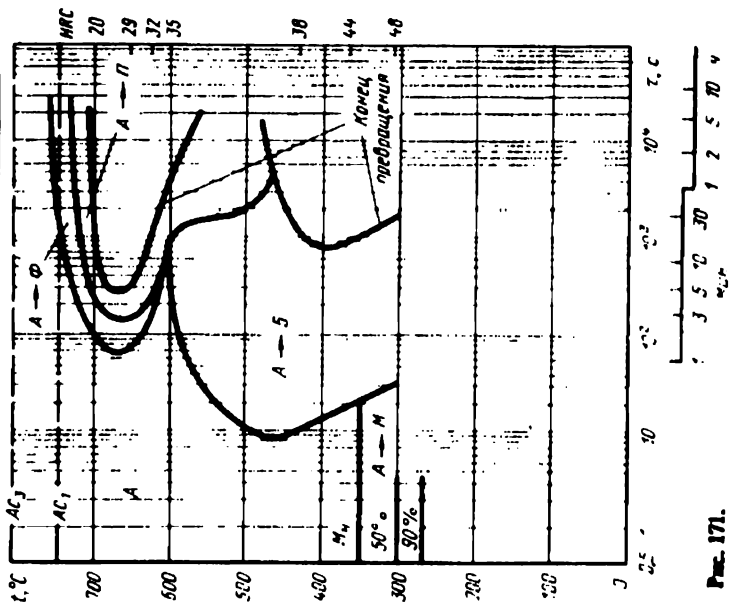


Рис. 171.

Сплав 35X2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,36	0,25	0,49	1,54	0,21	0,03	750	340	1050

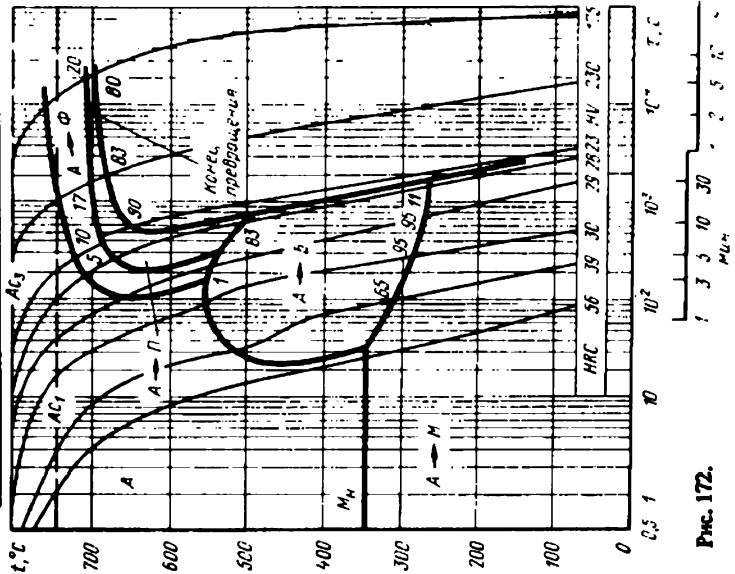


Рис. 172.

Сплав 45X2 [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,29	0,69	1,68	0,25	730	780	320	850

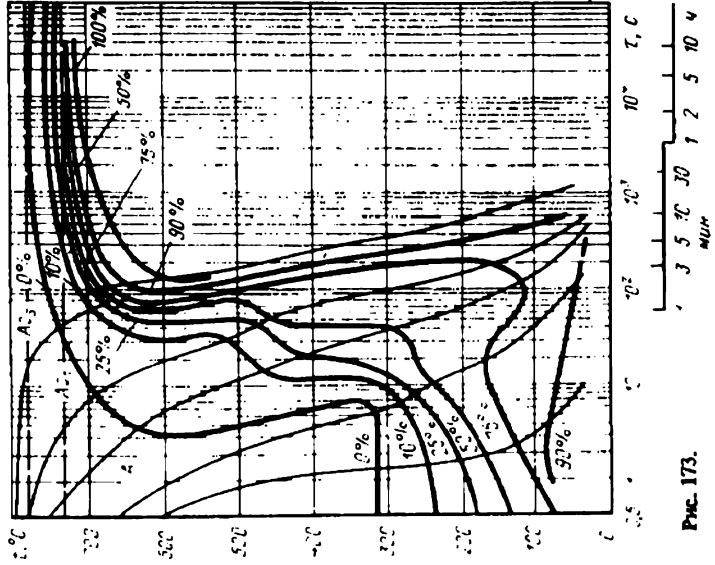


Рис. 173.

Сталь 45X3

с повышенным содержанием марганца [5]

C	Si	Mn	Cr	Al	A ₁	A ₃	M _H	M _H	t _H
0,43	0,14	0,04	3,52	0,14	780	820	330	330	1950

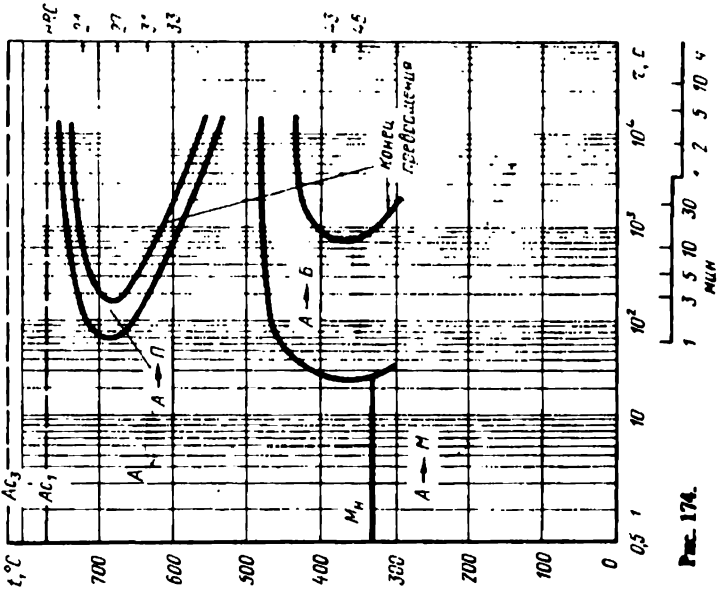


Рис. 174.

Никелевые стали

Сталь 30Н [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	M _H	t _H
0,33	0,21	0,62	0,10	0,89	0,05	690	365	365	845

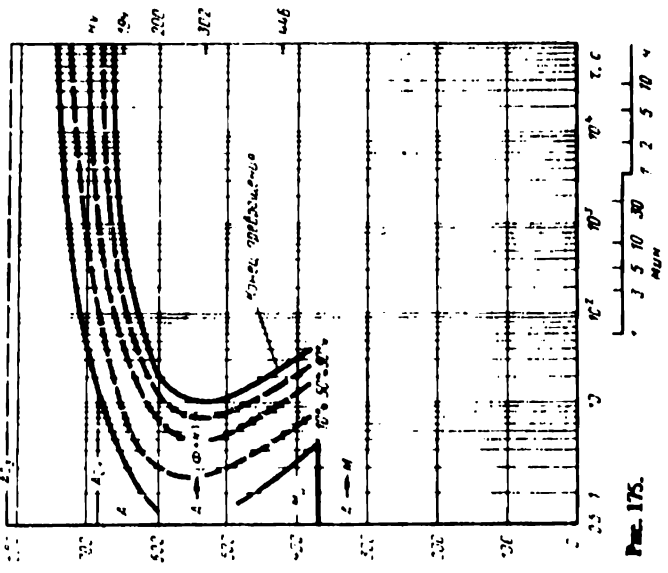


Рис. 175.

Сталь 50Н1 [4]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,48	—	0,59	—	1,08	725	755	320	880

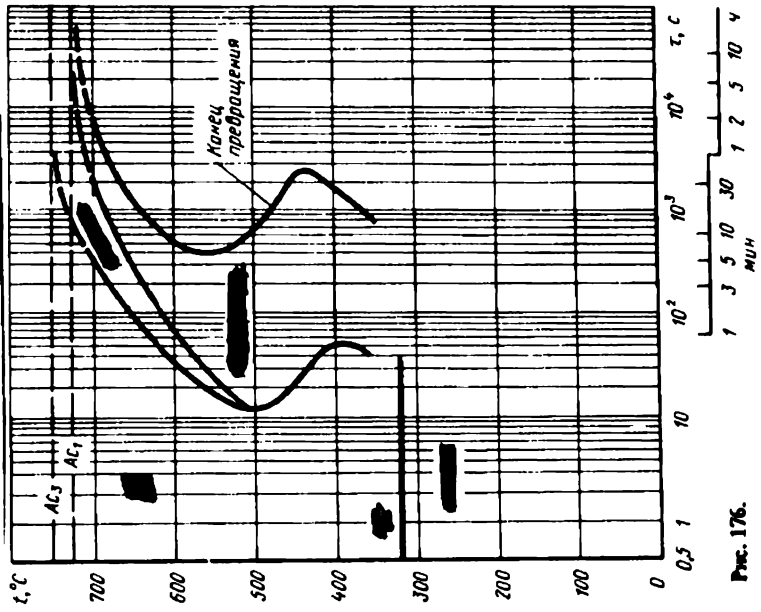


Рис. 176.

Сталь 55Н1 [2]

C	Si	Mn	Ni	S	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,55	0,20	0,65	0,025	0,025	720	760	270	830

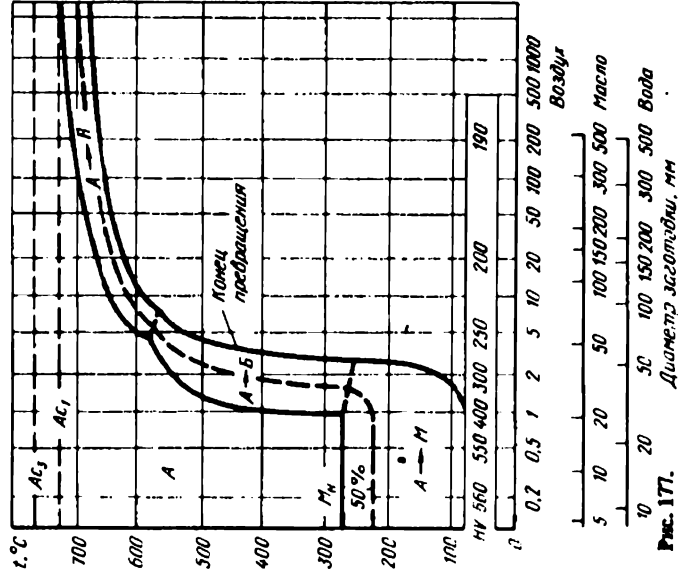


Рис. 177.

Сталь марка 16Н12 [7]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,08	0,16	0,29	2,06	0,02	710	820	425	900

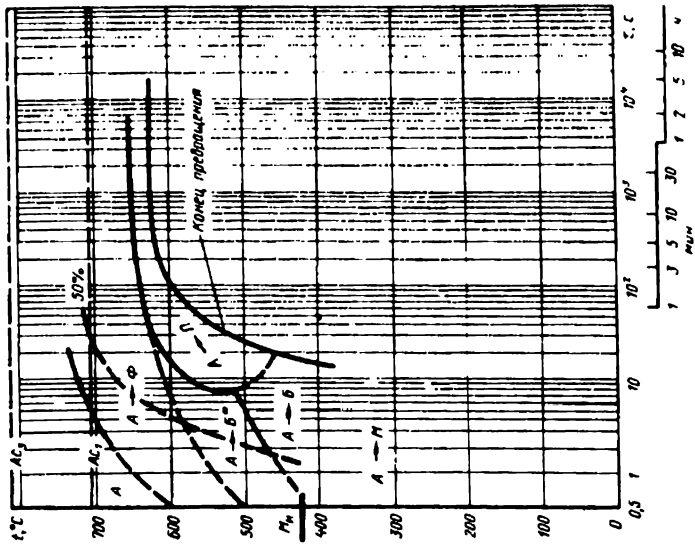


Рис. 17B.

Сталь марка 46Н12 [4]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,22	0,73	1,89	-	690	750	300	850

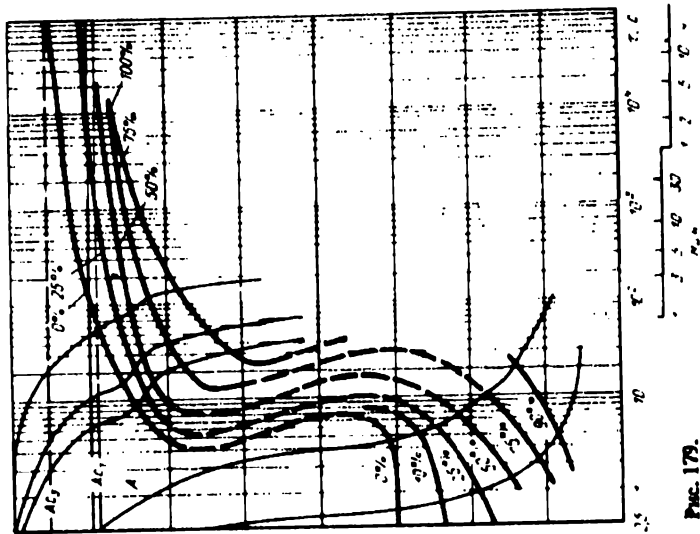


Рис. 17A.

Сталь типа 12H3 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	f _B
0,11	0,21	0,36	0,28	2,89	0,09	685	810	865

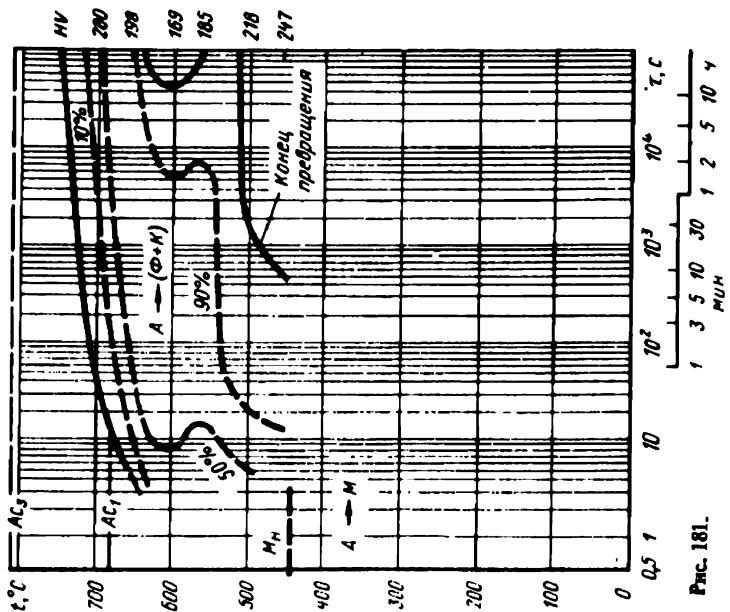


Рис. 181.

Сталь типа 12H3 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	f _H
0,11	0,21	0,36	0,28	2,89	0,09	685	810	770

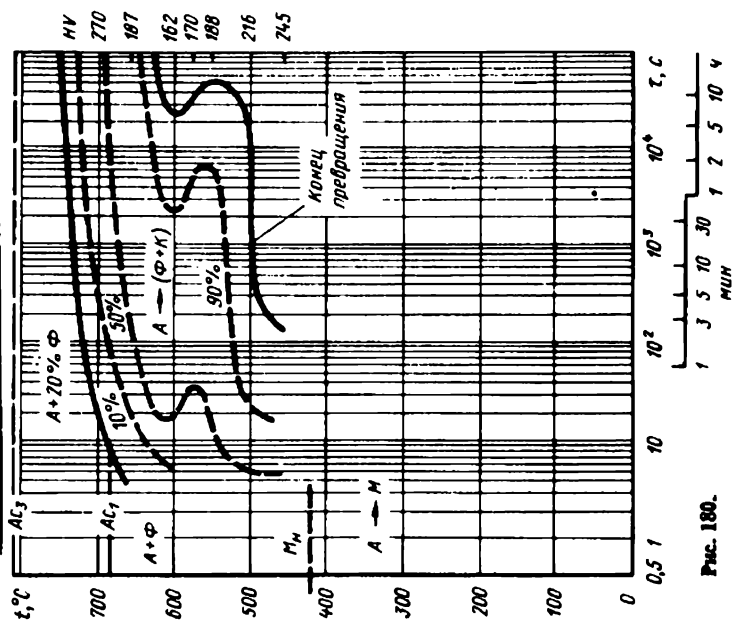


Рис. 180.

Целевая сталь типа 12Х3 (8)

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,95	0,25	0,40	2,95	0,08	685	—	120	865

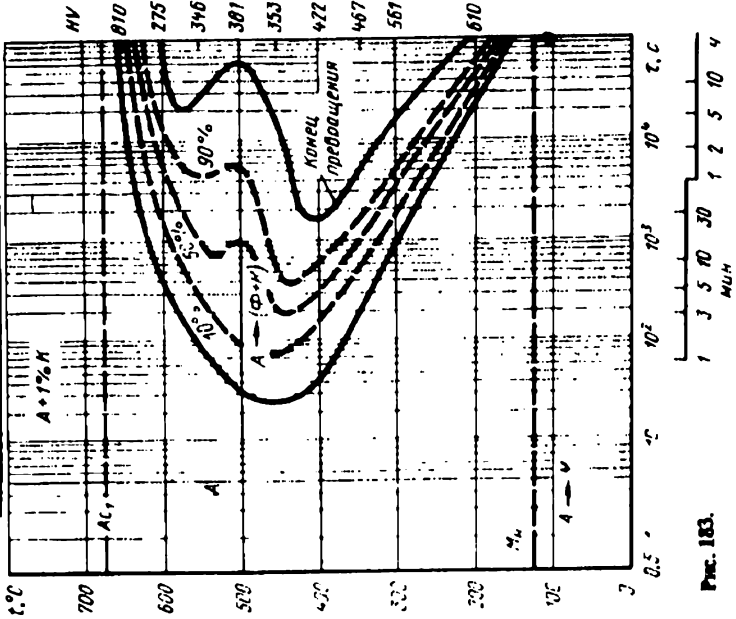


Рис. 183.

Целевая сталь типа 12Х3 (8)

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,95	0,25	0,40	2,95	0,08	685	—	140	770

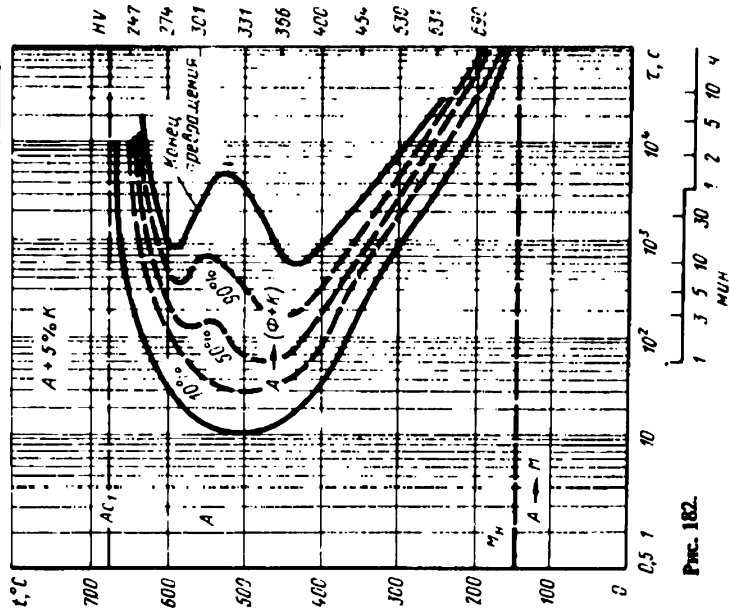


Рис. 182.

Сталь 25Н3 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,30	0,32	0,51	0,07	3,03	690	760	340	850

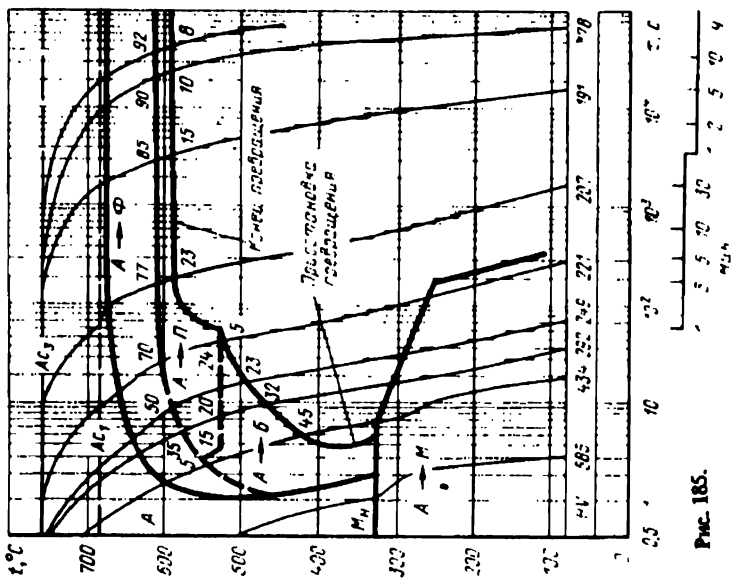


Рис. 185.

Сталь 25Н3 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,30	0,32	0,51	0,07	3,03	690	760	340	850

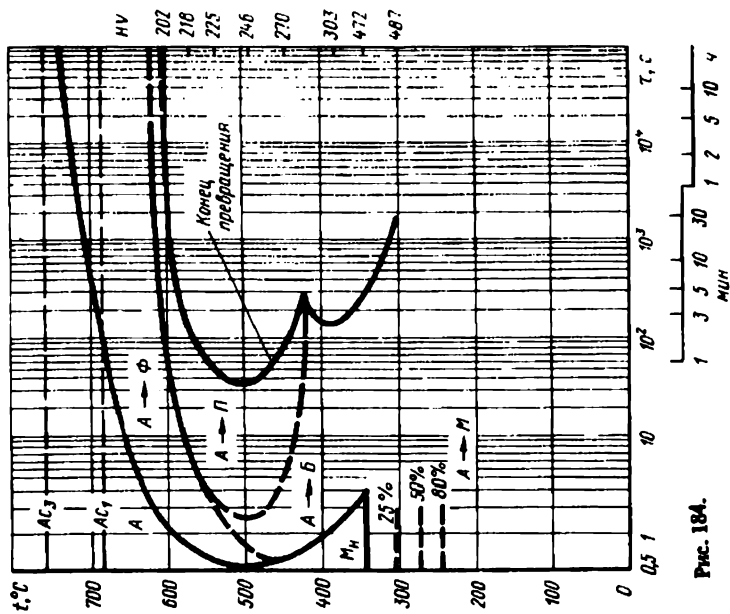


Рис. 184.

Сталь типа 30H3 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,33	0,23	0,74	0,07	3,47	670	750	310	840

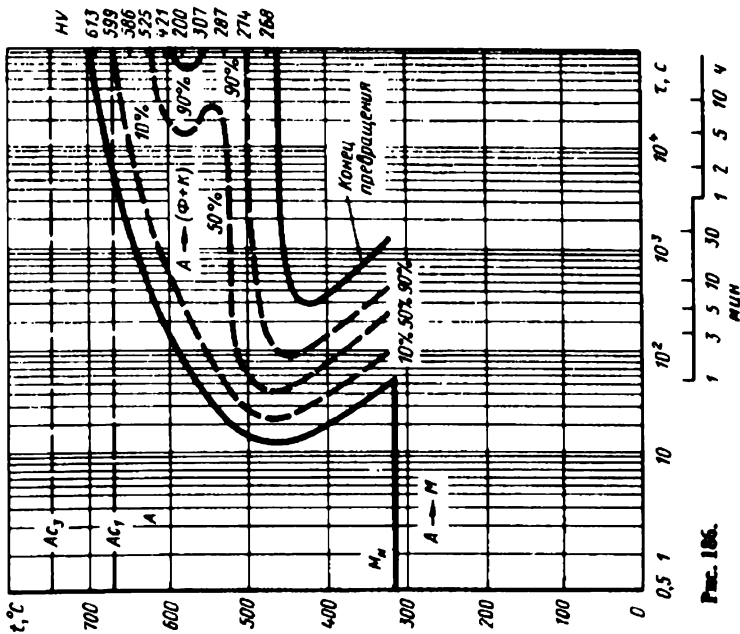


Рис. 186.

Цементовая сталь типа 12H4 [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,10	0,26	0,53	0,05	3,65	670	790	460	840

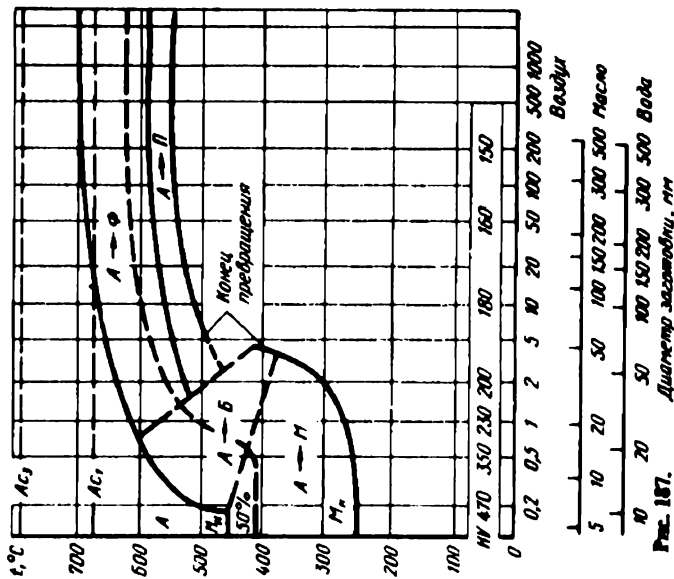


Рис. 187.

Сталь марка 12Н4 [54]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,22	0,44	0,10	3,47	670	820	440	900

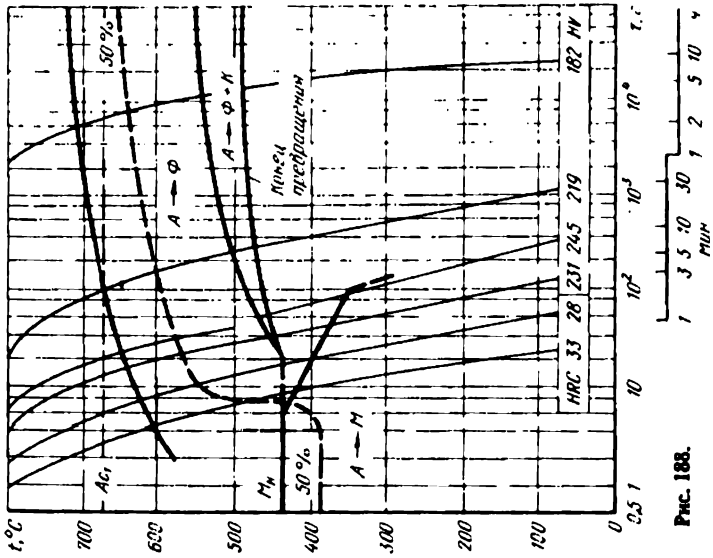


Рис. 188.

Сталь 13Х5 [11]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	-	-	-	5,24	610	765	350	-

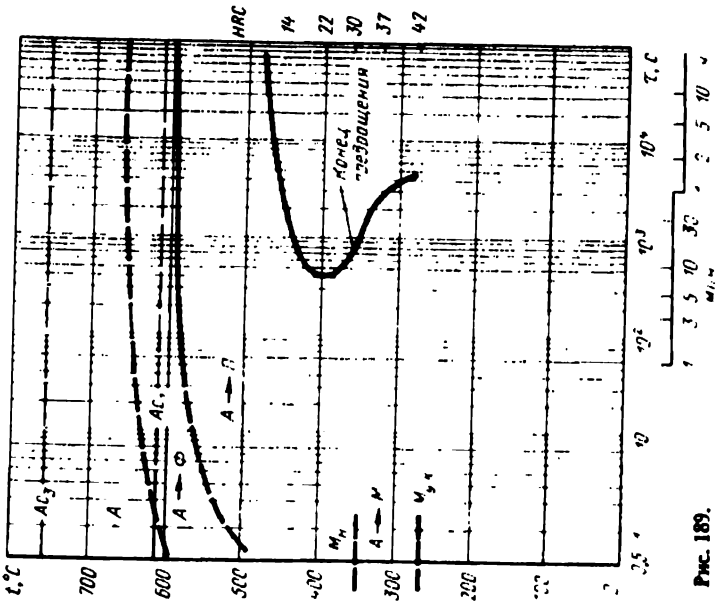


Рис. 189.

Сталь типа 40H5 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,24	0,43	0,04	5,0	650	710	260	850

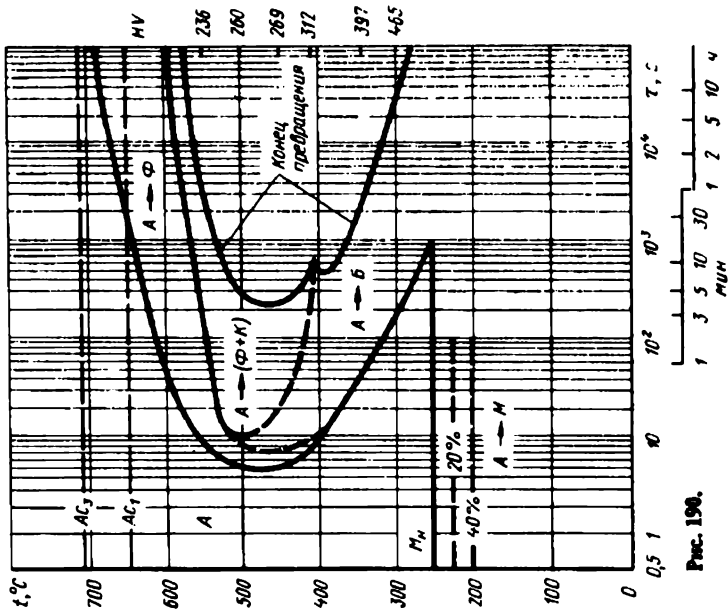


Рис. 190.

Сталь типа 40H15 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,24	0,43	0,04	5,0	650	710	260	850

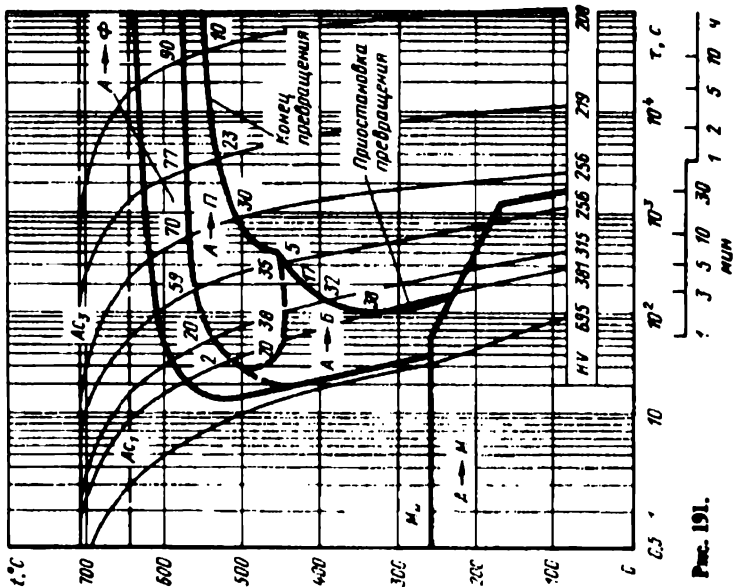


Рис. 191.

Сталь типа 50H5 [30]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₃	M _H	t _H
0,50	—	—	—	4,97	850	240	1300

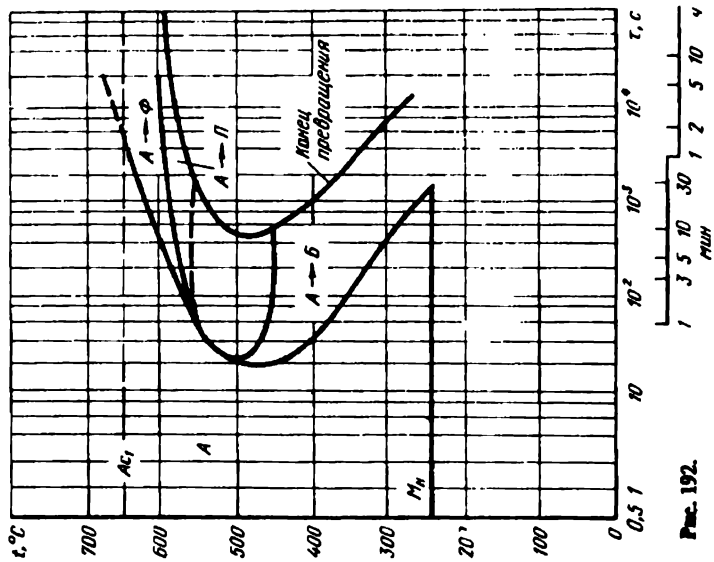


Рис. 192.

Сталь типа 12H9 [54]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,09	0,27	0,51	9,0	0,06	530	710	340	790

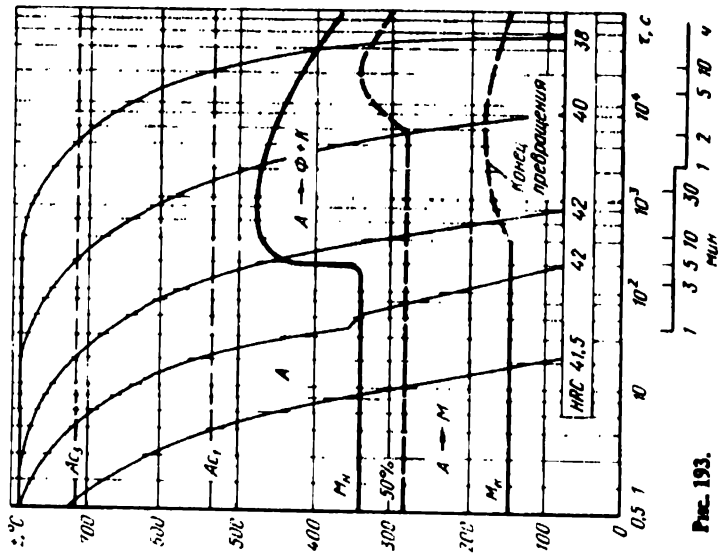


Рис. 193.

Сталь марка 12Н19 [55]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₃	M _H	t _H
0,10	0,28	0,77	—	8,56	—	710	345	800

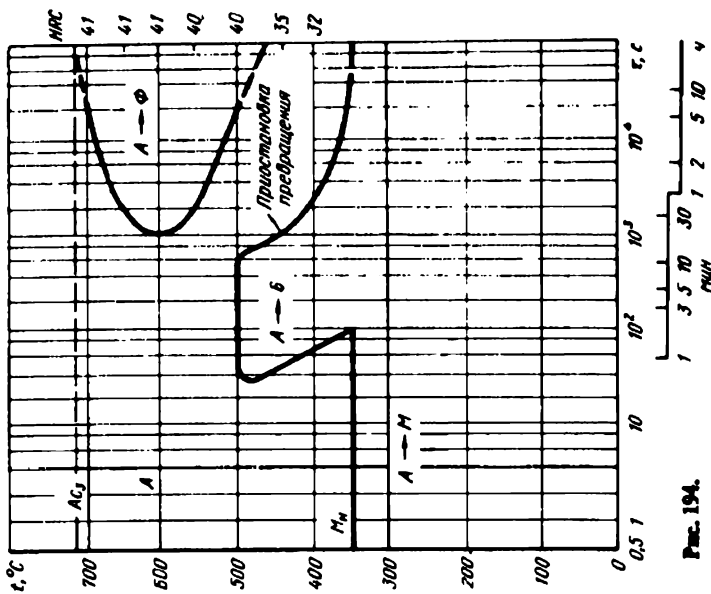


Рис. 194.

Сталь марка 20Н12Д [11]

C	Si	Mn	Ni	S	Cu	A ₁	M _H	t _H
0,19	—	0,71	1,80	0,024	0,97	705	415	900

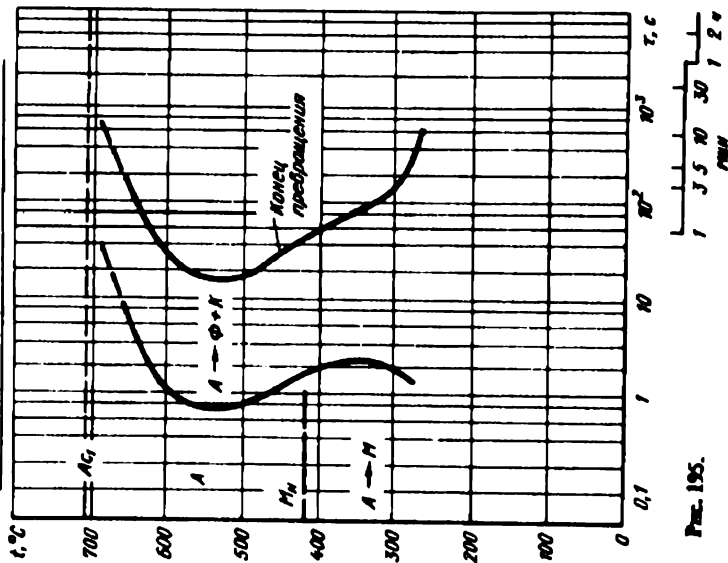


Рис. 195.

Молибденовые стали

Сталь 10МДР [3]

C	Si	Mn	Mo	B	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,097	0,36	0,70	0,26	0,005	710	930	460	960	

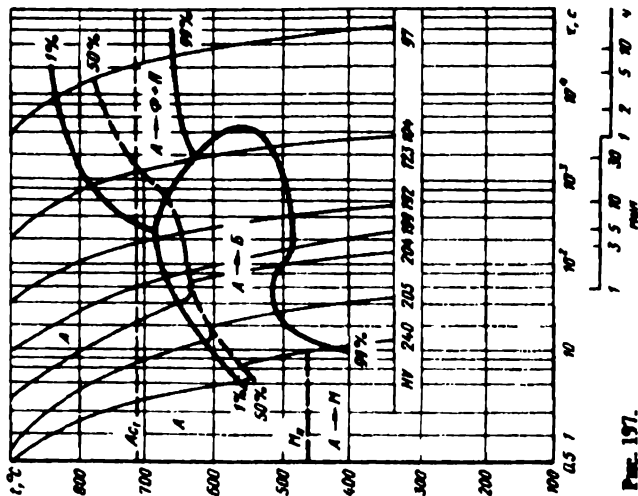


Рис. 197.

Сталь 12Н2Д [1]

C	Si	Mn	Ni	S	Cu	A ₁	M _H	t _H
0,12	—	0,39	1,87	0,03	1,05	710	425	900

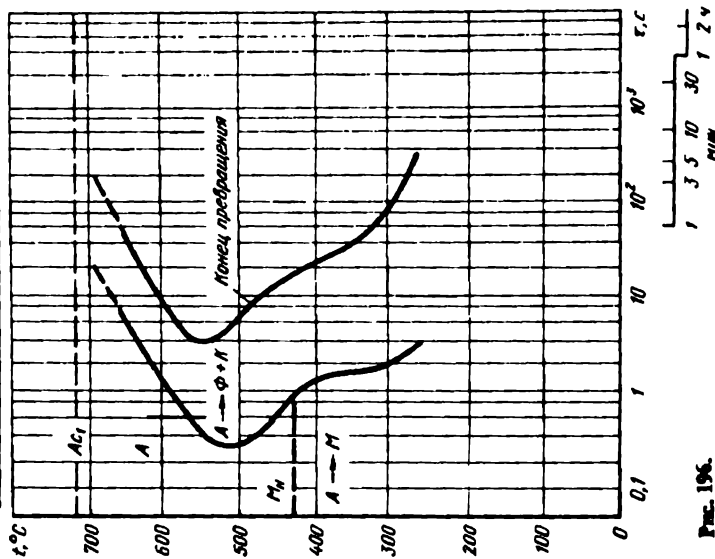


Рис. 196.

Сталь 15M [15]

C	Si	Mn	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,26	0,60	0,31	0,03	725	880	470	950

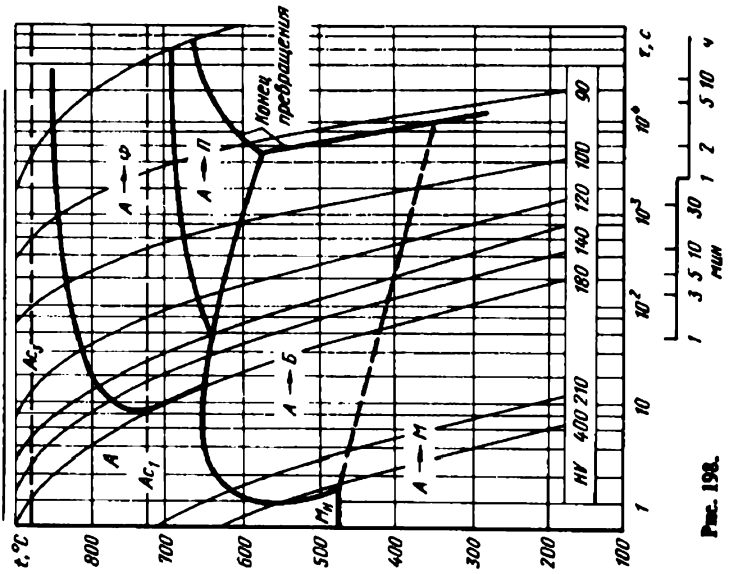


Рис. 198.

Сталь типа 15MP [11]

C	Cr	Ni	Mo	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	0,31	0,31	0,15	0,0009	725	845	430	930

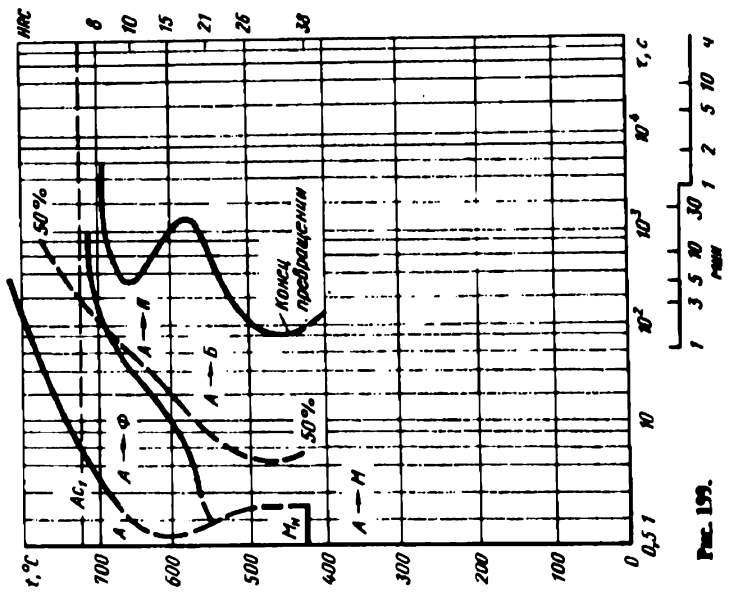


Рис. 199.

Сталь 20М [2]

C	Si	Mn	S	P	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,22	0,25	0,60	0,02	0,02	0,50	735	420	850

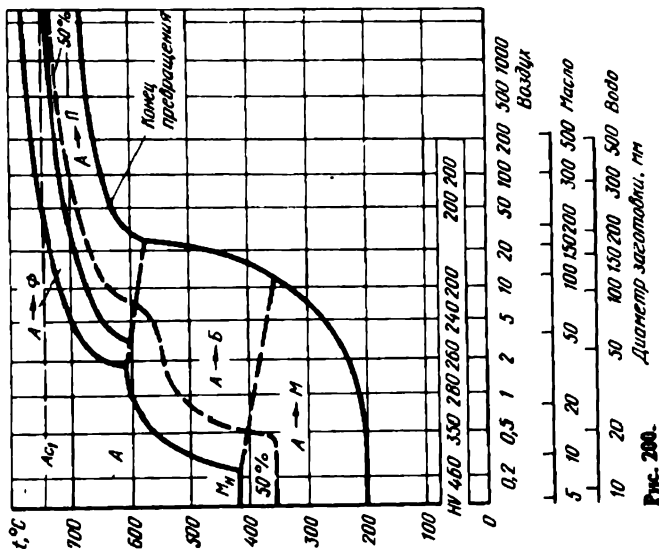


Рис. 200.

Сталь типа 20М

с повышенным содержанием никеля [5]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,27	0,79	0,45	0,41	725	850	420	910

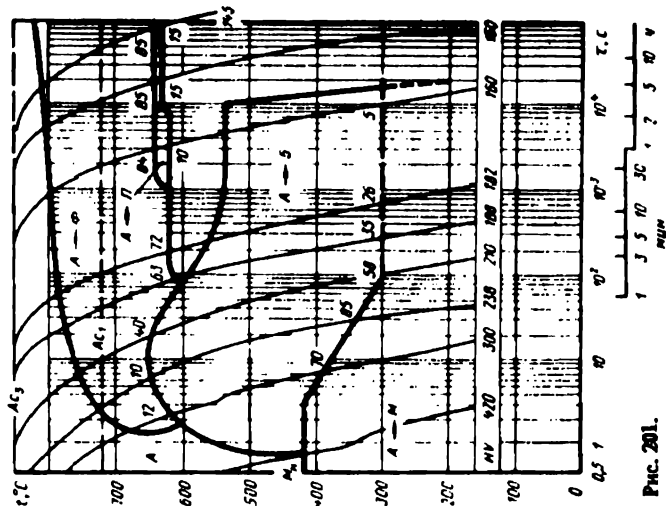


Рис. 201.

Сталь типа 35M [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	—	0,80	—	0,25	715	800	370	850

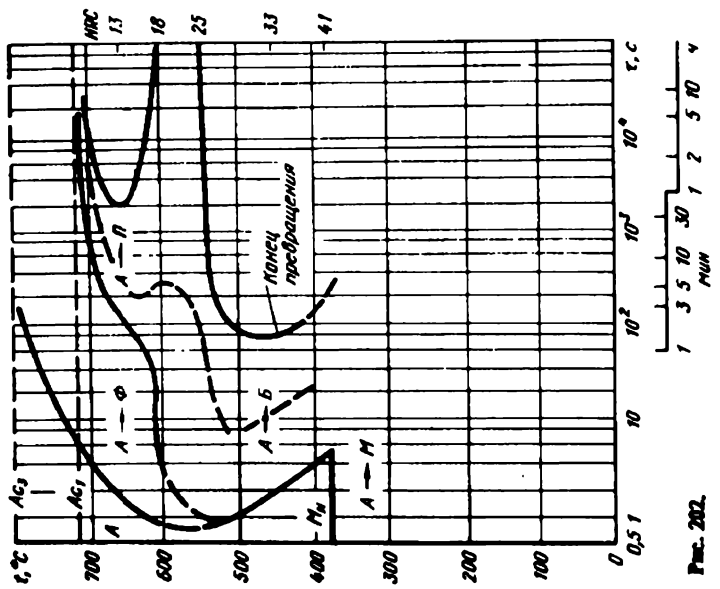


Рис. 202.

Сталь типа 40M [56]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,41	—	0,69	—	0,29	720	—	380	845

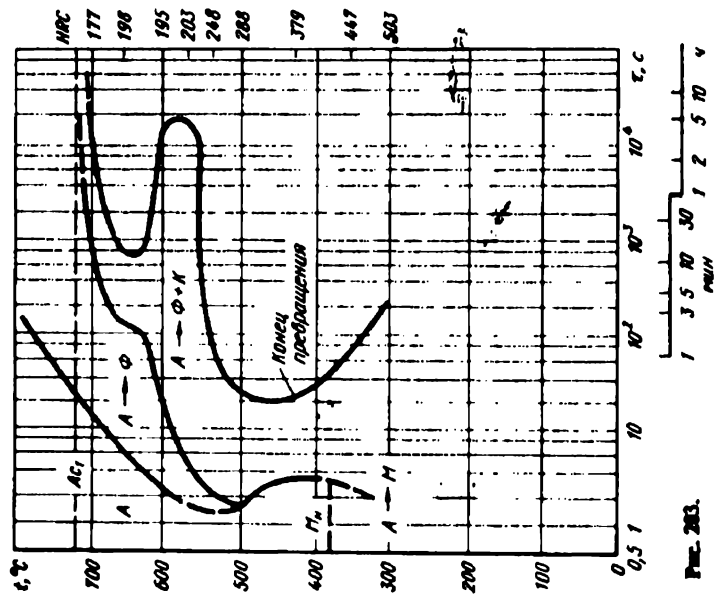


Рис. 203.

Сталь типа 50M (58)

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,54	0,31	0,21	—	0,54	730	—	340	1300

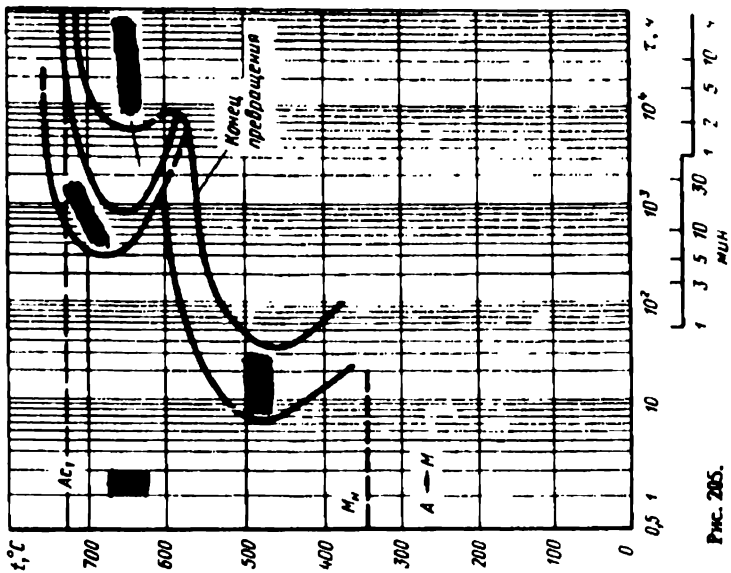


Рис. 205.

Сталь типа 40M (57)

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	—	0,65	—	0,15	720	—	380	845

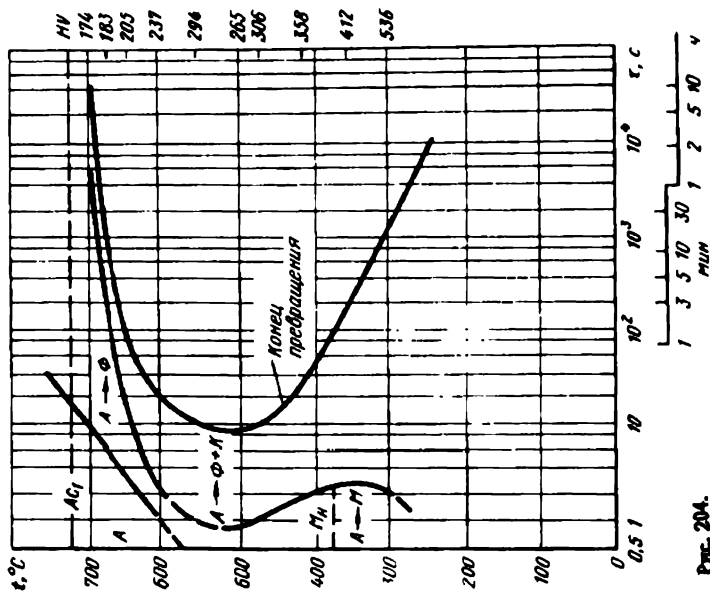


Рис. 204.

Сталь типа 50M [30]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,54	0,27	0,34	—	0,82	730	—	340	1300

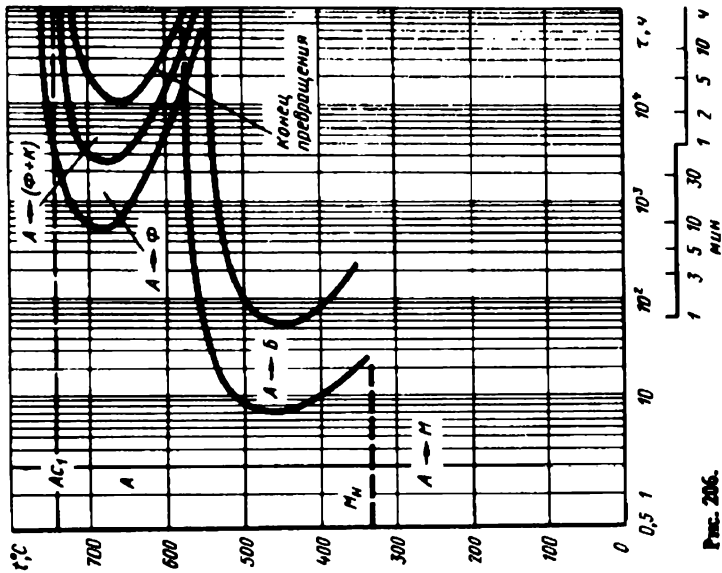


Рис. 206.

Сталь типа 35M1
с повышенным содержанием марганца [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,28	0,13	0,18	1,06	745	820	370	1100

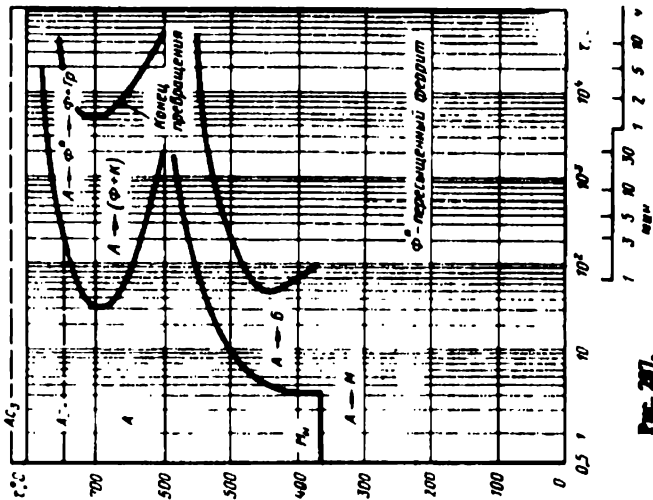


Рис. 207.

Сталь типа 45M2 [38]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,45	0,19	0,47	0,31	0,32	2,42	—	320	1050

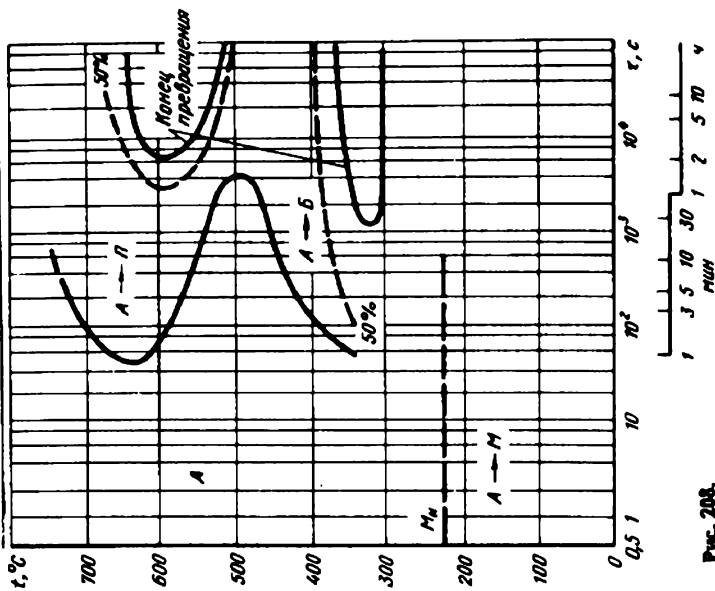


Рис. 208.

Сталь типа 40M3 с повышенным содержанием марганца [49]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,41	0,26	0,12	0,14	3,18	750	830	310	1100

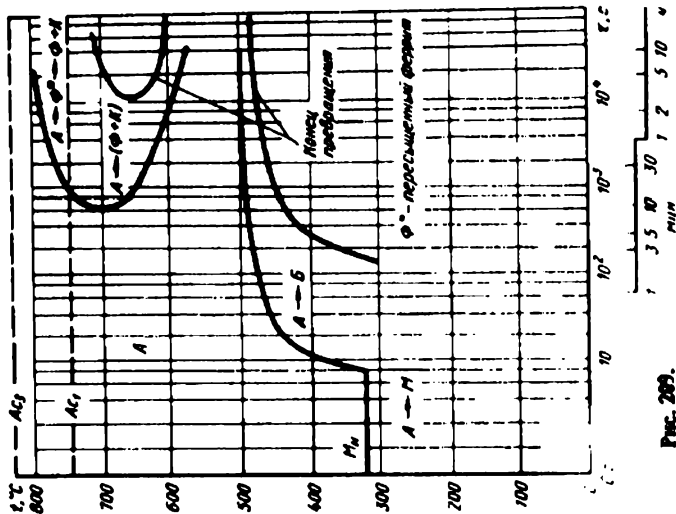


Рис. 209.

Сталь типа 45M5

с повышенным содержанием марганца [4]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,45	0,34	0,12	0,14	5,44	750	840	270	1100

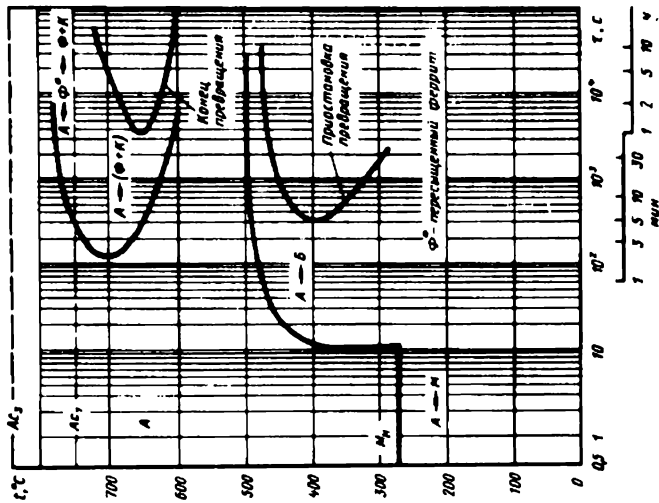


Рис. 210.

Вольфрамовые стали

Сталь типа 30B [4]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,34	0,33	0,13	0,14	0,16	0,88	740	375	1100

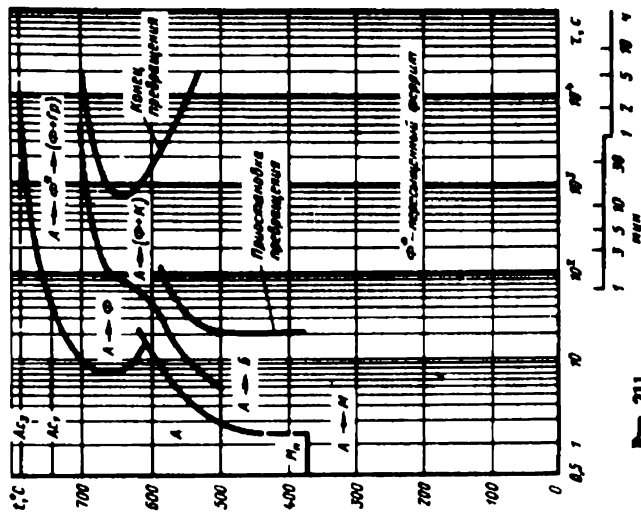


Рис. 211.

Сталь типа 50B [30]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,49	--	--	--	--	--	0,45	730	360 1300

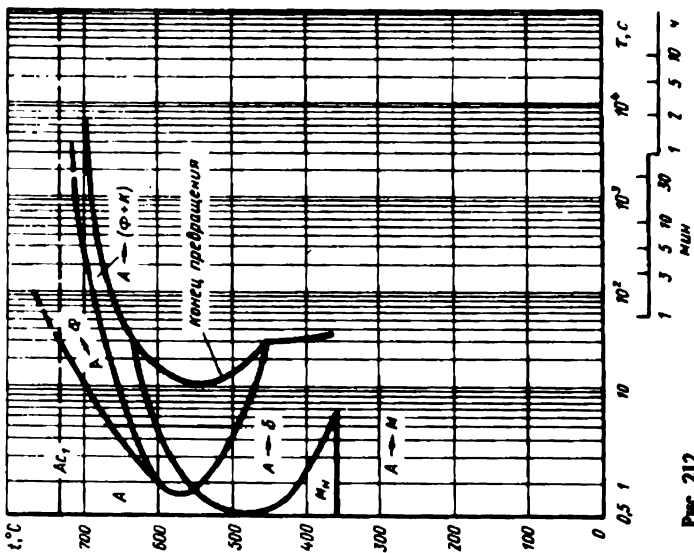


Рис. 212.

Сталь типа 45B3 [4]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,45	0,37	0,16	0,16	2,77	745	335	1100	

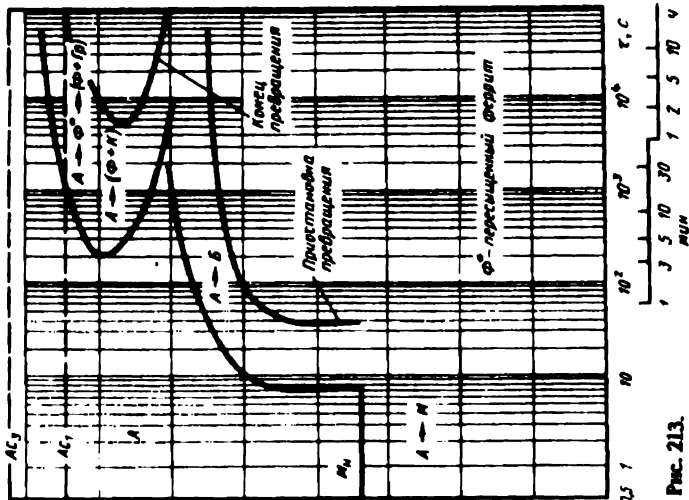


Рис. 213.

Сталь типа 4SBS (4)

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,45	0,34	0,16	0,16	4,41	750	290	1100	

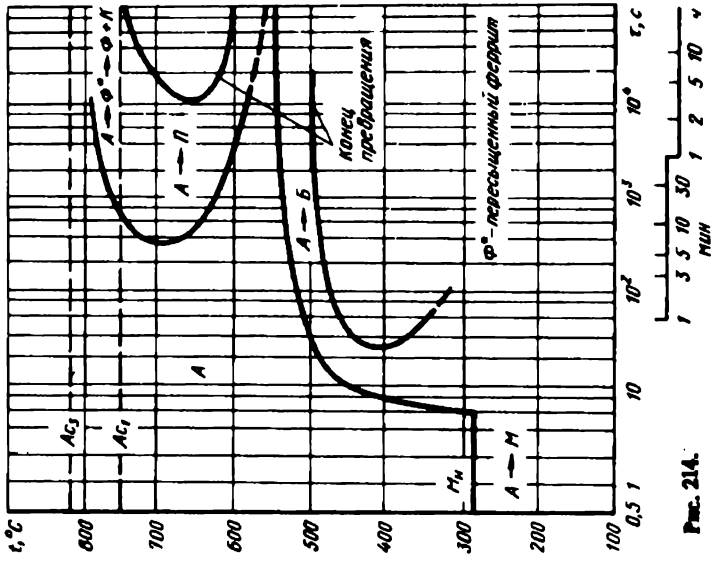


Рис. 214.

Ванадиевые стали

Сталь типа 35Ф

с повышенным содержанием марганца [33]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,34	0,10	0,07	—	0,26	740	825	390	875

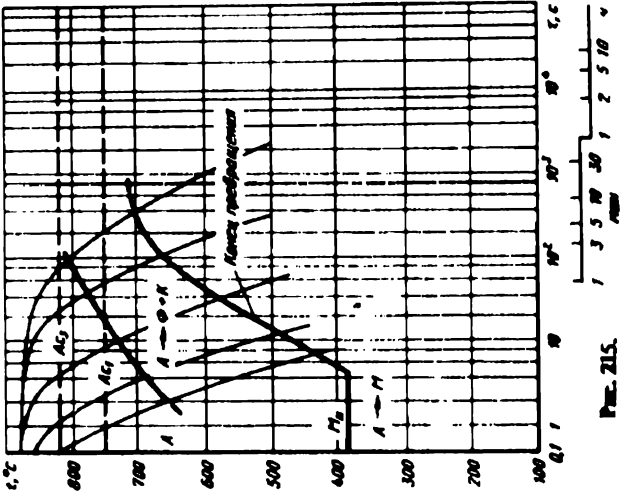


Рис. 215.

Сталь типа 35Ф
с повышенным содержанием марганца [33]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,34	0,10	0,07	—	0,26	740	825	390	975

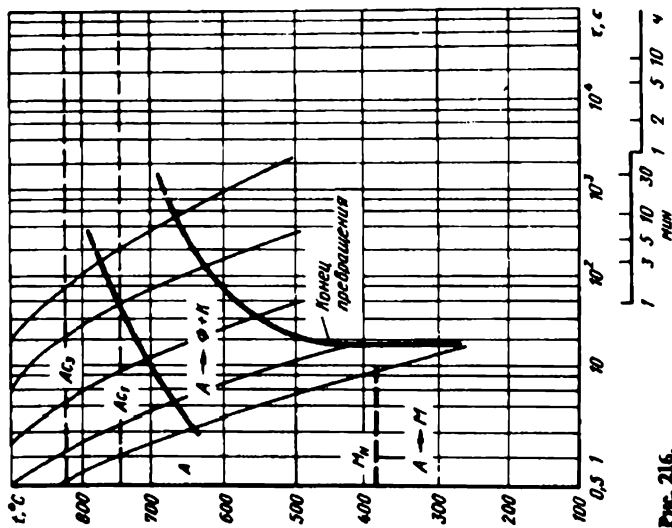


Рис. 216.

Сталь типа 35Ф
с повышенным содержанием марганца [33]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,34	0,17	0,11	—	0,82	755	875	390	1025

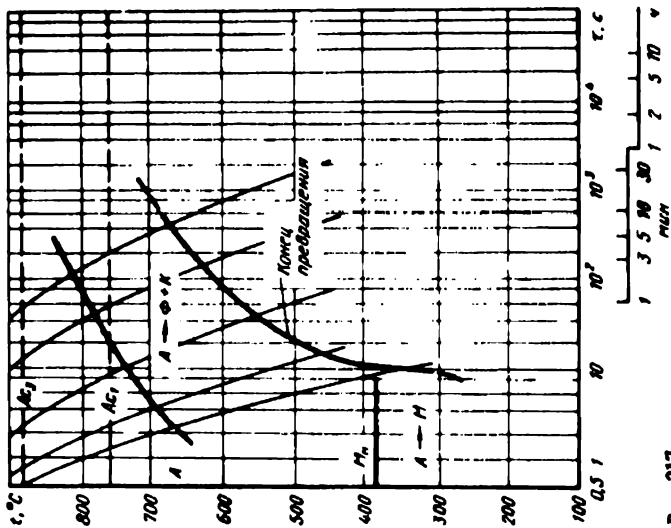


Рис. 217.

Сталь типа 50Ф [30]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,52	-	-	-	0,24	730	-	360	1300

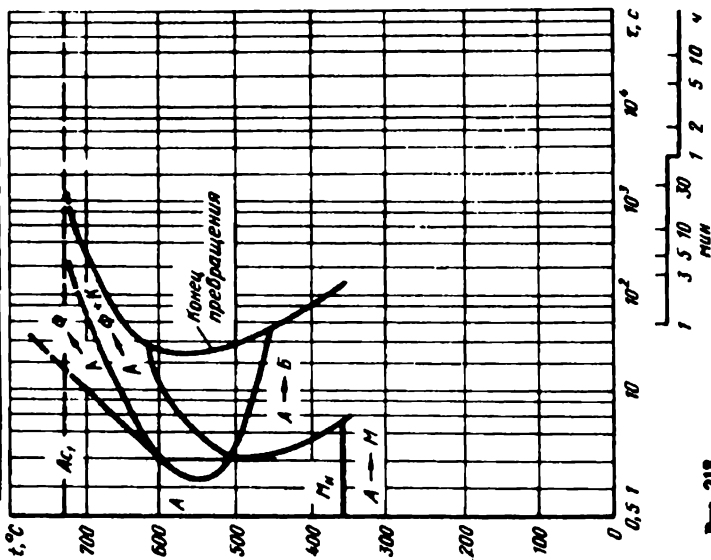


Рис. 218.

Стали с титаном

Сталь типа 60Т [51]

C	Si	Mn	S	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,065	0,20	0,79	0,01	0,072	720	880	510	920

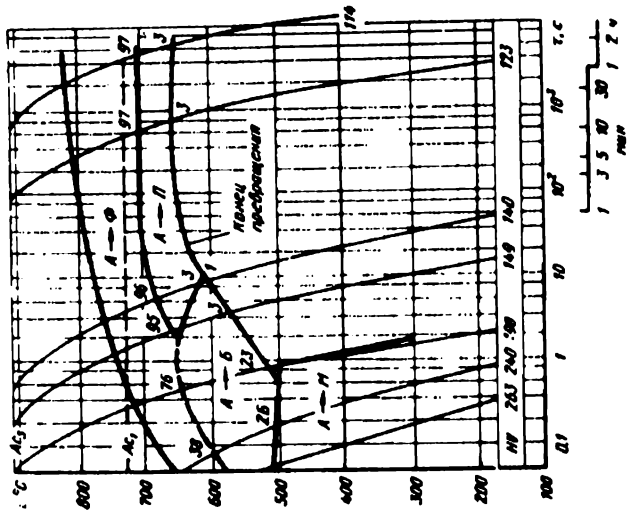


Рис. 219.

Сталь типа 06Т [51]

C	Si	Mn	Cr	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,065	0,20	0,79	—	0,072	720	890	510	1300

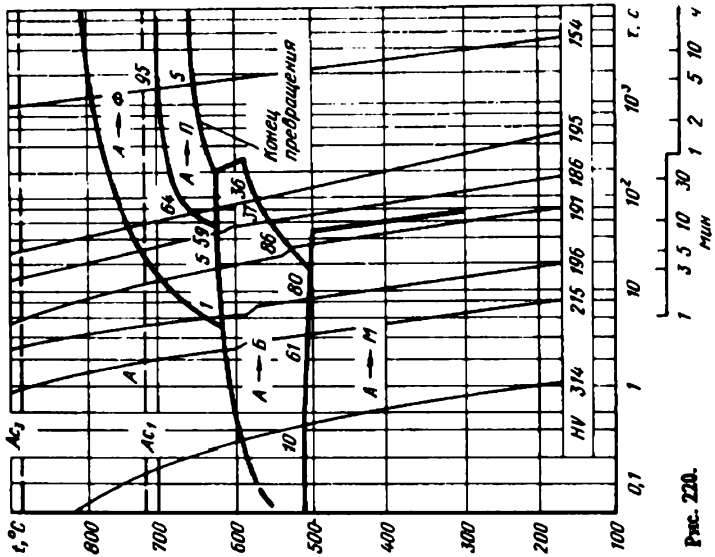


Рис. 220.

Сталь типа 06Т [51]

C	Si	Mn	S	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,06	0,20	0,80	0,011	0,120	720	880	510	920

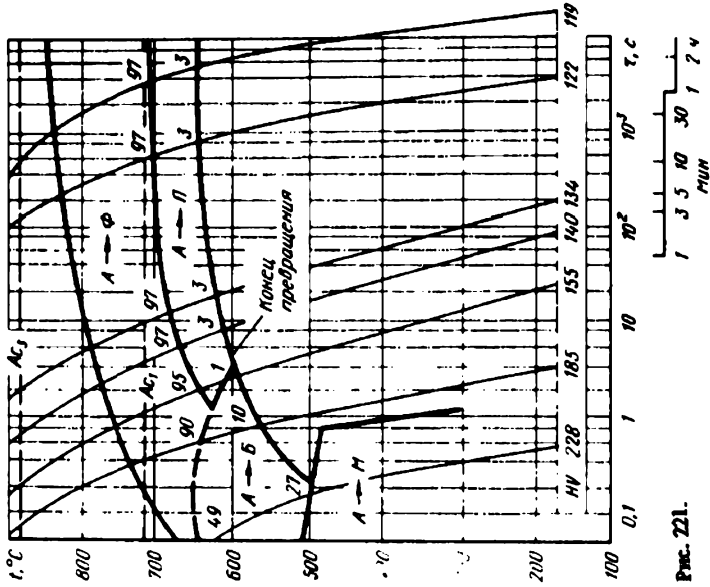


Рис. 221.

Справ. табл. 08Т (51)

C	Si	Mn	S	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,06	0,20	0,80	0,011	0,120	720	880	520	1300

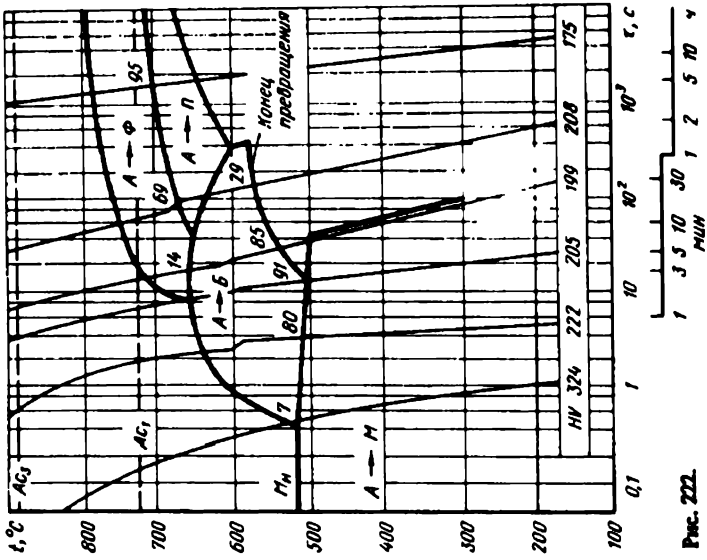


Рис. 222.

Справ. табл. 08Т (51)

C	Si	Mn	S	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,062	0,18	0,80	0,012	0,184	725	900	490	920

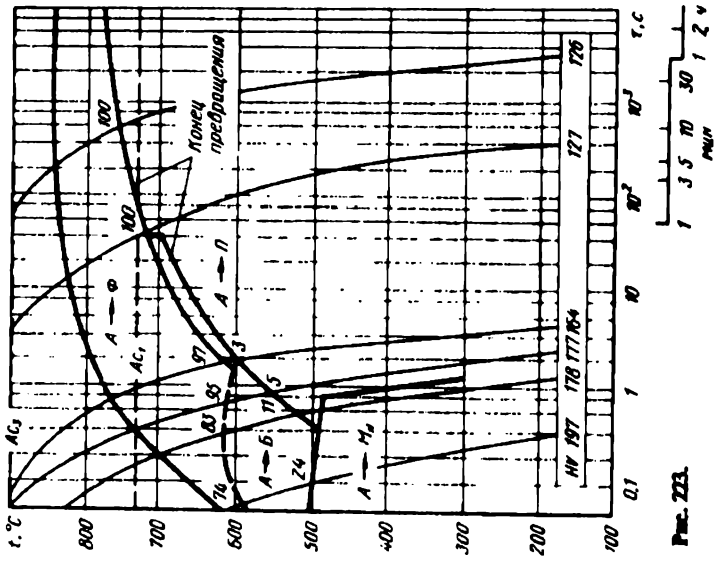


Рис. 223.

Сталь типа 06Т [51]

C	Si	Mn	S	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,062	0,18	0,80	0,012	0,184	720	890	510	1300

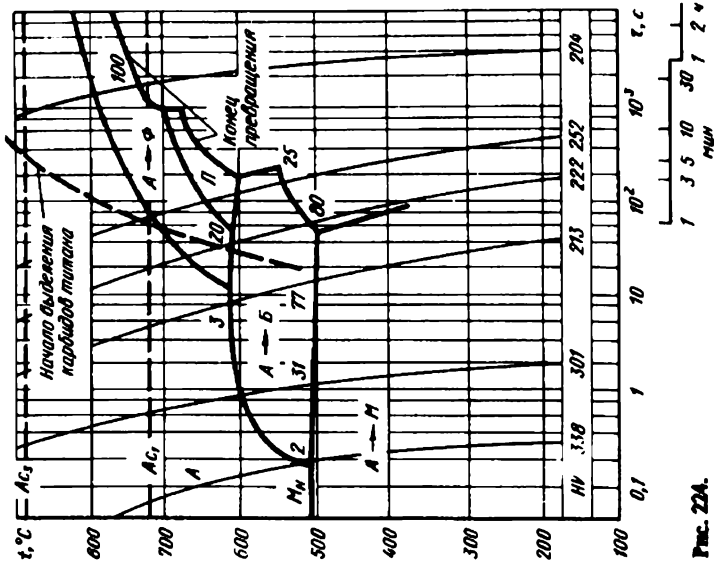


Рис. 22А.

Стали с медью или алюминием

Сталь типа 35Д [7]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,22	0,58	0,08	0,50	720	780	360	825

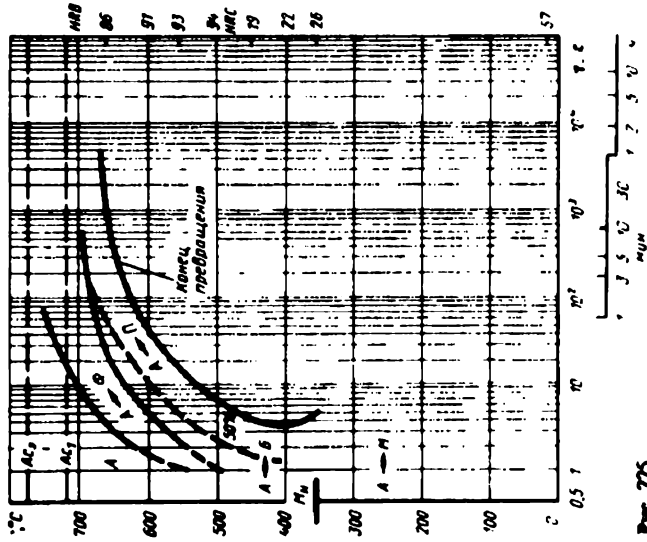
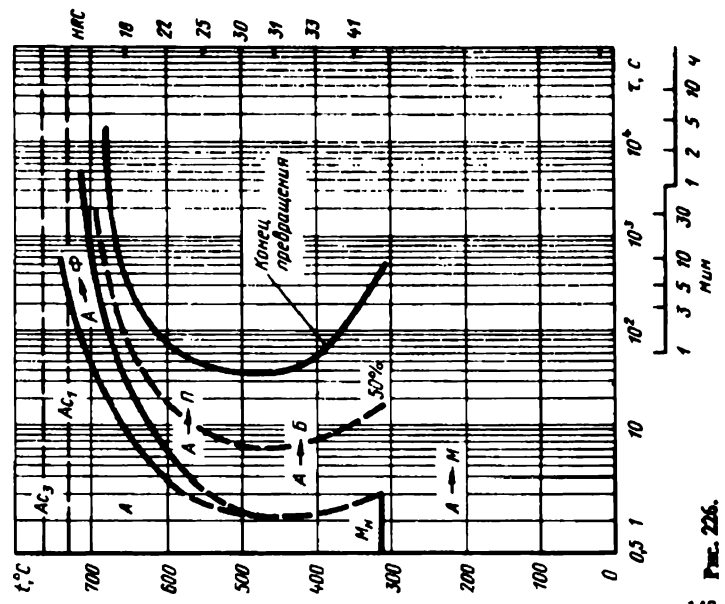


Рис. 22Б.

Сталь марш 50Д [7]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,53	0,35	0,70	0,09	0,52	735	765	310	825



147 РИС. 226.

Сталь марш 30Д1 с азотом [1]

C	Si	Mn	Cu	N	A ₁	A ₃	M _H	t _H
-0,32	0,22	0,64	1,14	0,10	700	850	350	1100

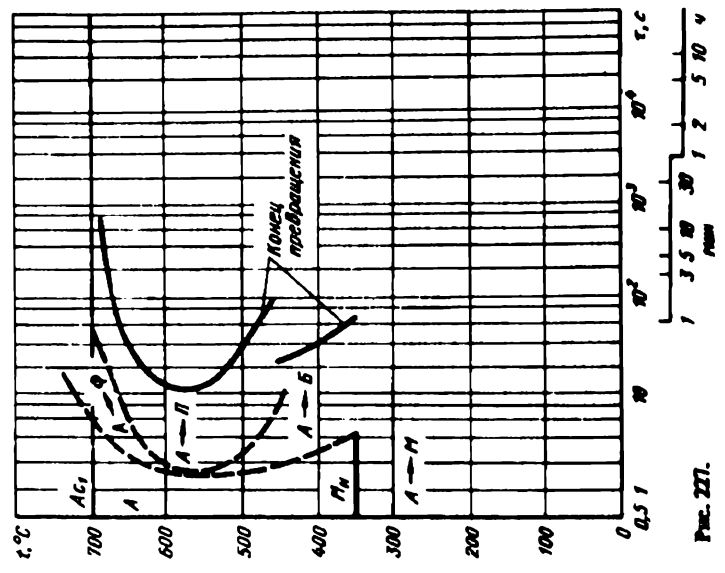


РИС. 227.

Средняя марка 50МН [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,49	0,20	0,57	0,02	0,06	0,97	710	330	330	850

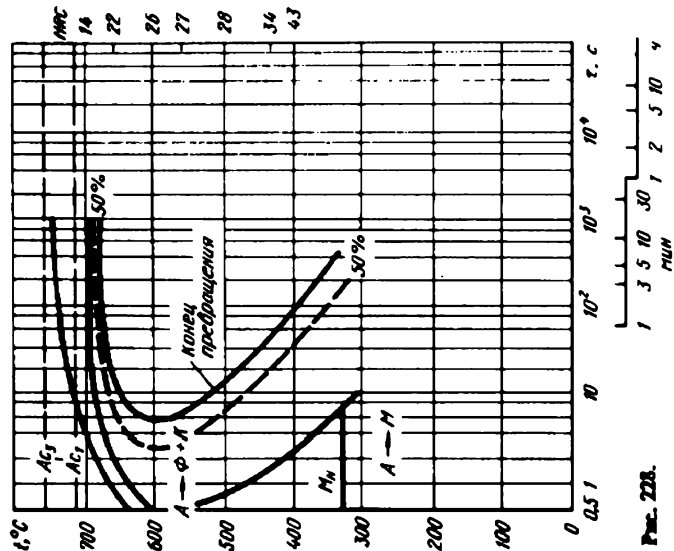


Рис. 228.

Средняя марка 50МН [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,49	0,20	0,54	-	1,49	705	760	320	850	

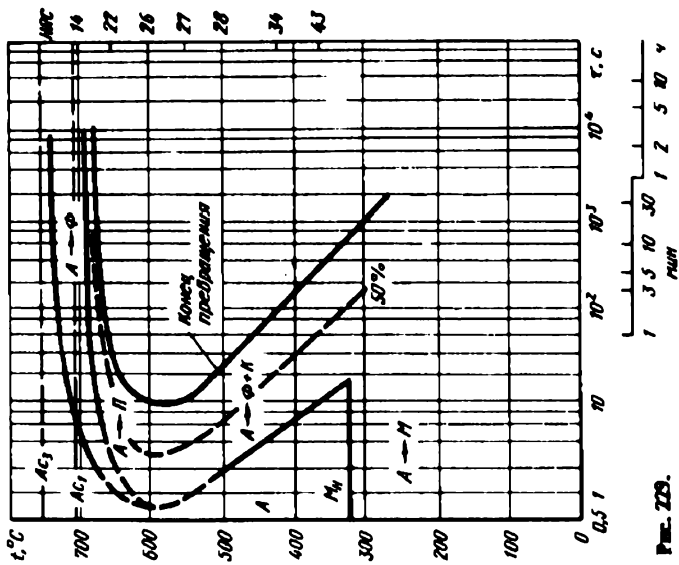


Рис. 229.

Марганцовистые стали с кремнием, ванадием, хромом, молибденом или никелем

Сталь типа 50D [30]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,50	—	—	—	—	1,05	720	360	1300	

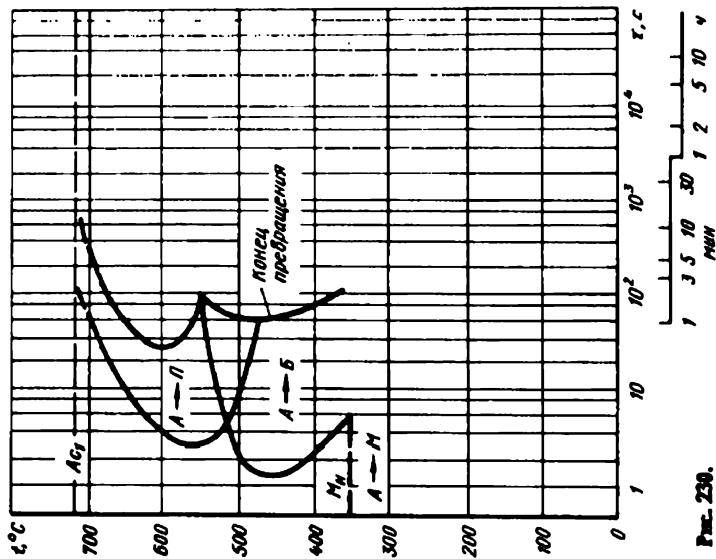


Рис. 230.

Сталь 15ГС

с повышенным содержанием кремния [50]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,93	1,08	0,05	0,08	710	850	390	900	

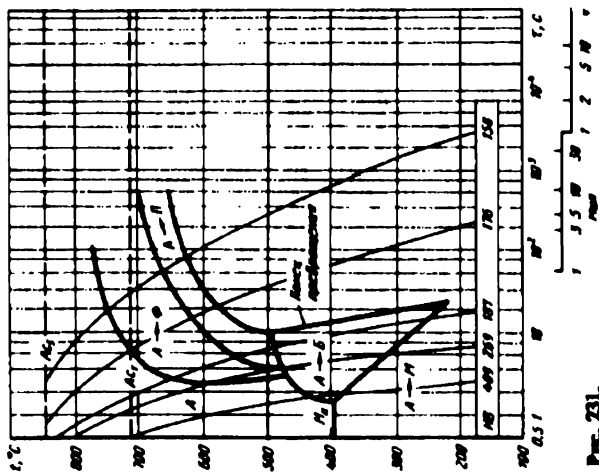


Рис. 231.

Сталь 17Г1С [61]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,60	1,48	0,025	0,02	730	390	1130*	

* Подстуживание до 800 °С.

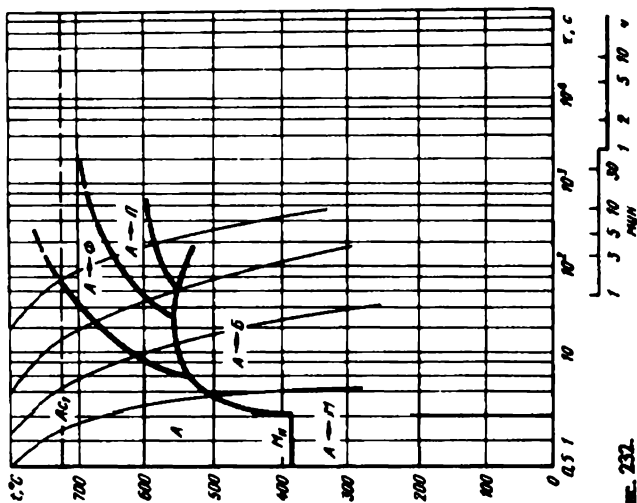


Рис. 232.

Сталь 17Г1С-У [61]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,61	1,48	0,02	0,02	730	860	410	930

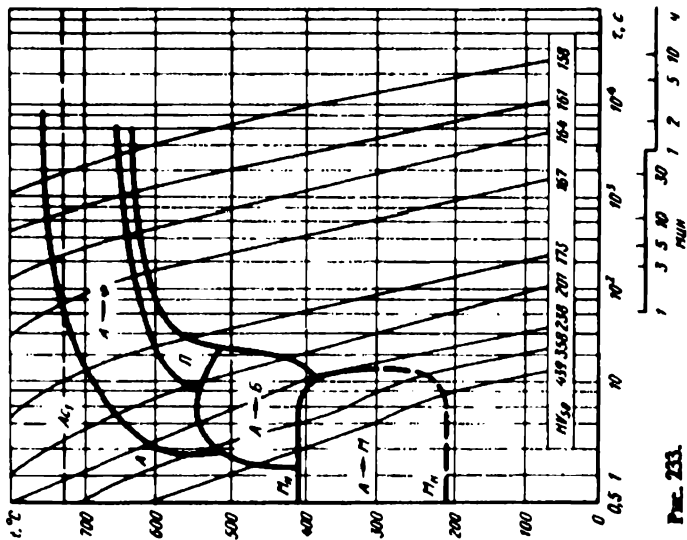


Рис. 233.

Сталь 27ГС [7]

C	Si	Mn	Ni	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,29	1,30	1,33	0,12	0,12	750	870	355	925

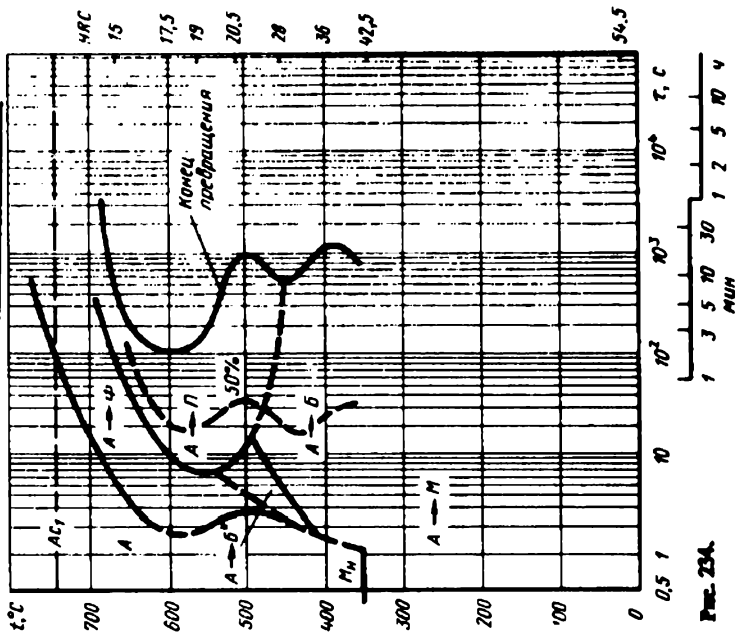


Рис. 23А.

Сталь 35ГС
с повышенным содержанием марганца [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	1,37	0,79	0,23	0,02	765	840	355	880

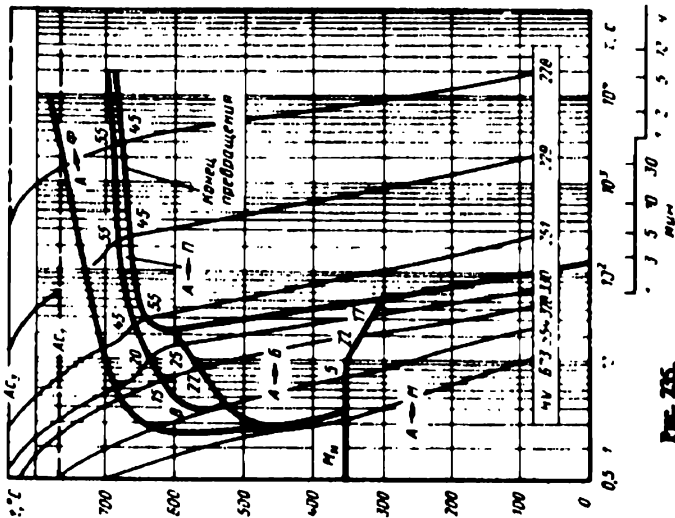


Рис. 23Б.

Сталь 35ГЦ [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	1,05	1,14	0,23	0,02	735	795	330	860

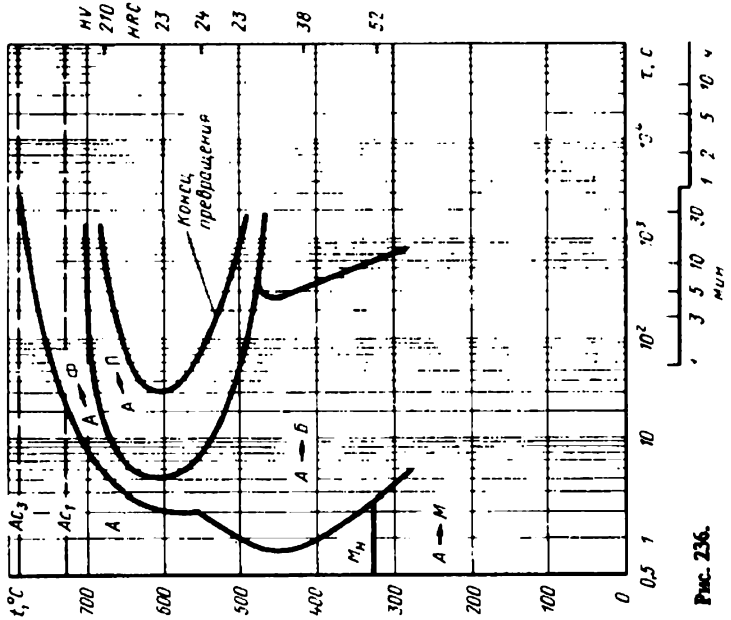


Рис. 236.

Сталь 35ГЦ [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	1,05	1,14	0,23	0,02	735	795	330	860

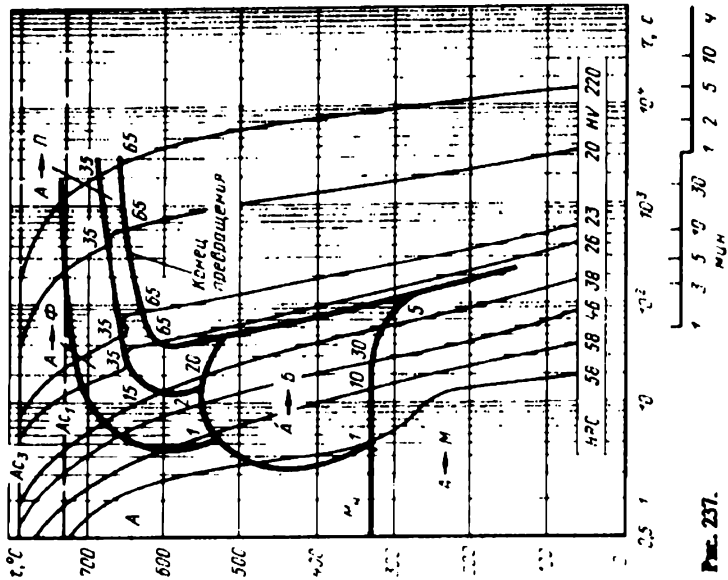


Рис. 237.

Crains 35TC [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	1,05	1,14	0,23	0,02	735	795	330	1050

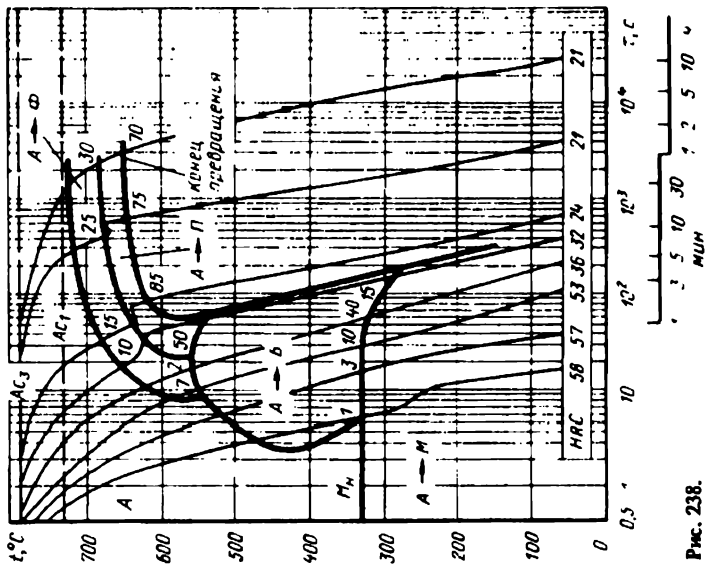


Fig. 238.

Crains 35TC [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	1,05	1,14	0,23	0,02	735	795	330	1050

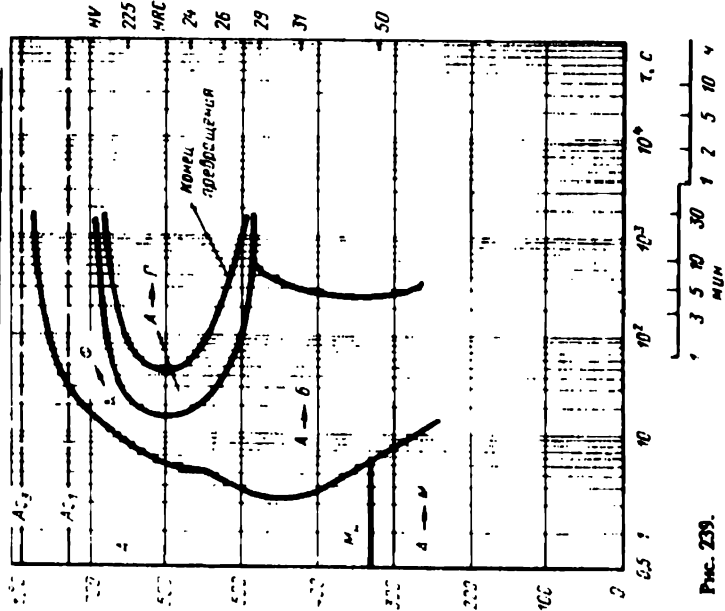


Fig. 239.

Сплав типа 0012С [62]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	A ₃	M _H	t _H
0,09	0,88	2,00	0,17	0,24	710	830	365	930	

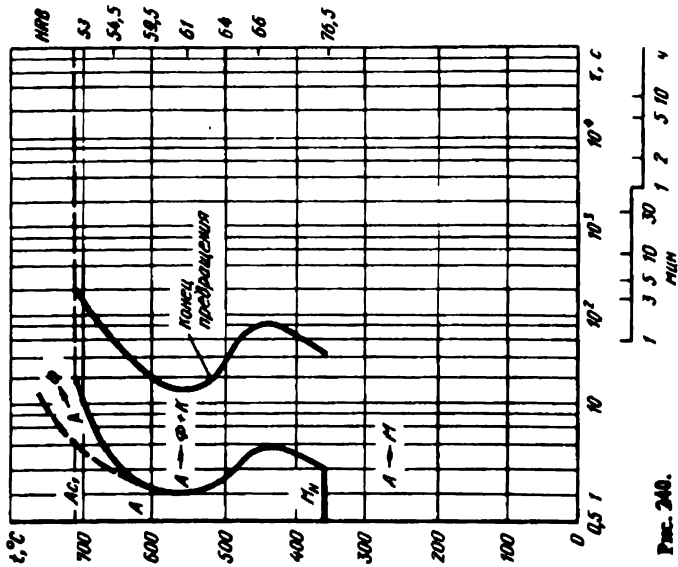


Рис. 240.

Сплав типа 1072С [63]

C	Si	Mn	P	S	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,10	0,96	1,54	0,015	0,014	730	925	430	1000

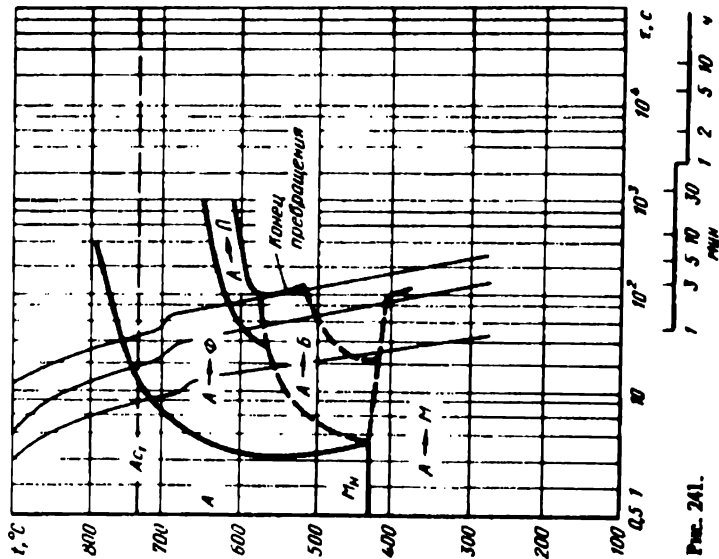


Рис. 241.

Сталь 15Г2С [60]

C	Si	Mn	P	S	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,15	1,02	1,43	0,014	0,013	750	850	400	900	

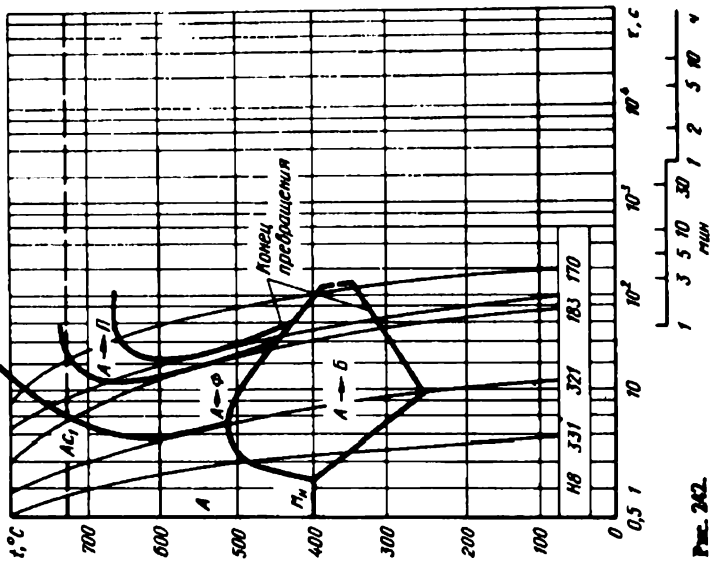


Рис. 242.

Сталь 25Г2СР [60]

C	Si	Mn	S	B	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,25	0,81	1,45	0,026	0,004	735	875	400	920	

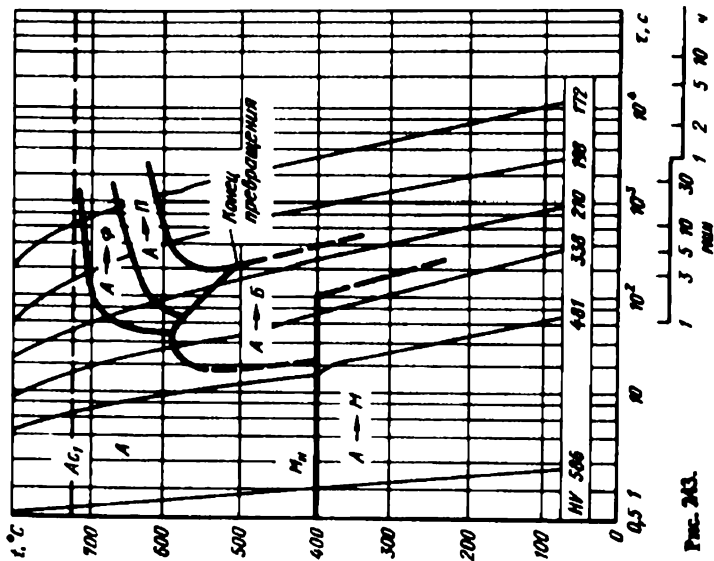


Рис. 243.

Сталь 35ГЦЗ [65]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,37	1,11	1,45	—	—	735	790	320	850

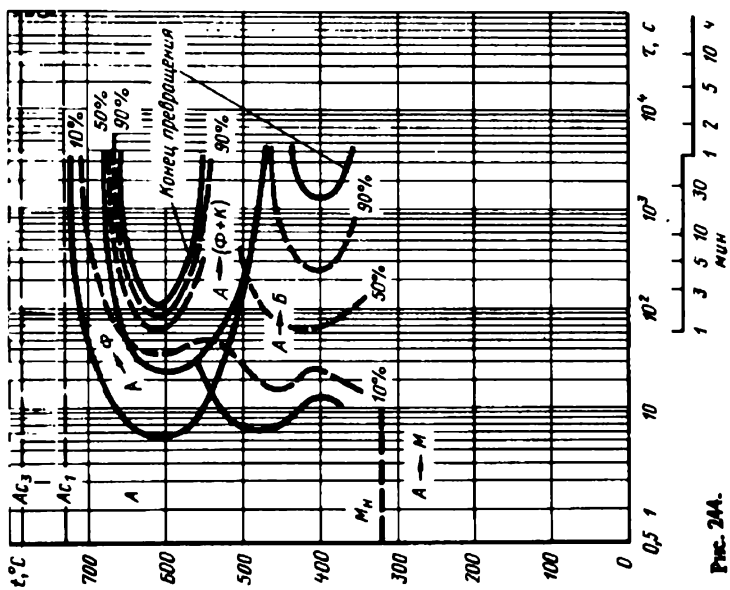


Рис. 244.

Сталь 40ГЦЗ [2]

C	Si	Mn	P	S	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	1,75	0,85	0,03	0,03	765	830	340	910

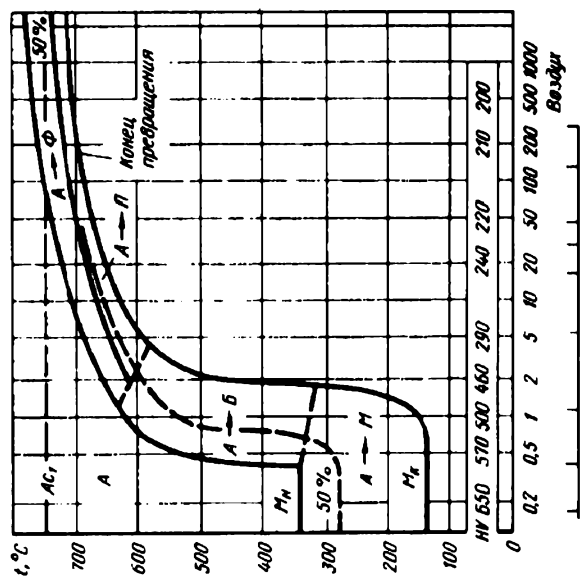


Рис. 245.

Crans 6572C2 [65]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,056	1,90	1,80	0,006	0,011	750	1020	180	800

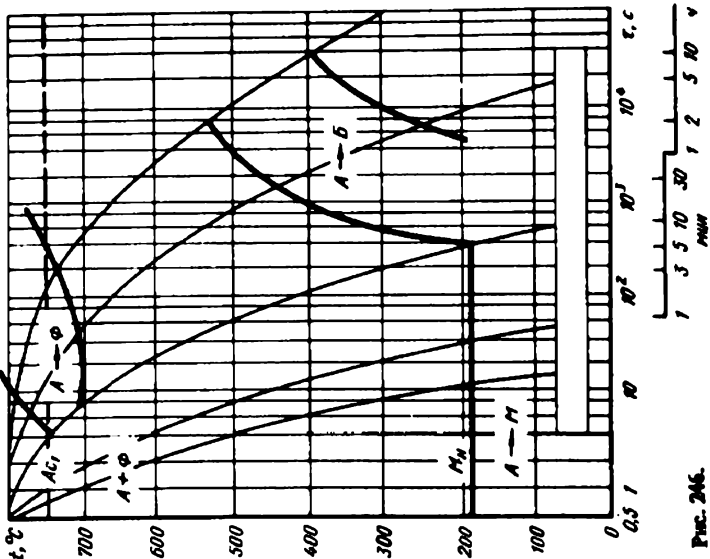


FIG. 246.

Crans 6572C2 [65]

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,056	1,90	1,80	0,006	0,011	750	1020	200	970

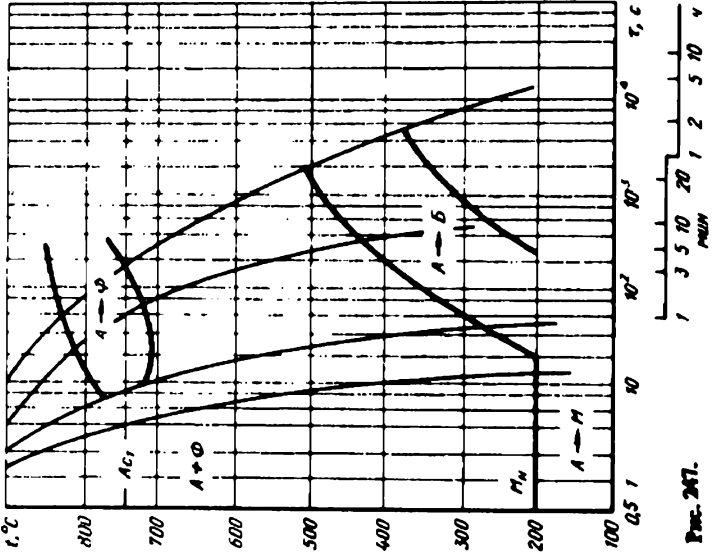


FIG. 247.

Сталь 40Г2С3 [3]

C	Si	Mn	Mo	Cr	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,41	1,52	1,42	0,02	0,01	708	830	310	860	

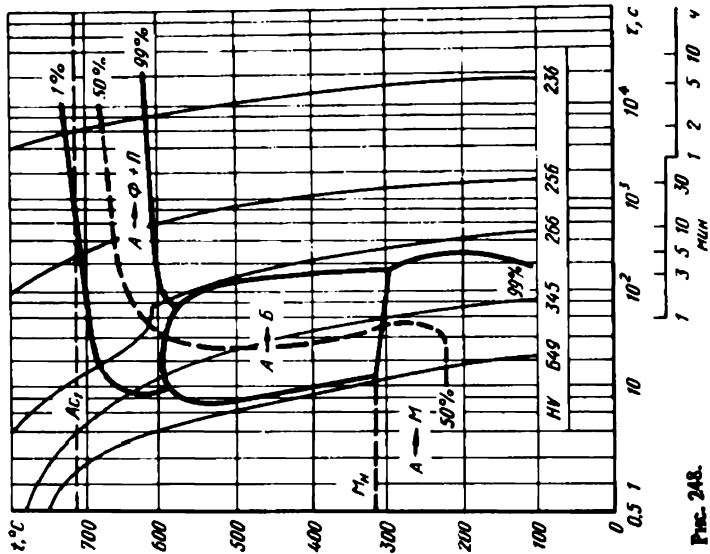


Рис. 248.

Сталь 16ГФФ [68]

C	Si	Mn	V	B	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,14	0,40	1,36	0,04	0,003	720	850	430	930

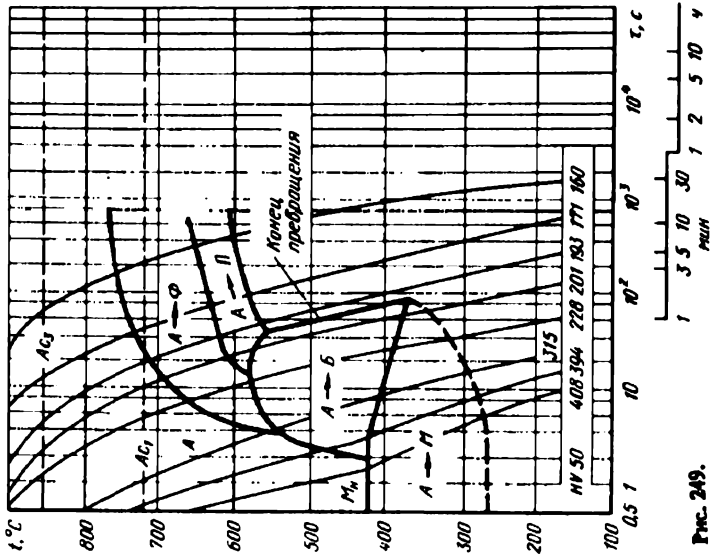


Рис. 249.

Сталь 09Г2ФБ [69]

C	Si	Mn	V	Nb	A ₁	A ₃	M _н	t _н
0,08	0,22	1,50	0,065	0,023	730	--	490	--

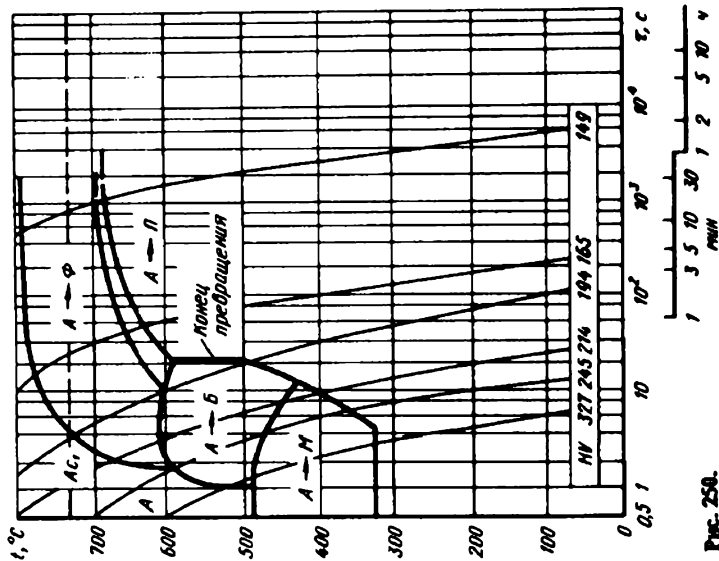


Рис. 250.

Сталь 12Г2ФБ [69]

C	Si	Mn	V	B	A ₁	A ₃	M _н	t _н
0,11	0,44	1,37	0,082	0,005	730	--	465	923

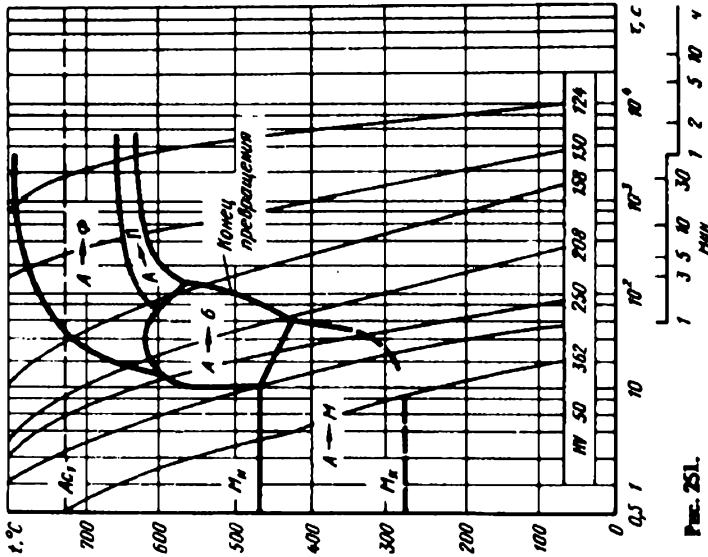


Рис. 251.

Сталь 16Г2АФ [71]

C	Si	Mn	V	N	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	г _H
0,17	0,36	1,44	0,11	0,0153	700	830	425	950	

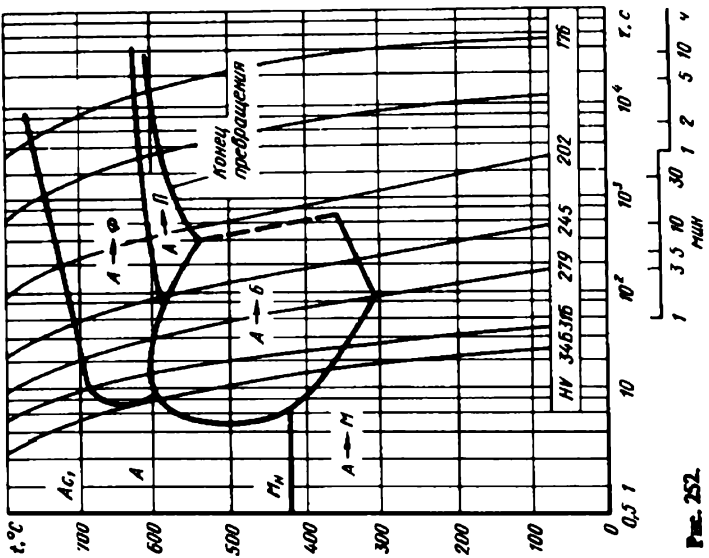


Рис. 252.

Сталь 17Г2АФ [43]

C	Si	Mn	V	N	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	г _H
0,21	0,49	1,46	0,08	0,02	725	380	1000		

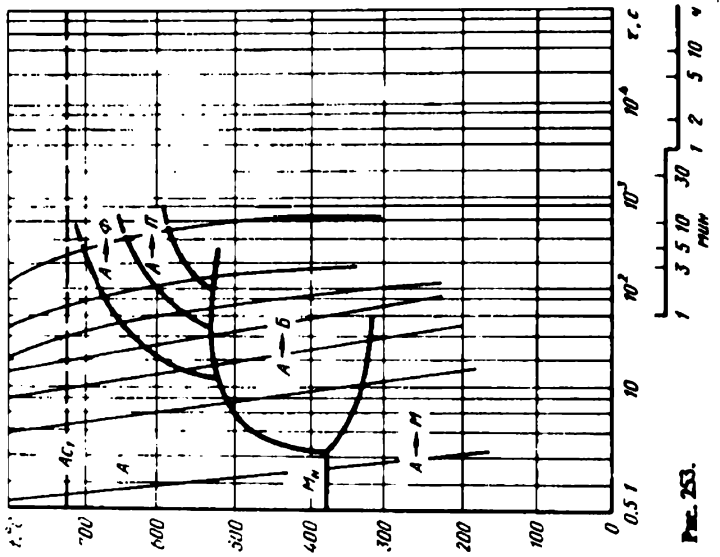


Рис. 253.

Сталь 17Г2АФ [70]

C	Si	Mn	V	N	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,21	0,40	1,52	0,13	0,019	730	--	410	900

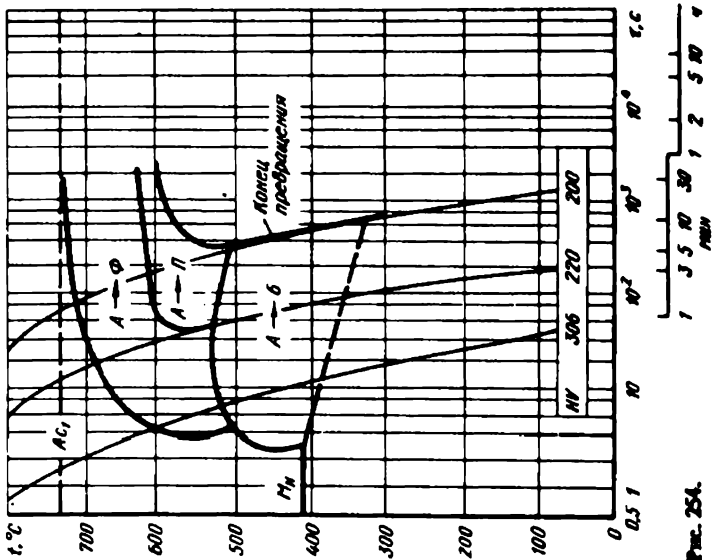


Рис. 254.

Сталь 35Г20 [67]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	M _H	t _H
0,35	0,28	1,65	0,27	0,20	0,15	715	320	850

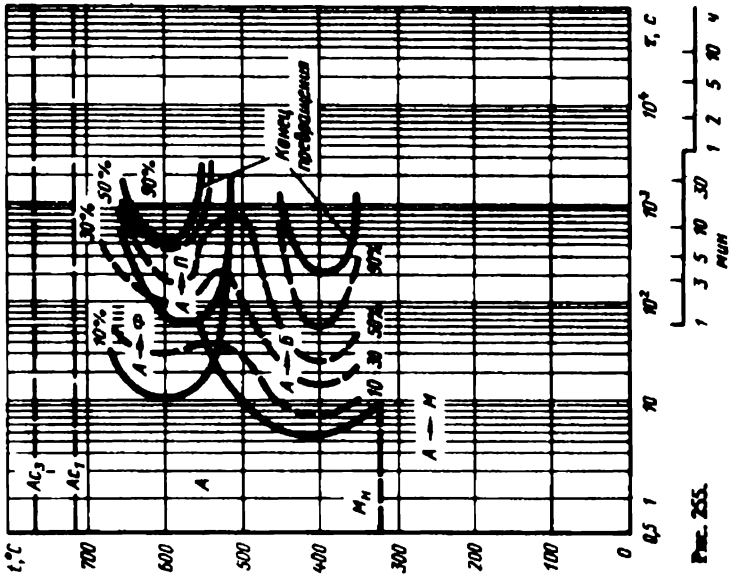


Рис. 255.

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,28	1,67	0,32	0,10	725	770	310	870	

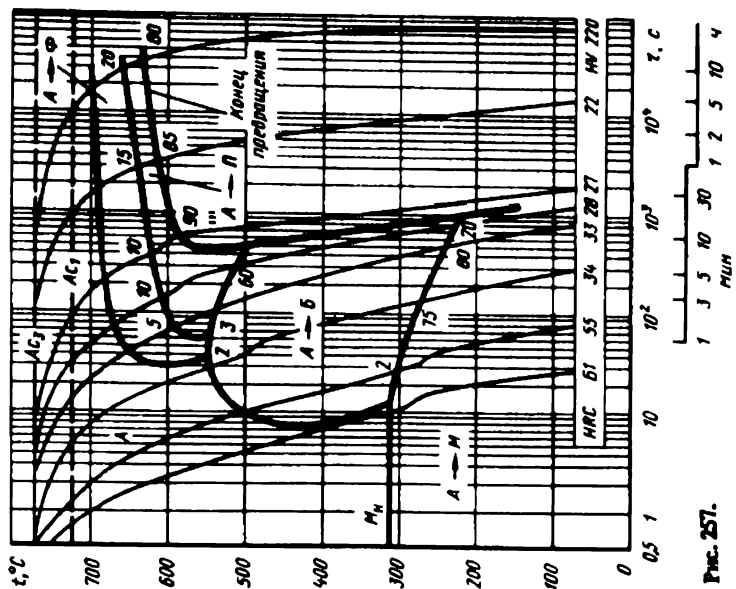


Рис. 257.

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₂	A ₃	t _H
0,43	0,28	1,67	0,32	0,11	0,10	725	770	870	

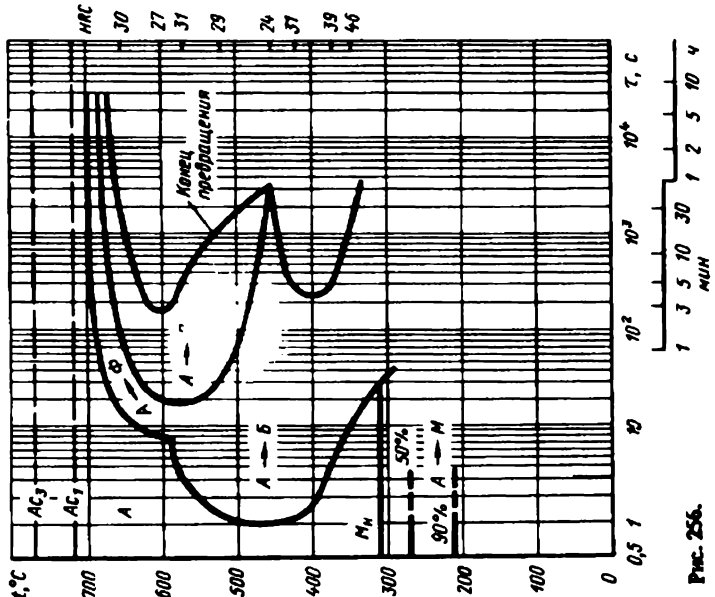


Рис. 256.

Сталь 40Г20 [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,28	1,67	0,32	0,10	725	770	310	1050

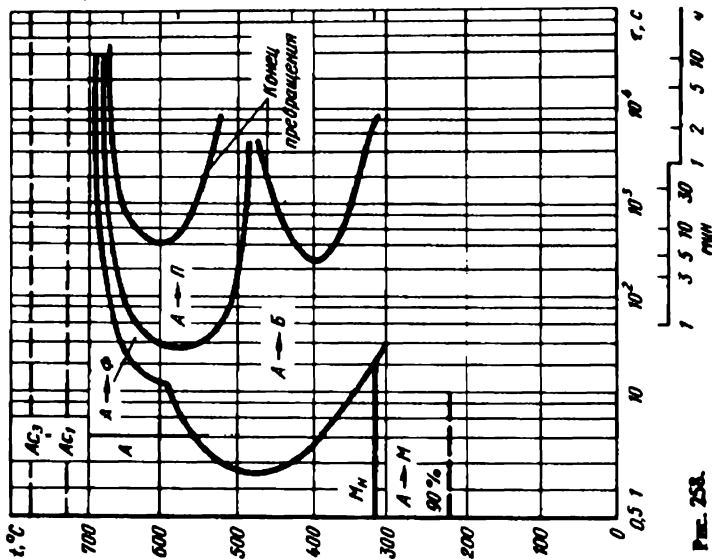


Fig. 258.

Сталь 40Г20 [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,28	1,67	0,32	0,10	725	770	310	1050

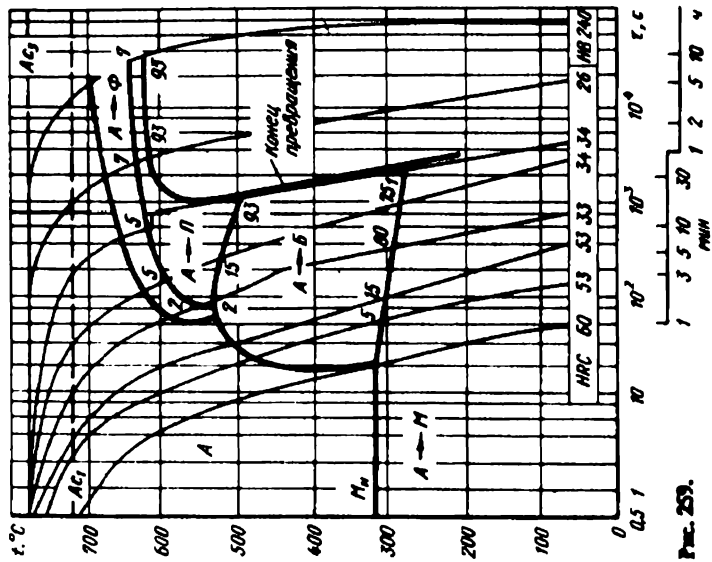


Fig. 259.

Сталь 18ХТ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,22	1,12	0,99	0,12	750	845	400	870

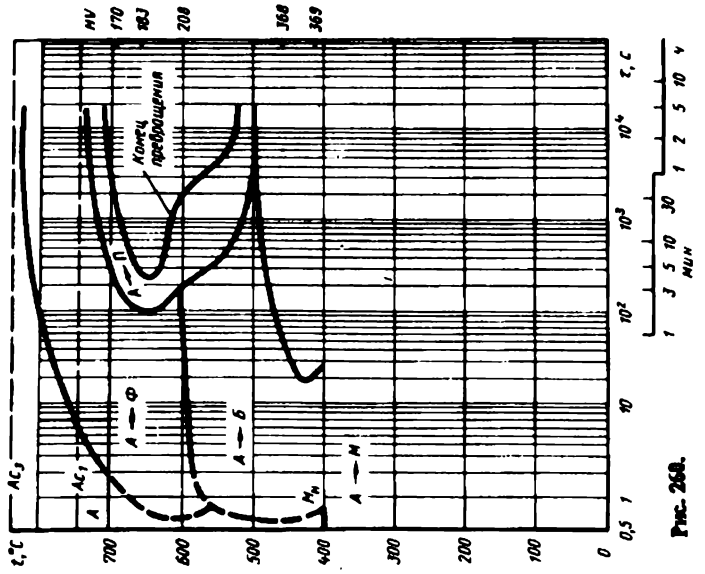


Рис. 268.

Сталь 18ХТ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,22	1,12	0,99	0,12	750	845	400	870

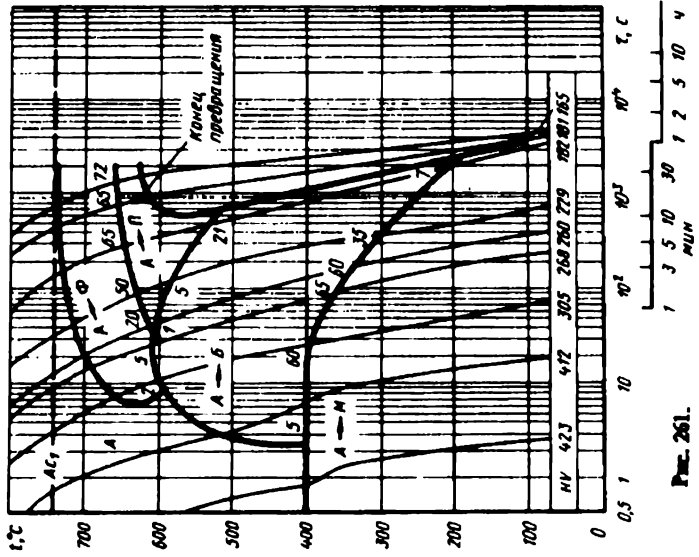


Рис. 261.

Сплав 18ХТ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,22	1,12	0,99	0,12	750	845	400	1050

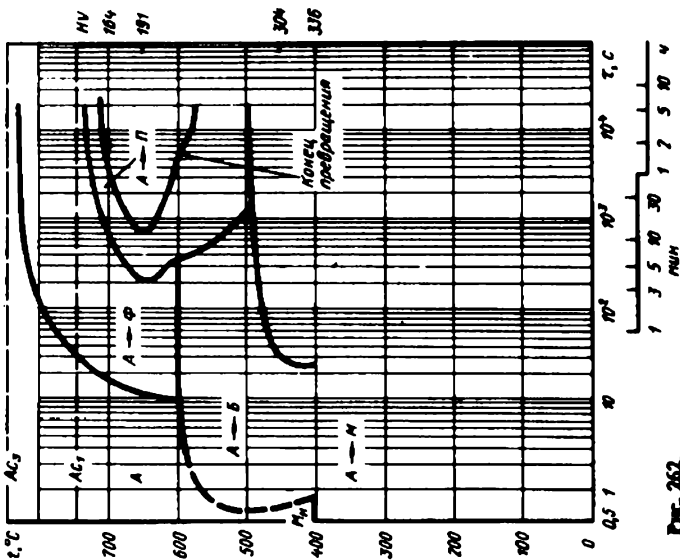


Рис. 262.

Сплав 18ХТ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,22	1,12	0,99	0,12	750	845	400	1050

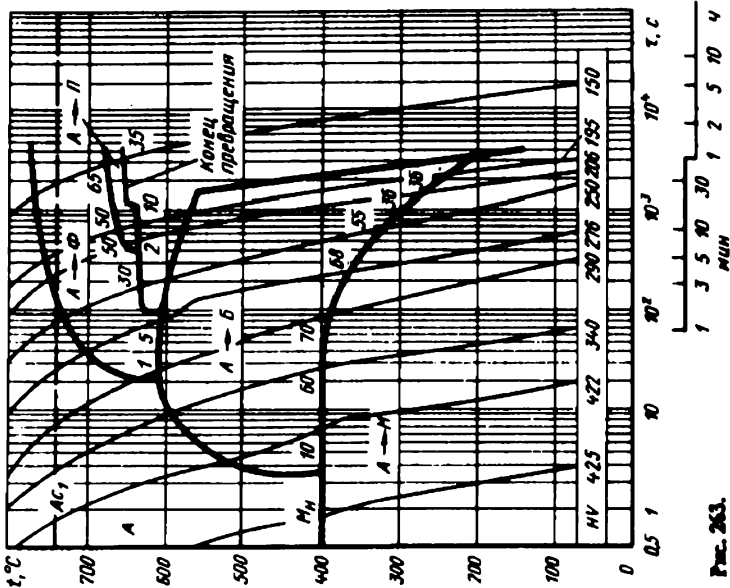


Рис. 263.

Сталь 18ХГ [2]

C	Si	Mn	Cr	S	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,25	1,15	0,95	0,02	750	840	400	870

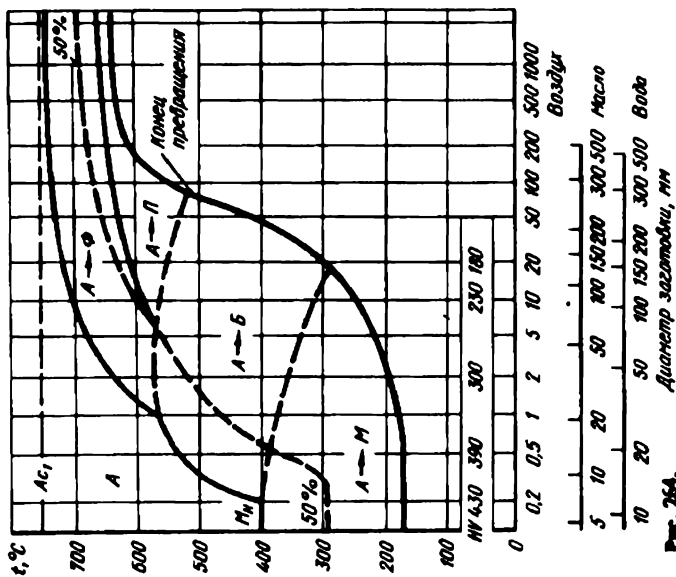


Рис. 264.

Сталь 20ХГ [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	0,25	1,25	1,15	0,02	740	840	375	870

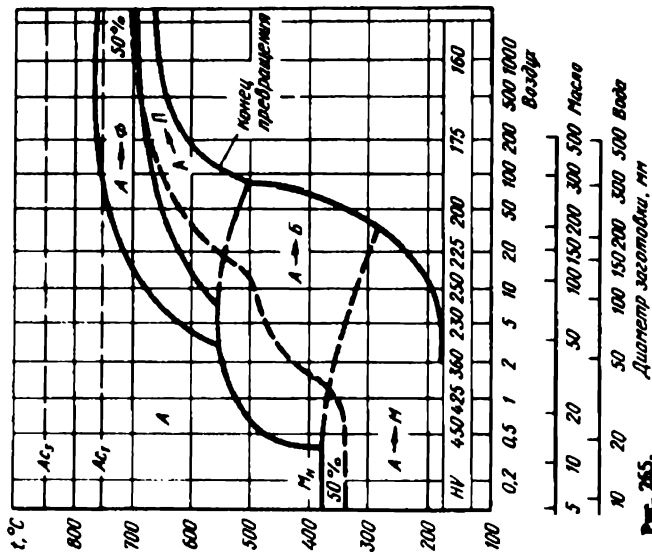


Рис. 265.

Сталь 20ХГ

с повышенным содержанием хрома [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,22	0,21	1,10	0,6	0,18	735	820	420	880

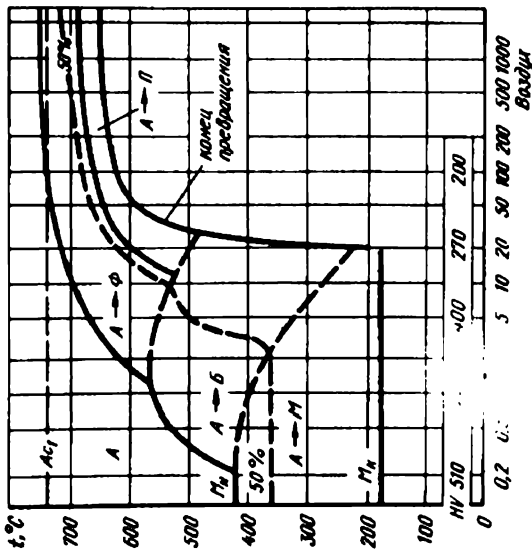


Рис. 266. Диаметр заготовки, мм

Сталь 20ХГ [22]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,23	0,37	1,13	1,17	-	725	805	360	870

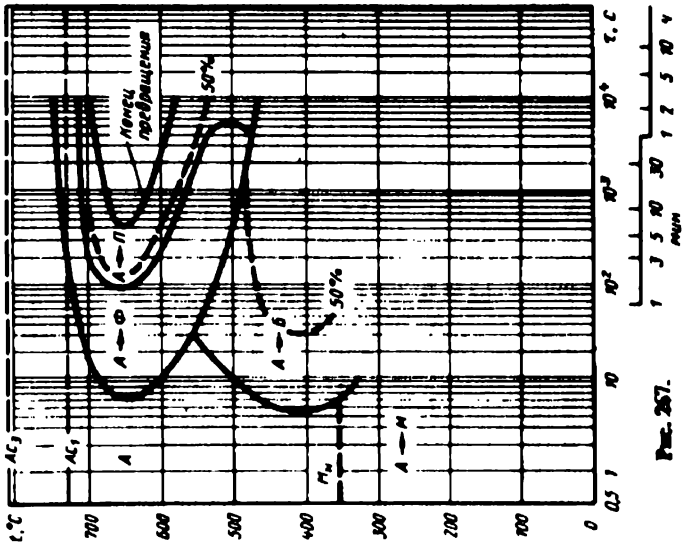


Рис. 267.

Цементовая сталь 20ХГ [22]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,95	0,37	1,13	1,17	-	720	-	130	870

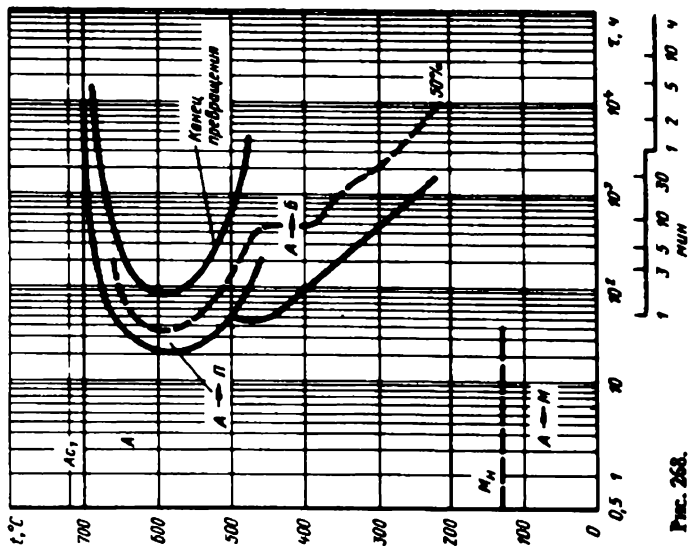


Рис. 263.

Сталь типа 50ХГ [18]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,48	0,25	0,86	0,98	0,18	740	785	300	860

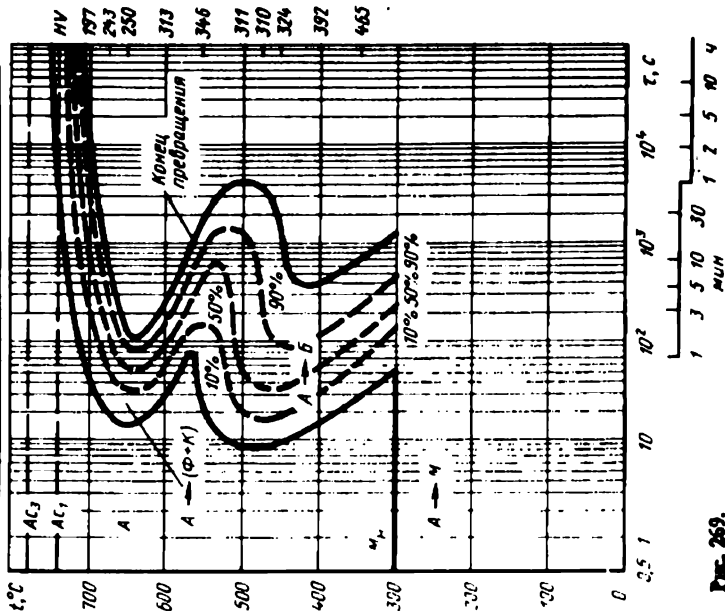


Рис. 269.

Сталь 35ХГ2 [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,40	1,50	0,77	0,02	717	796	310	825

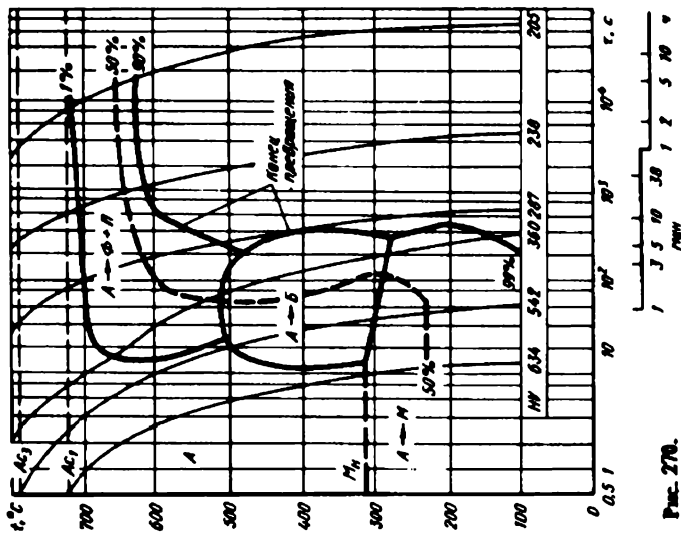


Рис. 276.

Сталь 35ХГ2
с повышенным содержанием хрома [72]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,39	0,56	1,44	0,53	0,06	730	760	300	825

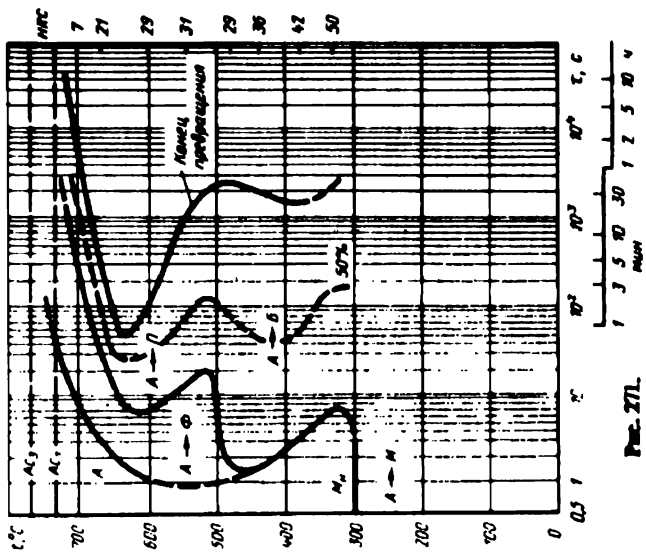


Рис. 277.

Сталь типа 50X12 [72]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	A ₅	M _H	t _H
0,48	0,59	1,30	0,54	0,06	730	760	290	825	

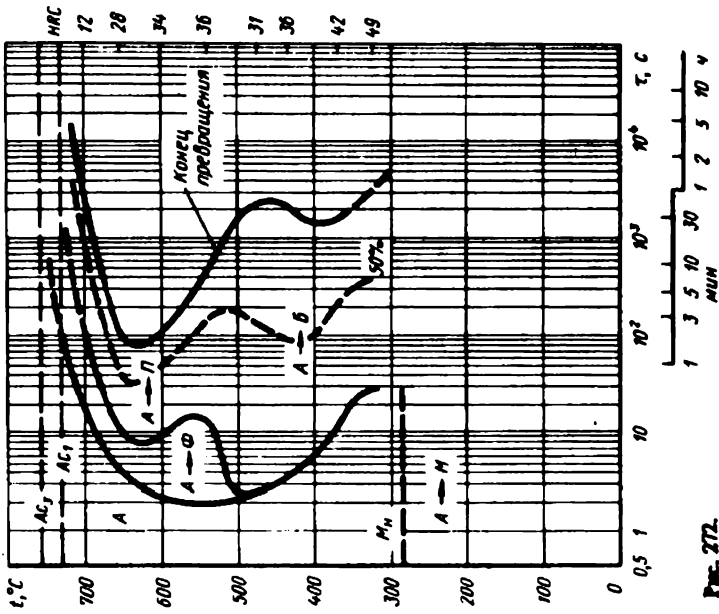


Рис. 272.

Сталь типа 20X1M [7]

C	Si	Mn	S	Mo	A ₁	A ₃	A ₅	M _H	t _H
0,24	0,30	0,90	0,02	0,23	720	820	410	990	

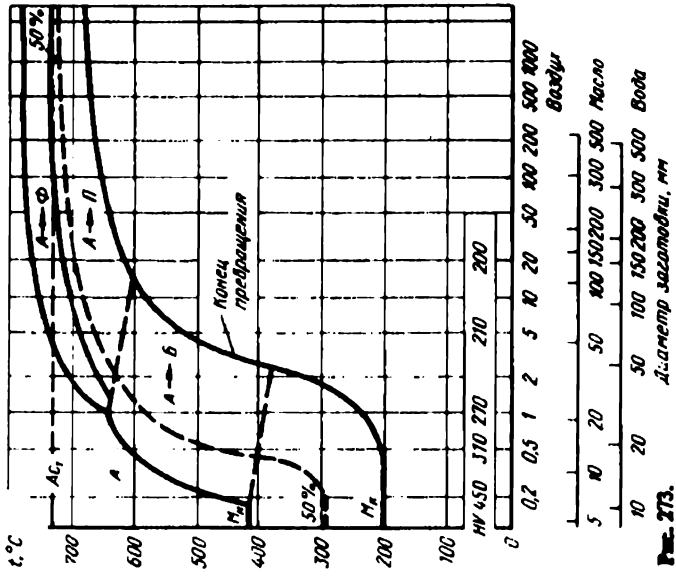


Рис. 273.

Сталь типа 20ГМ [72]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,24	0,47	0,94	0,34	0,14	730	845	360	900

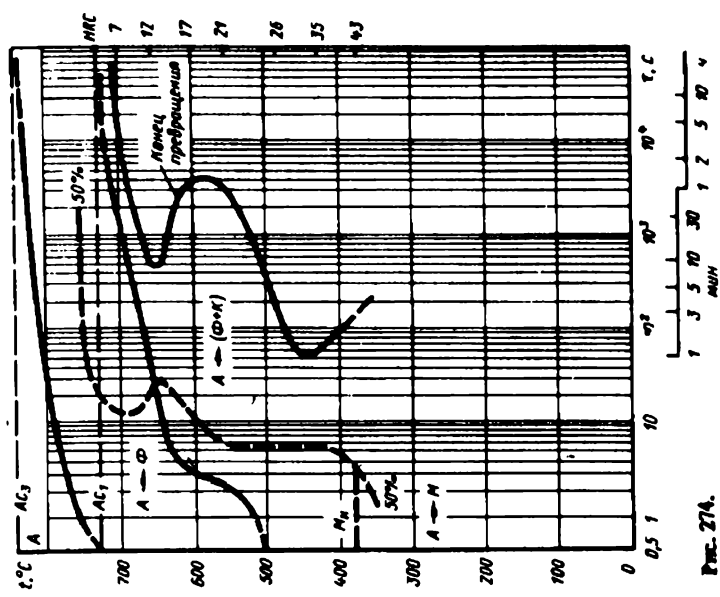


Рис. 274.

Сталь типа 30Г2М [72]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,27	0,20	1,55	—	0,28	720	790	370	845

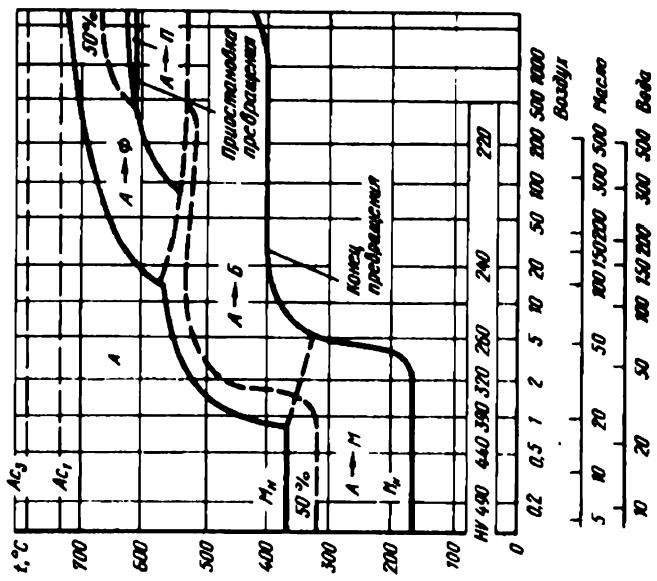


Рис. 275.

Сталь марк 30Г2М [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,30	0,49	1,63	0,44	0,33	720	810	350	850

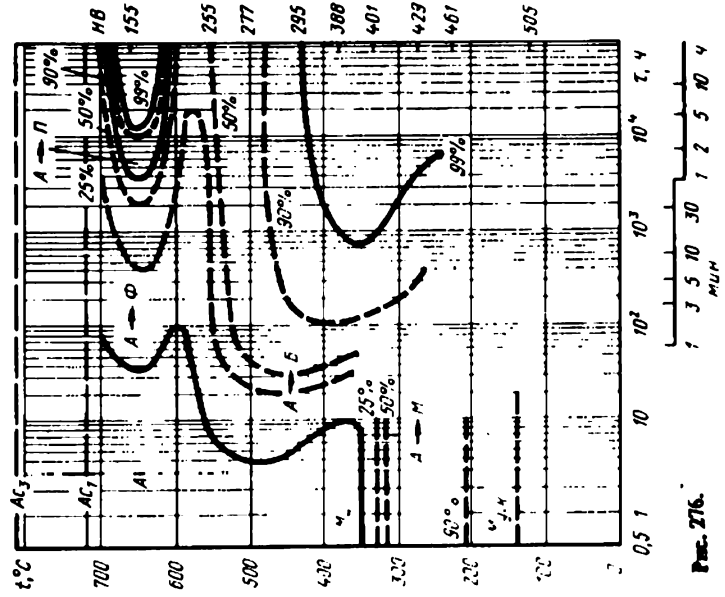


Рис. 276.

Сталь марк 30Г2М [1]

C	Si	Mn	S	Mo	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,33	0,18	1,48	0,028	0,27	720	—	340	845

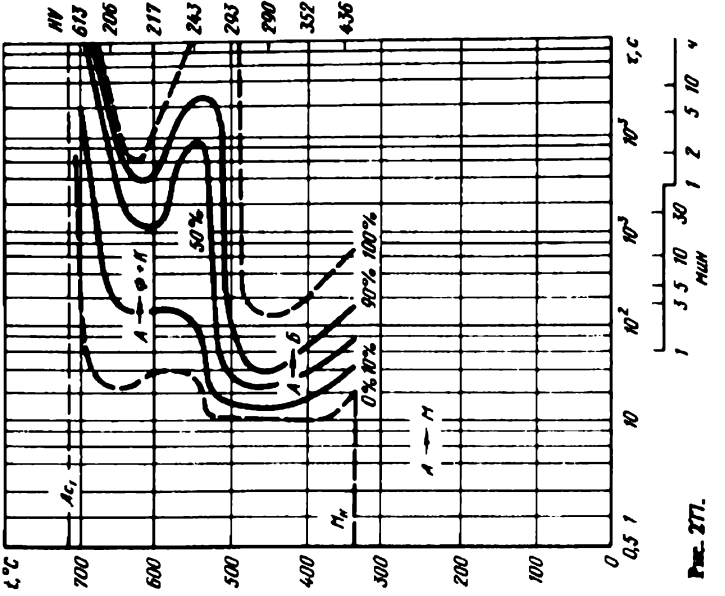


Рис. 277.

Сталь типа 40Г2М [1]

C	Si	Mn	S	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,25	1,49	0,03	0,41	710	800	285	845

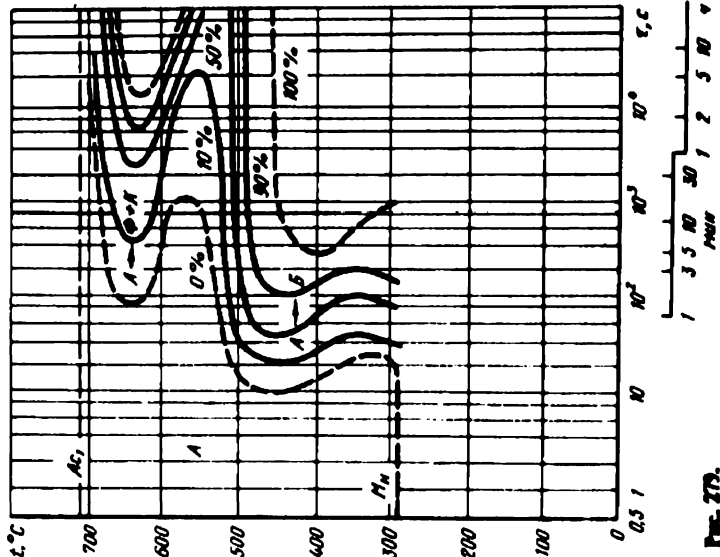


Рис. 275.

Сталь типа 35Г2М [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	0,20	1,55	—	0,28	720	790	330	845

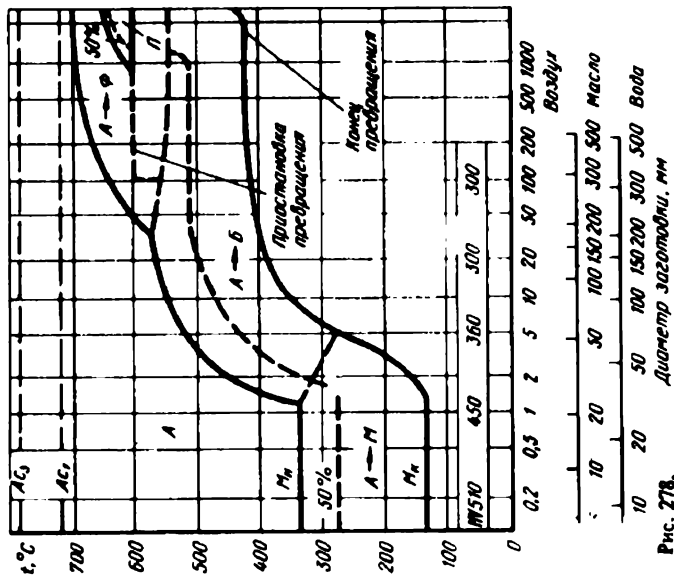


Рис. 276.

Сталь типа 40Г2М [3]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,39	0,37	1,45	0,01	0,49	705	805	315	835

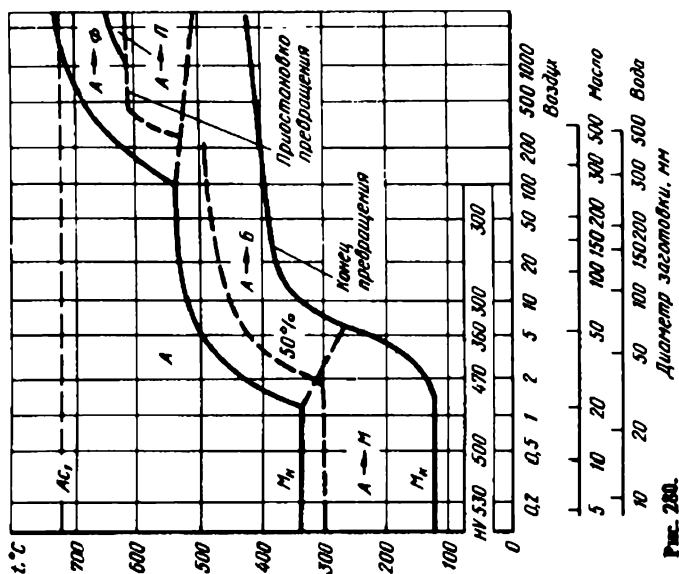


Рис. 280.

Сталь типа 40Г2М [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,25	1,50	-	0,45	720	810	330	845

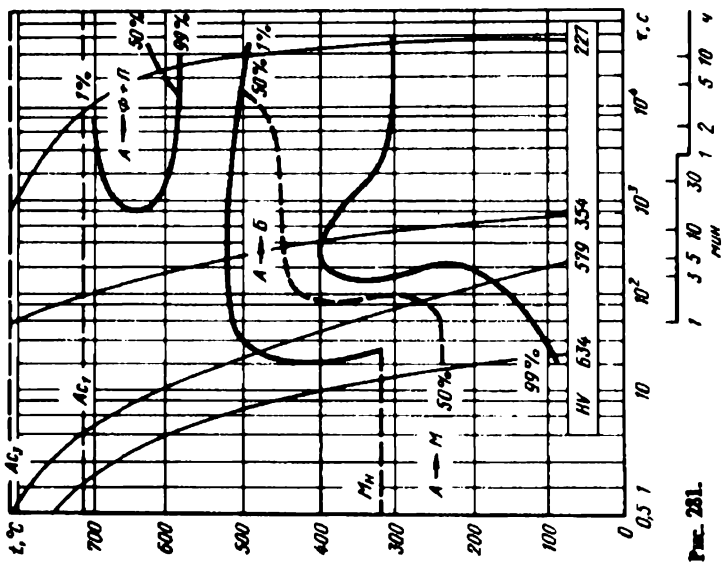


Рис. 281.

Сталь 16ГН [74]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	A ₅	M _H	t _H
0,14	0,39	1,25	0,08	0,42	735	850	400	920	

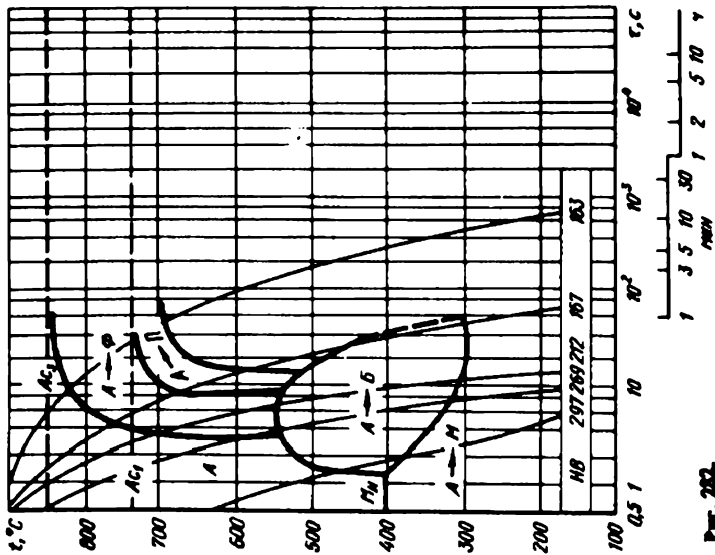


Рис. 282

Сталь 40ГН [73]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	A ₅	M _H	t _H
0,43	0,21	0,95	0,15	0,93	715	765	315	850	

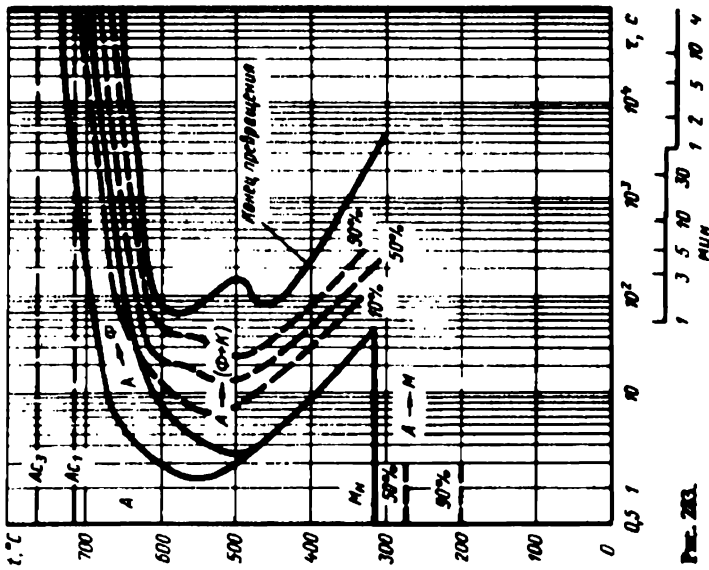


Рис. 283

Сталь типа 16Г2Н2 [2]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,25	1,40	1,50	0,05	720	800	350	840

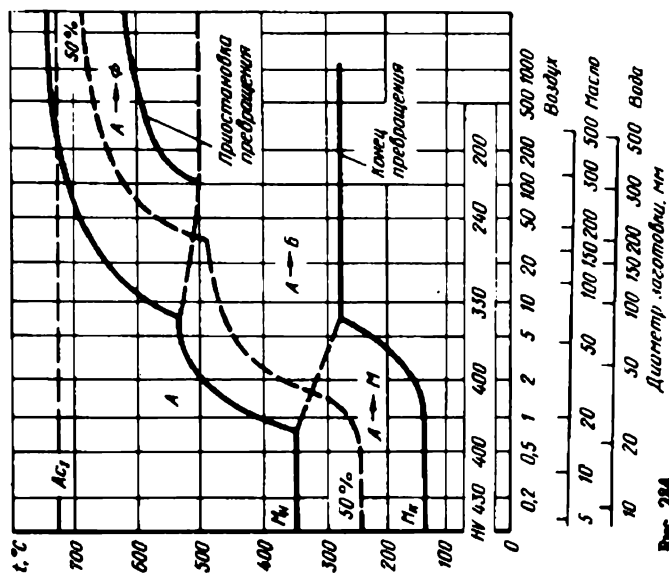


Рис. 284.

Хромистые стали с кремнием, ванадием, вольфрамом или молибденом

Сталь типа 12ХС [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,12	0,46	0,45	0,62	0,31	720	880	440	900

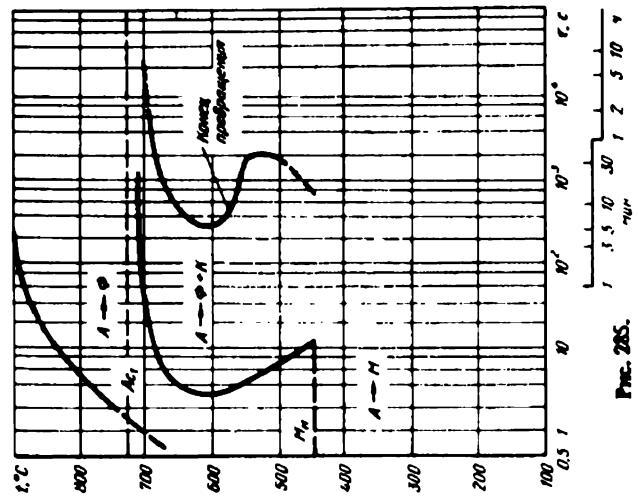
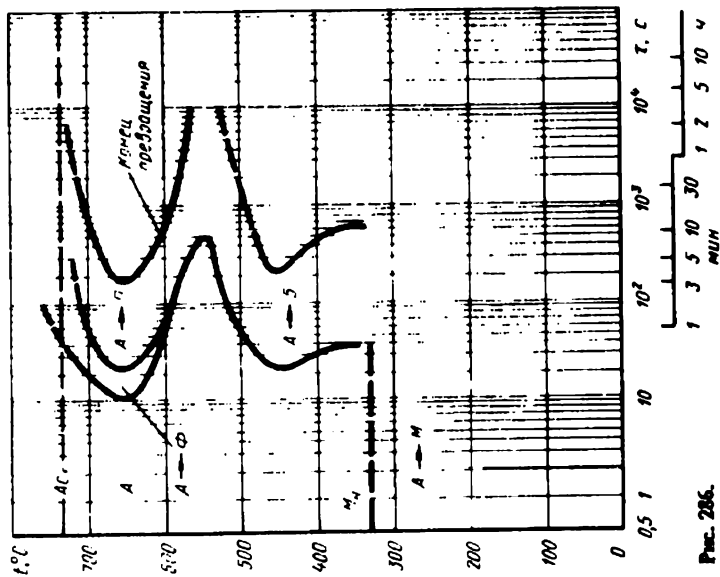


Рис. 285.

Сталь 33XC [4]

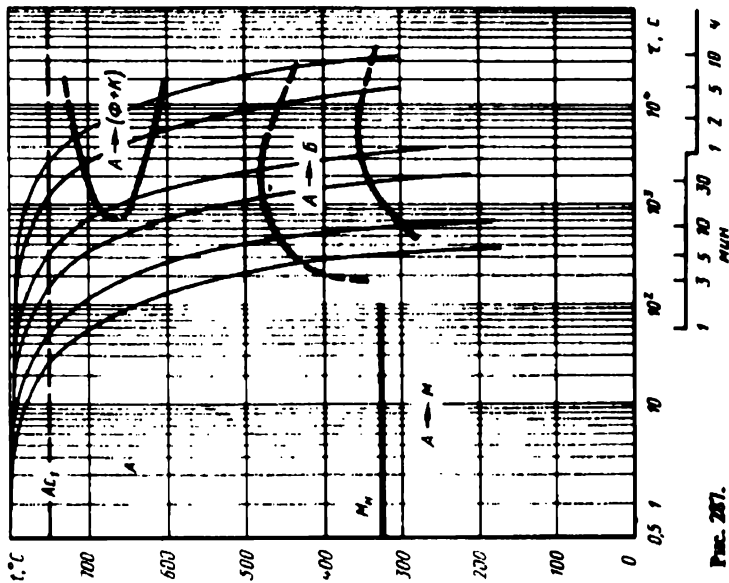
C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	1,19	0,45	1,65	—	740	810	330	880



177 Фиг. 286.

Сталь 38XC [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,41	1,36	0,50	1,41	—	755	810	320	900



178 Фиг. 287.

Сталь 38XC [4]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,42	1,01	0,38	1,50	0,25	740	795	315	910

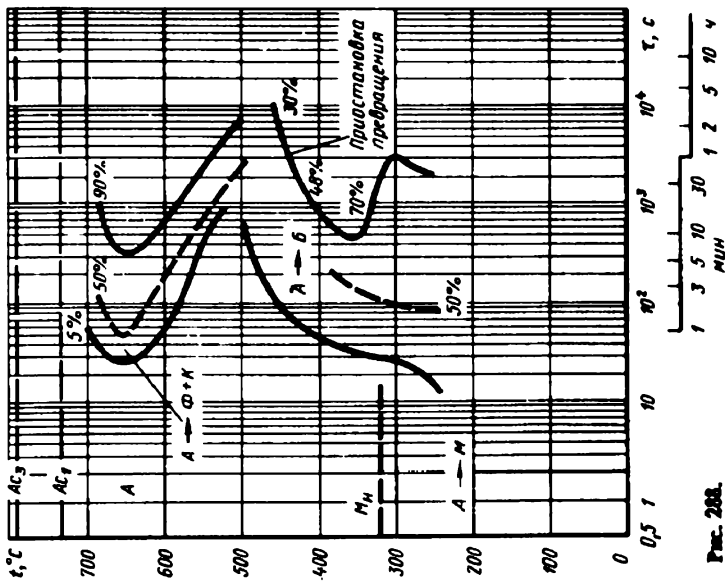


Рис. 208.

Сталь 15XC [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,48	0,67	1,20	0,31	755	870	435	920

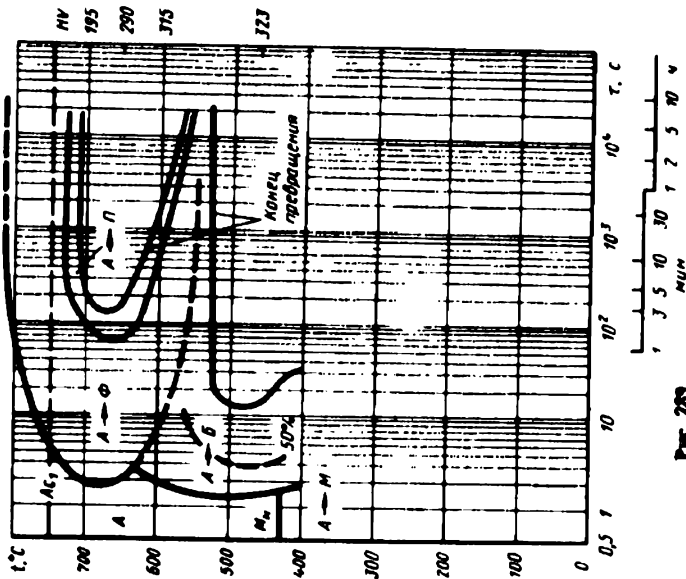


Рис. 209.

Сталь 15X [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,48	0,67	1,20	0,31	755	870	435	920

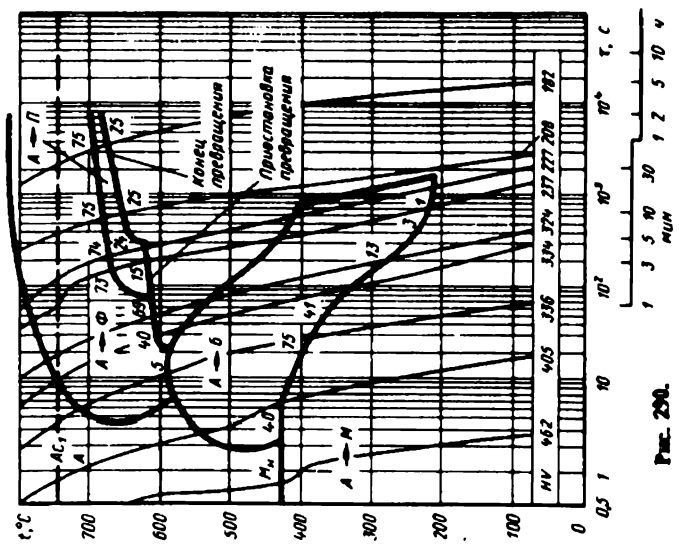


Рис. 290.

Сталь 30X [7]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,32	0,21	0,40	1,30	0,12	765	820	355	875

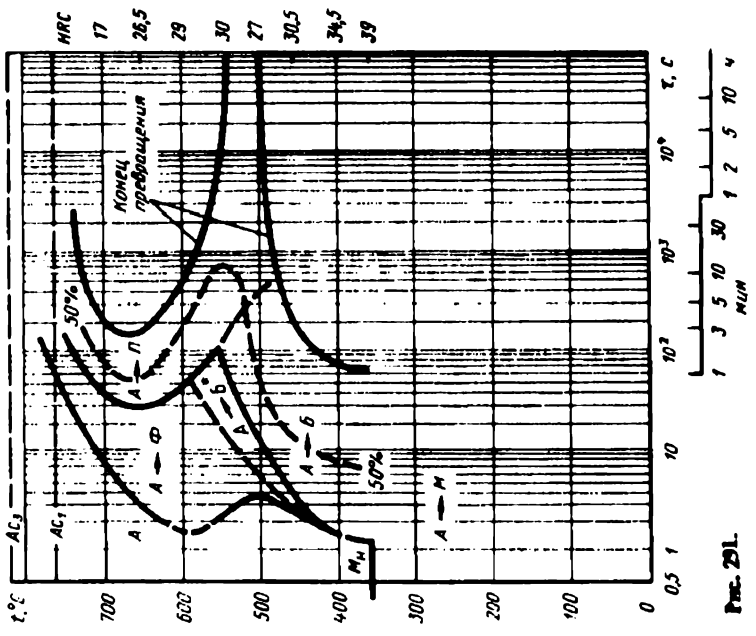


Рис. 291.

Сталь 40X [7]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,21	0,41	1,29	0,12	765	840	340	925

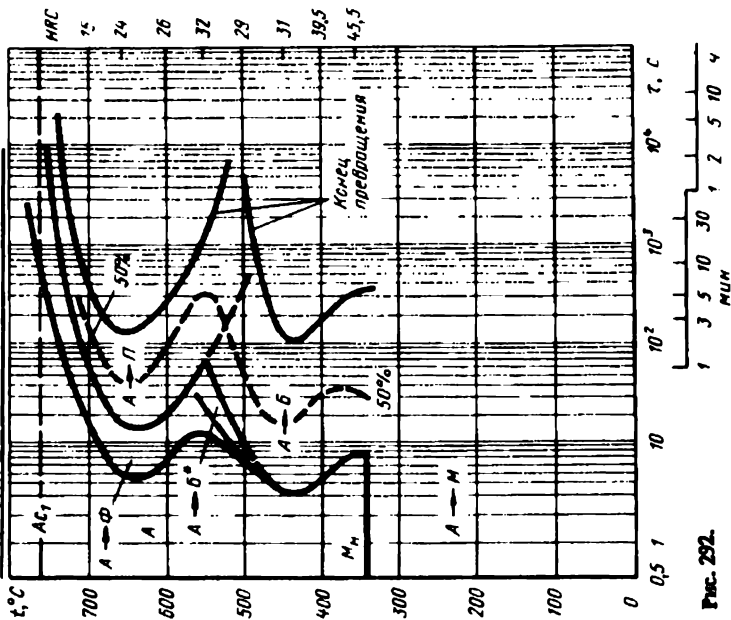


Рис. 292.

Сталь 50X [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,47	0,35	0,82	1,20	0,11	740	780	300	880

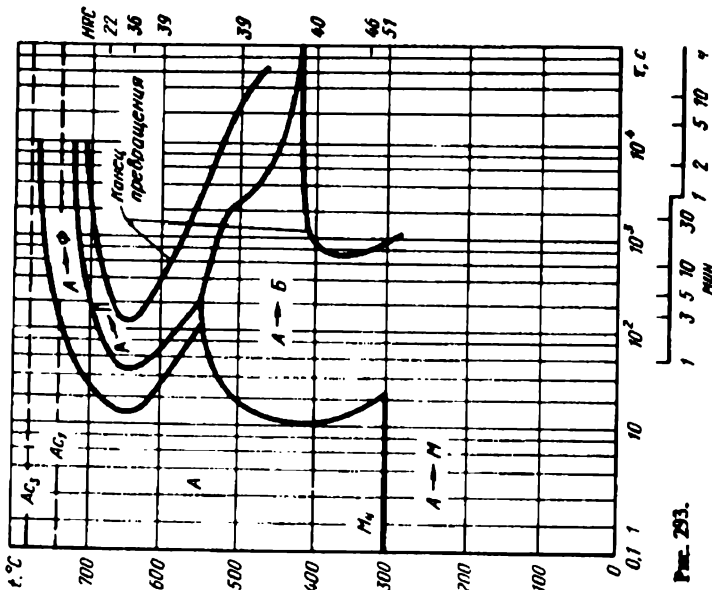


Рис. 293.

Сталь 50X [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,47	0,35	0,82	1,20	0,11	740	780	300	880

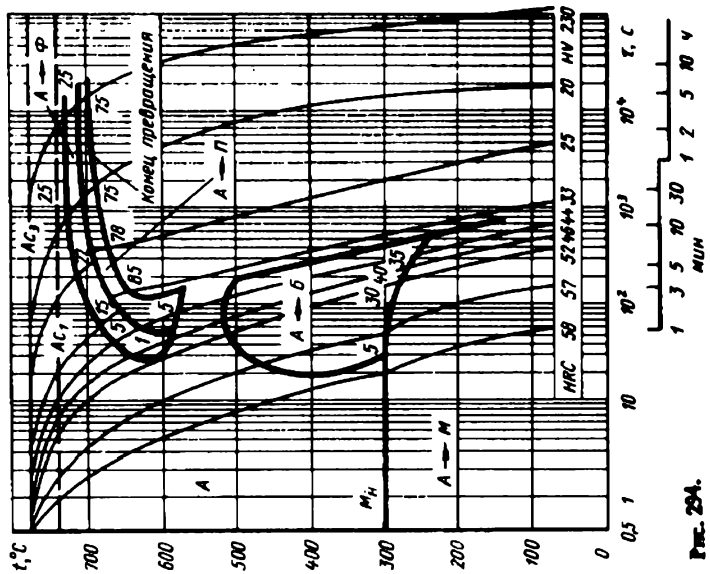


Рис. 29А.

Сталь 50X [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,47	0,35	0,82	1,20	0,11	740	780	300	1050

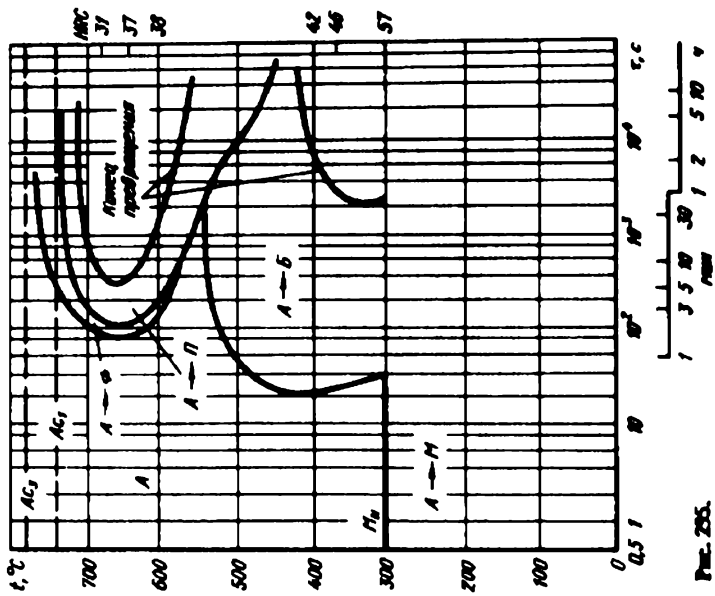
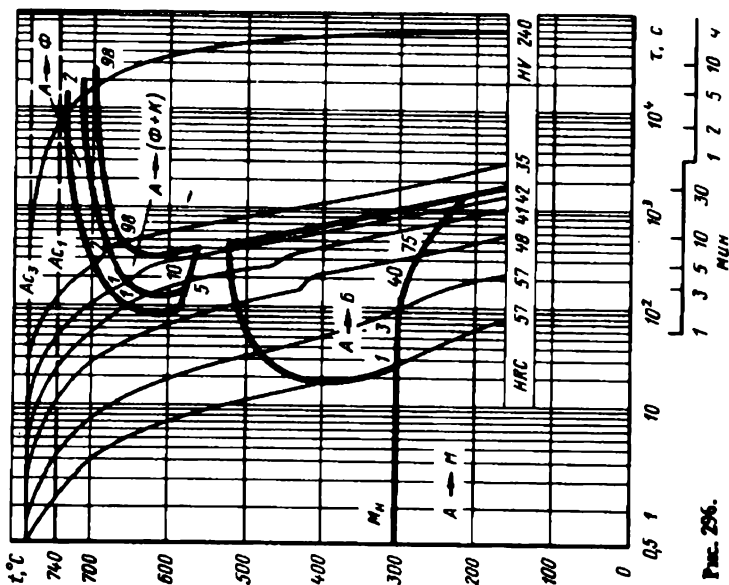


Рис. 29Б.

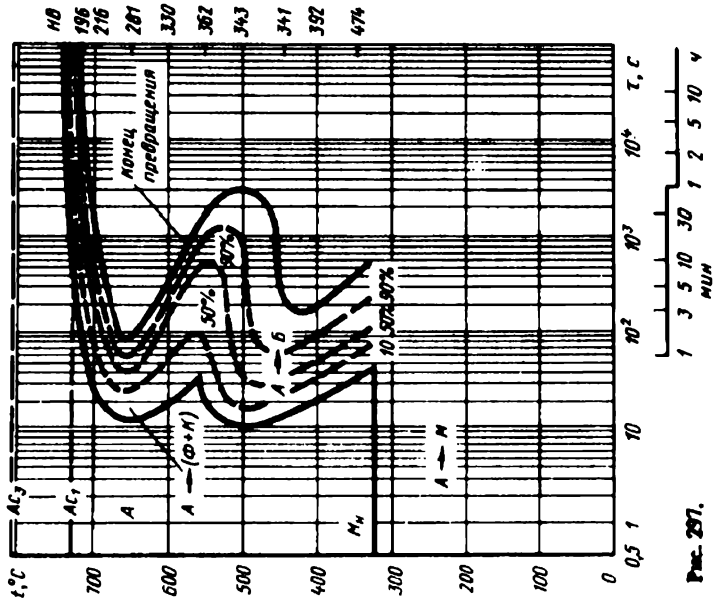
Сталь 50X [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,47	0,36	0,82	1,20	0,11	740	780	300	1050	



Сталь 50X [8]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,51	0,27	0,72	0,94	0,20	730	810	320	875	



Сплав титан 45Х200 [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	0,26	0,75	1,70	0,09	760	790	300	250

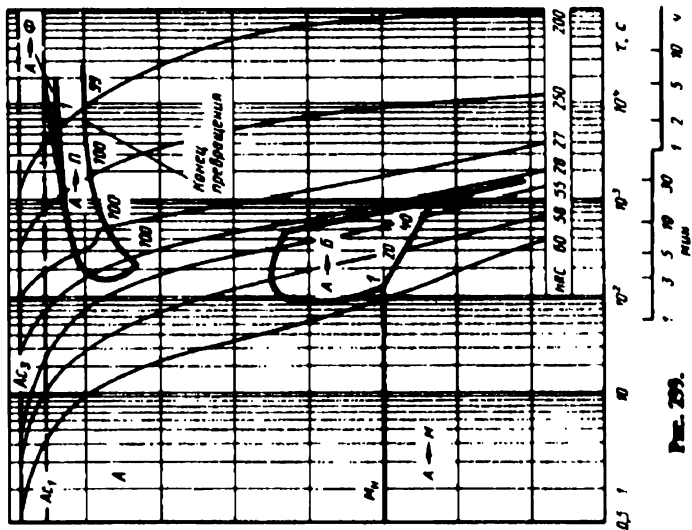


Рис. 259.

сплав 45Х200 [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	0,26	0,75	1,70	0,09	760	790	300	850

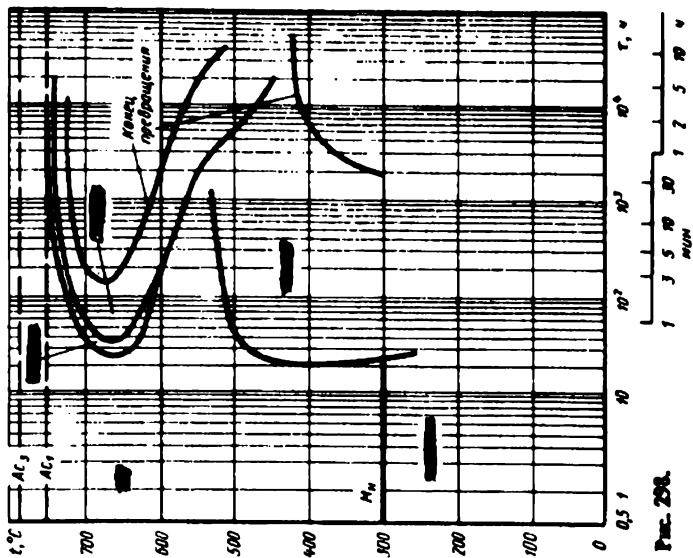


Рис. 258.

Сталь типа 30X3A [76]

C	Mn	Cr	V	N	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,60	2,54	0,15	0,03	790	840	320	950

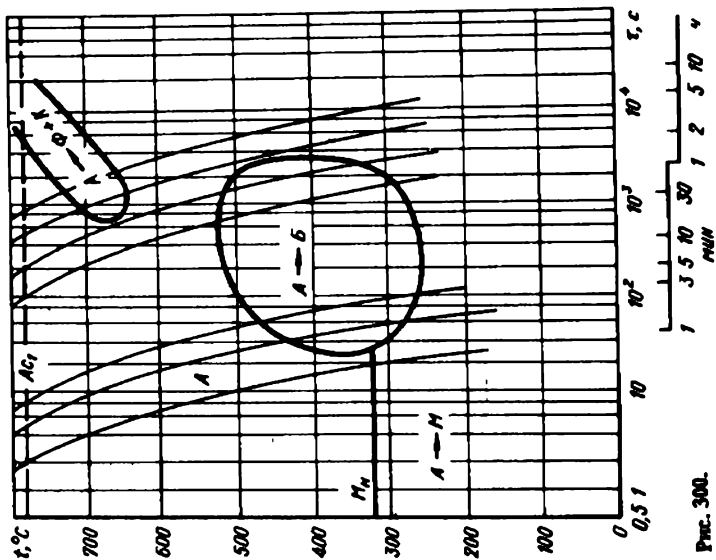


Рис. 300.

Сталь типа 30X01 [75]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	(Mn- реперал)	M _H	t _H
0,30	0,35	0,60	1,30	1,10	760-890	330	1125	

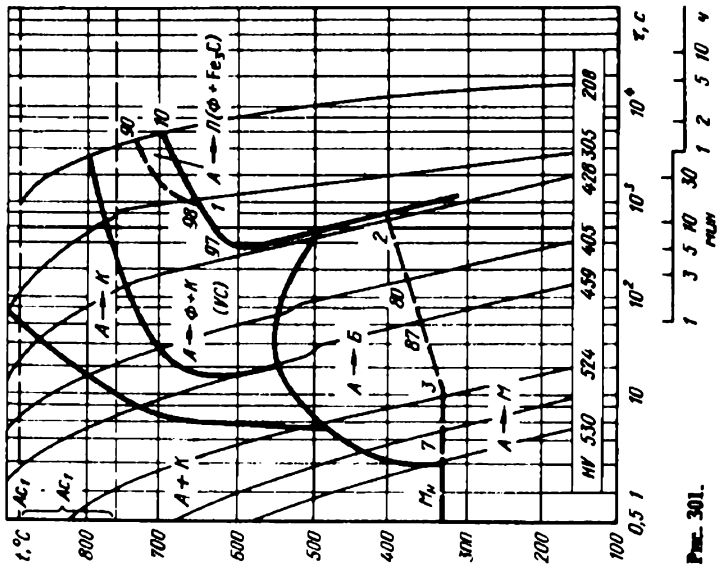
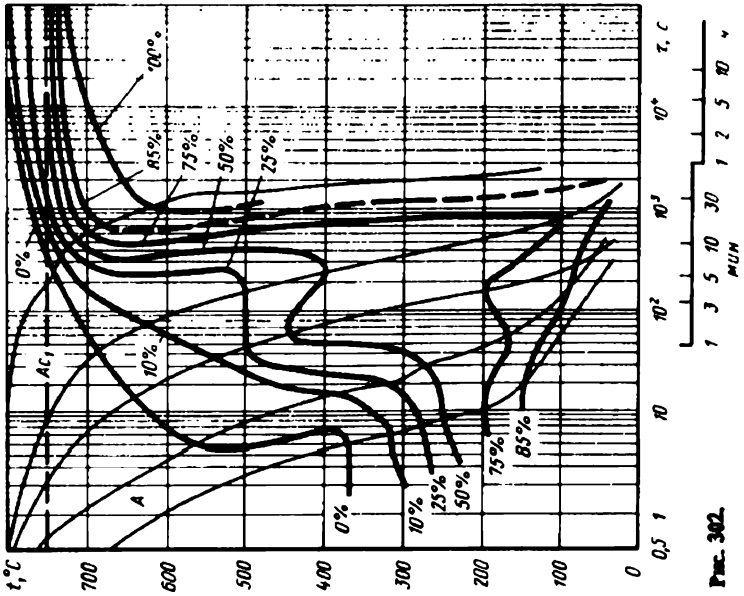


Рис. 301.

Сталь 35XB [47]

C	Si	Cr	Ni	W	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,34	0,32	0,99	0,28	0,68	758	810	370	850



185 Рис. 302.

Сталь 15XAM [15]

C	Mn	Cr	Mo	N	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,56	0,84	0,48	0,011	755	895	470	945

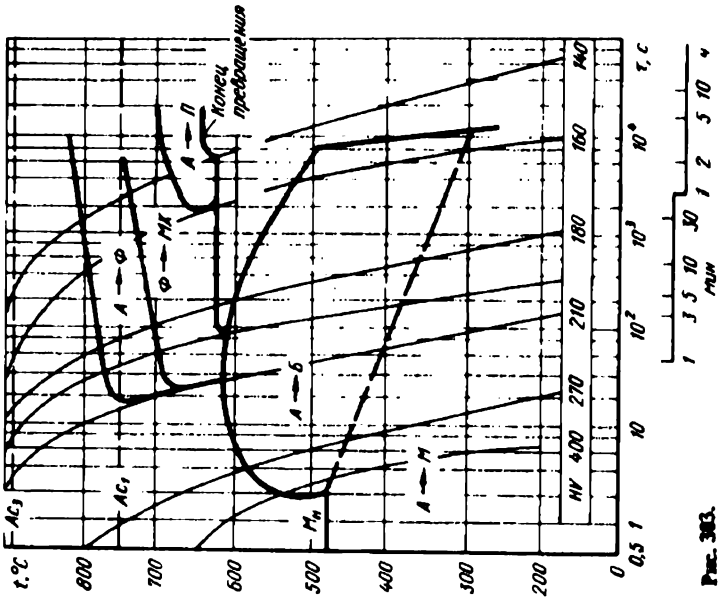
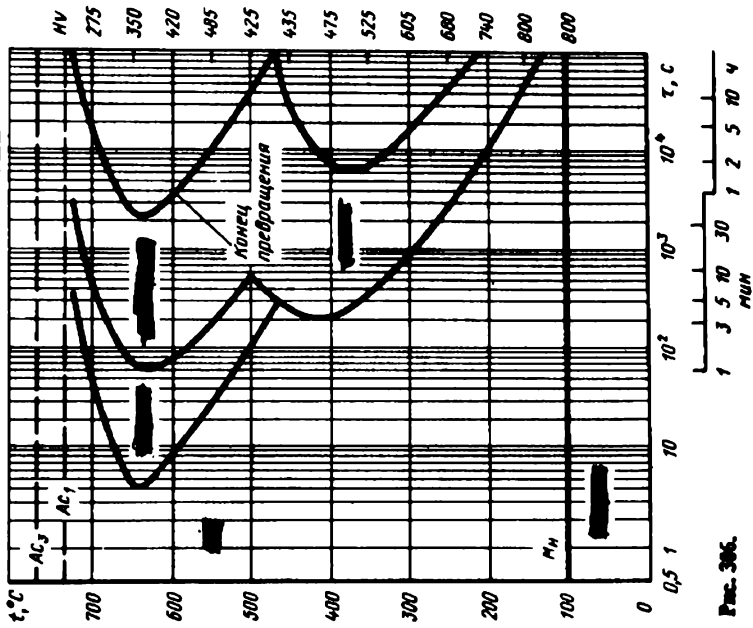


Рис. 303.

Изменчивая сталь 15ХМ [21]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
1,08	0,21	0,62	0,81	0,27	735	775	100	875



187 Рис. 306.

Сталь 20ХМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,22	0,25	0,64	0,97	0,23	730	825	400	875

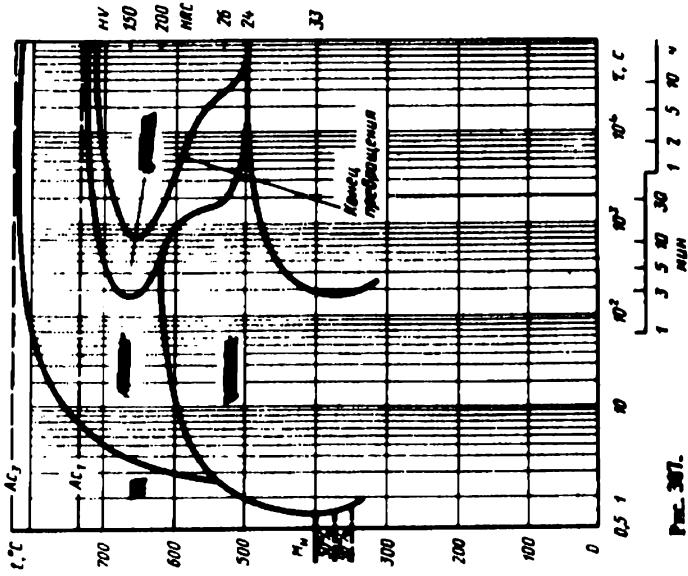


Рис. 307.

Сталь 20ХМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,22	0,25	0,64	0,97	0,23	730	825	400	875

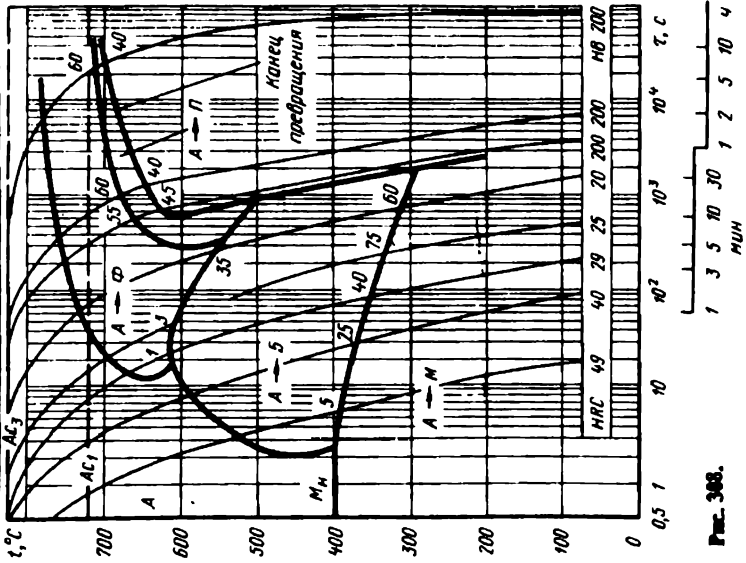


Рис. 368.

Сталь 20ХМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,22	0,25	0,64	0,97	0,33	0,23	730	825	400	1050

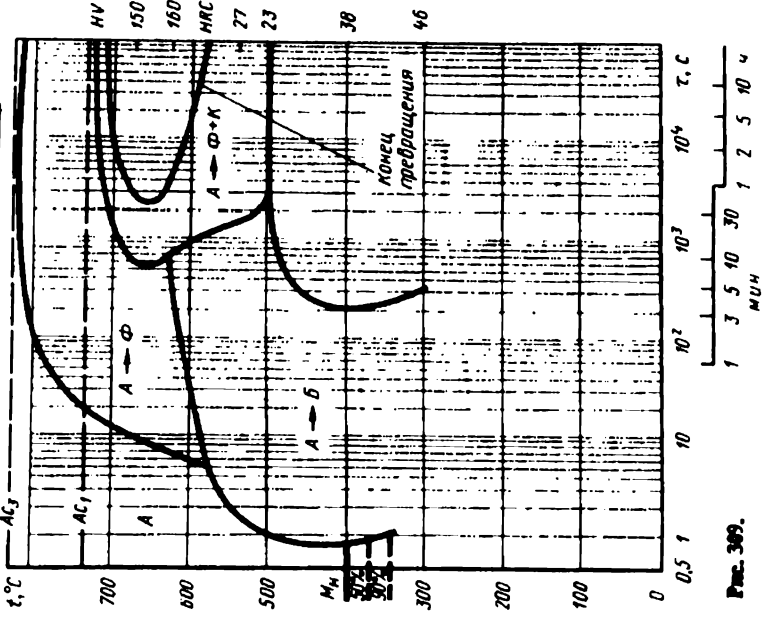


Рис. 369.

Сталь 20ХМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,22	0,25	0,64	0,97	0,33	0,23	730	825	400	1050

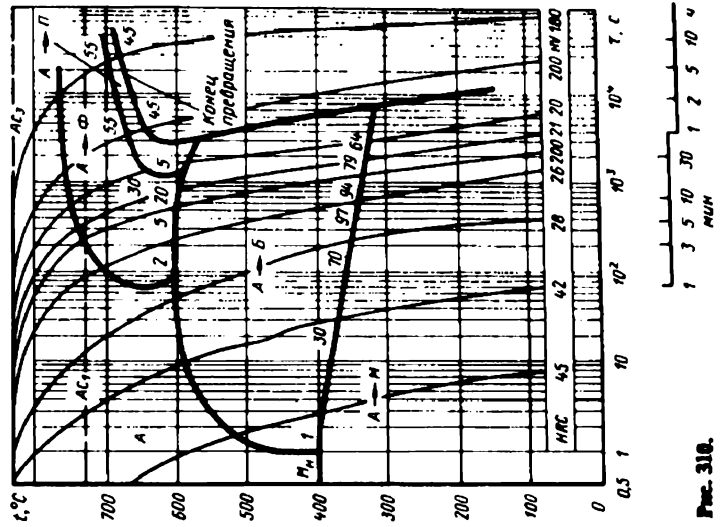


Рис. 316.

Сталь улит 20ХМ

с повышенным содержанием молибдена [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,23	0,47	0,68	0,96	0,39	755	850	425	930

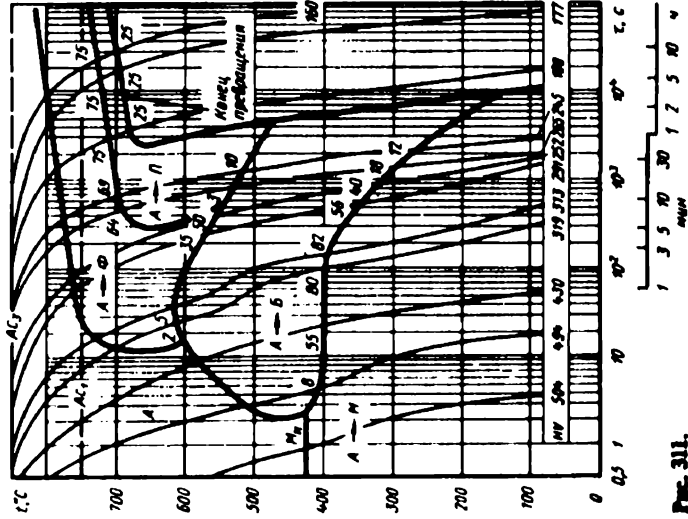


Рис. 311.

Сталь 30ХМ

с повышенным содержанием марганца [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,30	0,22	0,84	1,01	0,24	730	795	385	850

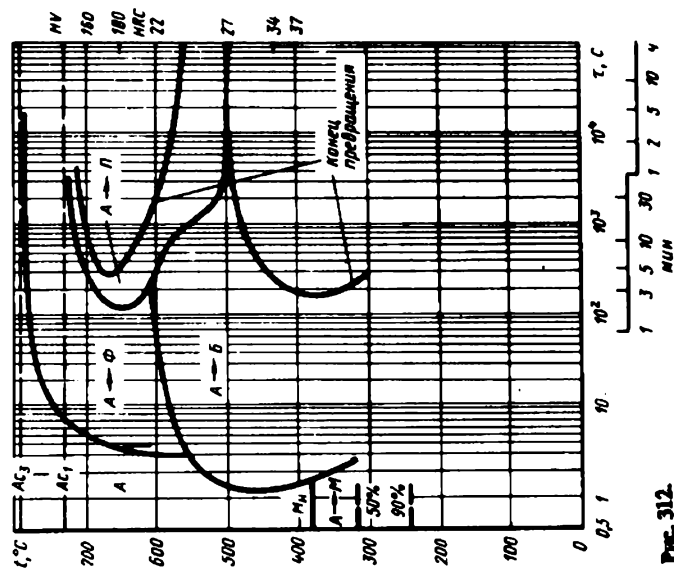


Рис. 312.

Сталь 30ХМ

с повышенным содержанием марганца [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,30	0,22	0,84	1,01	0,24	730	795	385	850

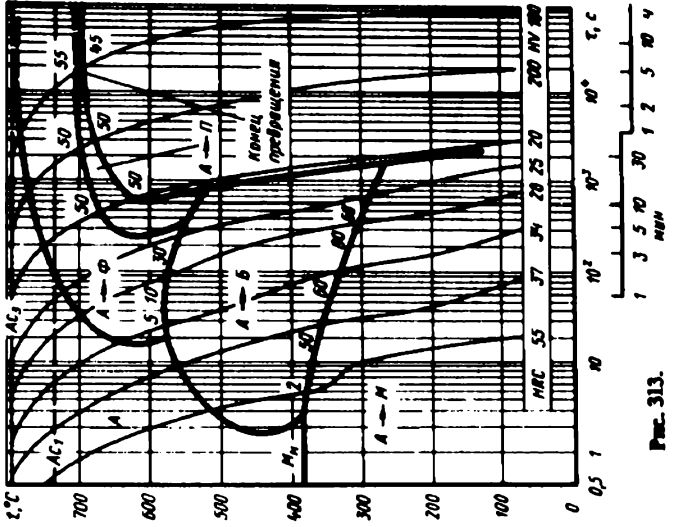


Рис. 313.

Сталь 35ХМг (с марганцем) [77]

C	Si	Mn	Cr	Mo	As	A ₁	M _H	t _H
0,37	0,30	0,79	1,00	0,18	0,072	750	320	850

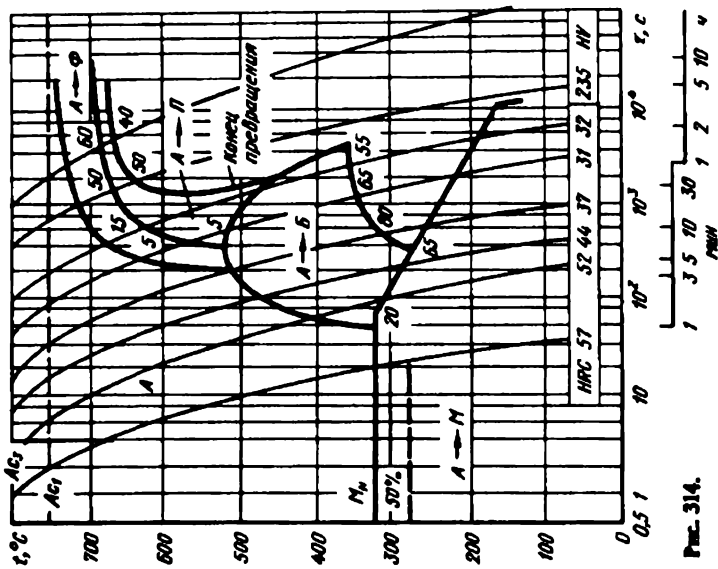


Рис. 314.

Сталь 35ХМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,23	0,64	0,99	0,16	730	780	370	860

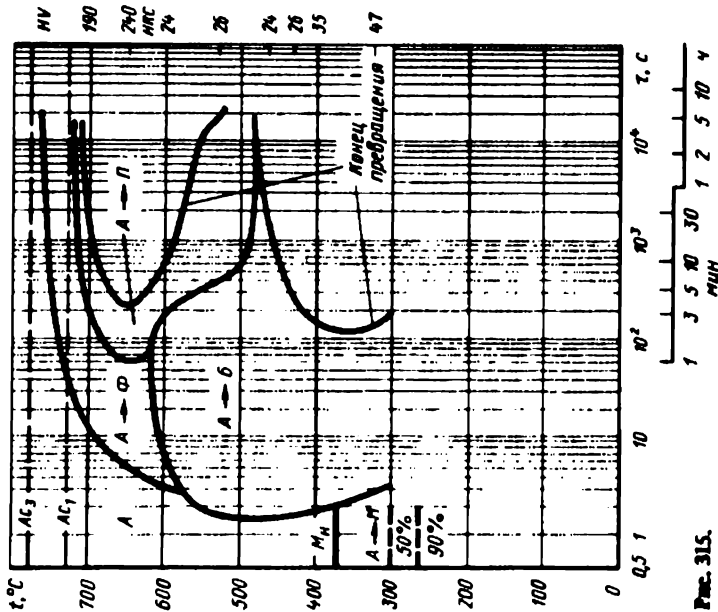


Рис. 315.

Сталь 35ХМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,23	0,64	0,99	0,16	730	780	370	860

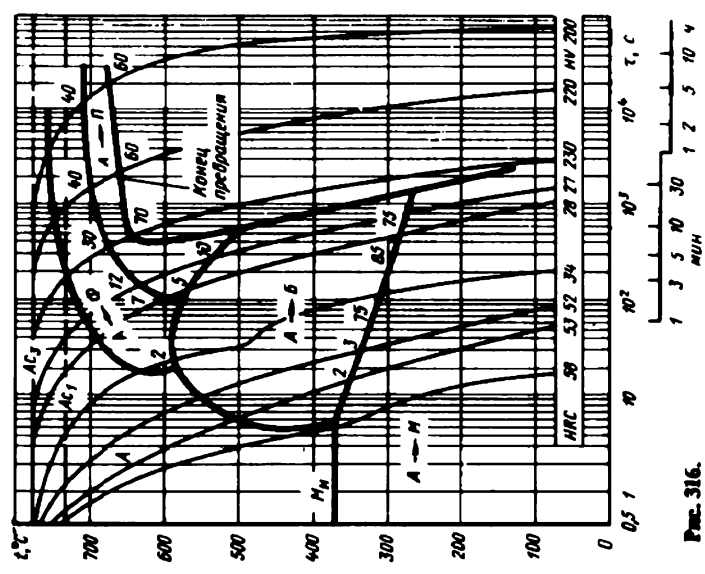


Рис. 316.

Сталь 35ХМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,23	0,64	0,99	0,16	730	780	370	1050

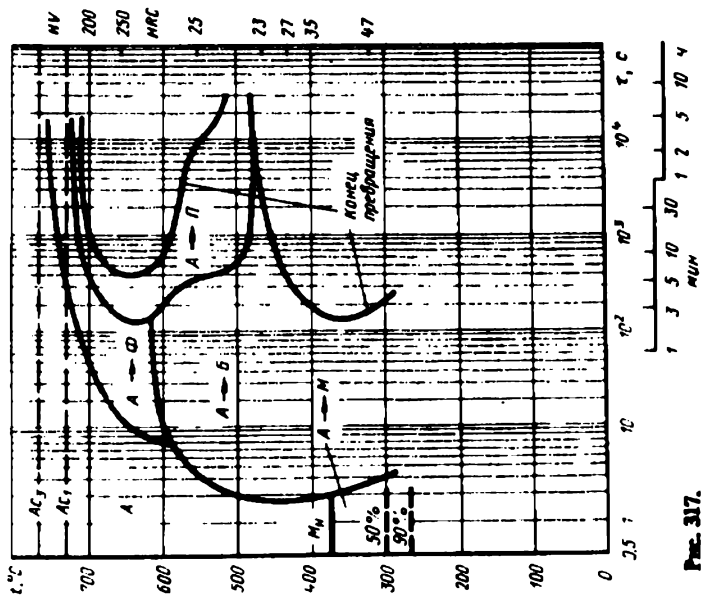


Рис. 317.

Сталь 40ХМ [8]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,41	0,23	0,67	1,01	0,23	730	800	310	860	

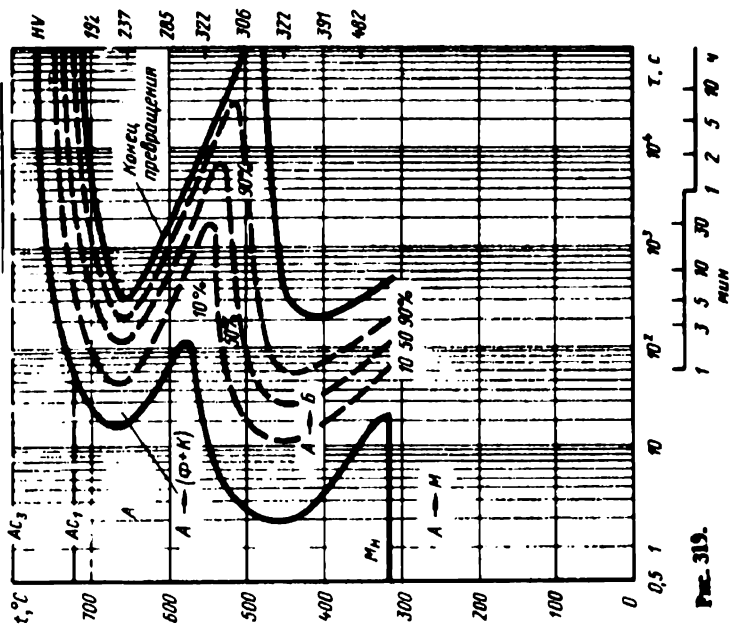


Рис. 319.

Сталь 35ХМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,23	0,64	0,99	0,16	730	780	370	1050	

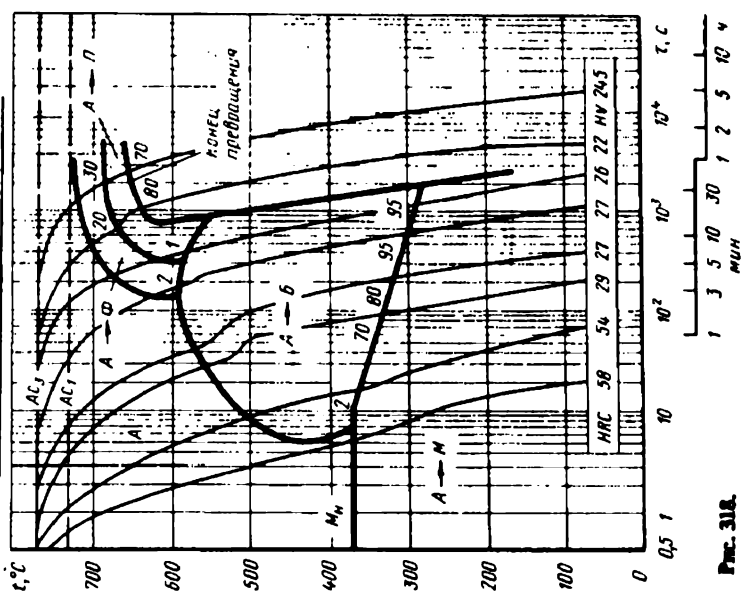


Рис. 318.

Сталь 45XМ [73]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,44	0,22	0,60	1,19	0,37	745	780	320	860

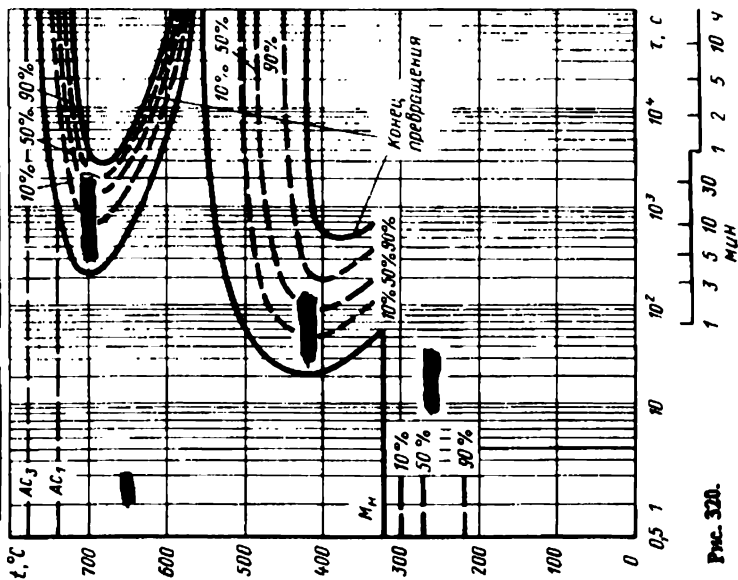


Рис. 320.

Сталь 45XМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	f _H
0,46	0,22	0,50	1,00	0,21	0,01	720	760	850

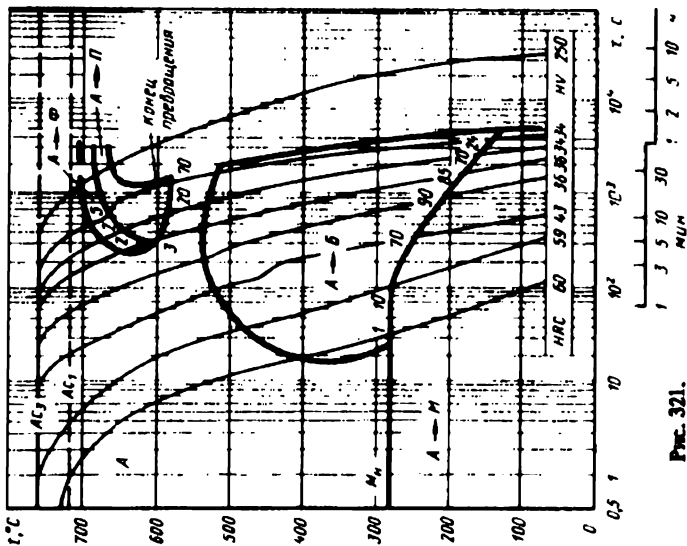


Рис. 321.

Справ. табл. 50XМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,50	0,32	0,80	1,04	0,24	725	760	290	850

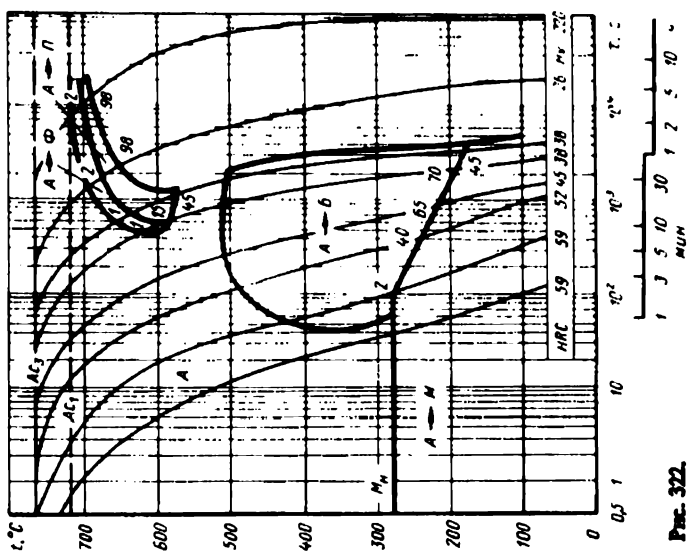


Рис. 322.

Справ. табл. 50XМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,50	0,32	0,80	1,04	0,24	725	760	290	1050

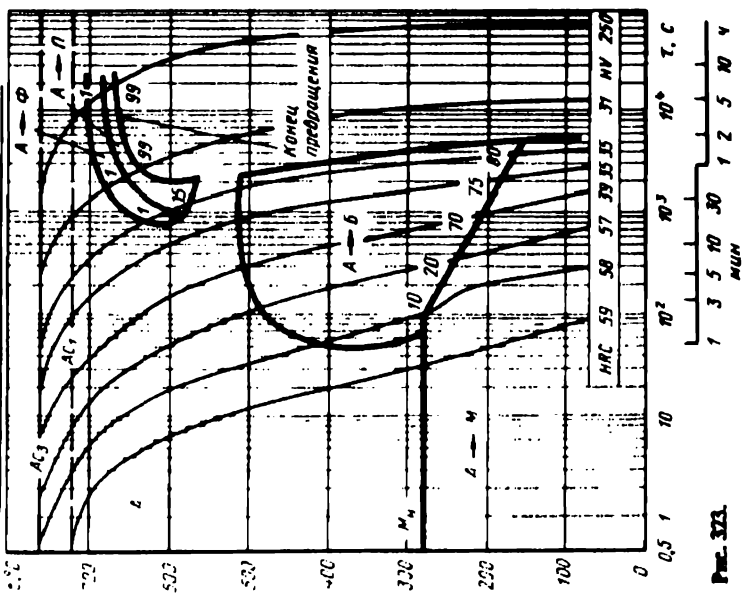


Рис. 323.

Сталь 60ХМ

с повышенным содержанием марганца [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,60	0,25	0,85	0,80	0,30	0,30	770	250	850

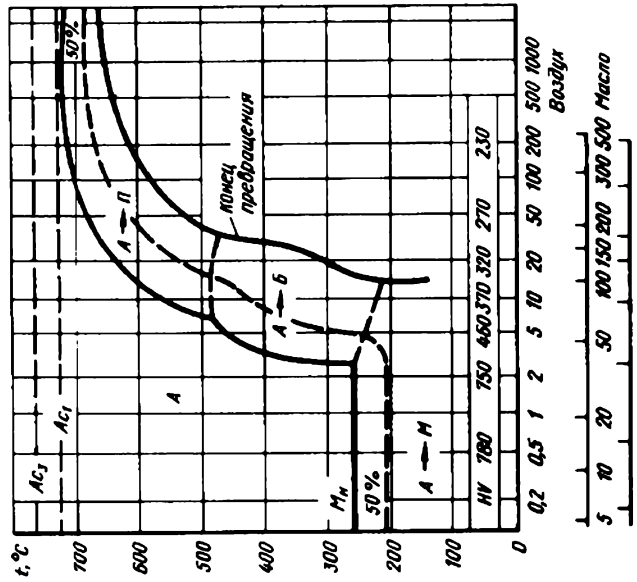


Рис. 324.

Сталь 20ХН[3]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	0,15	0,71	0,80	1,13	720	800	410	865

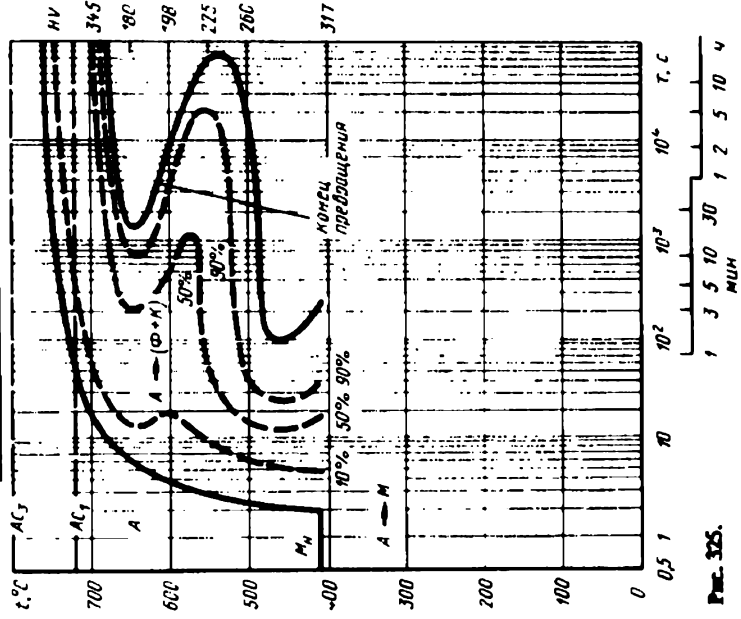


Рис. 325.

Цементованная сталь 20ХН [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,96	0,26	0,74	0,81	1,19	710	-	150	800	

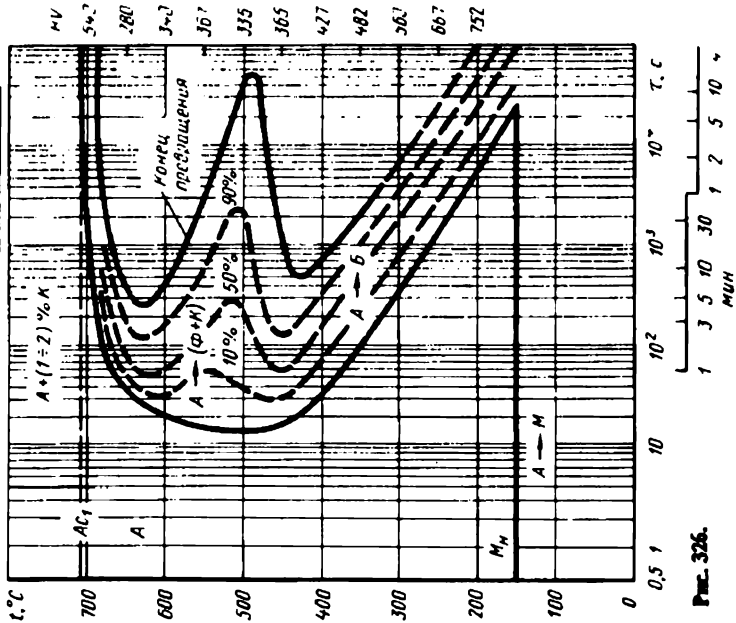


Рис. 326.

Цементованная сталь 20ХН [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,96	0,26	0,74	0,81	1,19	710	-	120	865	

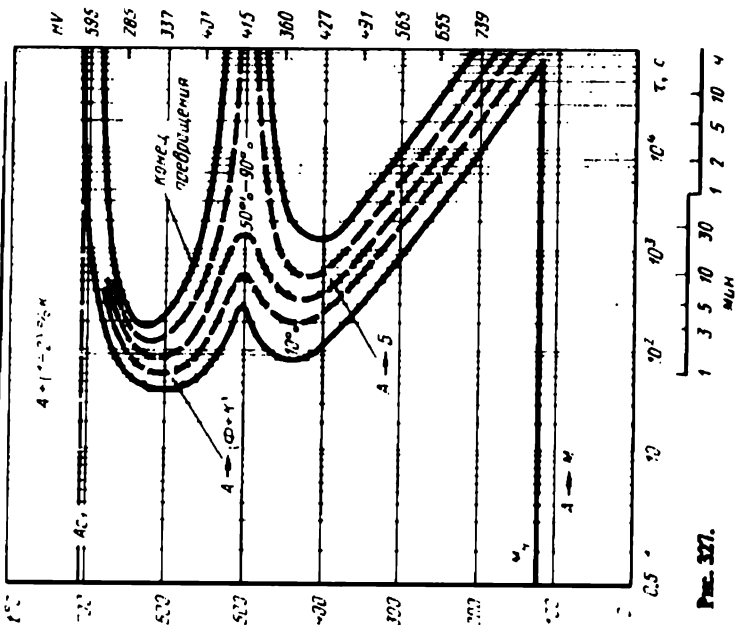


Рис. 327.

Сталь 40ХН [19]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,21	0,72	0,50	1,30	707	754	340	845	

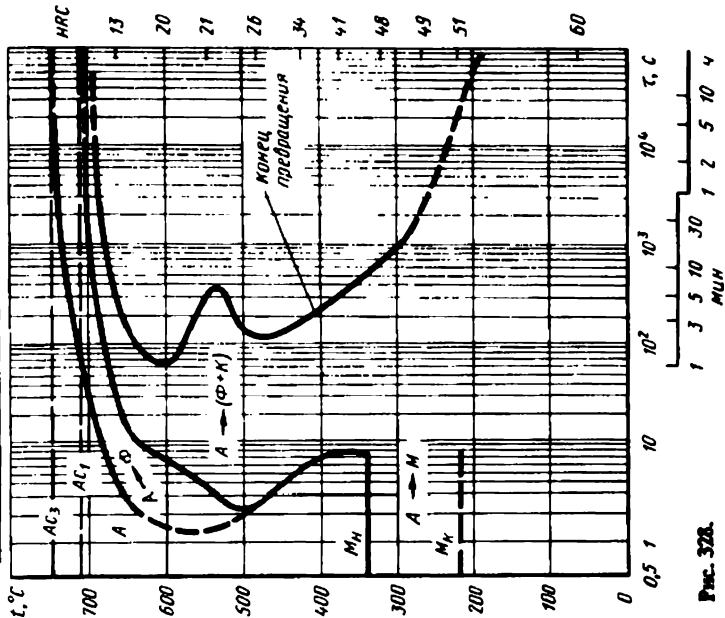


Рис. 328.

Сталь 40ХН
с повышенным содержанием никеля [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,44	0,31	0,80	0,96	0,46	750	790	310	850

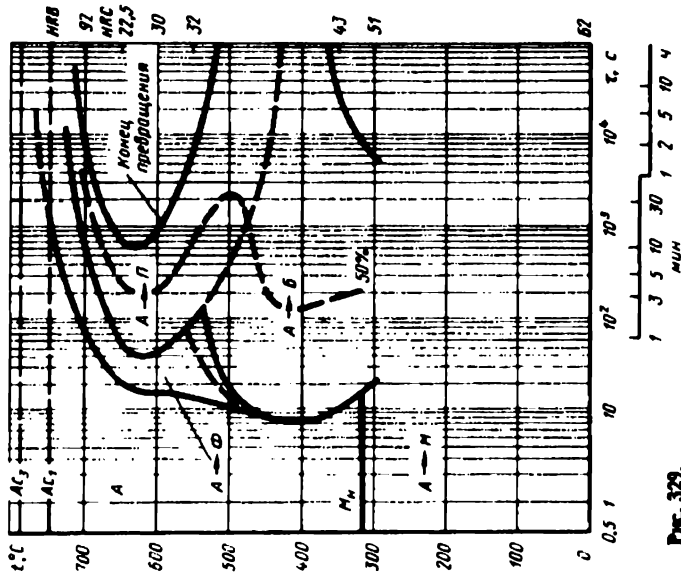


Рис. 329.

Сталь 12ХН2 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,30	0,50	0,64	1,59	735	850	485	925

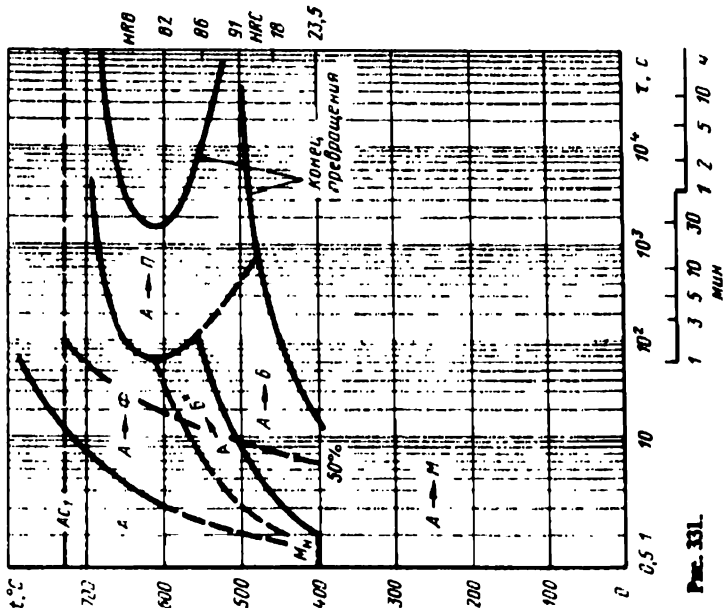


Рис. 331.

Сталь 50ХН
с пониженным содержанием никеля [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,50	0,40	0,70	0,52	0,48	735	755	300	825

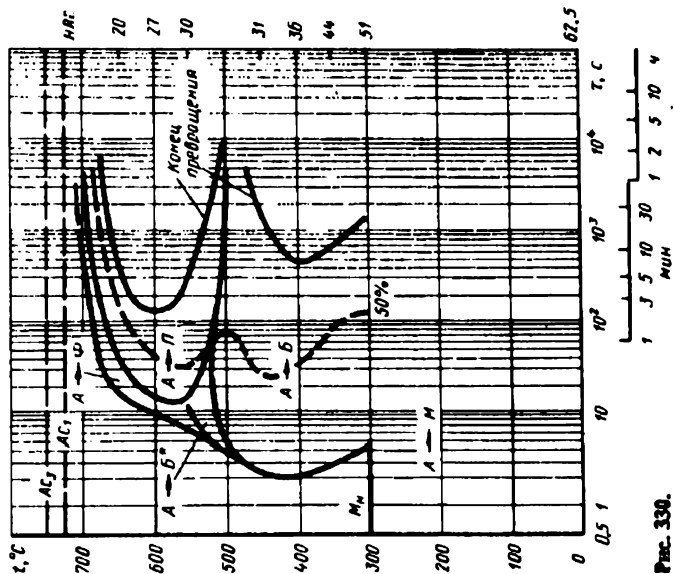


Рис. 330.

Сталь типа 20XН2 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,30	0,55	0,81	1,52	740	820	375	900

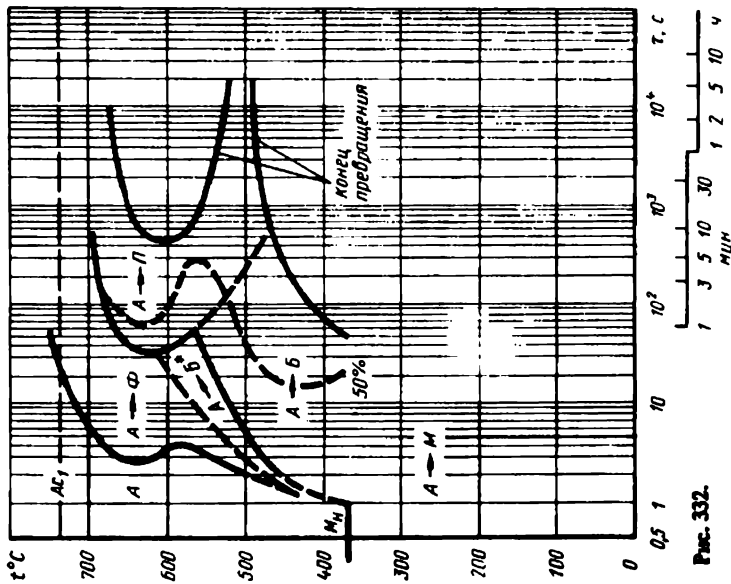


Рис. 332.

Сталь 12XН3 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,13	0,38	0,87	3,26	695	800	—	770

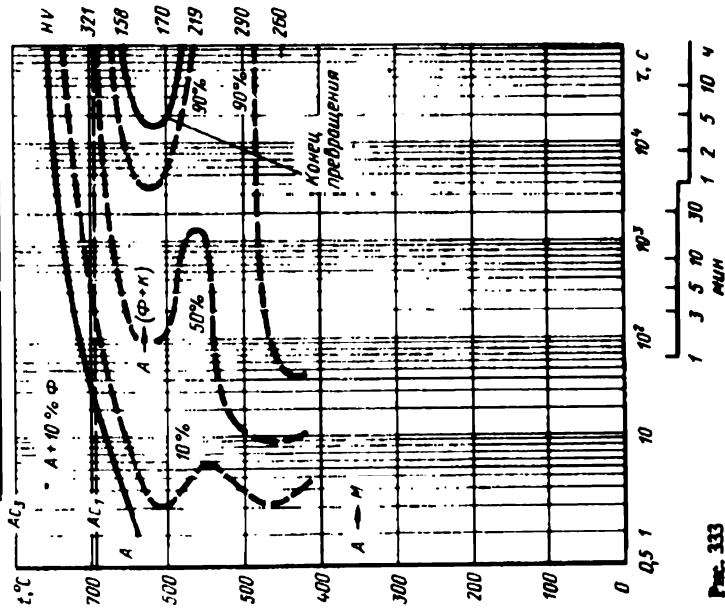


Рис. 333

Сталь 12ХН3 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,13	0,38	0,87	3,26	6	5	800	420 860

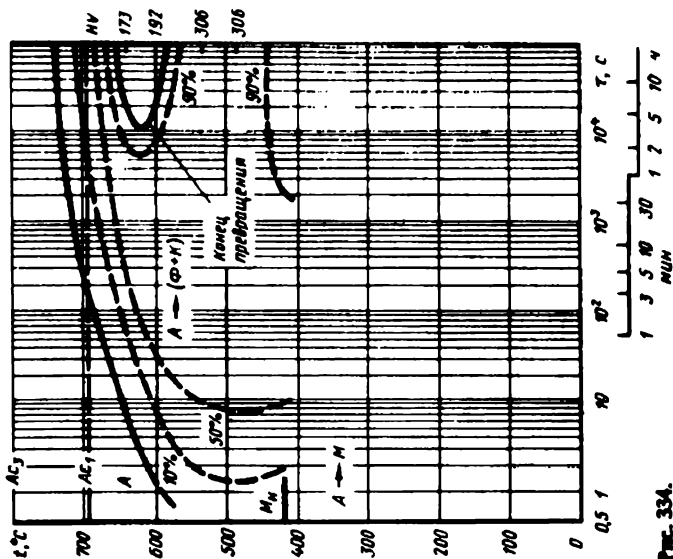


Рис. 334.

Песчанокованная сталь 12ХН3 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
1,00	0,12	0,30	0,90	3,27	680	—	150 770	

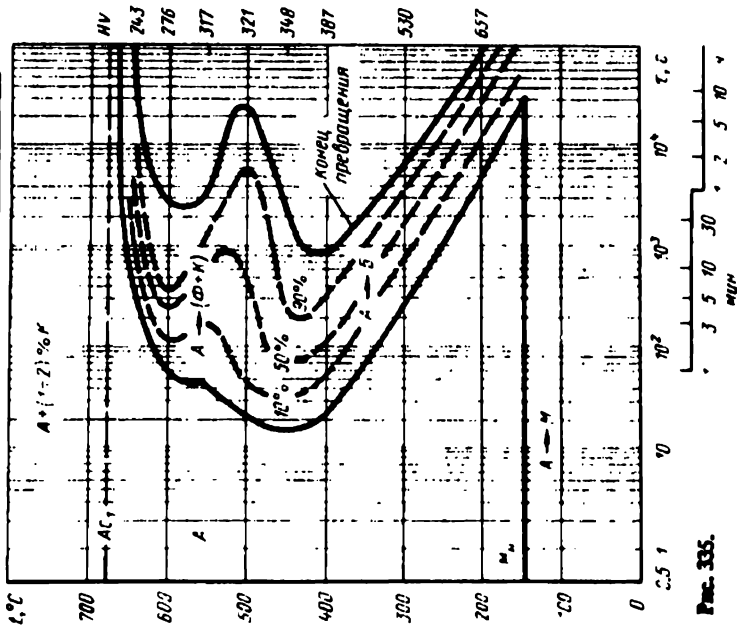


Рис. 335.

Цинкованная сталь 12ХН3 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
1,00	0,12	0,30	0,90	3,27	680	—	100	860

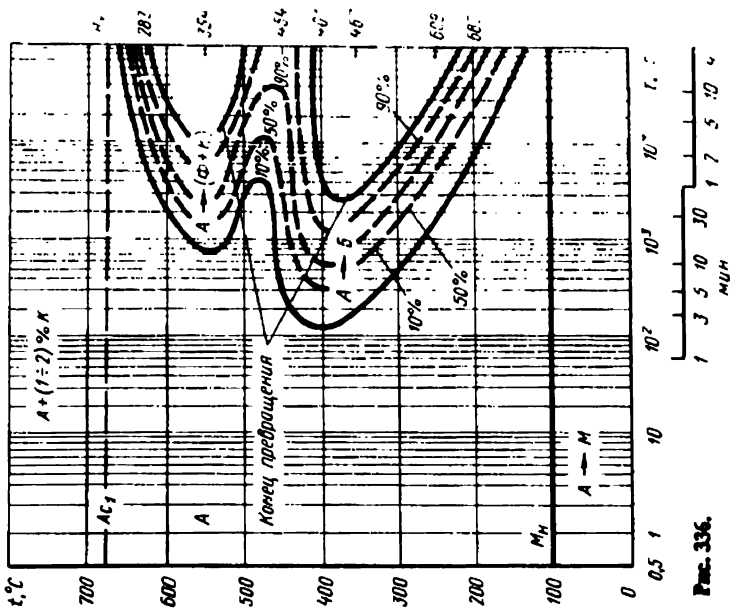


Рис. 336.

Сталь 12ХН3
с повышенным содержанием никеля [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,33	0,35	0,86	3,42	715	780	380	850

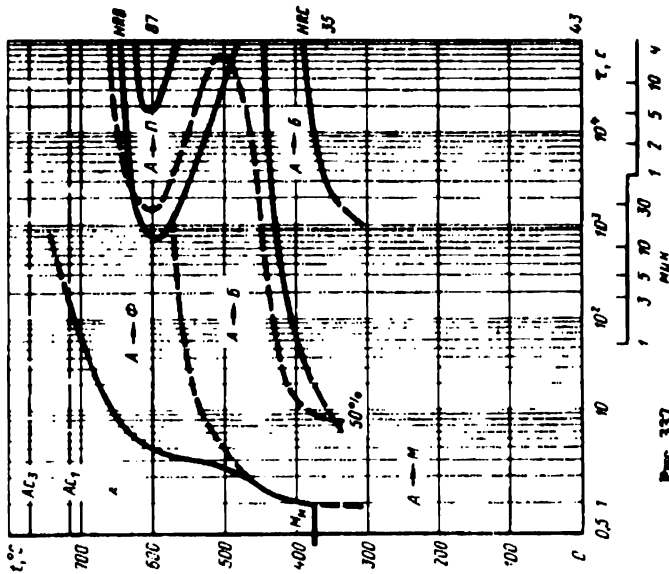


Рис. 337.

Сталь 12ХН3 [22]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	0,28	0,36	0,68	3,18	690	780	380	840

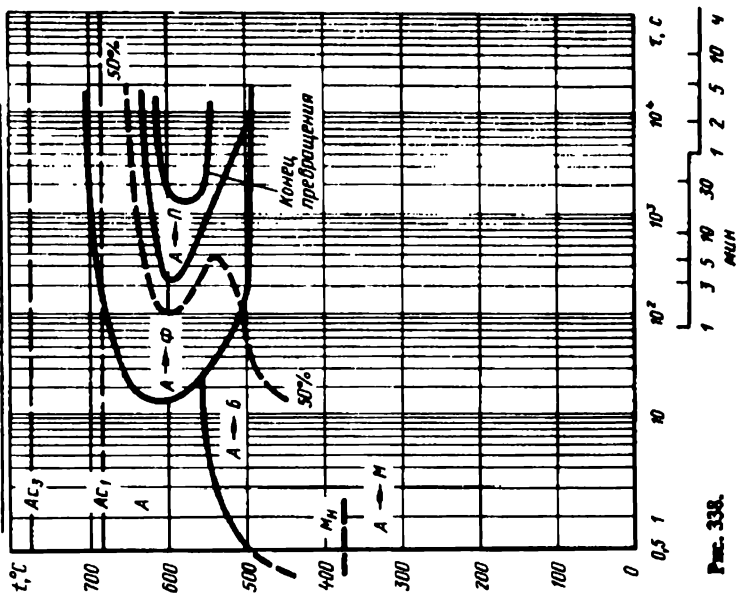


Рис. 338.

Сталь 30ХН3 с повышенным содержанием хрома [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,32	0,20	0,57	1,15	3,00	700	760	310	840

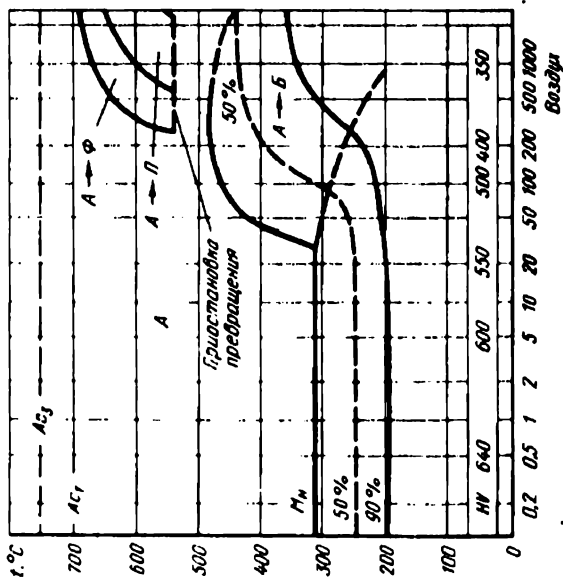


Рис. 339.

Сталь марки 12Х1Н4 [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,15	0,40	1,15	4,10	680	760	390	810

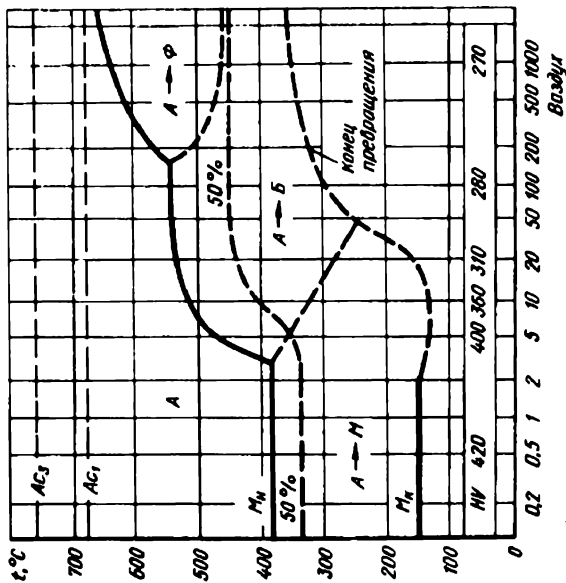


Рис. 340.

Авария заготовки, мм

5 10 20 50 100 150 200 300 500 1000

Воздух

Масло

Вода

Сталь марки 12Х2Н2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,31	0,51	1,50	1,55	735	820	440	870

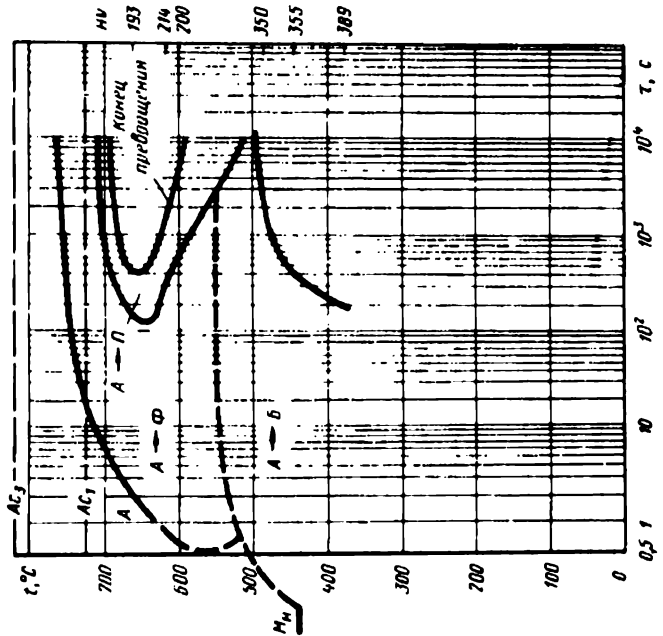


Рис. 341.

Сталь типа 12Х2Н2 [S]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,31	0,51	1,50	1,55	735	820	440	870

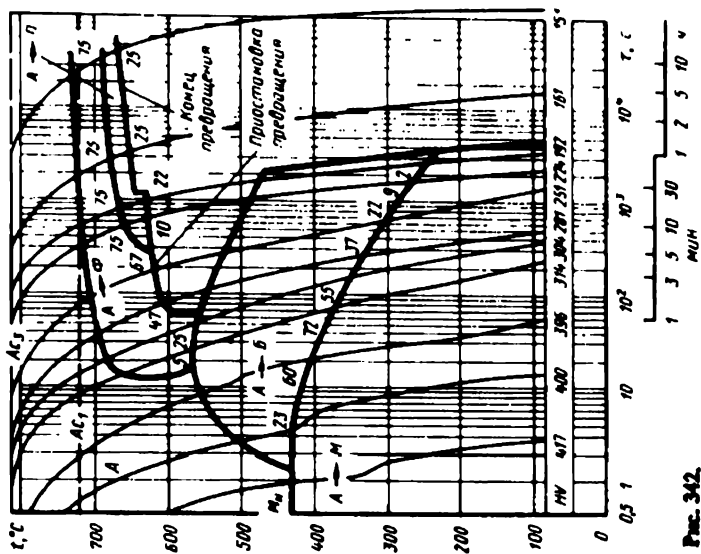


Рис. 342.

Сталь типа 12Х2Н2 [S]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,31	0,51	1,50	1,55	735	820	440	1050

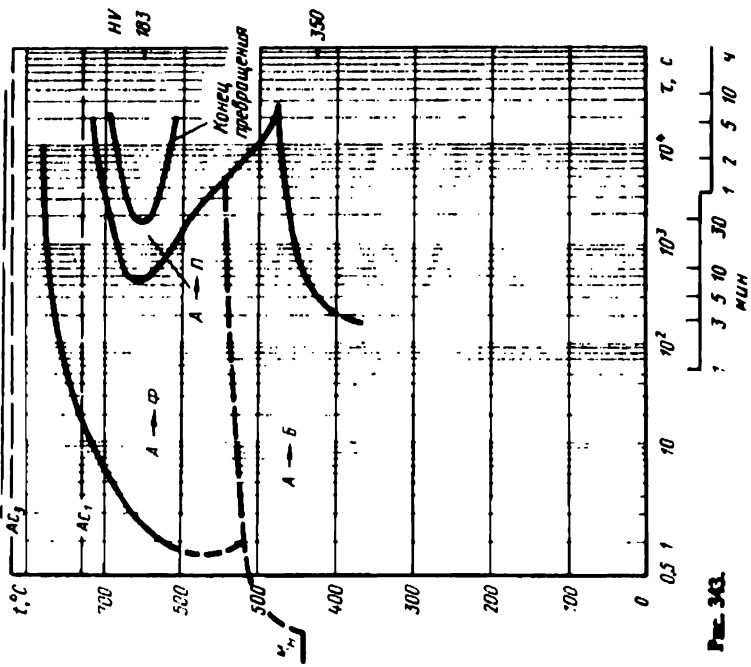


Рис. 343.

Сталь типа 12Х2Н2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,31	0,51	1,50	1,55	735	820	440	1050	

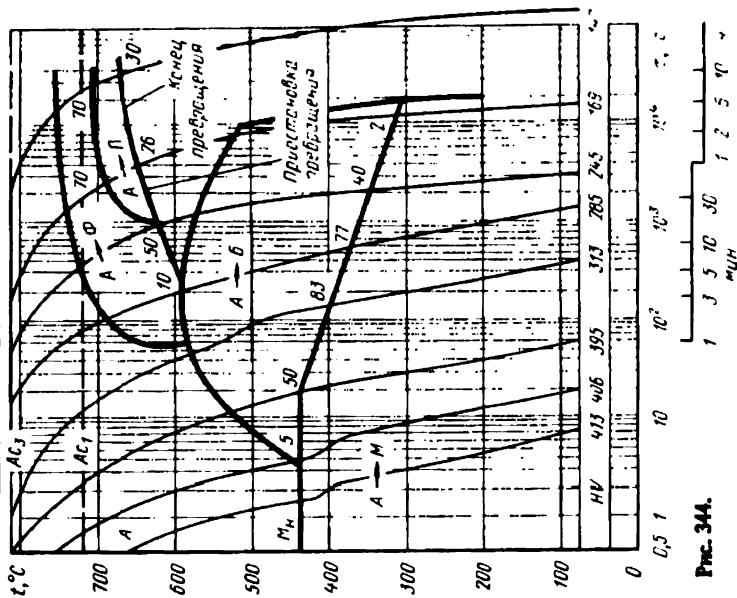


Рис. 344.

Сталь типа 15Х2Н2 [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,31	0,50	1,95	2,02	735	790	450	870	

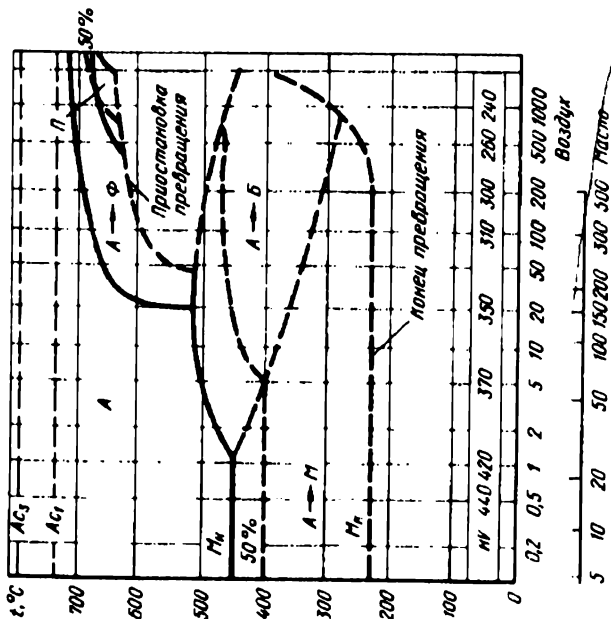


Рис. 345.

Сталь марш 15Х2Н2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,16	0,31	0,50	1,95	2,02	730	790	450	870

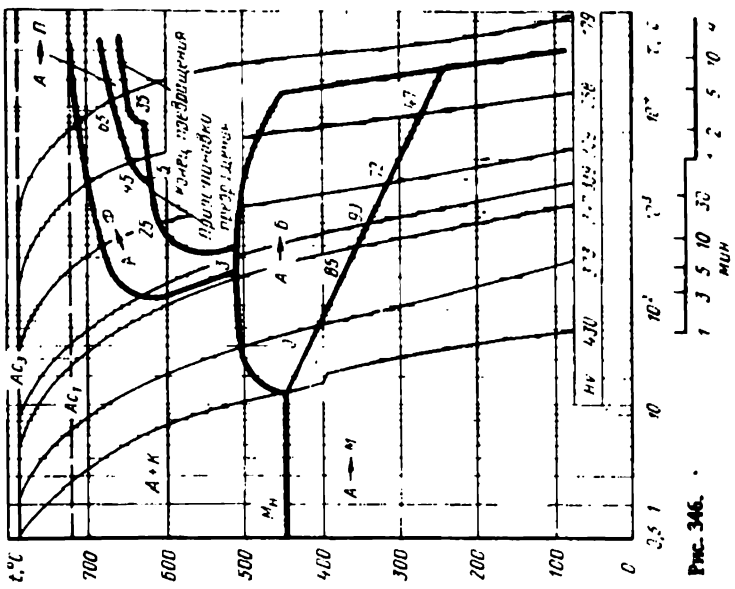


Рис. 346.

Сталь марш 12Х2Н4 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,11	0,09	0,38	1,33	4,15	670	780	400	770

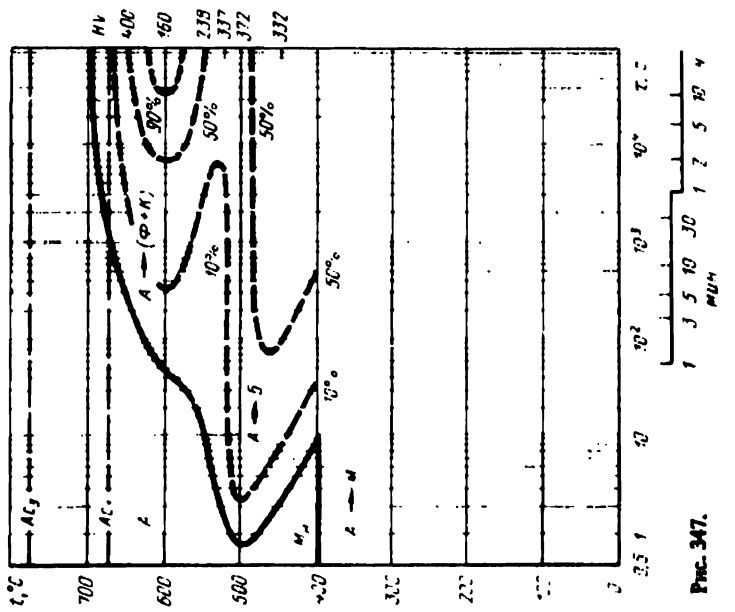


Рис. 347.

Срав. табл. 12Х2Н4 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,09	0,38	1,33	4,15	670	780	400	865

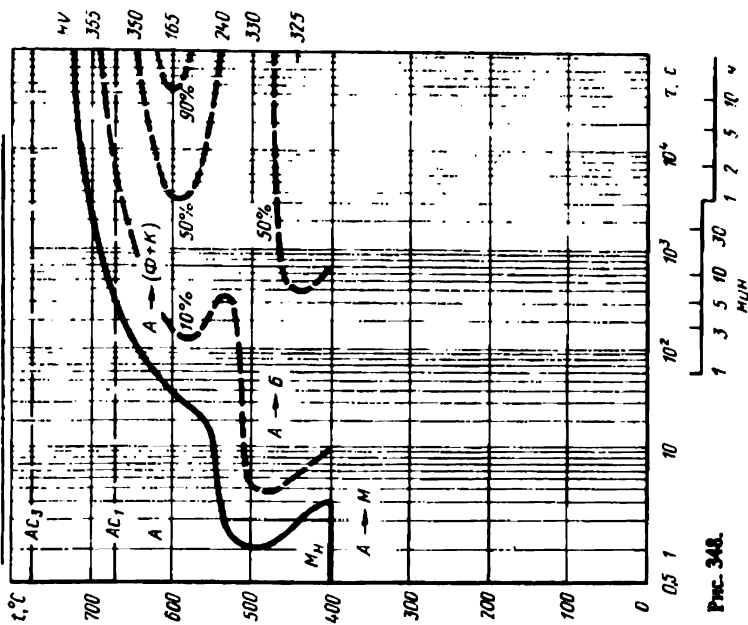


Рис. 348.

Исследования стали типа 12Х2Н4 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,88	5,19	0,39	1,58	4,00	660	910	190	800

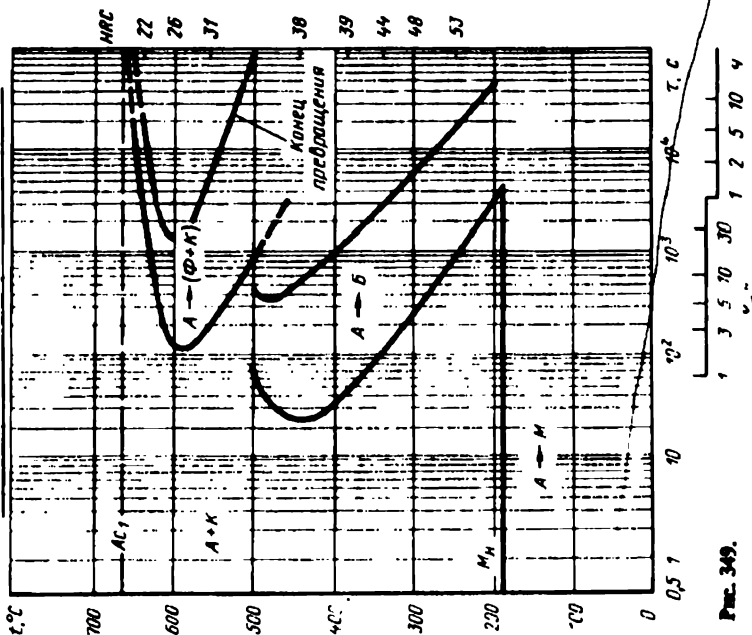


Рис. 349.

Известный состав стали 12Х2Н4 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,89	0,19	0,39	1,58	4,00	660	—	93	1100

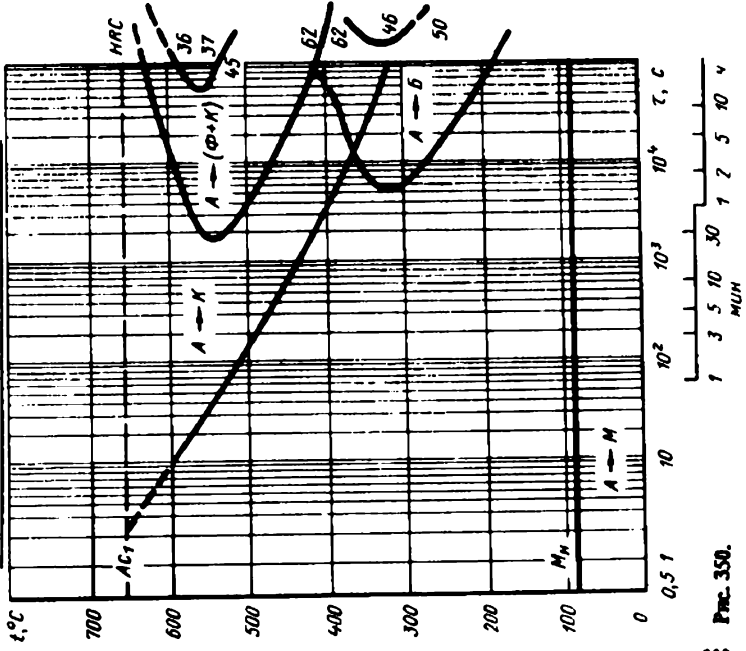


Рис. 350.

Состав 35Х2Н4 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,38	0,32	0,53	1,86	3,74	685	760	265	850

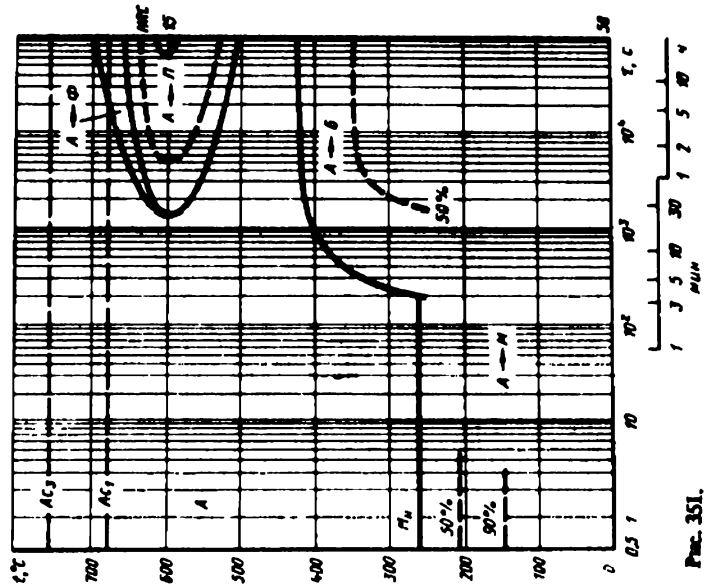


Рис. 351.

Сталь типа 40X2H4 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,42	0,41	0,60	1,25	4,40	680	750	240	850

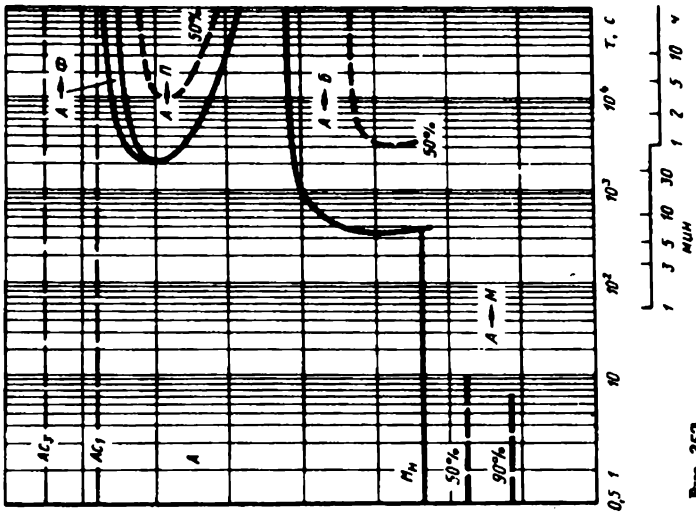


Рис. 352.

Сталь 15H1M [8]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,18	0,53	1,56	0,25	680	840	425	770

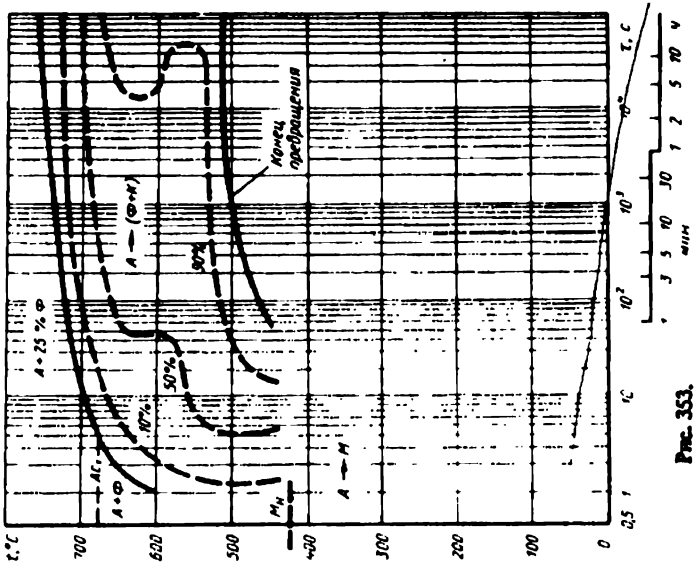


Рис. 353.

Сталь 15НМ [8]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,18	0,53	1,56	0,25	680	840	425	865

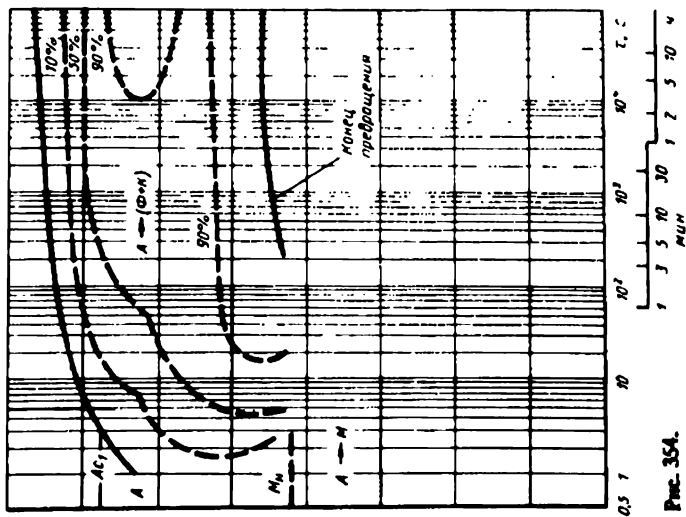


Рис. 354.

Цементованная сталь 15НМ [8]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₃	A ₃	M _H	t _H
0,99	0,29	0,56	1,64	0,29	700	—	170	770

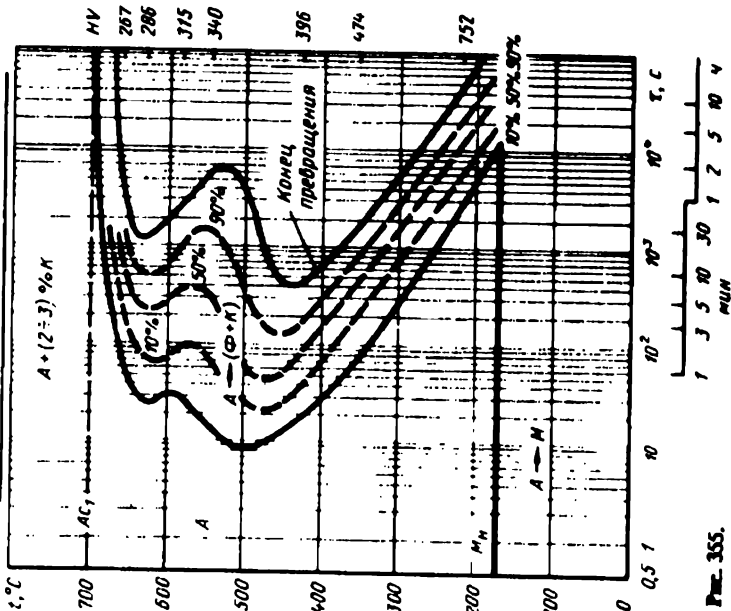


Рис. 355.

Цементованная сталь 15НМ [8]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,99	0,29	0,56	1,64	0,29	700	—	130	865

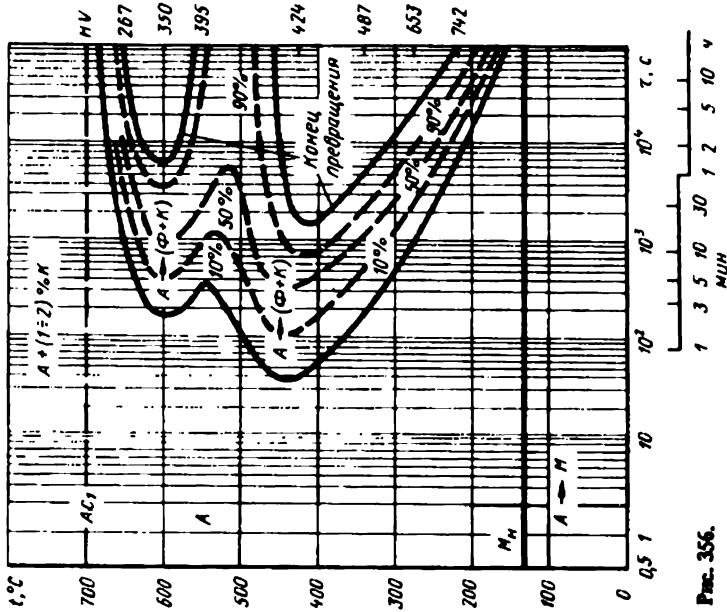


Рис. 356.

Сталь 20НМ
с повышенным содержанием молибдена [1]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,21	—	0,70	1,08	0,49	700	830	430	930

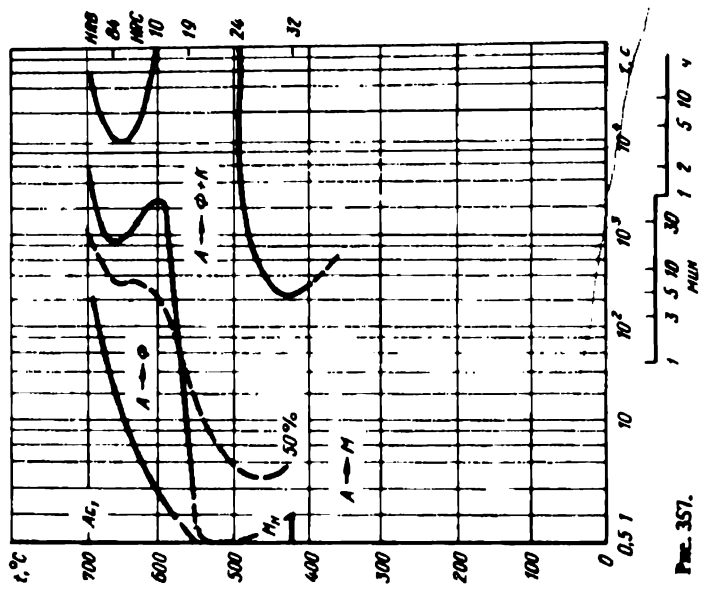


Рис. 357.

Сталь 20Н12М [2]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,20	0,55	1,8	0,25	695	830	430	840

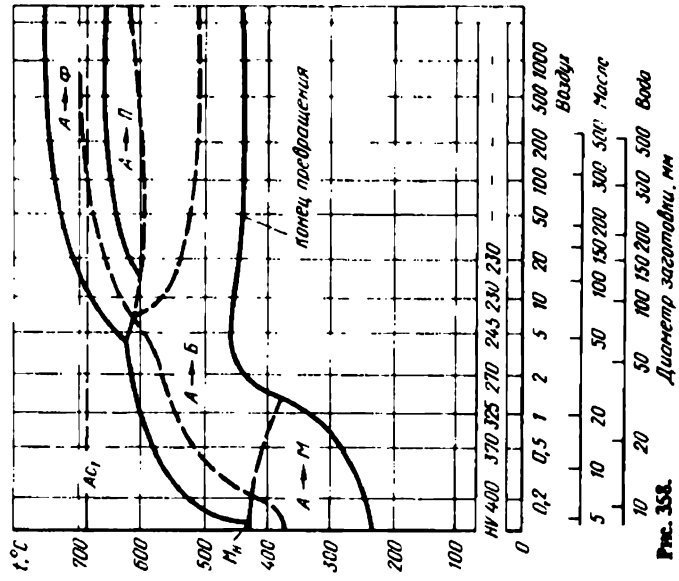


Рис. 358.

Сталь 40Н12М [2]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	0,15	0,48	1,75	0,25	705	760	340	845

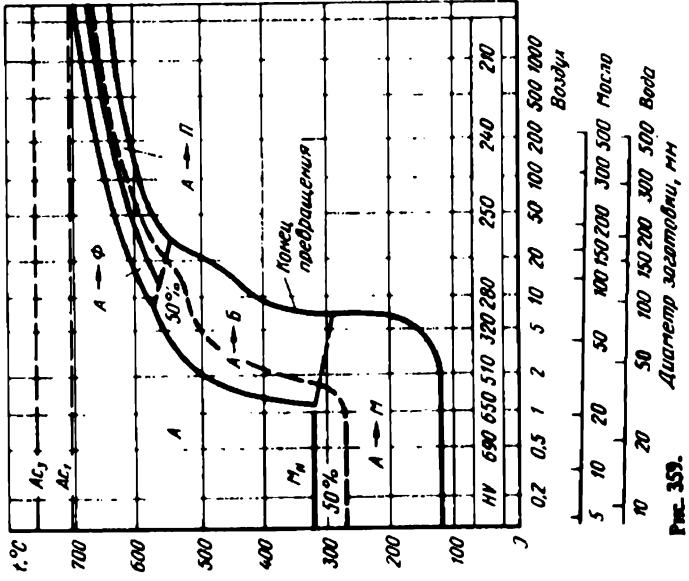


Рис. 359.

Марганцовокремнистые стали
с молибденом или ванадием

Сталь типа 30Г2СМ [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,29	1,11	1,70	0,01	0,13	725	—	280	—

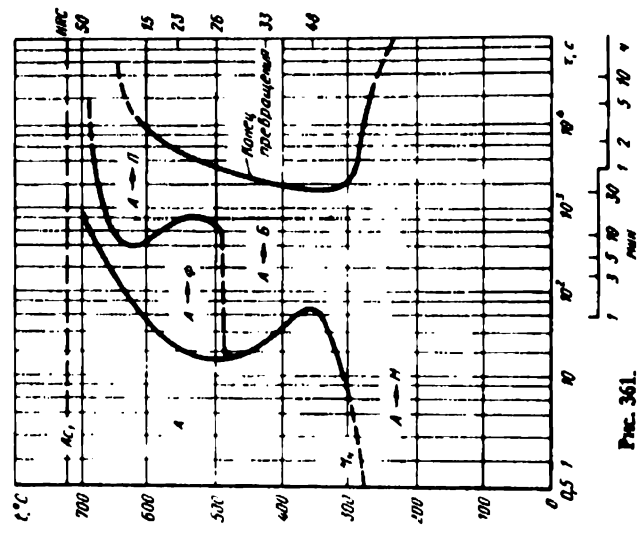


Рис. 361.

Сталь 40НЭМ [2]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	0,26	0,62	3,45	0,10	660	740	275	860

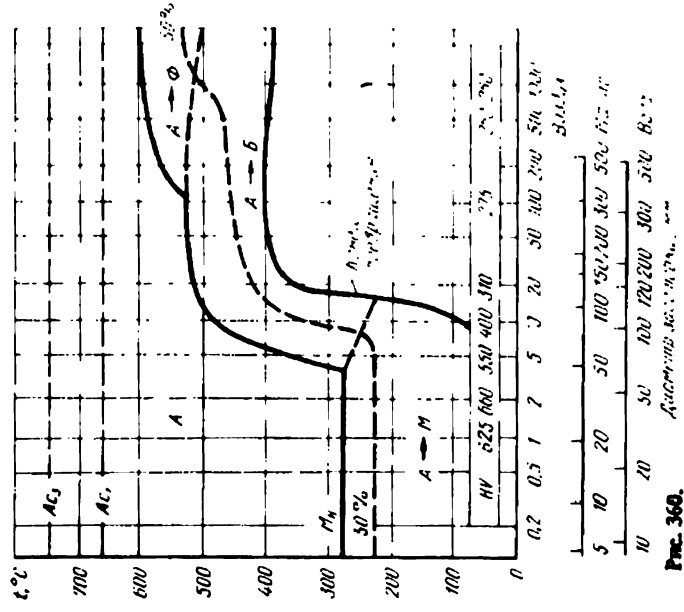


Рис. 360.

Сталь типа 45Г2СМ [7]

C	Si	Mn	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,45	1,34	1,50	0,10	0,04	760	815	290	925

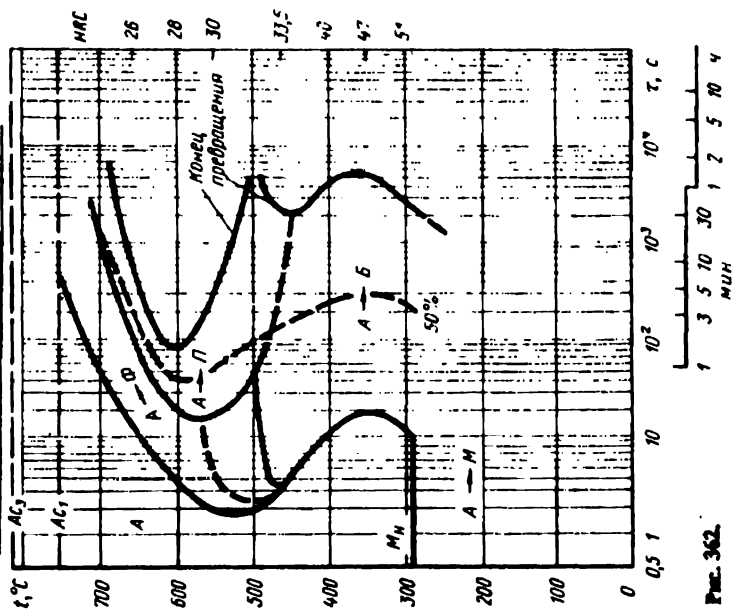


Рис. 362.

Сталь типа 15Г2СФФ [64]

C	Si	Mn	Ni	V	B	A ₁	M _H	t _H
0,16	0,67	1,40	—	0,098	0,0028	760	390	920

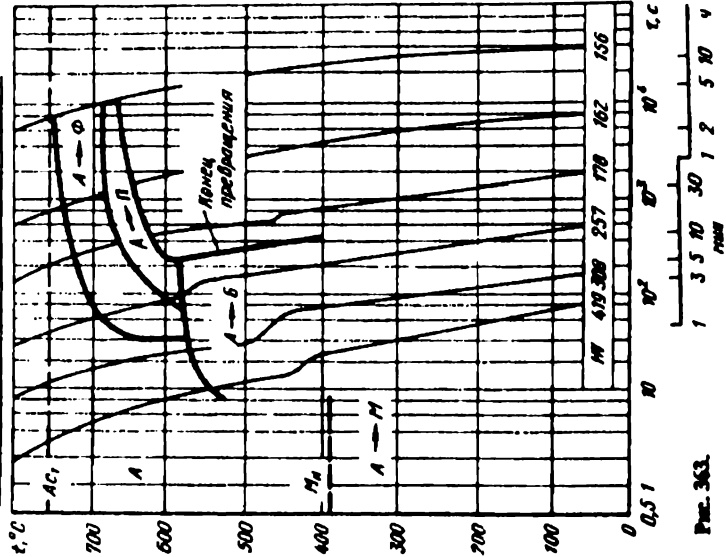


Рис. 363.

Сталь 17ГХФ [43]

C	Si	Mn	Ni	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,51	1,36	—	0,07	710	840	390	950

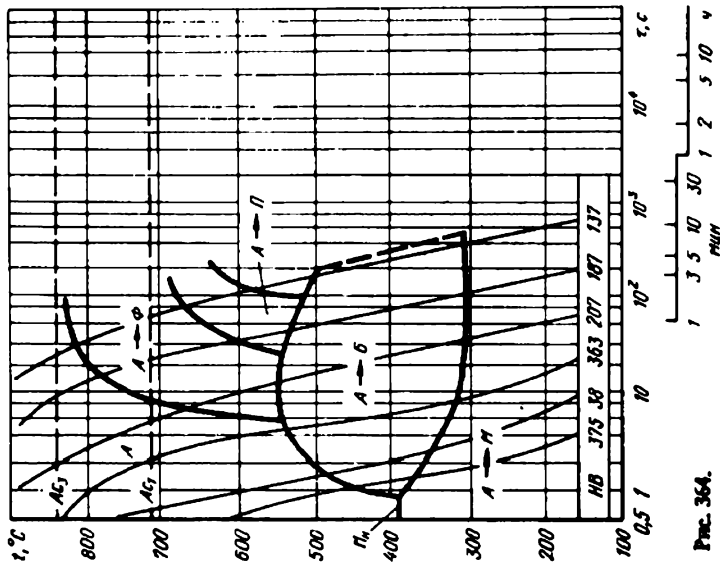


Рис. 364.

Марганцовоникелевые стали
с молибденом, ванадием или медью

Сталь 16ГНМ [51]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,27	0,79	0,45	0,41	725	855	420	910

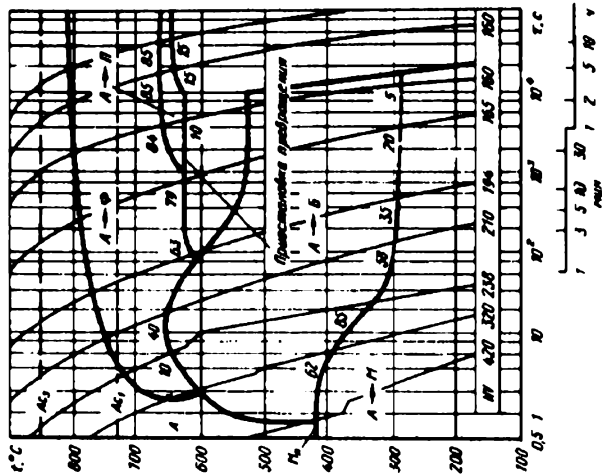


Рис. 365.

Сплав 20ТНМ [8]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,14	1,37	0,56	0,31	685	845	420	870

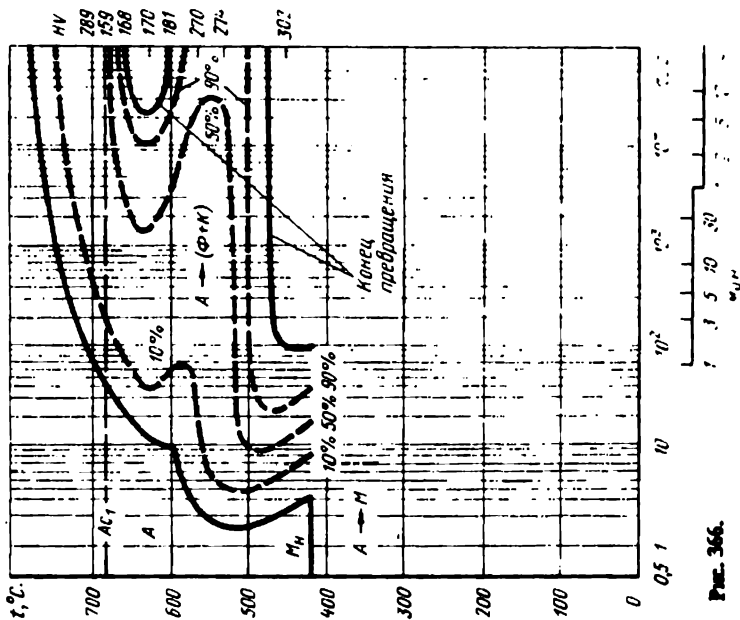


Рис. 366.

Сплав типа 20Т2НМ [2]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,20	1,60	0,55	0,25	685	840	420	870

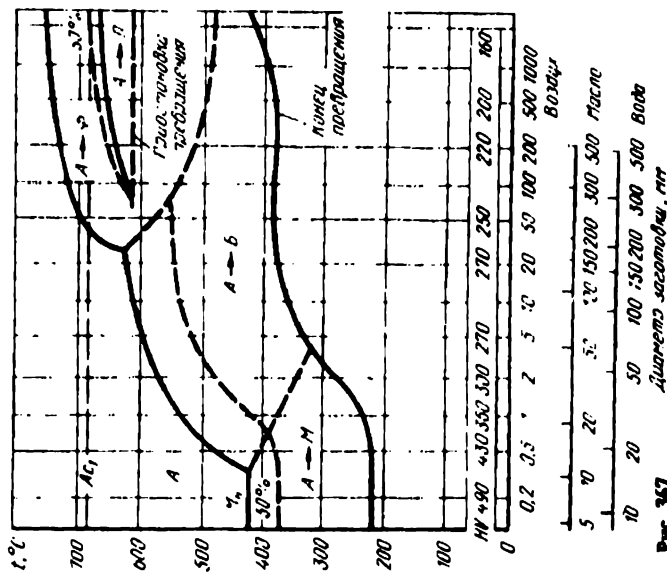


Рис. 367.

Средь марка 20Г1НФ [1]

C	Si	Mn	Ni	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	—	1,44	0,49	0,16	700	810	390	845

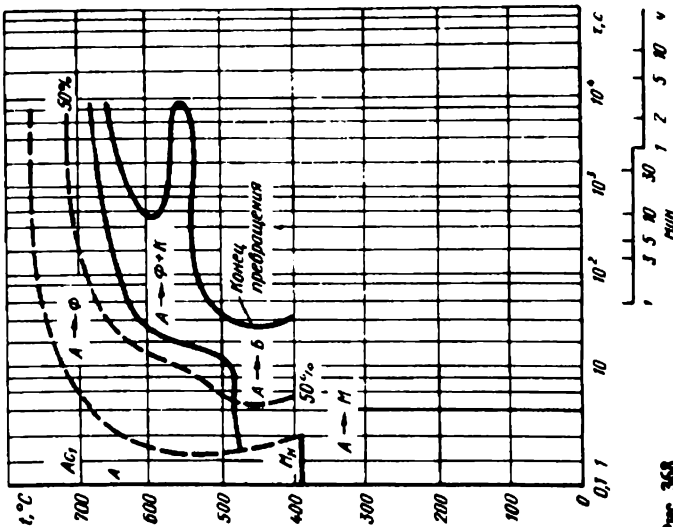


Рис. 368.

Средь марка 20Г2ЛФ [78]

C	Si	Mn	Ni	V	N	A ₁	M _H	t _H
0,19	0,41	1,58	0,59	0,17	0,019	706	384	900

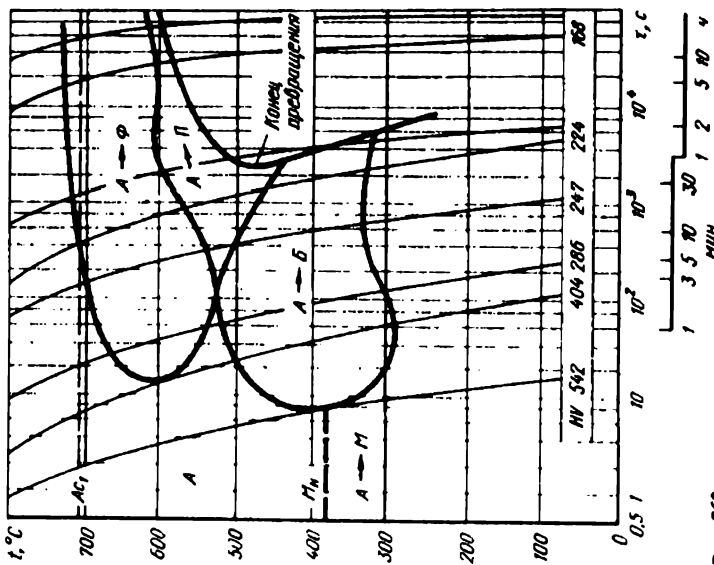


Рис. 369.

Сталь 28ГНД [5]

C	Si	Mn	Ni	Cu	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,20	0,38	1,20	0,55	0,91	705	805	390	870

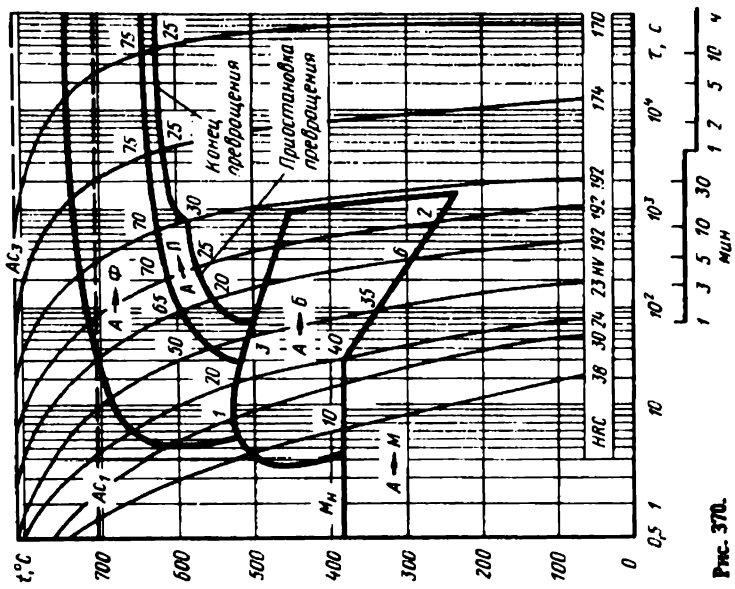


Рис. 370.

Сталь типа 20ГНД [5]

C	Mn	Ni	Mo	Cu	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,19	1,12	0,79	0,27	0,98	705	800	400	870

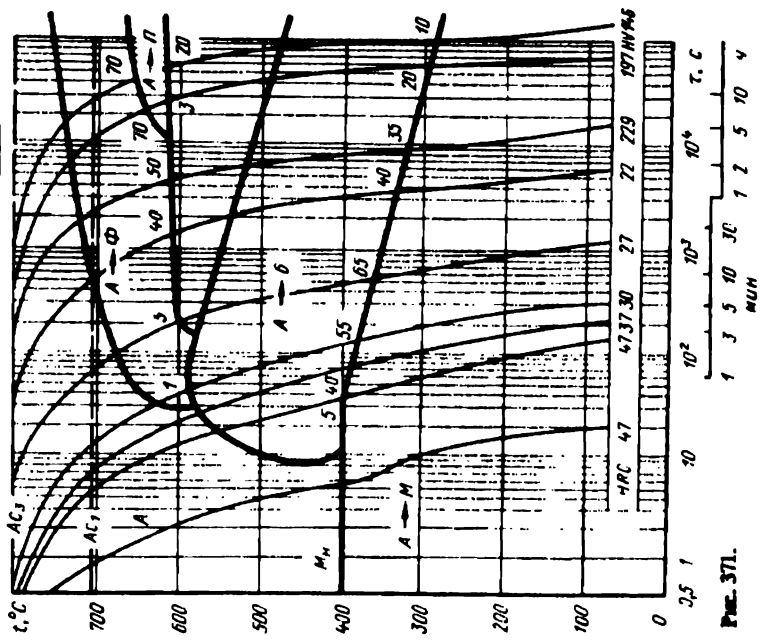


Рис. 371.

Марганцовомолибденованадиевые стали

Сталь 65Г2МФ [78]

C	Si	Mn	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,055	0,29	1,91	0,29	0,091	710	850	170	740

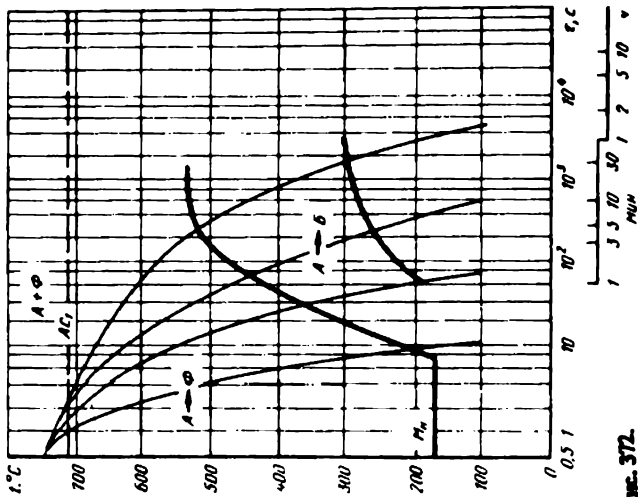


Рис. 372.

Сталь 65Г2МФ [78]

C	Si	Mn	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,055	0,29	1,91	0,29	0,091	710	850	230	800

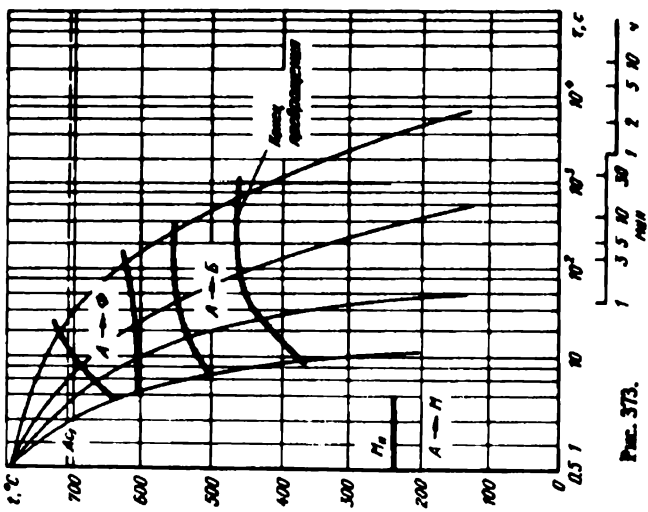


Рис. 373.

Сталь 08Г2А6С [52]

C	Si	Mn	Mo	V	Nb	A ₁	A ₃	t _H
0,07	0,22	1,60	0,23	0,07	0,05	720	890	1050

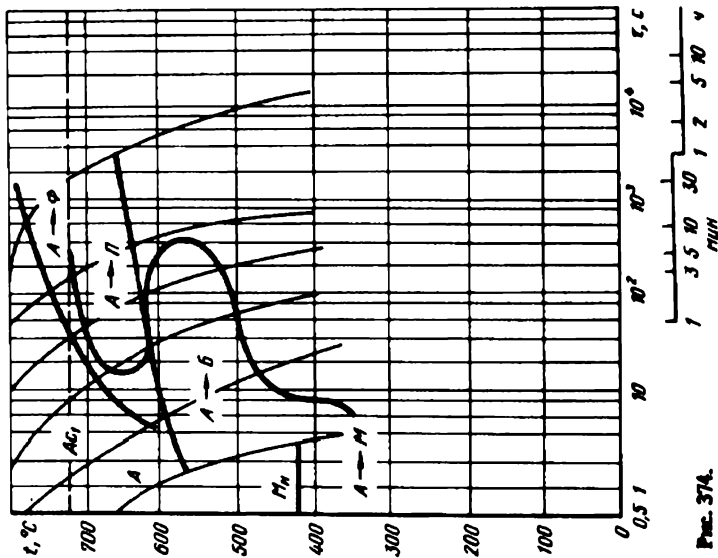


Рис. 374.

Хромокремнемарганцовые
и хромокремнемолибденовые стали
Сталь 14ХТС [79]

C	Si	Mn	Cr	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,56	1,05	0,52	740	860	370	920

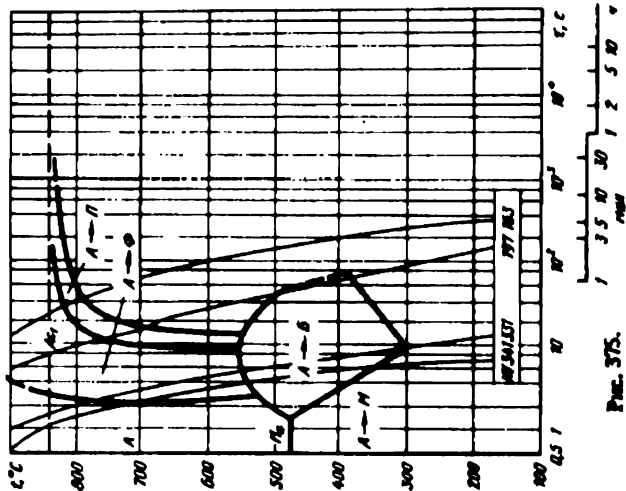


Рис. 375.

Сталь 20ХГСП [64]

C	Si	Mn	Cr	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,67	1,24	0,70	0,003	740	900	420	920

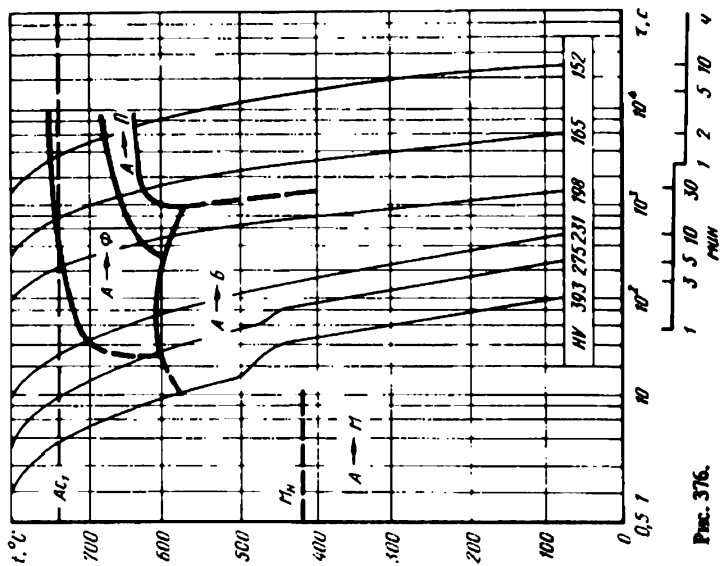


Рис. 376.

Сталь 30ХДС
с повышенным содержанием вольфрама [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,28	1,49	0,92	0,99	0,12	785	875	345	925

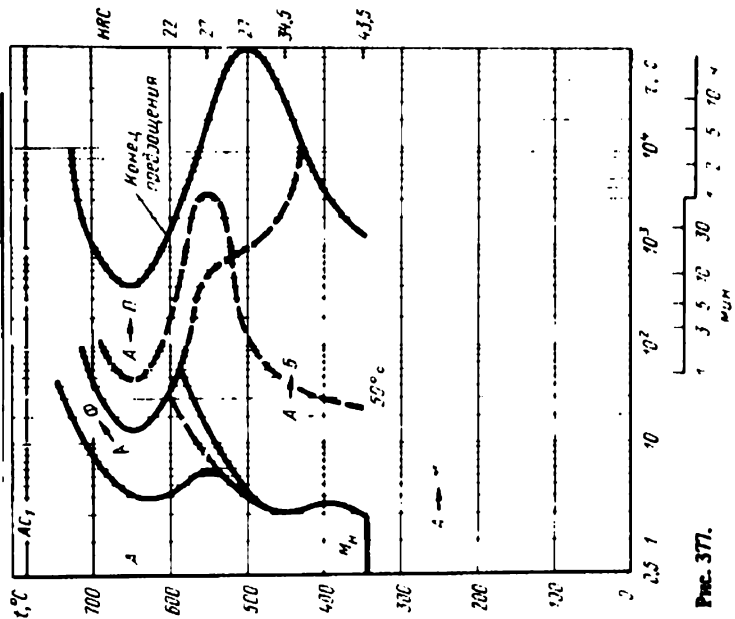


Рис. 377.

Сталь 30ХГС [4]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,29	1,05	0,98	0,91	0,13	740	830	320	900

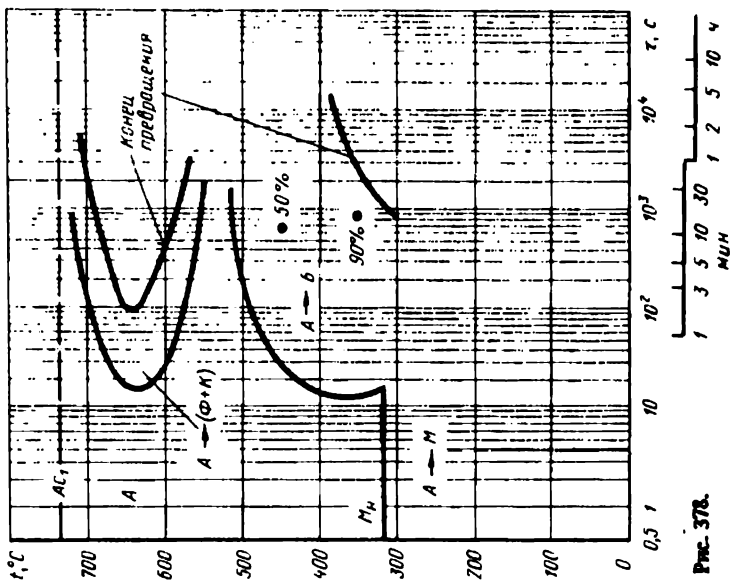


Рис. 378.

Сталь 30ХГС [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,33	1,19	0,95	0,93	—	740	830	340	890

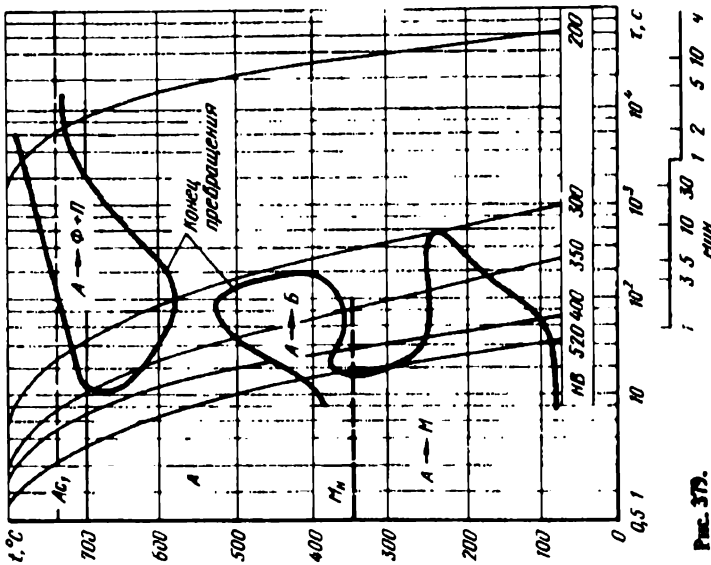


Рис. 379.

Сталь 45ХГЦ [7]

с повышенным содержанием хрома и кремния [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,41	1,57	0,98	1,28	—	750	800	—	850

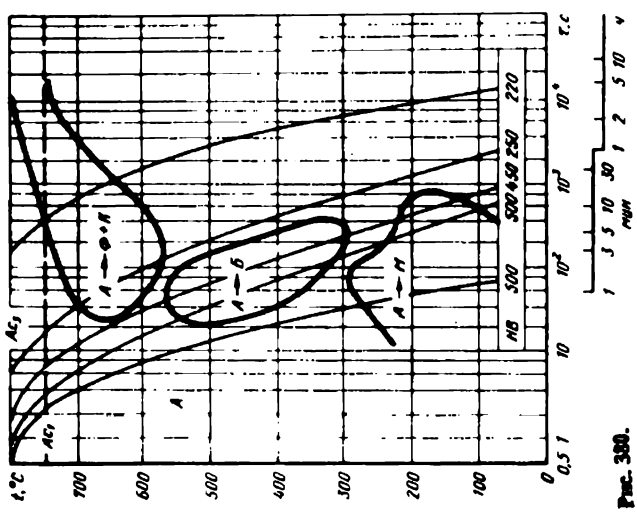


Рис. 380.

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,43	1,38	0,95	1,06	0,10	790	880	295	925

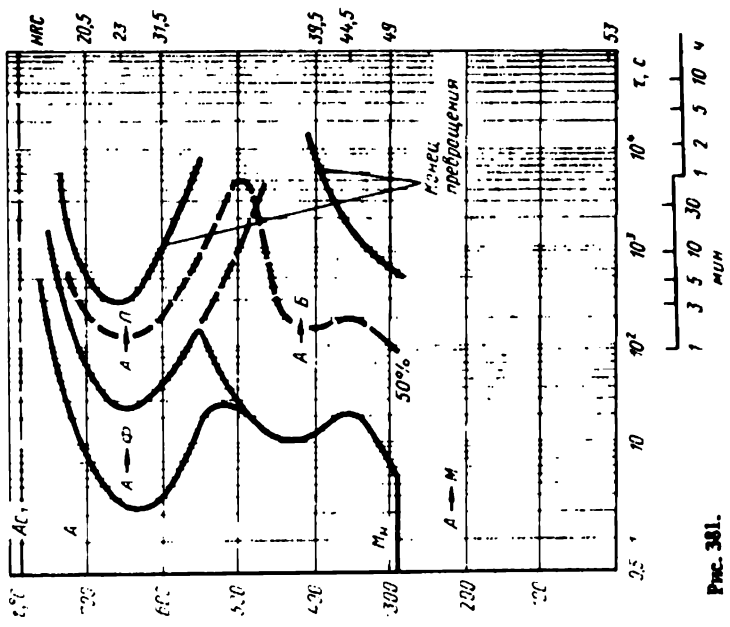


Рис. 381.

Сталь 45X1C

с повышенным содержанием кремния и хрома [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,48	0,59	1,30	0,54	0,06	730	760	300	825

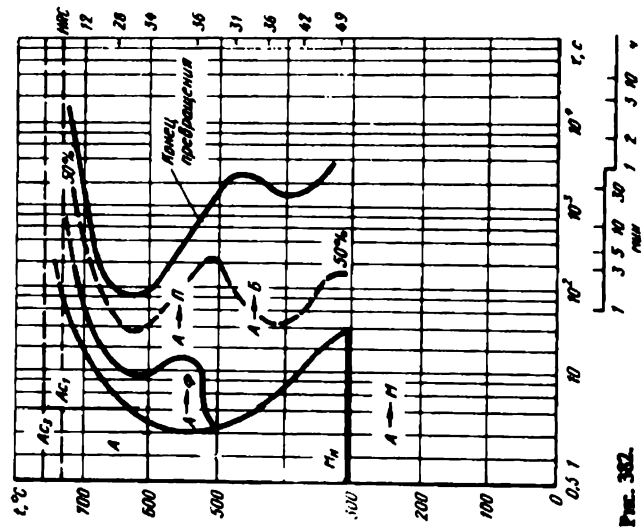


Рис. 382.

Сталь 20X1C2 [88]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	2,46	1,21	0,97	—	790	910	420	1000

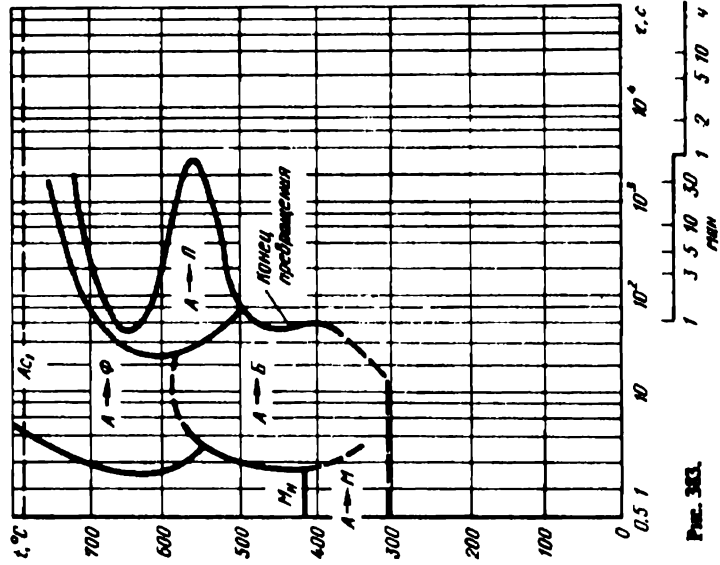


Рис. 383.

Сталь 20ХГЦ [80]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	2,46	1,21	0,97	—	790	910	420	1000

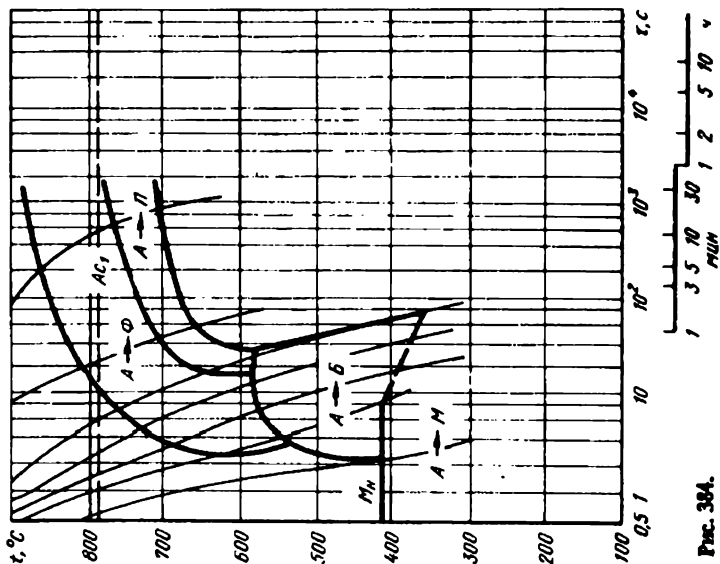


Рис. 364.

Сталь 30ХСМ [7]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,28	1,25	0,59	0,92	0,22	780	860	350	925

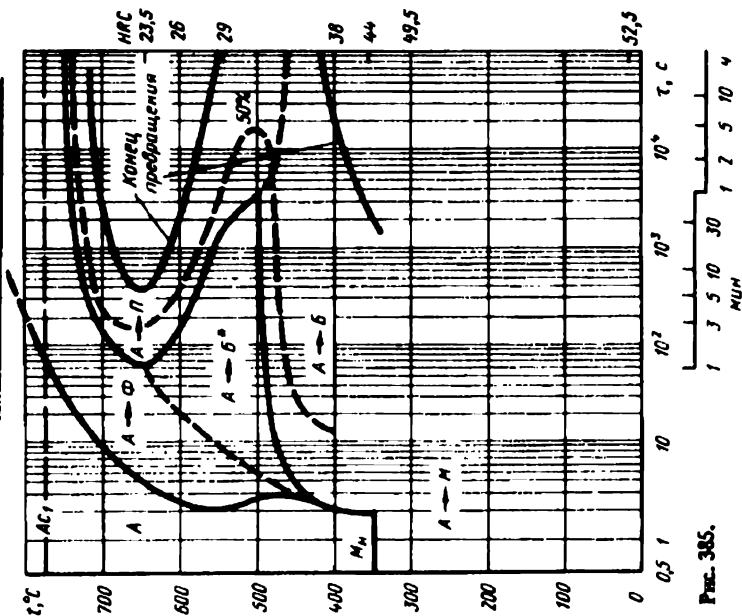


Рис. 365.

Сталь 45ХСМ [7]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,45	1,31	0,55	0,60	0,22	770	880	315	900

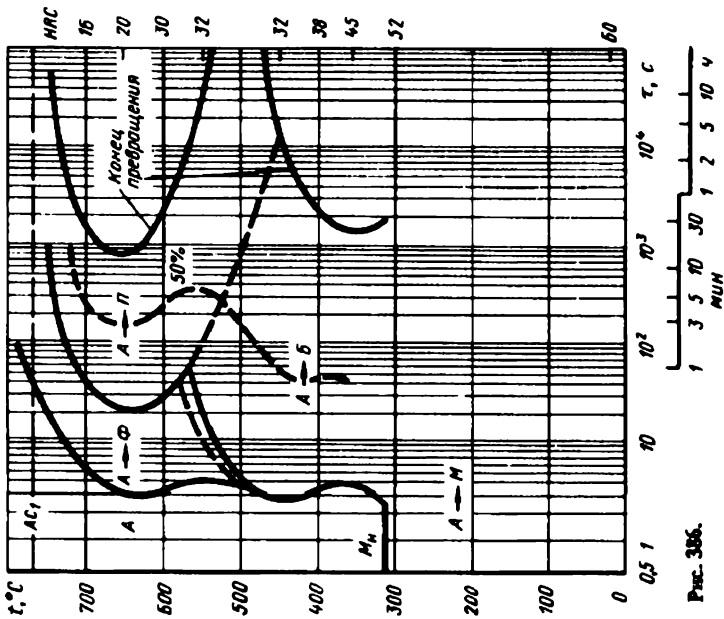


Рис. 386.

Хромомарганцевые стали с никелем, титаном, ванадием
или молибденом

Сталь 18ХГН

с повышенным содержанием никеля [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,22	0,88	0,59	0,86	730	815	425	830

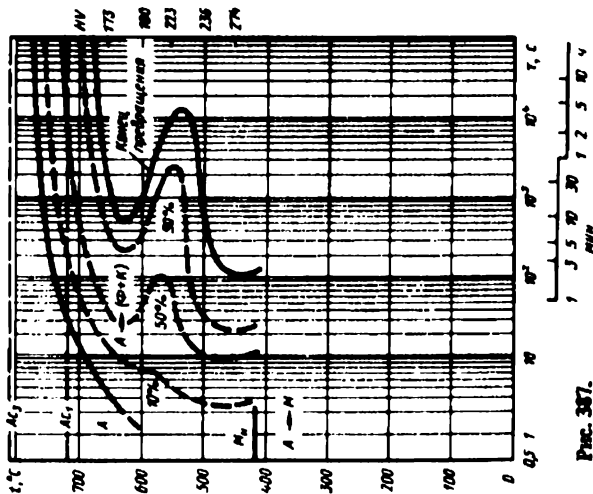


Рис. 387.

Сталь 18ХГН

с повышенным содержанием никеля [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,22	0,88	0,59	0,86	730	815	425	870

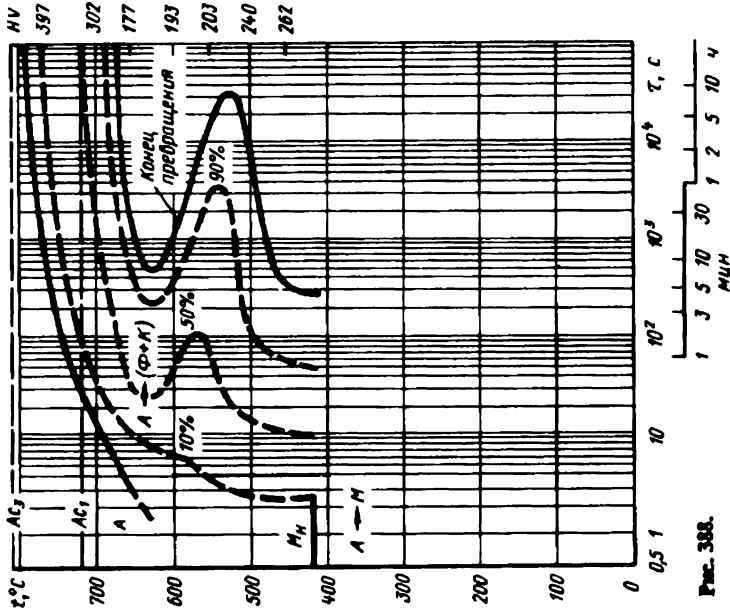


Рис. 388.

Двухфазовая сталь 18ХГН
с повышенным содержанием никеля [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,92	0,30	0,93	0,57	0,90	715	—	170	830

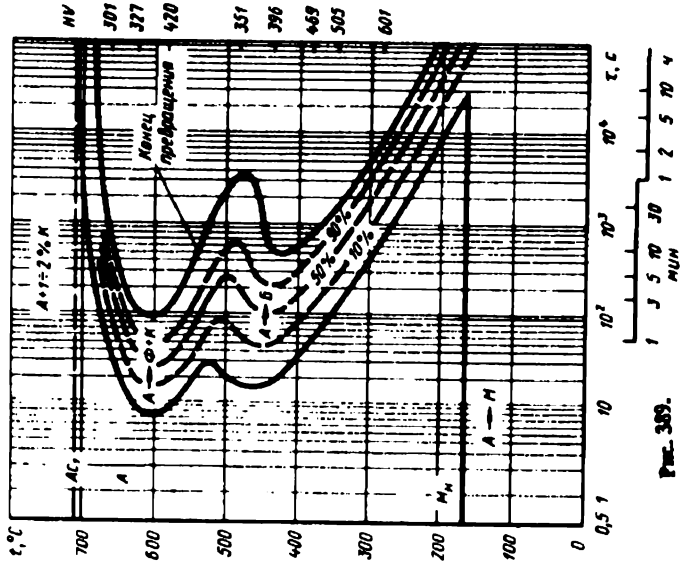


Рис. 389.

Цементавая сталь 18ХГН
с повышенным содержанием никеля [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,92	0,30	0,93	0,57	0,90	0,90	0,90	160	870

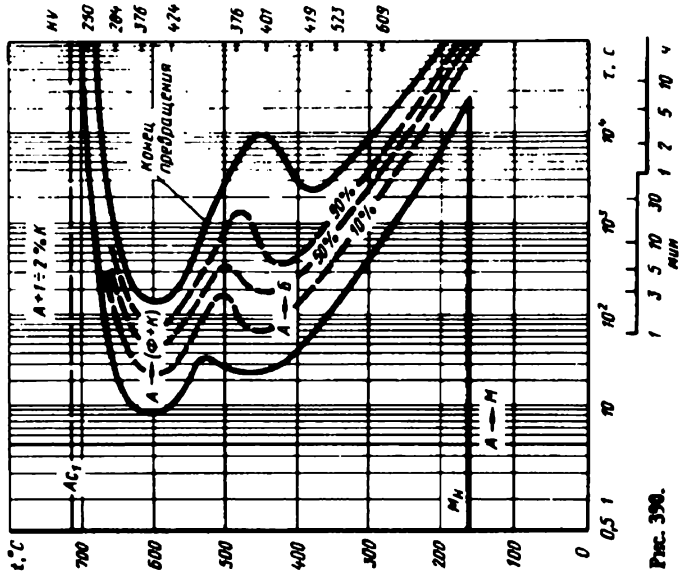


Рис. 398.

Сталь 38ХГН [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,37	0,28	0,89	0,63	1,24	0,90	0,90	320	845

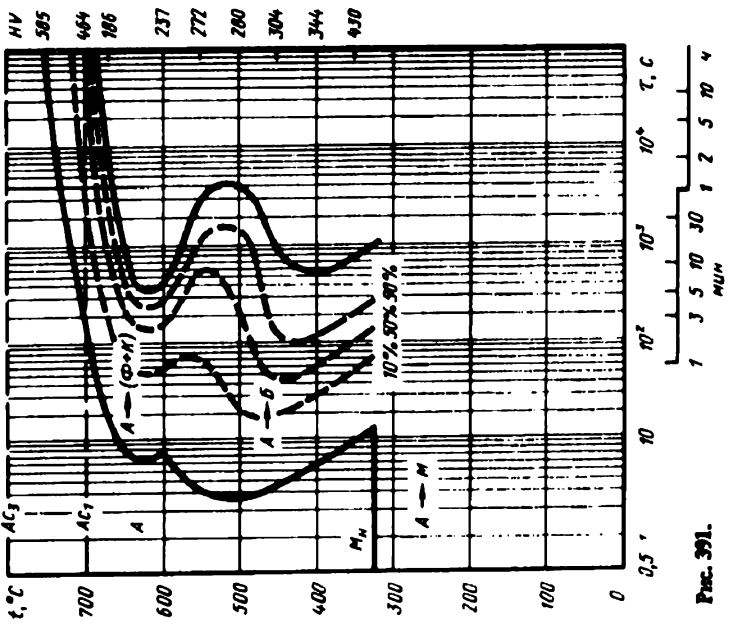


Рис. 391.

Сталь 30Х2ГН [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,39	0,46	0,93	1,32	0,70	720	785	300	900

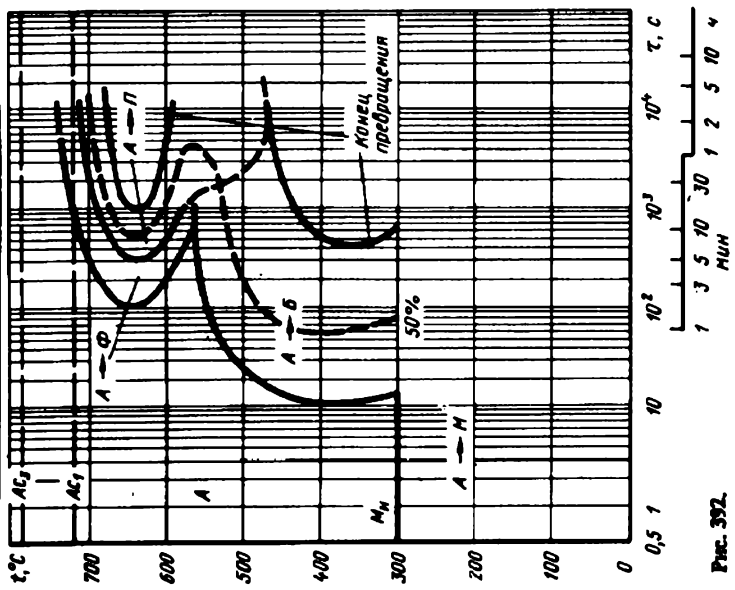


Рис. 392.

Сталь 18ХГТ [81]

C	Si	Mn	Cr	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
					735	820	350	900

Состав в пределах марки 735 820 350 900

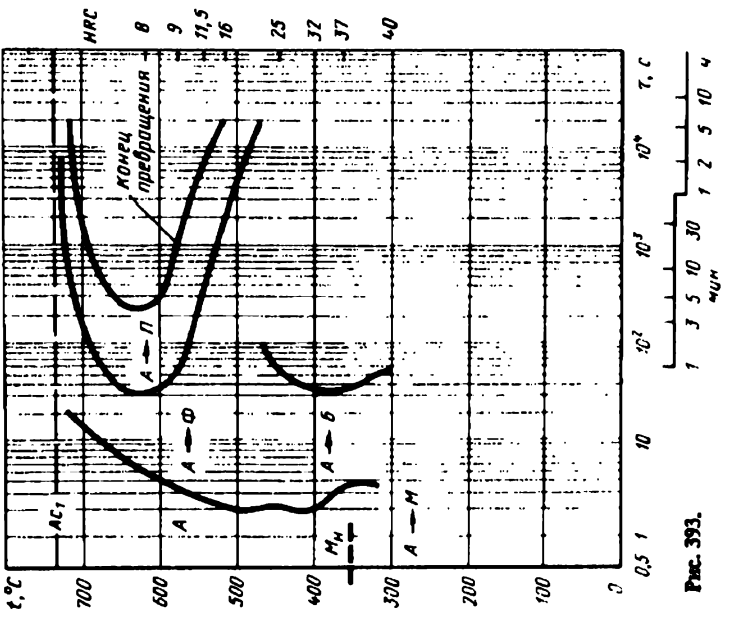


Рис. 393.

Цементованная сталь 18Х1Т [81]

C Si Mn Cr Ti A₁ A₂ A₃ M_н t_н

Состав в пределах марки 735 780 310 900

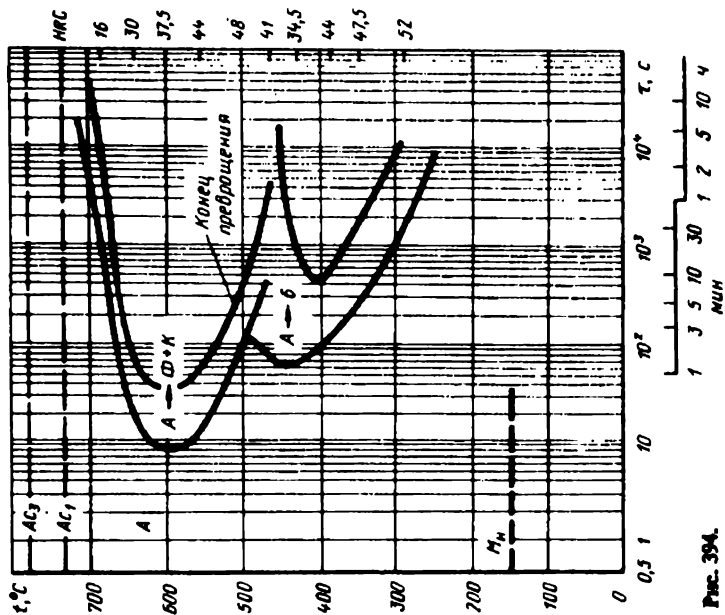


Рис. 394.

Сталь 40Х1Т [81]

C Si Mn Cr Ti A₁ A₂ A₃ M_н t_н

Состав в пределах марки 730 780 310 900

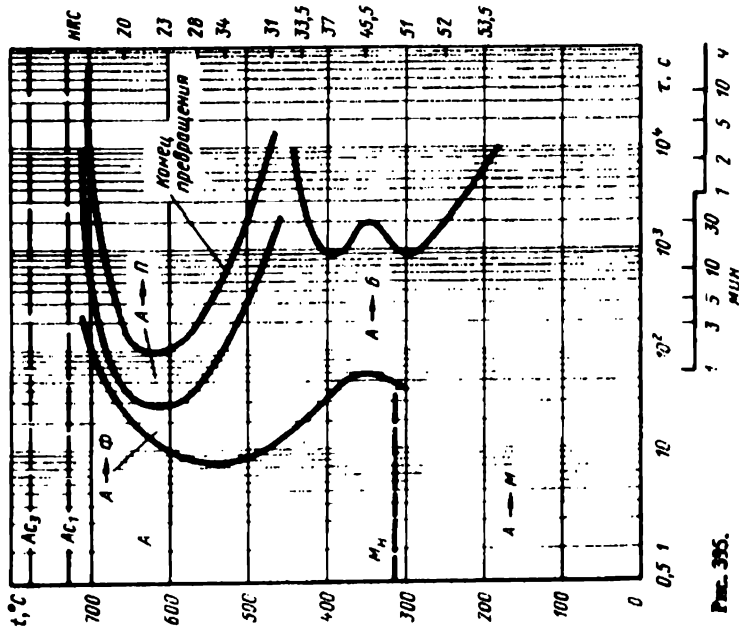


Рис. 395.

Сталь 40ХТ [81]

C Si Mn Cr Ti A₁ A₃ M_H f_H
 Состав в пределах марки 730 780 310 1000

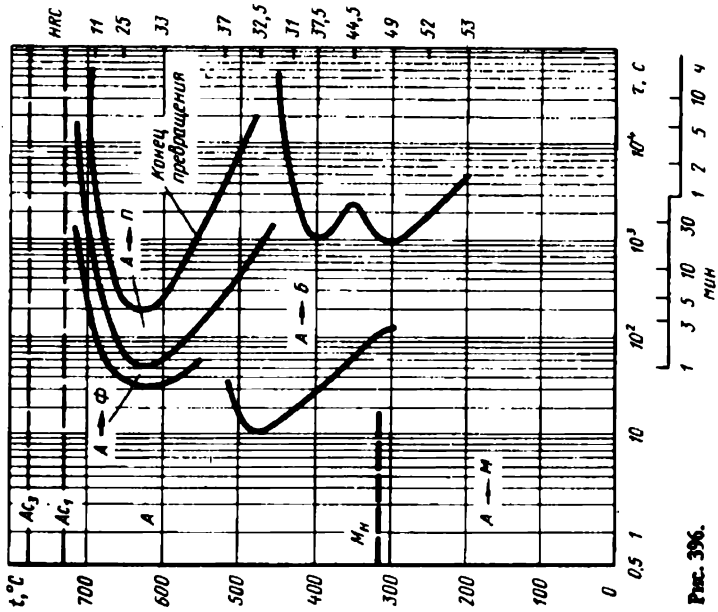


Рис. 396.

Сталь 25ХТφ [5]

C Si Mn Cr V A₁ A₃ M_H f_H
 0,24 0,21 1,08 0,79 0,10 735 820 420 880

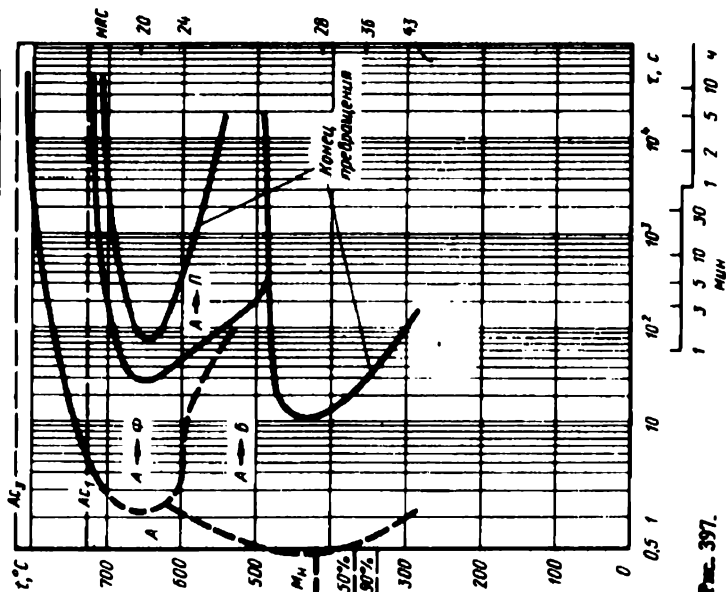


Рис. 397.

Сталь 25ХГФ [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,24	0,21	1,08	0,79	0,10	735	820	420	1050

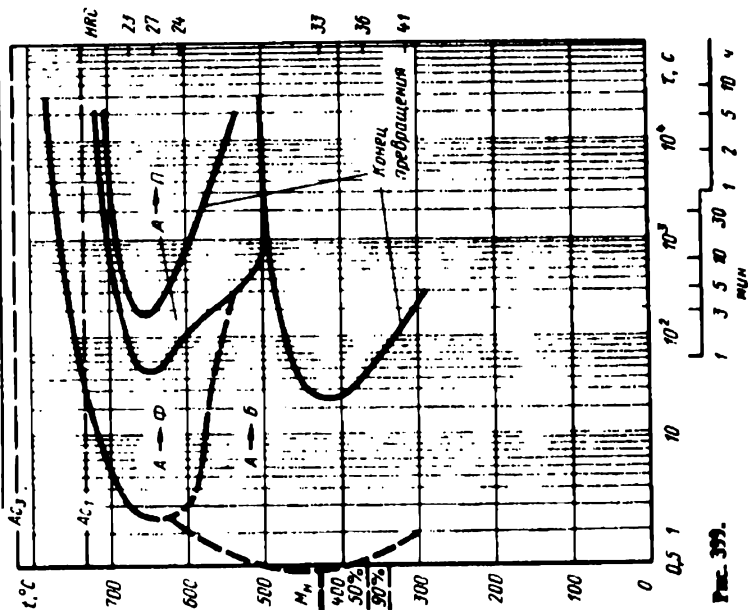


Рис. 379.

Сталь 25ХГФ [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,24	0,21	1,08	0,79	0,10	735	820	420	880

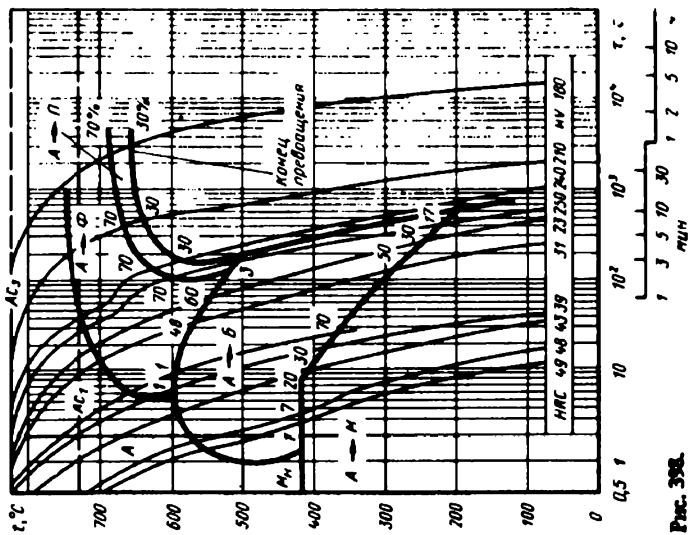


Рис. 398.

Сталь 25XII [5]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,24	0,21	1,08	0,79	0,10	0,10	0,10	735	820 420 1050

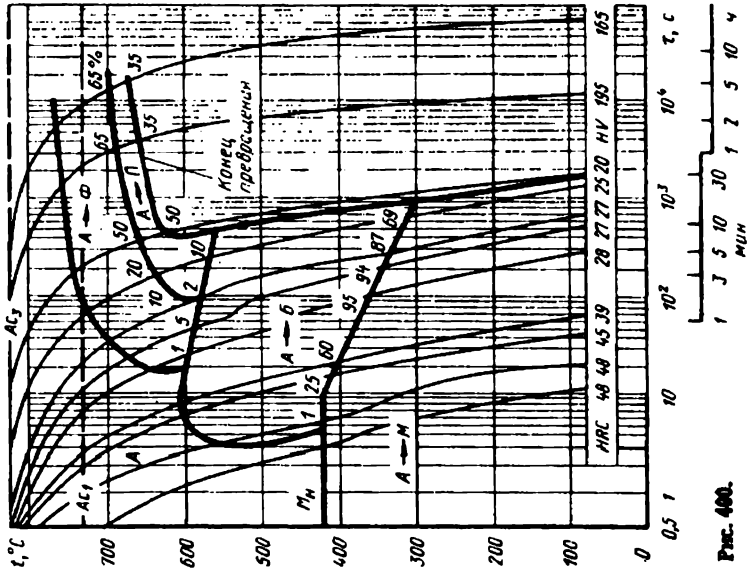


Рис. 400.

Сталь 08XII 205 [62]

C	Cr	Mn	V	Nb	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,074	2,05	1,86	0,11	0,036	0,11	0,036	740 880 330 950	

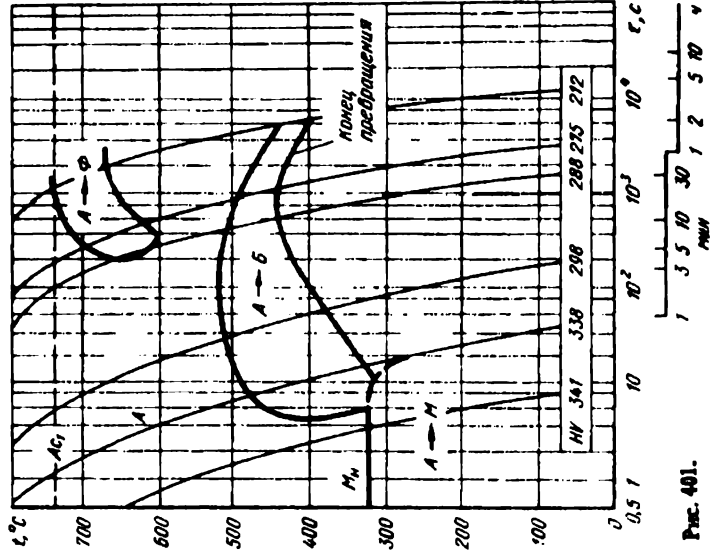


Рис. 401.

Сталь 40ХГМР [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	A ₁	t _H
0,43	-	1,02	0,48	0,31	0,15	0,0009	730	845

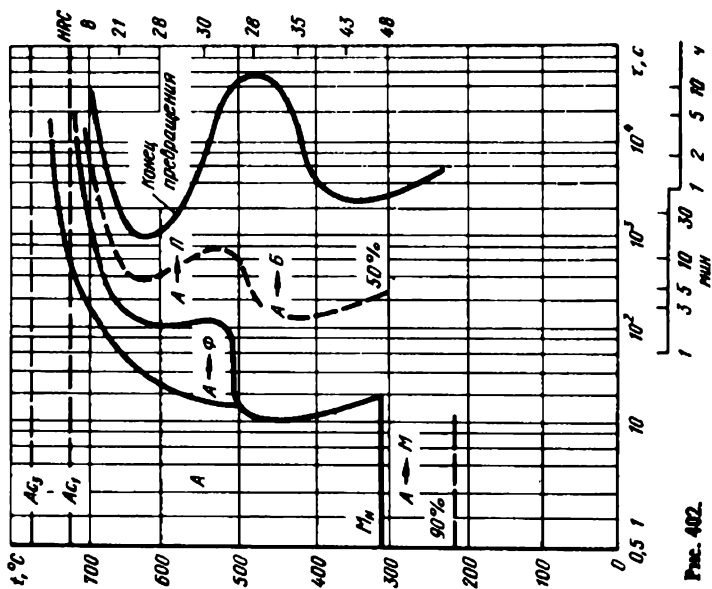


Рис. 402.

Хромолибденовые стали с ванадием или алюминием

Сталь типа 18ХЗАМФ [27]

C	Si	Cr	Mo	V	N	A ₁	A ₃	t _H
0,17	0,25	2,71	0,21	0,12	0,0187	790	890	940

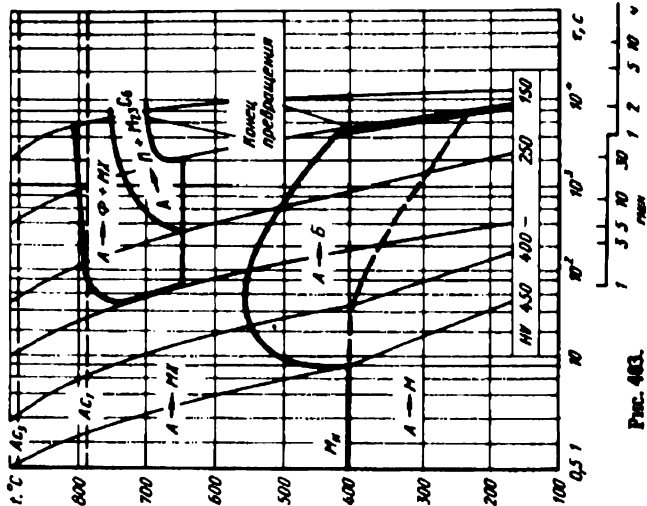


Рис. 403.

Сталь типа 30Х3АМФ [27]

C	Si	Cr	Mo	V	N	A ₁	A ₃	t _H
0,29	0,37	2,47	0,21	0,14	0,0109	755	850	900

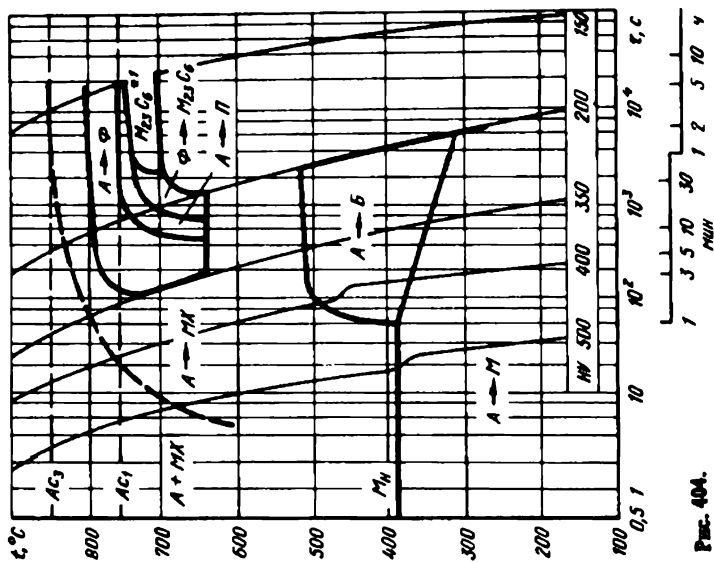


Рис. 404.

Сталь 30ХМД [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	A ₁	M _H	t _H
0,33	0,30	0,65	1,15	0,20	1,00	790	350	900

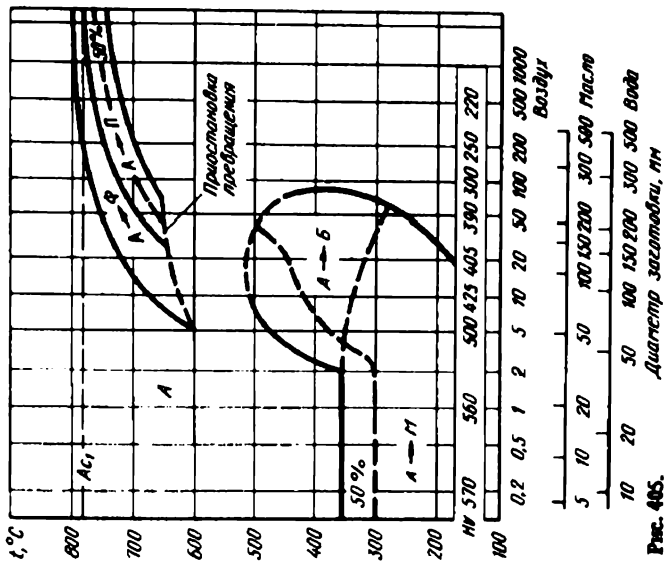


Рис. 405.

Сталь 30Х2М [47]

C	Si	Cr	Mn	Mo	Al	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,39	—	1,37	0,25	0,96	760	880	360	950	

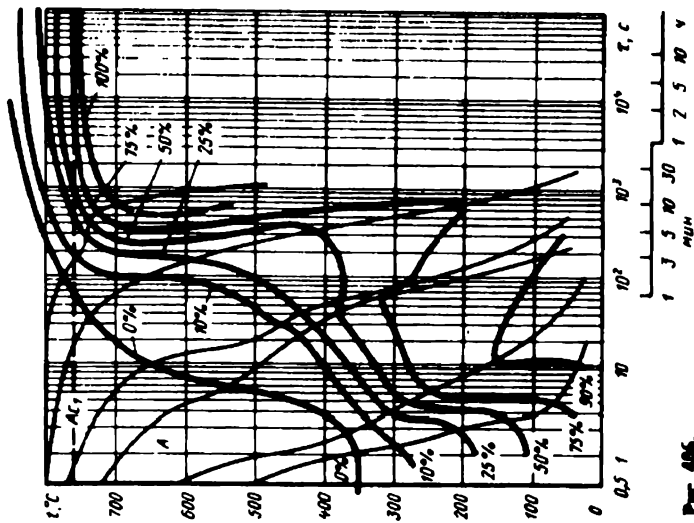


Рис. 466.

Сталь 30Х2М [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	A ₁	M _H	t _H
0,31	0,30	0,55	1,60	0,20	1,10	790	360	900

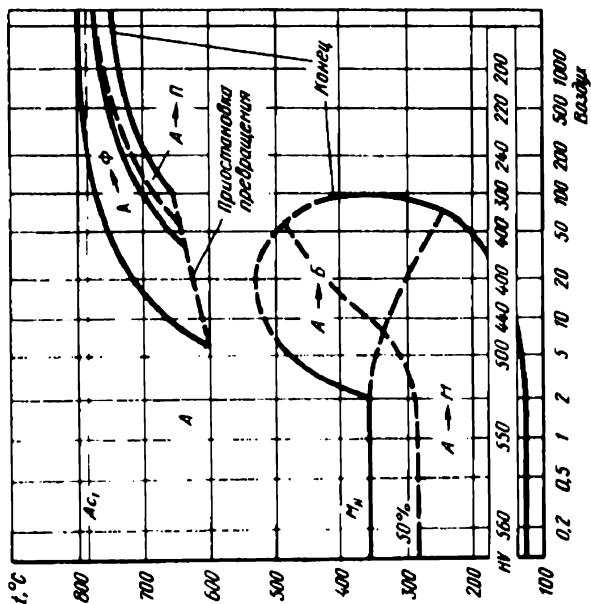


Рис. 467.

Сталь 30Х2Н1Д [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	A ₁	A ₃	M _H t _H
0,41	—	0,57	1,57	0,36	1,26	780	870	330 930

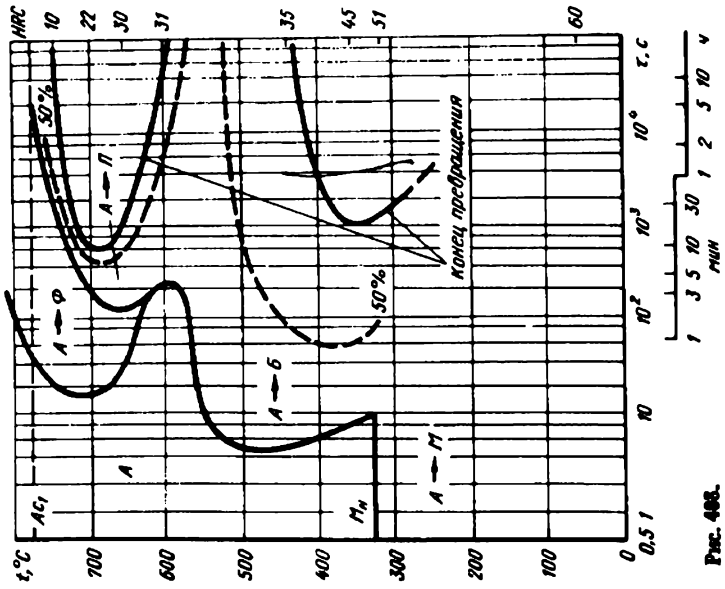


Рис. 408.

Сталь 30Х2Н1Д [2]

C	Mn	Cr	Mo	Al	A ₁	A ₃	M _H t _H
0,42	0,65	1,65	0,33	1,00	790	—	315 900

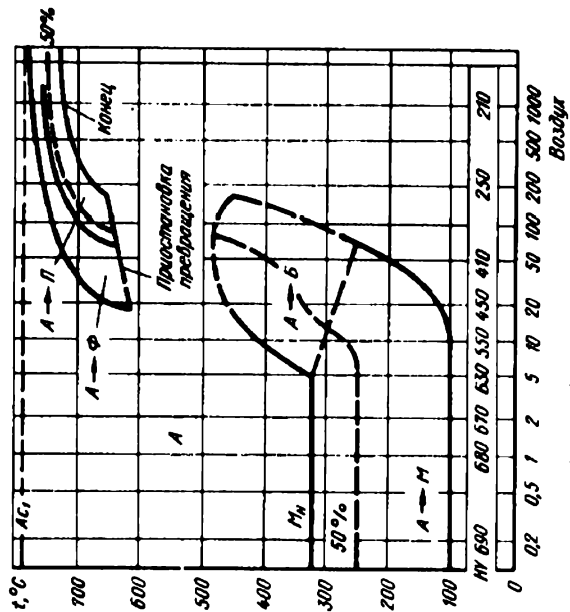


Рис. 409.

Сталь 38ХМ10* (38Х2М10) [6]

C	Mn	Cr	Mo	Al	A ₁	A ₃	Mn tH
0,38	—	1,63	0,21	0,91	770	840	300

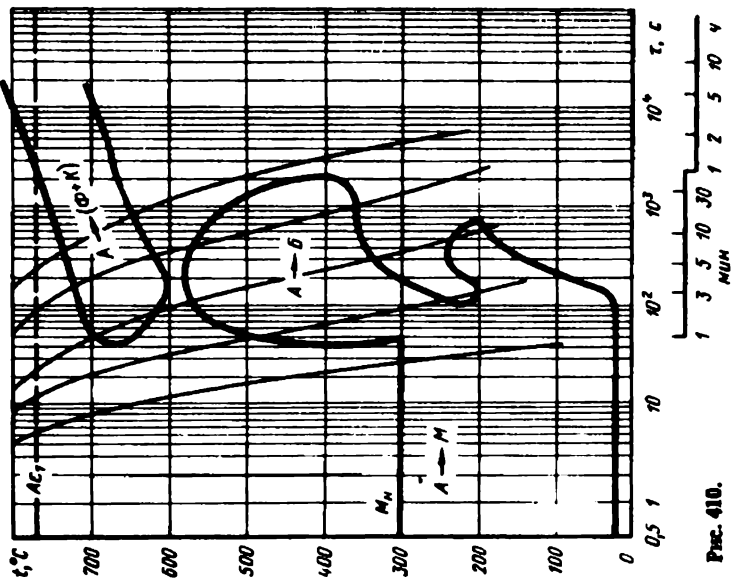


Рис. 410.

Хромоникелевые стали с молибденом, кремнием, вольфрамом или ванадием

Сталь типа 20ХНМ [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	Mn tH
0,17	0,28	0,63	0,49	1,13	0,13	730	830	385

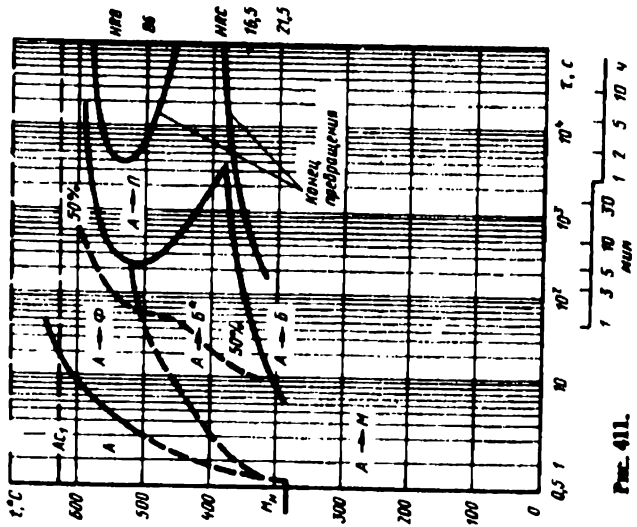


Рис. 411.

Цементованная сталь типа 20ХНМ [7]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	0,28	0,49	1,13	0,13	730	-	140	850

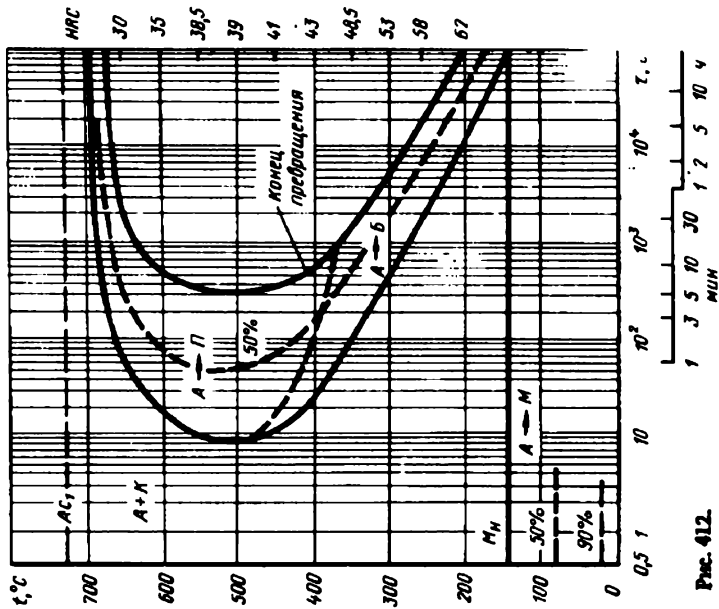


Рис. 412.

Сталь типа 20ХНМР с повышенным содержанием никеля [1]

C	Cr	Ni	Mo	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,40	0,42	0,120	0,0018	715	825	410	925

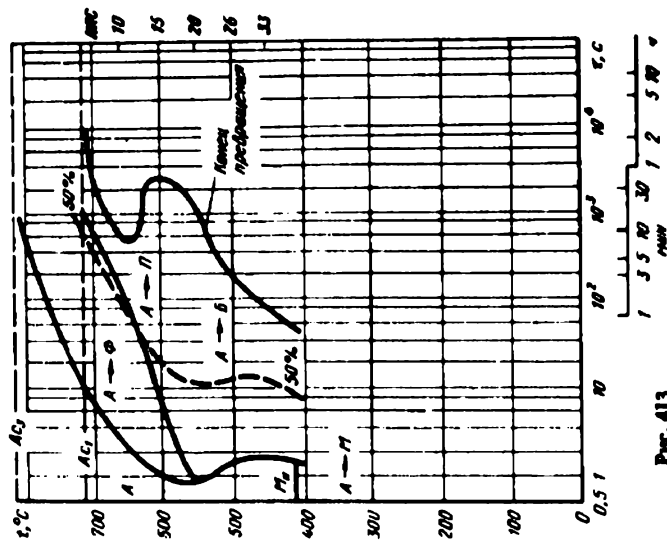


Рис. 413.

Стан. схема 30XНМ [7]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,33	0,24	0,54	1,22	0,17	730	775	340	850

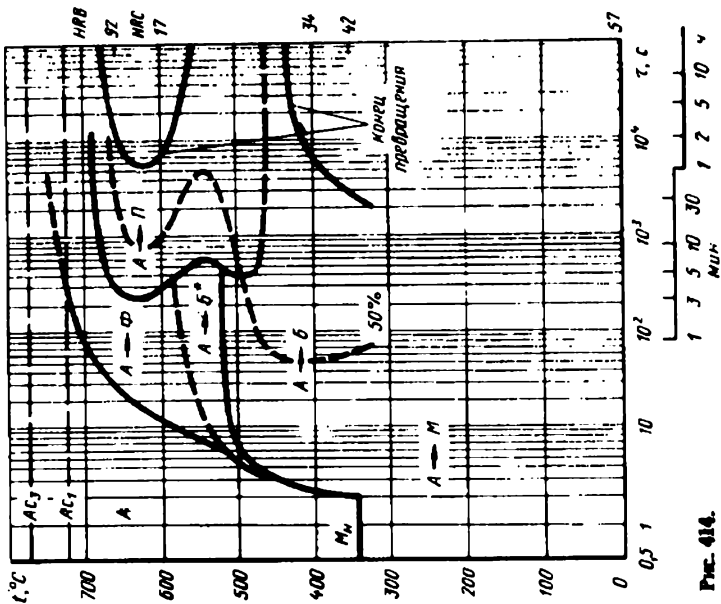


Рис. 414.

Стан. схема 35XНМ [8]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,20	0,95	1,58	0,26	720	790	320	835

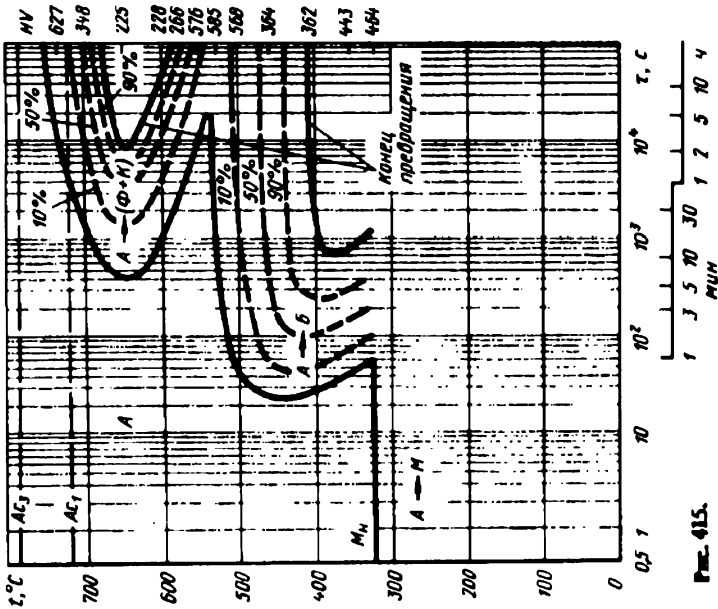


Рис. 415.

Сталь 40ХНМ [1]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,39	0,23	1,11	1,44	0,18	720	770	320	845

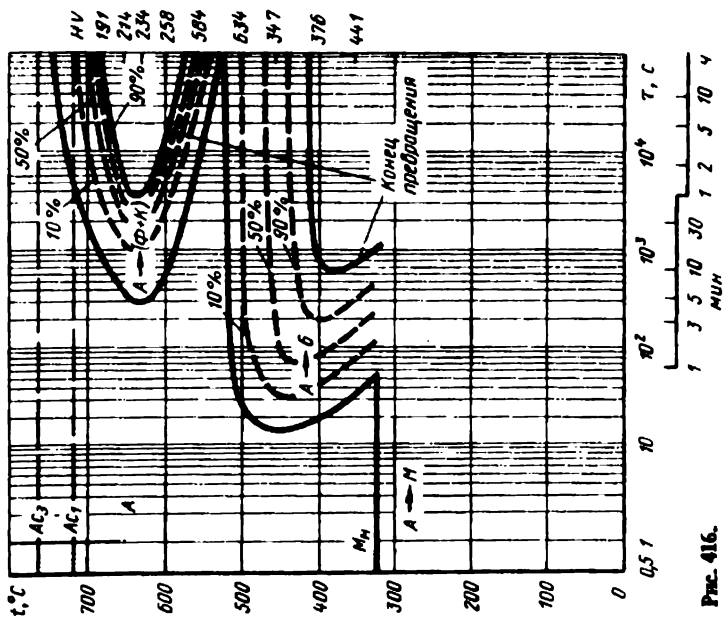


Рис. 416.

Сталь 40ХНМ
с повышенным содержанием никеля [19]

C	Cr	Ni	Mo	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,42	0,80	1,80	0,30	—	705	745	295	845

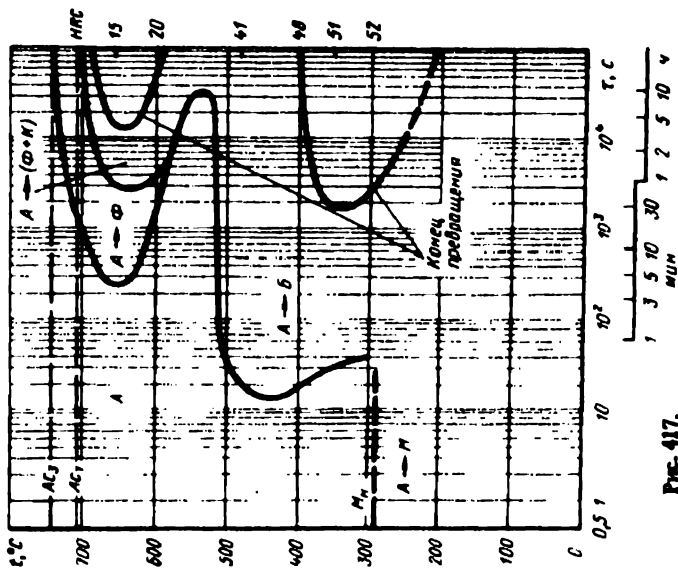


Рис. 417.

Сталь 45ХНДР [1]

C	Cr	Ni	Mo	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,46	0,77	0,91	0,18	0,0021	715	770	300	845

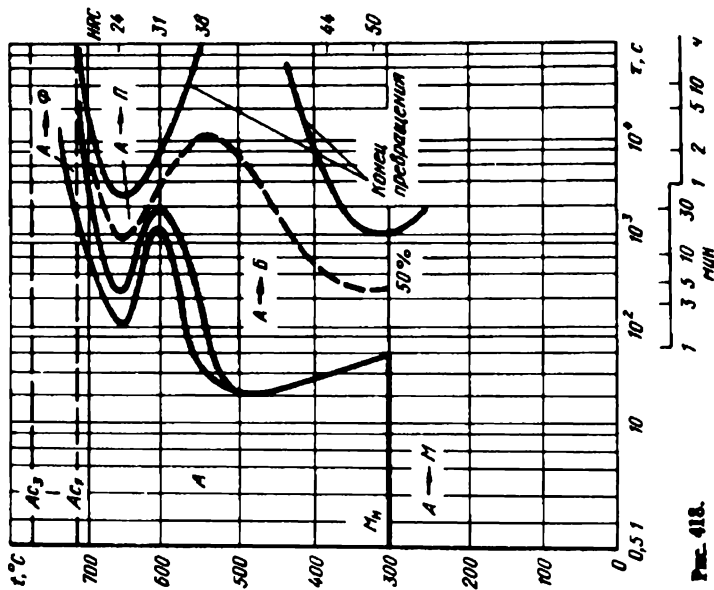


Рис. 418.

Сталь типа 60ХНДМ [62]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,10	0,25	0,83	1,00	1,49	0,30	710	275	850

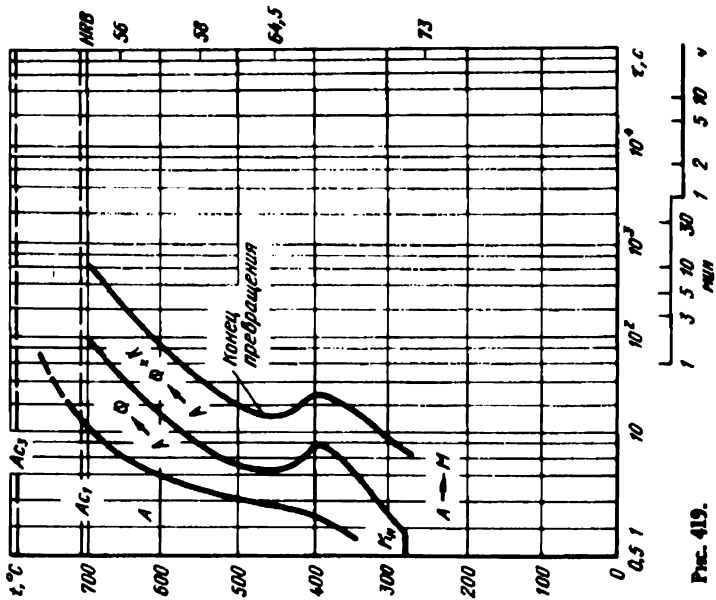


Рис. 419.

Сталь 20ХН2МР [1]

C	Cr	Ni	Mo	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	0,49	1,81	0,27	0,003	680	805	395	930

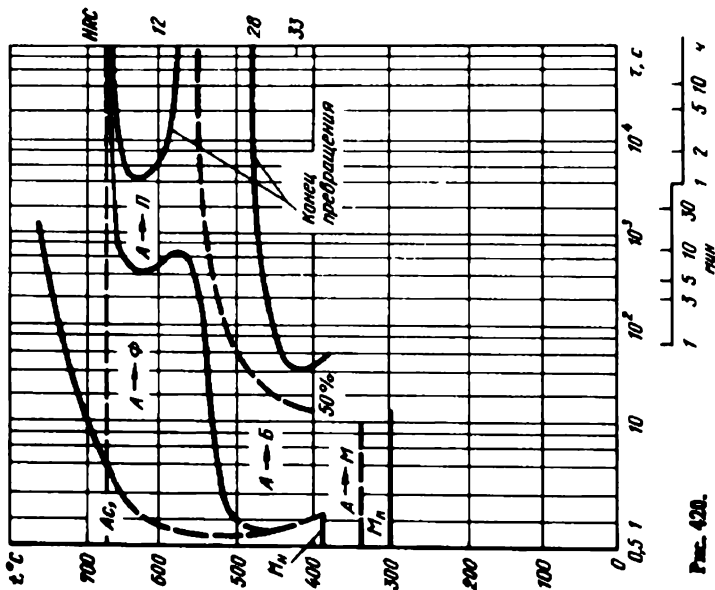


Рис. 420.

Сталь 30ХН2М
с высоким содержанием никеля [7]

C	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	t _H
0,37	0,26	0,94	2,54	0,12	720—760	295

A₁ — A₃

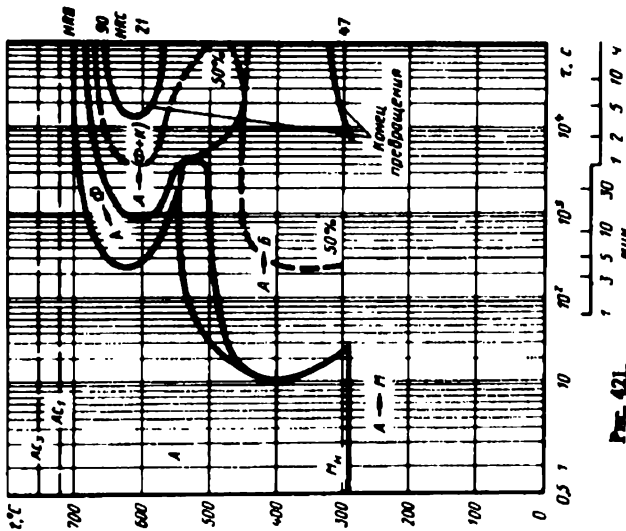


Рис. 421.

Состав сплава 12ХНЕМ [7]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,26	0,68	3,02	0,19	710	800	385	850

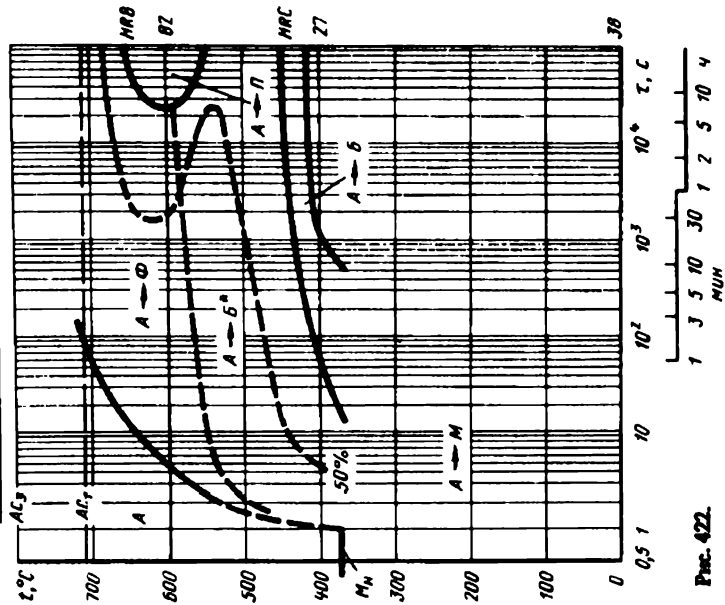


Рис. 422.

Состав сплава 12ХНЕМ [7]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,35	0,84	3,09	0,14	730	790	370	850

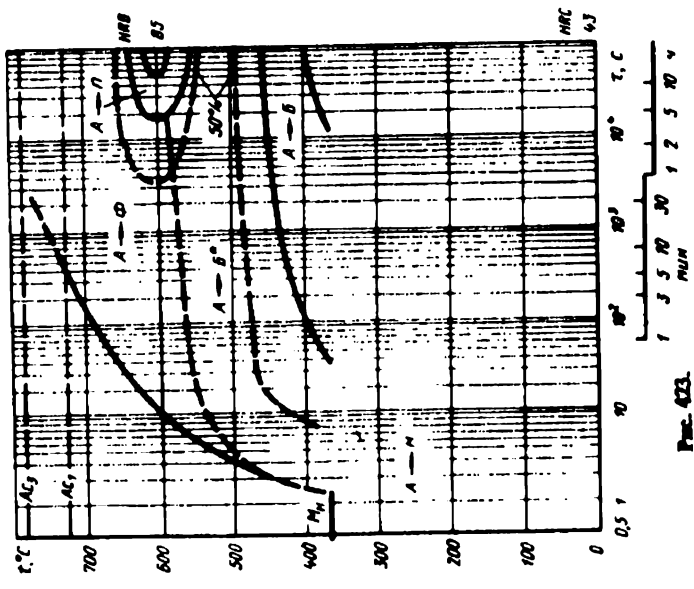


Рис. 423.

Сталь 12ХНЕМ [7]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,20	1,02	3,02	0,26	725	780	355	850

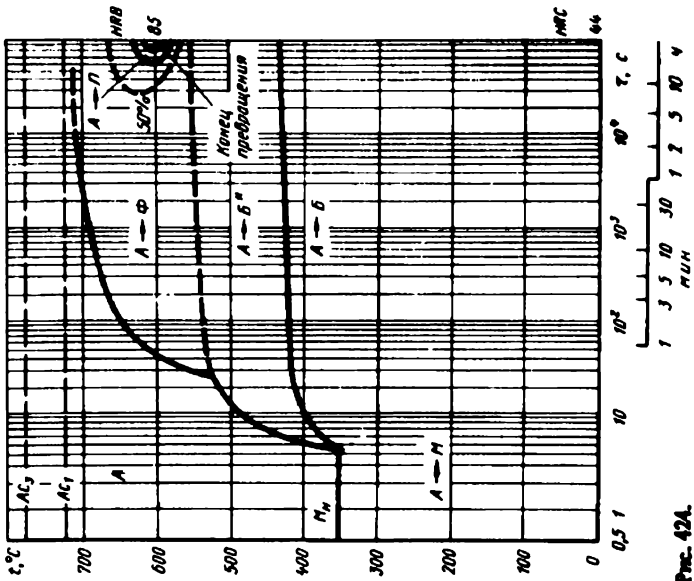


Рис. 424.

Сталь 30ХНЕМ [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,31	0,55	1,05	3,00	0,28	690	770	310	830

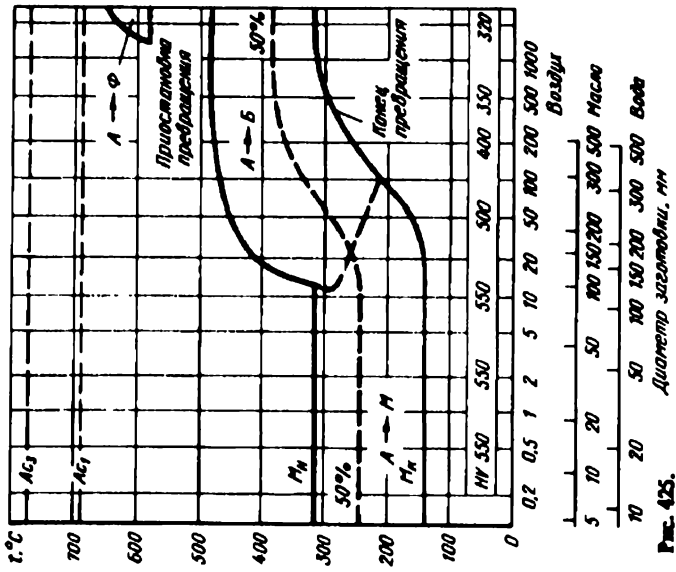


Рис. 425.

Сталь 30ХНМ [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,31	0,55	1,05	3,00	0,28	690	770	310	830

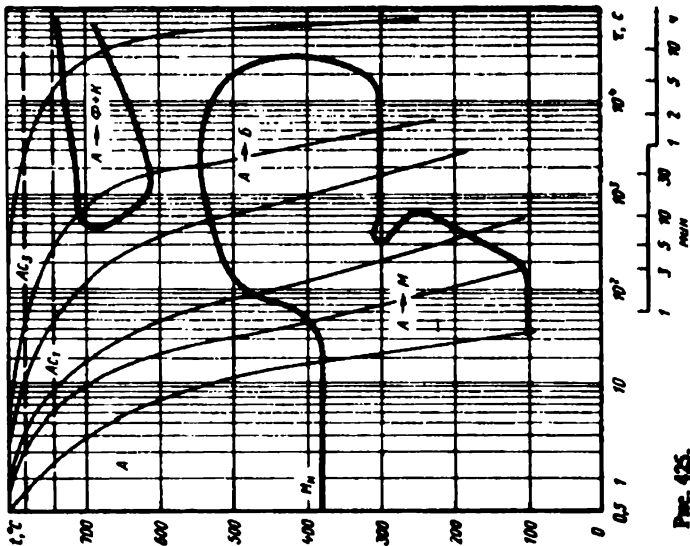


Рис. 425.

Сталь 30ХНМ [1]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,32	0,61	0,63	3,22	0,22	680	770	310	830

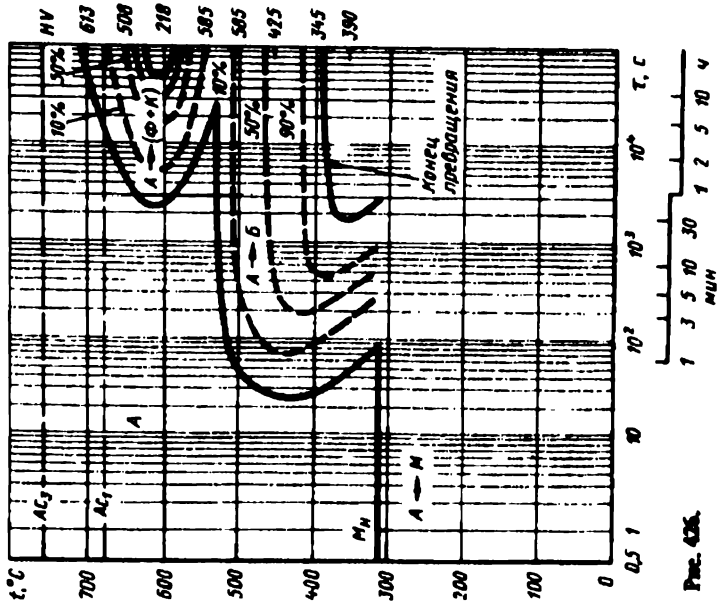


Рис. 426.

Сталь 30ХНЗМ [7]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,33	0,34	0,76	2,92	0,18	715	765	310	850

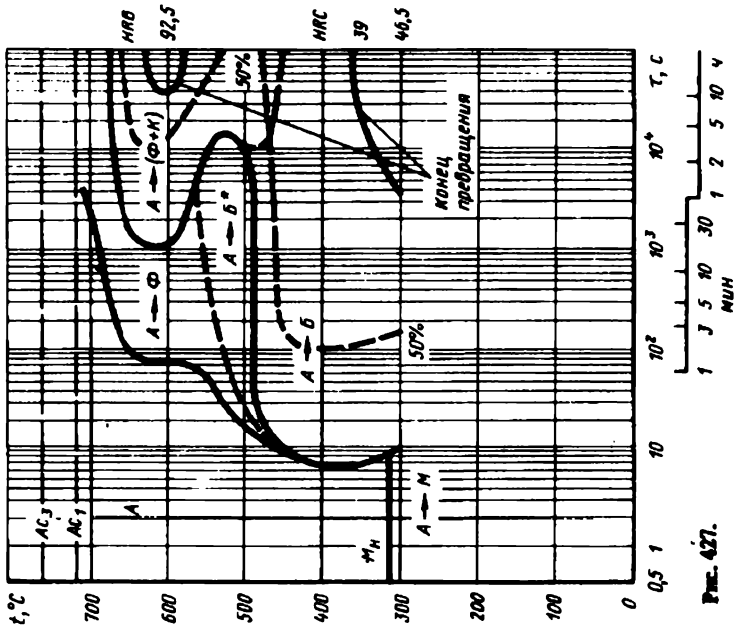


Рис. 427.

Сталь типа 34ХНЕМ [4]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,27	0,91	2,80	0,24	705	750	290	1100

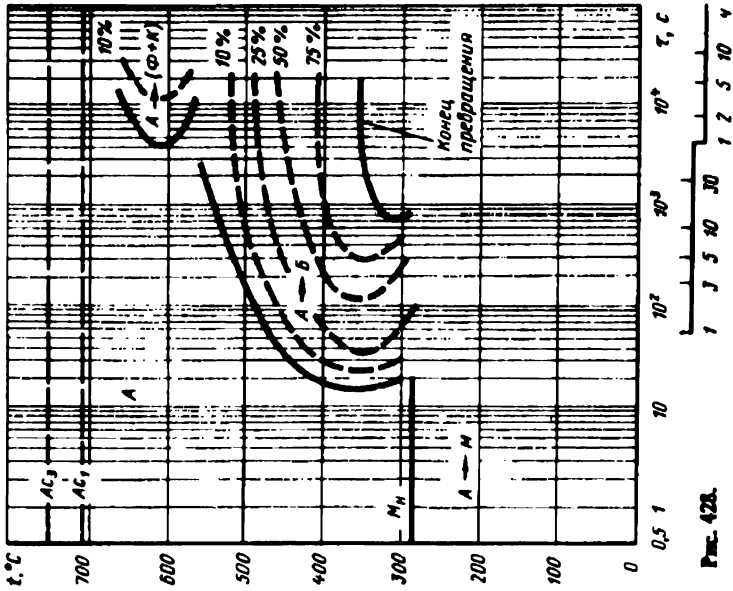


Рис. 428.

Сталь марки 34ХН3М [4]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,51	0,91	2,80	0,24	705	750	290	880

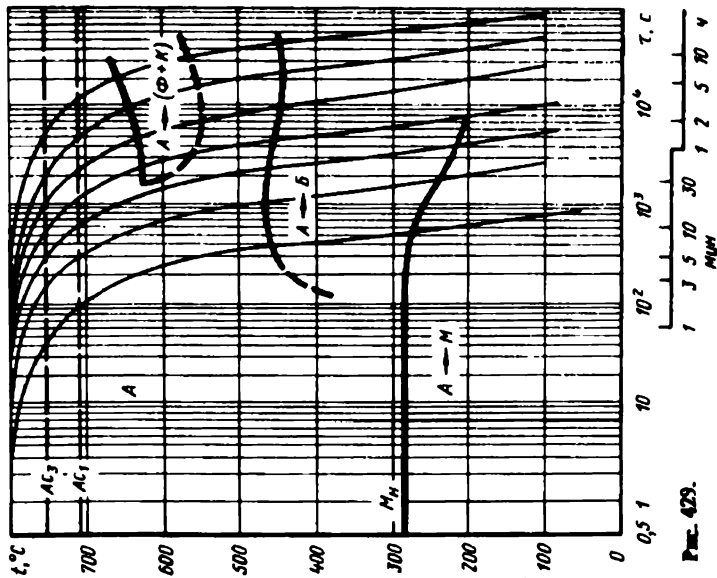


Рис. 429.

Сталь марки 12ХН4М [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,50	0,85	3,40	0,18	710	790	405	820

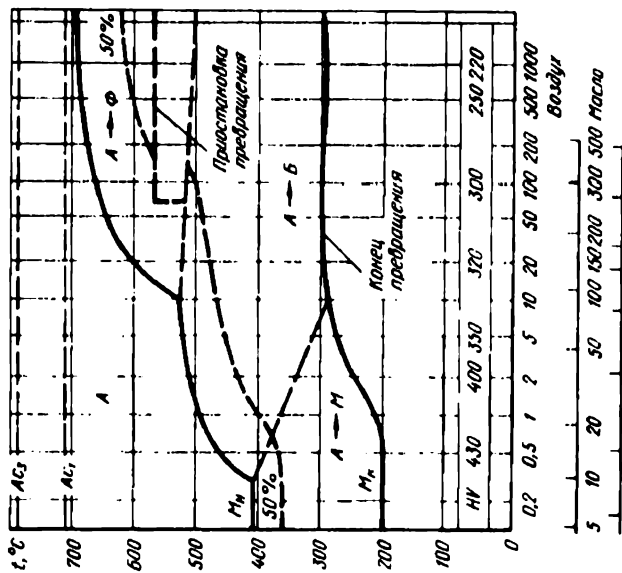


Рис. 430.

Сталь типа 12ХНМ [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	0,46	1,11	3,55	0,12	690	790	410	770

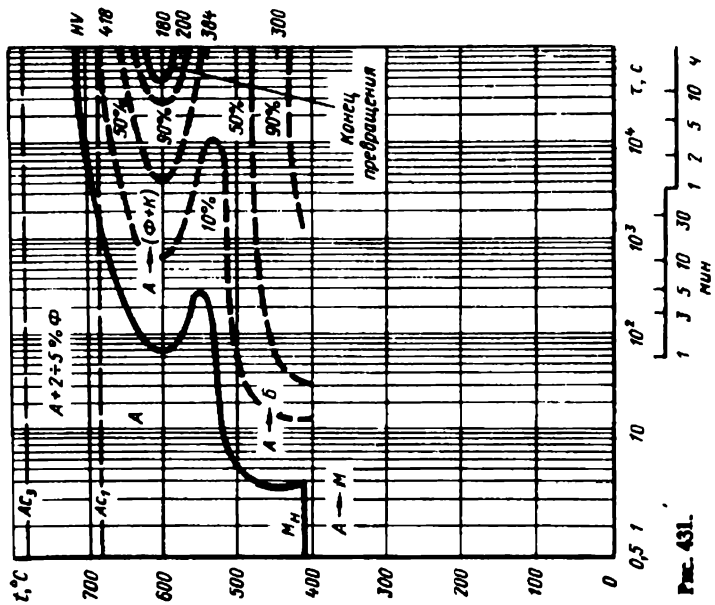


Рис. 431.

Сталь типа 12ХНМ [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	0,46	1,11	3,55	0,12	690	790	410	860

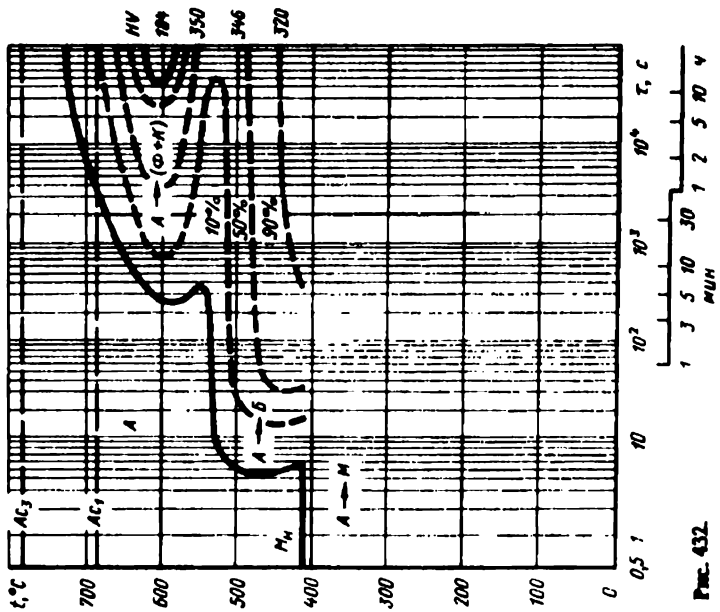
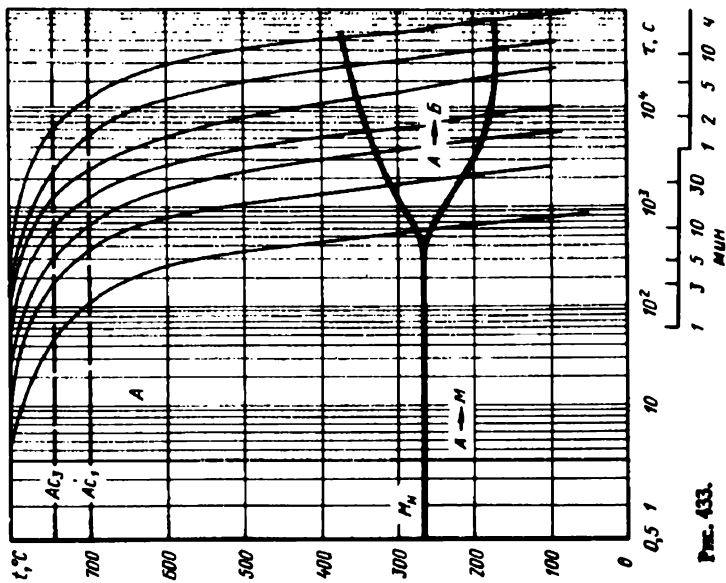


Рис. 432.

Crans zmas 35X2H4M [4]

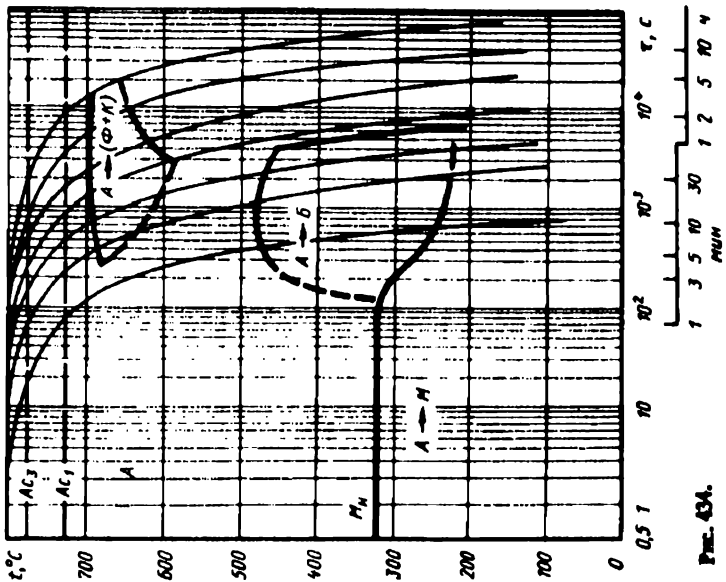
C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	0,52	0,84	3,95	0,38	700	750	270	870



251
Pris. 433.

Crans zmas 35X2H4M [4]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,32	0,43	1,49	1,46	0,25	730	780	320	870



Pris. 434.

Сплав типа 35X2HM [6]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	0,56	1,33	1,34	0,19	740	780	385	860

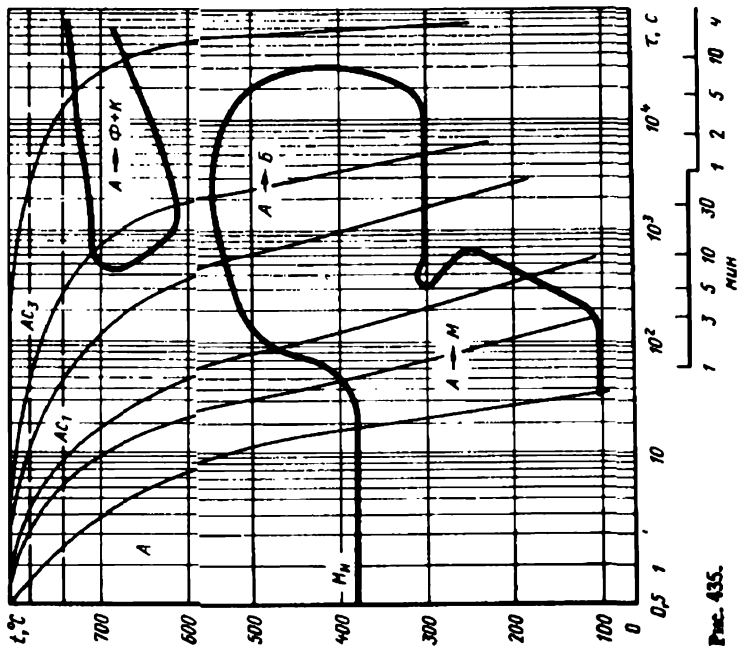


Рис. 435.

Сплав типа 35X2HM [4]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,47	1,56	1,45	0,24	730	775	295	870

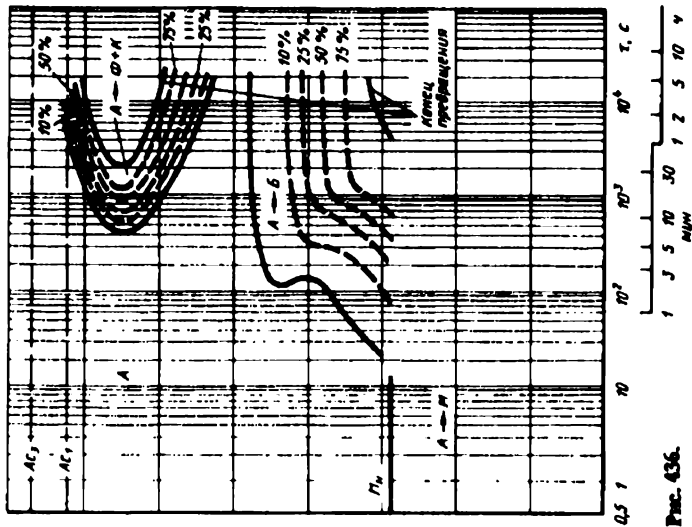


Рис. 436.

Сталь типа 15Х2Н2М [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,60	1,55	2,00	0,20	720	810	400	830

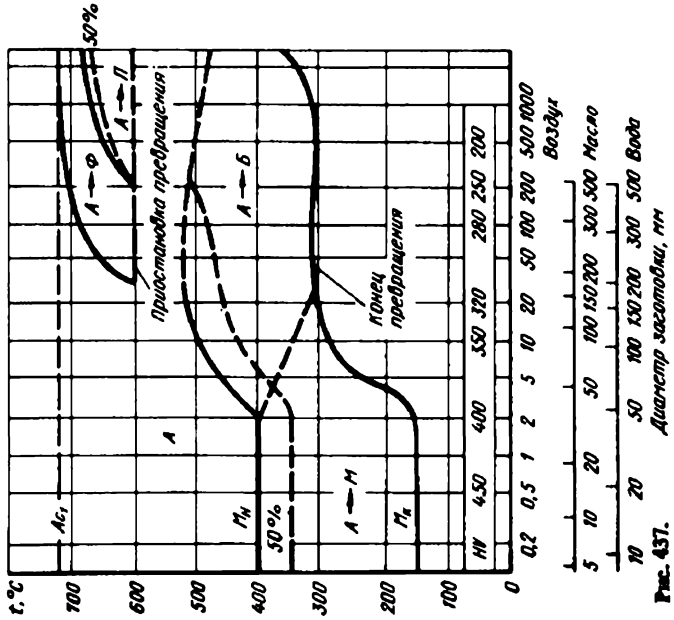


Рис. 437.

Сталь типа 15Х2Н2М [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,50	1,65	1,55	0,30	725	810	400	860

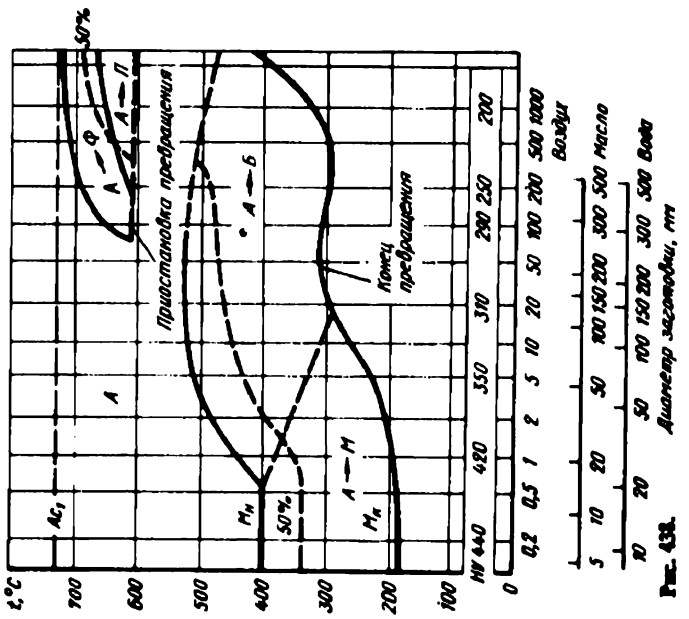


Рис. 438.

Сталь марки 20X2H2M [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	0,61	1,65	2,00	0,19	715	820	390	800

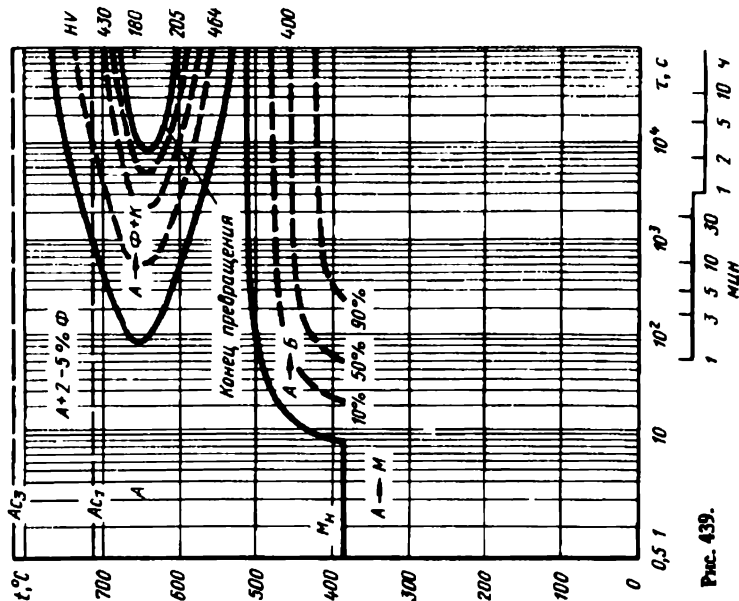


Рис. 439.

Сталь марки 20X2H2M [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	0,61	1,65	2,00	0,19	715	820	390	870

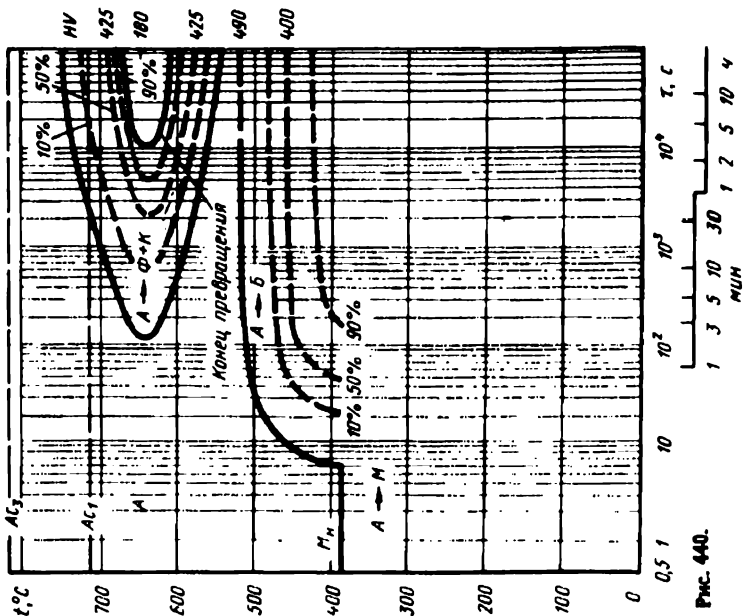


Рис. 440.

Цементованная сталь типа 20Х2Н2М [8]

C Mn Cr Ni Mo A₁ A₃ M_H t_H

0,93 0,71 1,70 2,10 0,20 700 — 200 800

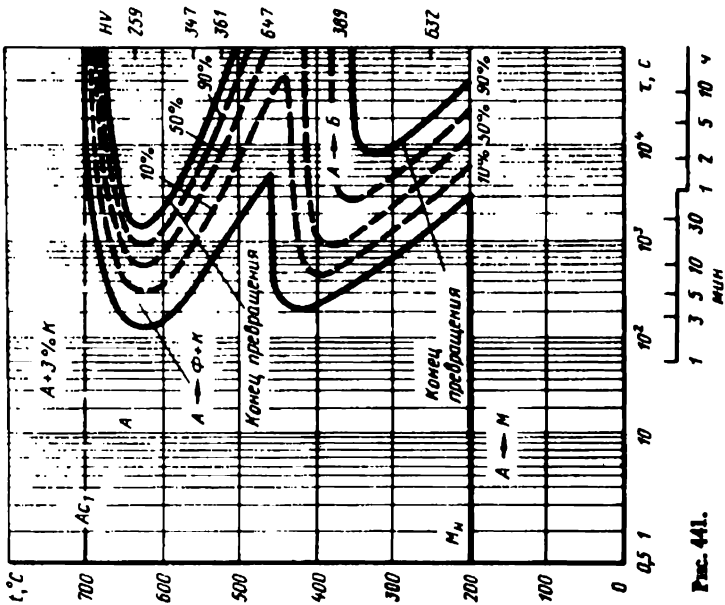


Рис. 441.

Цементованная сталь типа 20Х2Н2М [8]

C Mn Cr Ni Mo A₁ A₃ M_H t_H

0,93 0,71 1,70 2,10 0,20 700 — 150 870

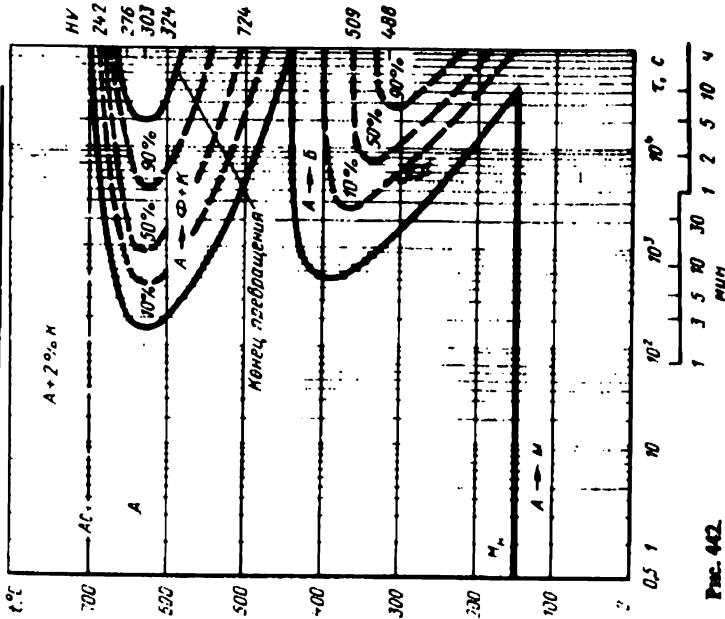


Рис. 442.

Сталь типа 30Х2Н2М
с повышенным содержанием молибдена [5]

С	Мп	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,30	0,46	1,44	2,06	0,37	740	780	350	850	

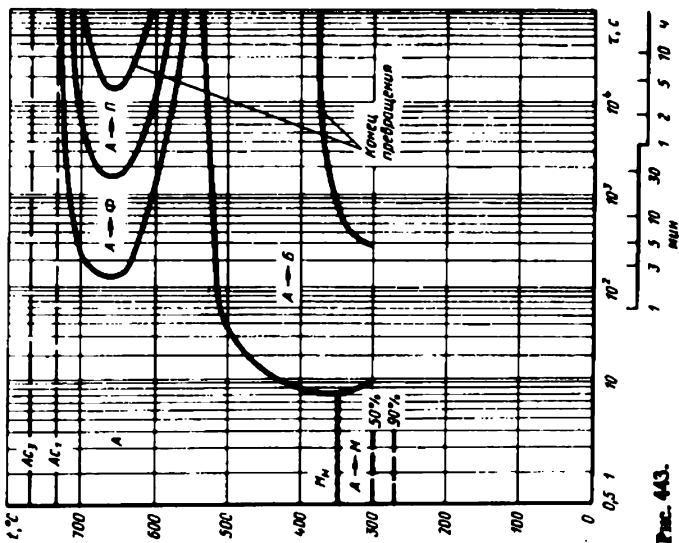


Рис. 443.

Сталь типа 30Х2Н2М
с повышенным содержанием молибдена [5]

С	Мп	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,30	0,46	1,44	2,06	0,37	740	780	350	850	

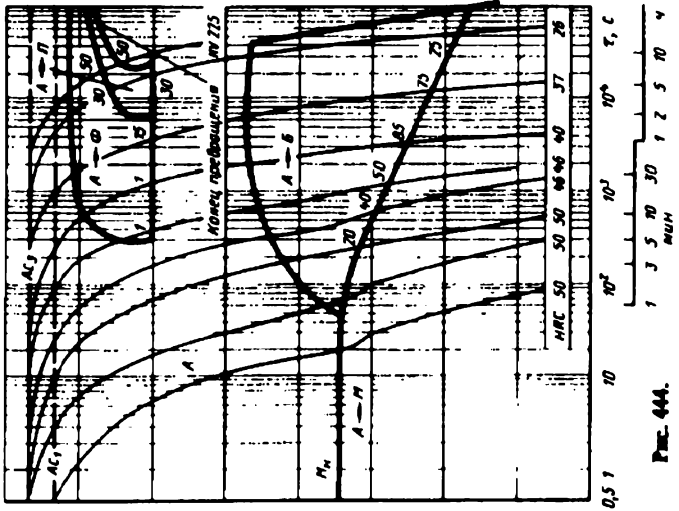


Рис. 444.

Сталь типа 30X2H2M
с повышенным содержанием молибдена [5]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,30	0,46	1,44	2,06	0,37	740	780	350	1050

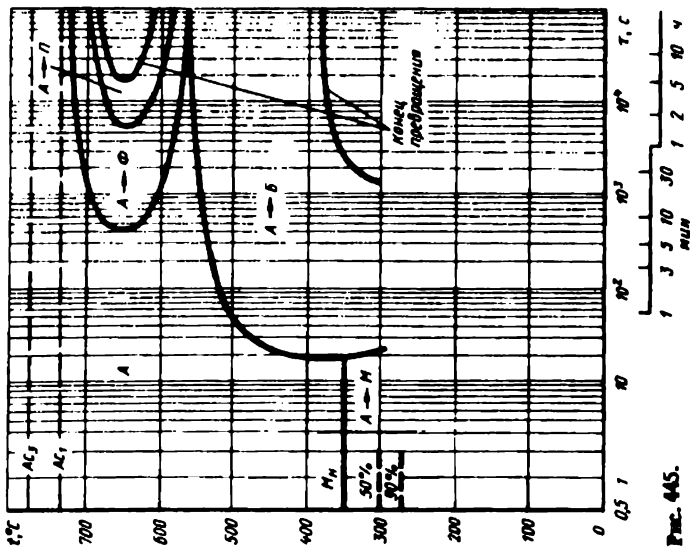


Рис. 445.

Сталь типа 30X2H2M
с повышенным содержанием молибдена [5]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,30	0,46	1,44	2,06	0,37	740	780	350	1050

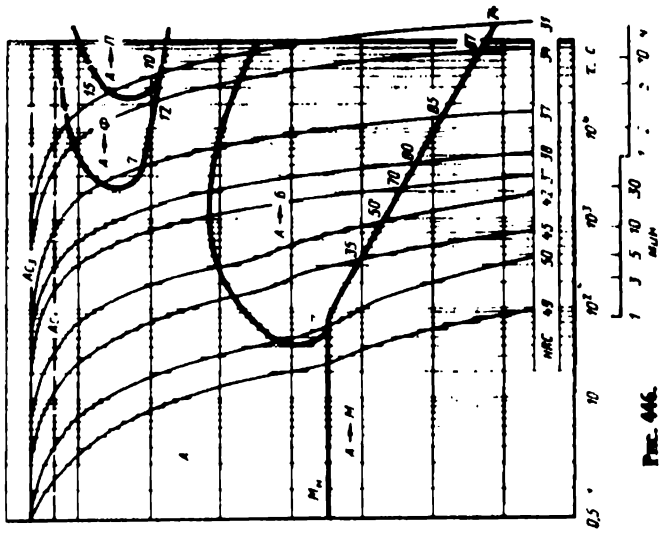


Рис. 446.

Сталь 30Х2Н1М

с повышенным содержанием марганца [2]

С	Мn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,70	1,50	1,50	0,25	720	770	320	850

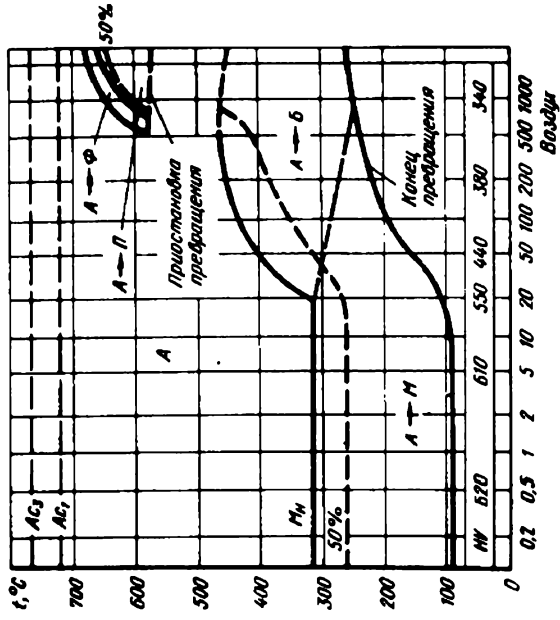


Рис. 447.

Сталь 30Х2Н1М [2]

с пониженным содержанием молибдена и хрома

С	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	0,60	1,20	1,50	0,15	720	770	315	850

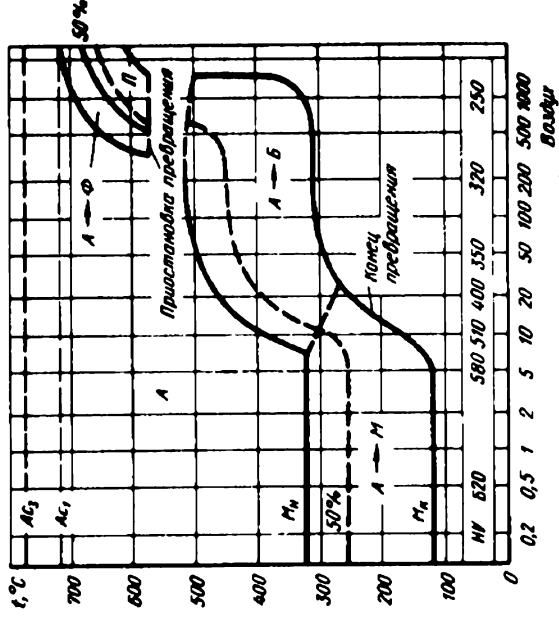


Рис. 448.

Сталь марш 12Х2Н4М [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,38	1,15	4,33	0,17	660	770	370	770

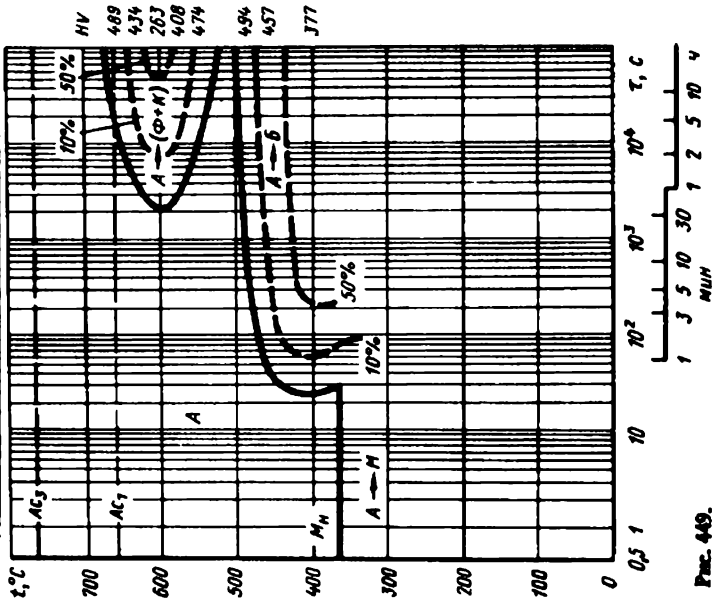


Рис. 449.

Сталь марш 12Х2Н4М [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,38	1,15	4,33	0,17	660	770	370	865

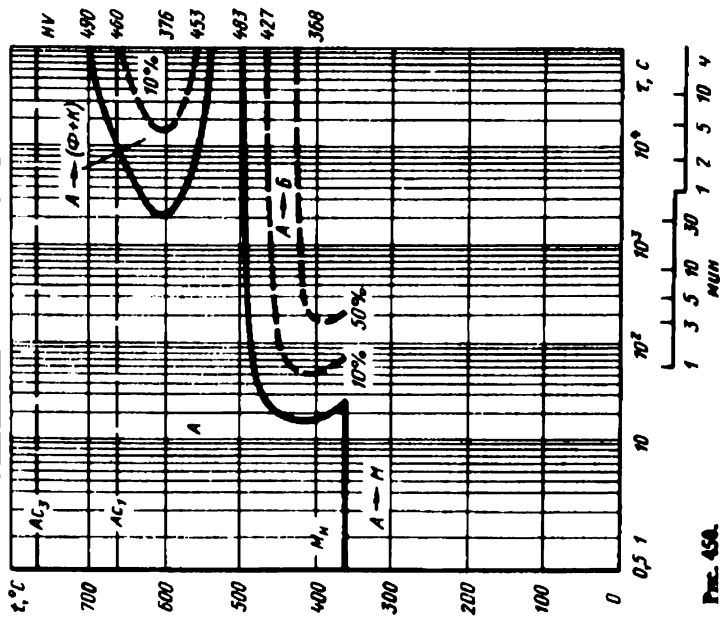


Рис. 450.

Испытательная сталь, марка 12Х2Н4М [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,93	0,50	1,18	4,25	0,16	665	—	125	770

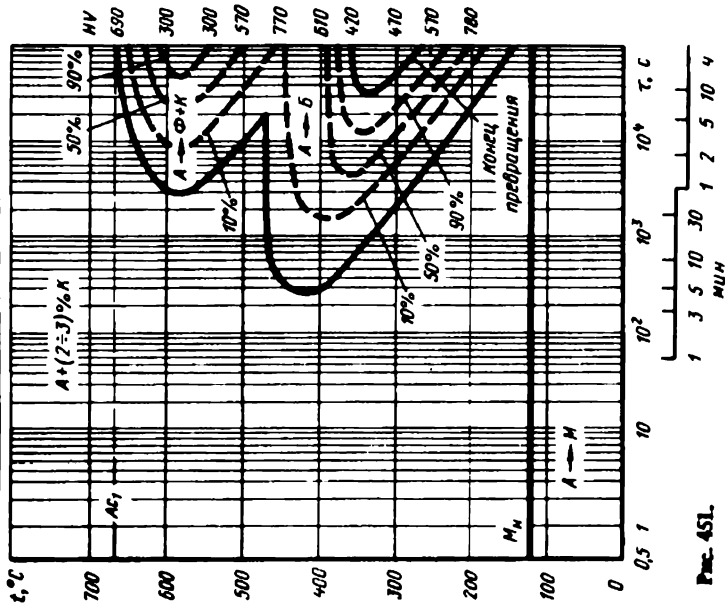


Рис. 451.

Испытательная сталь, марка 12Х2Н4М [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,93	0,50	1,18	4,25	0,16	665	—	110	865

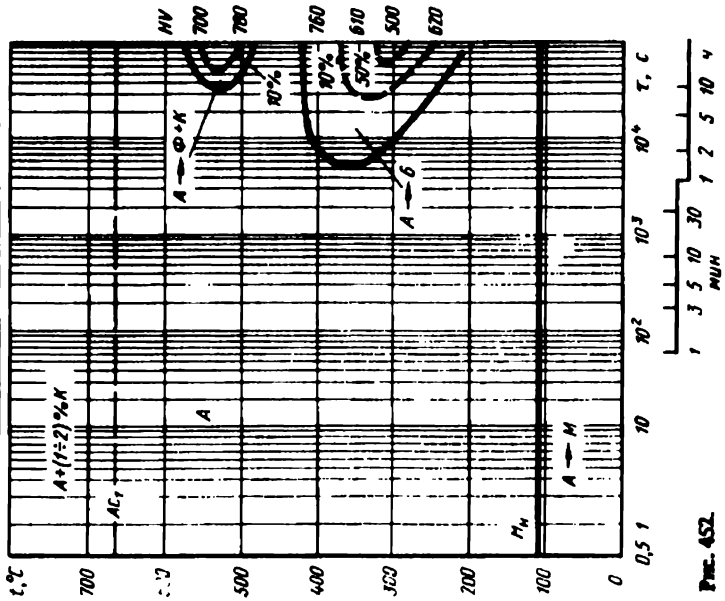


Рис. 452.

Сталь типа 35Х2Н4М [7]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,32	0,47	1,21	4,13	0,30	660	760	300	820

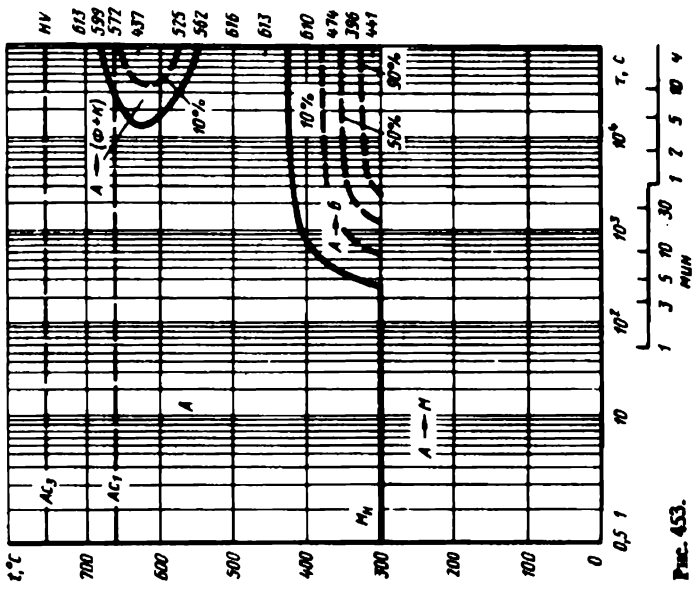


Рис. 453.

Сталь типа 35Х2Н4М [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	0,39	1,65	3,70	0,23	700	785	265	850

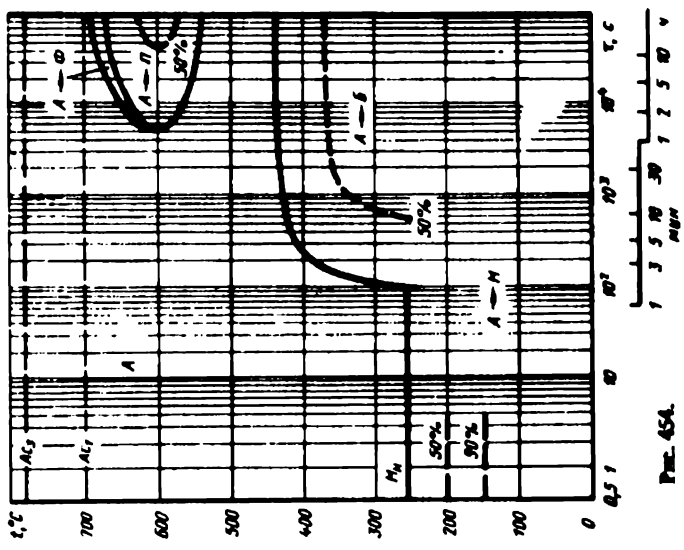


Рис. 454.

Сталь марка 35Х2Н4М [7]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,44	1,50	3,40	0,15	720	755	275	925

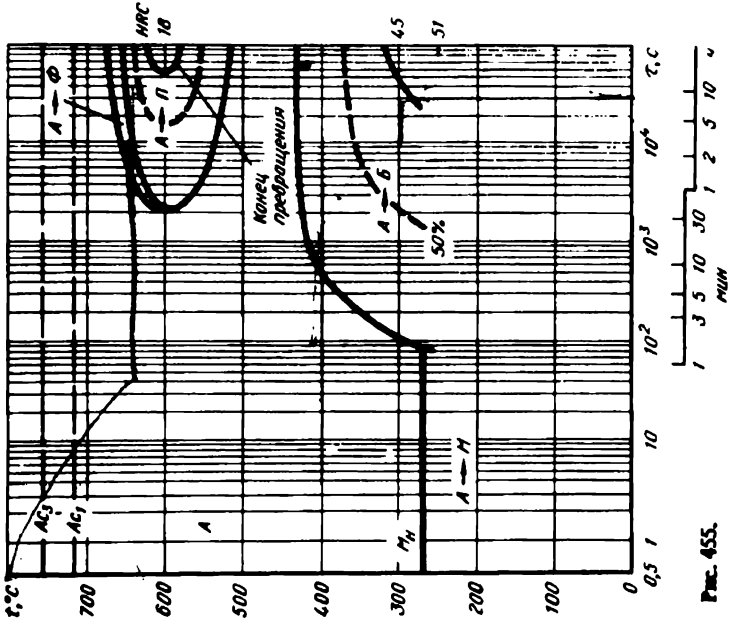


Рис. 455.

Сталь марка 20Х3НМ [13]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,64	2,84	0,69	0,34	770	810	390	880

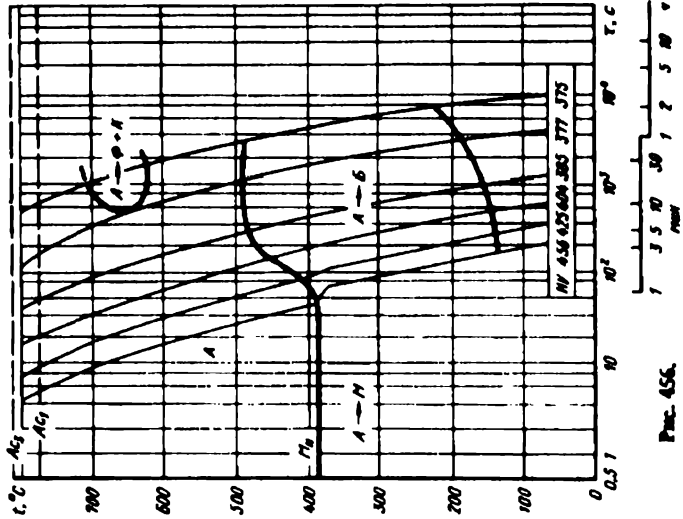
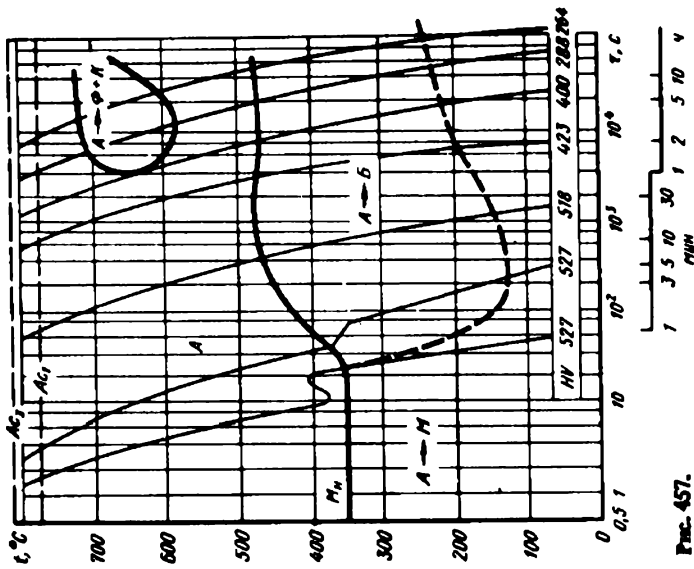


Рис. 456.

Сталь типа 25Х3НМ

с повышенным содержанием Мо [83]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,26	0,68	3,11	0,70	0,46	770	810	360	880



263 Рис. 457.

Сталь 40Х2Н5С

с повышенным содержанием марганца [84]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,41	1,39	0,08	1,65	4,54	—	680	250	850

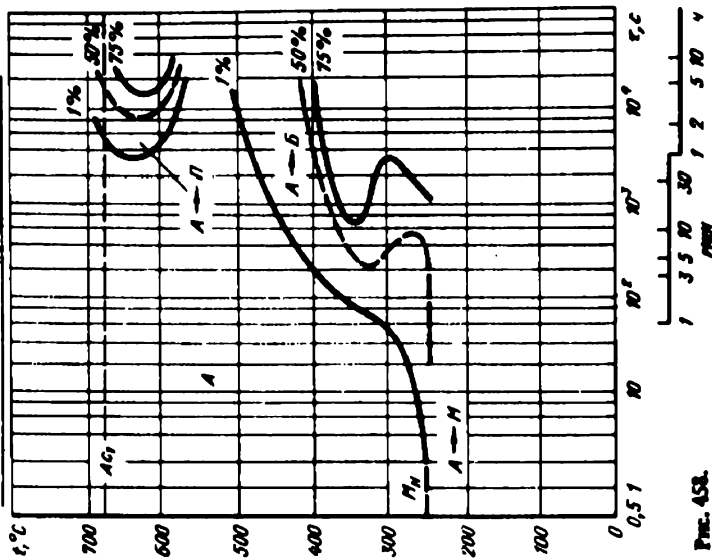


Рис. 458.

Сталь 15ХСНД [95]

C	Si	Cr	Ni	Cu	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,17	0,44	0,73	0,35	0,28	720	840	430	930

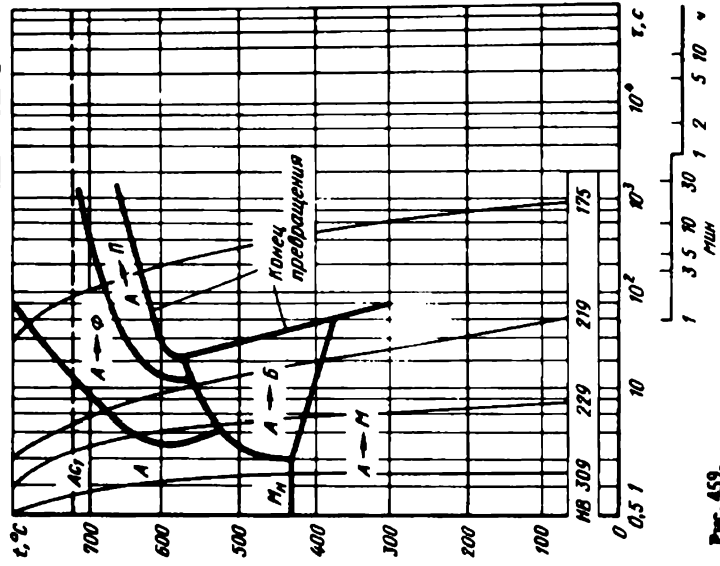


Рис. 459.

Сталь 35ХНДБ [4]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	A ₂	t _H
0,36	0,31	0,51	1,34	1,40	0,80	715	765	900

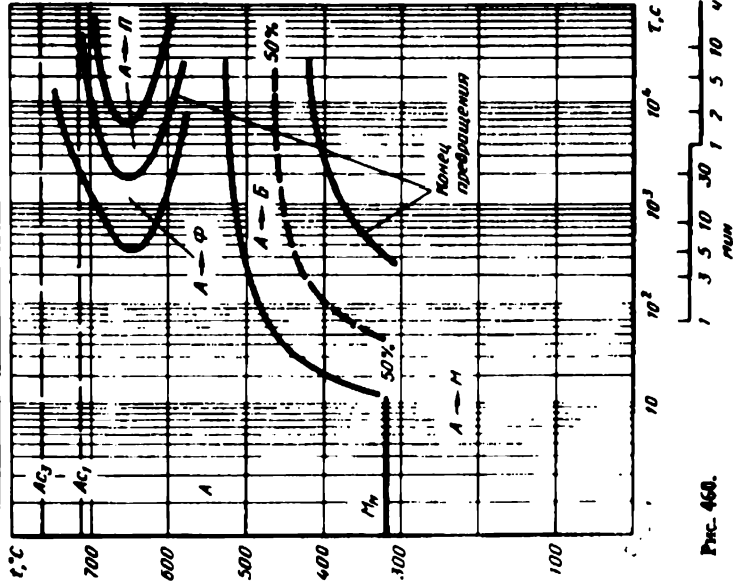


Рис. 460.

Сталь 18Х2Н4В [4]

C	Si	Cr	Ni	W	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,19	1,51	4,30	0,86	695	800	310	900

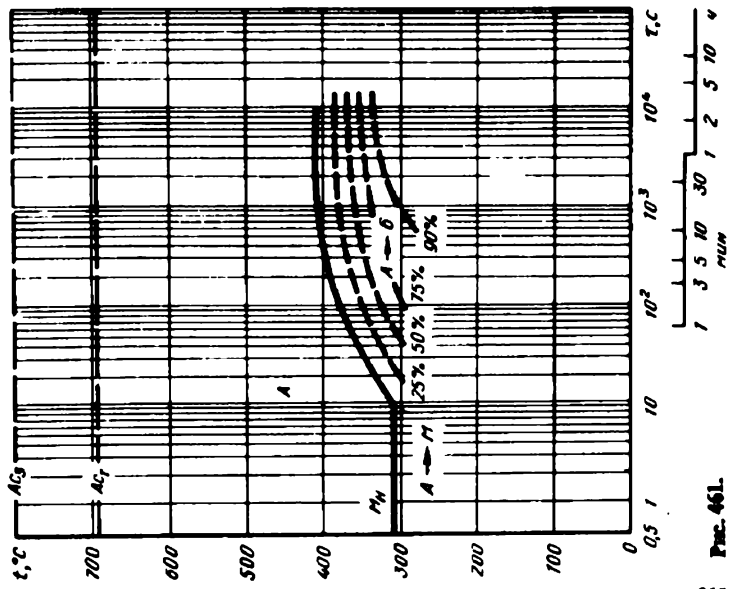


Рис. 461.

Сталь 18Х2Н4В [86]

C	Si	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,28	1,86	1,68	0,09	730	820	420	920

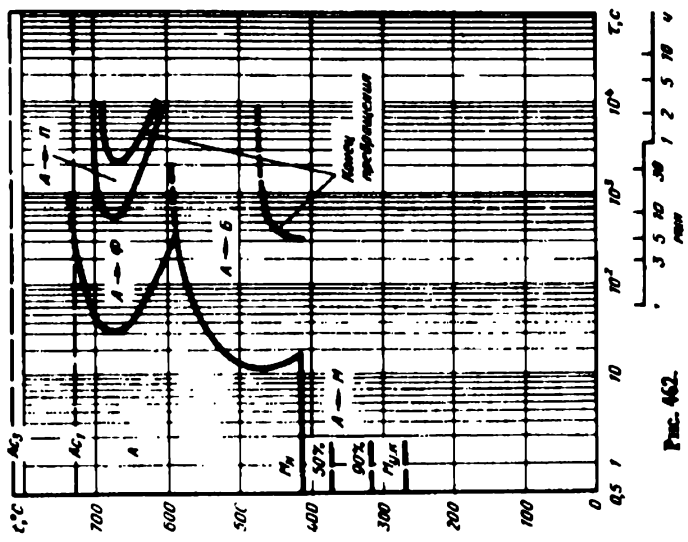


Рис. 462.

Хромомарганцовомолибденовые стали с никелем, ванадием
или титаном

Сталь 12ХГНМ [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,80	0,50	0,55	0,20	735	810	430	830

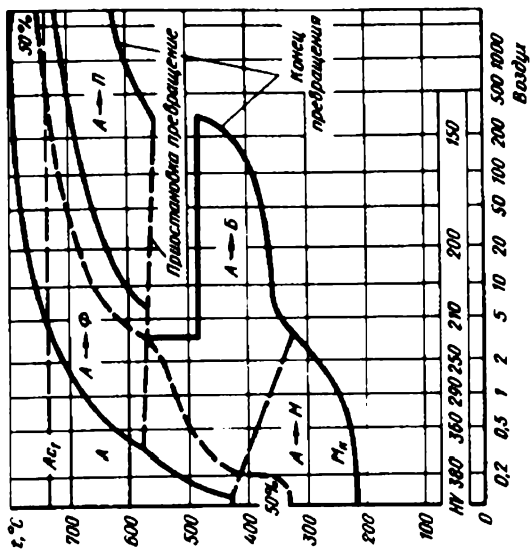


Рис. 463.

Сталь 16ХГНМБ

с повышенным содержанием никеля [10]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	A ₁	M _H	t _H
0,14	0,97	0,51	1,15	0,25	0,04	725	400	950

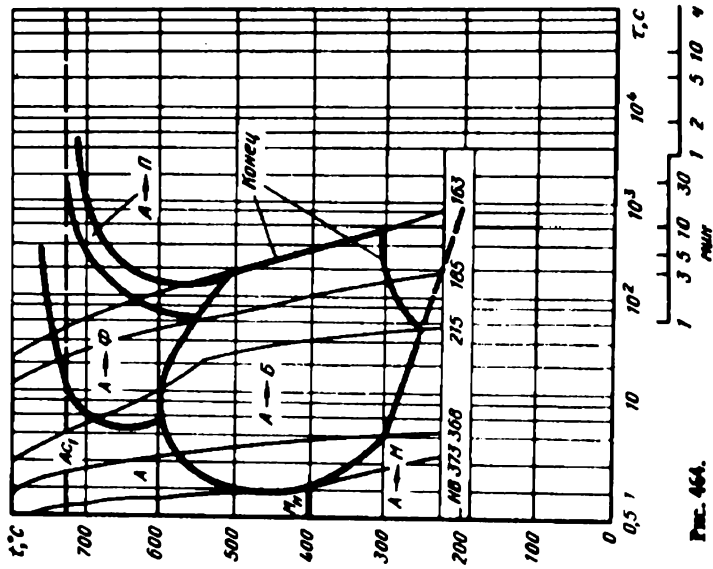


Рис. 464.

Справ. табл. 20XIII (8)

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	0,93	1,11	1,34	0,11	720	800	400	800

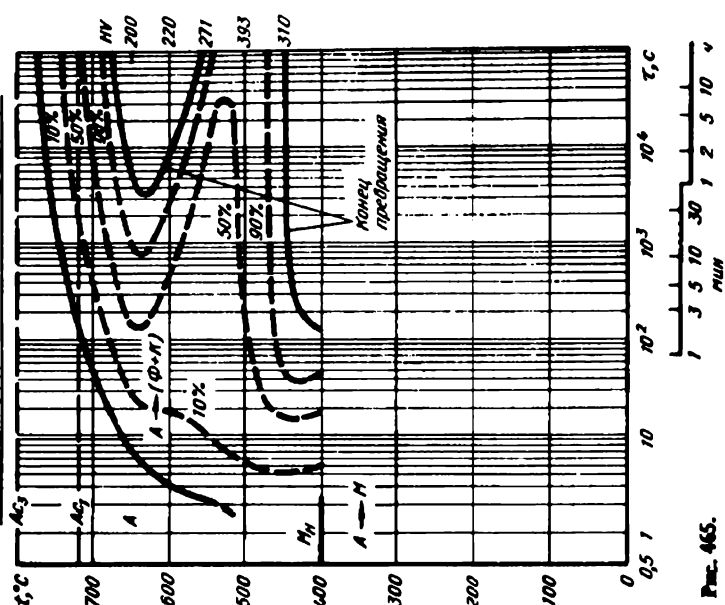


Рис. 465.

Справ. табл. 20XIII (8)

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	0,93	1,11	1,34	0,11	720	800	400	870

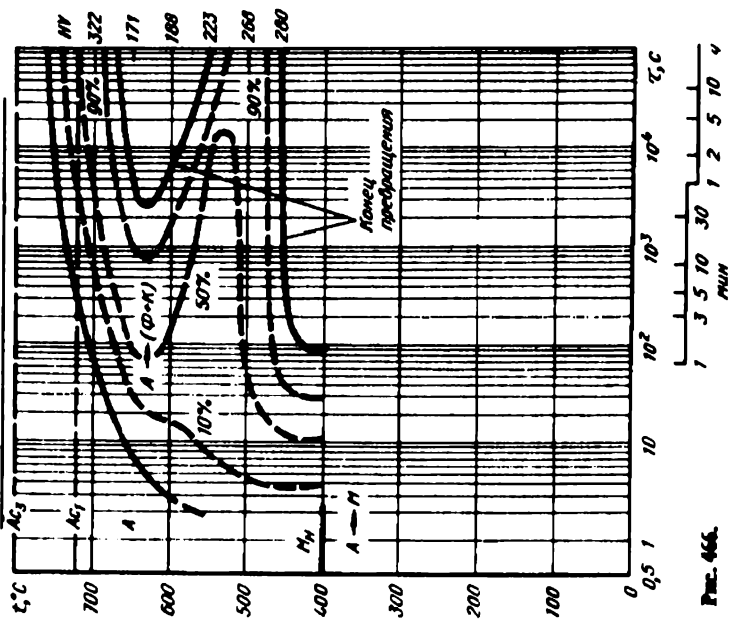


Рис. 466.

Цементованная сталь типа 20ХГНМ [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
1,00	0,98	1,12	1,42	0,11	720	-	140	800	

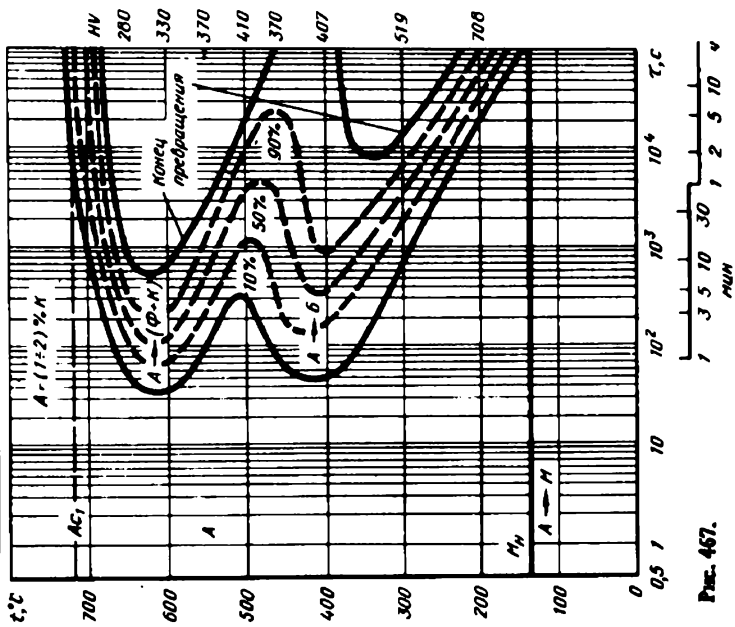


Рис. 467.

Цементованная сталь типа 20ХГНМ [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
1,00	0,98	1,12	1,42	0,11	720	-	120	870	

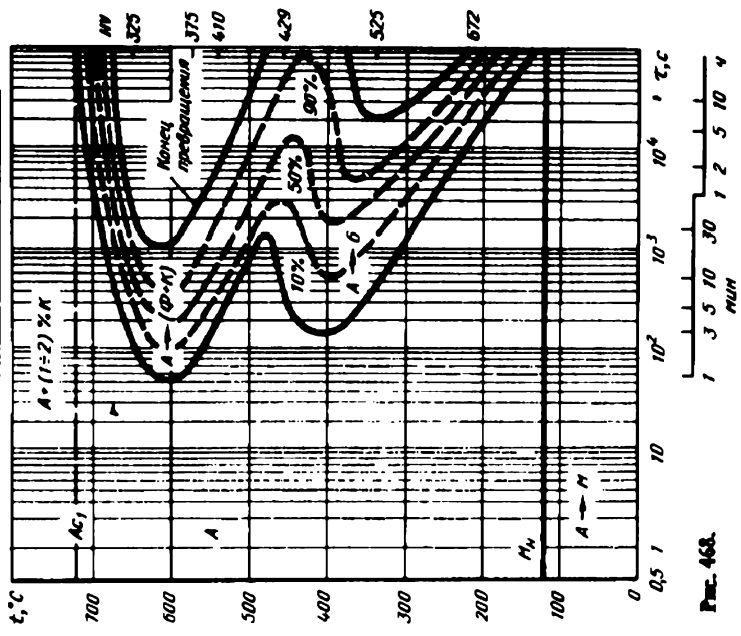


Рис. 468.

Сталь 20ХГНМ [96]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,22	0,95	0,40	0,51	0,23	725	830	405	880

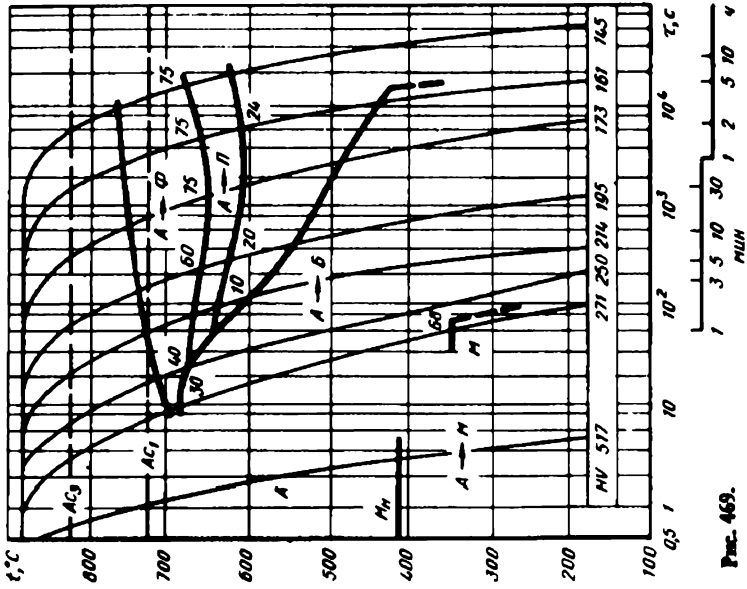


Рис. 469.

Сталь 23ХГНМ

с повышенным содержанием марганца [96]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,23	1,25	0,56	0,43	0,21	735	830	390	880

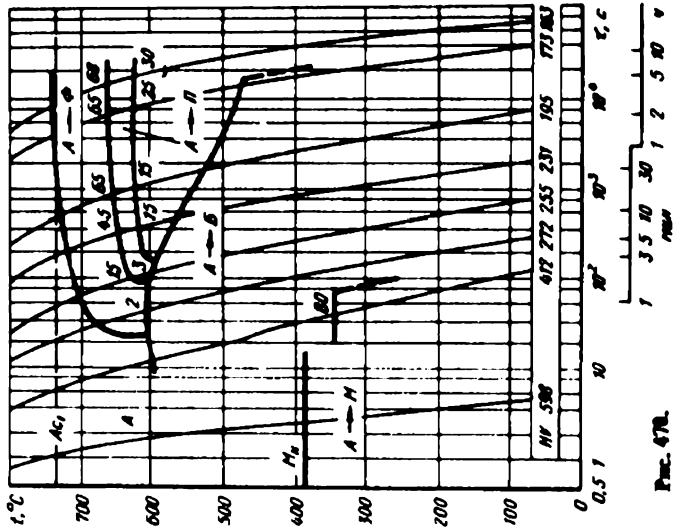


Рис. 470.

Сталь 2Х3ГНМ
с повышенным содержанием марганца [90]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,23	1,25	0,56	0,43	0,21	735	830	390	1000

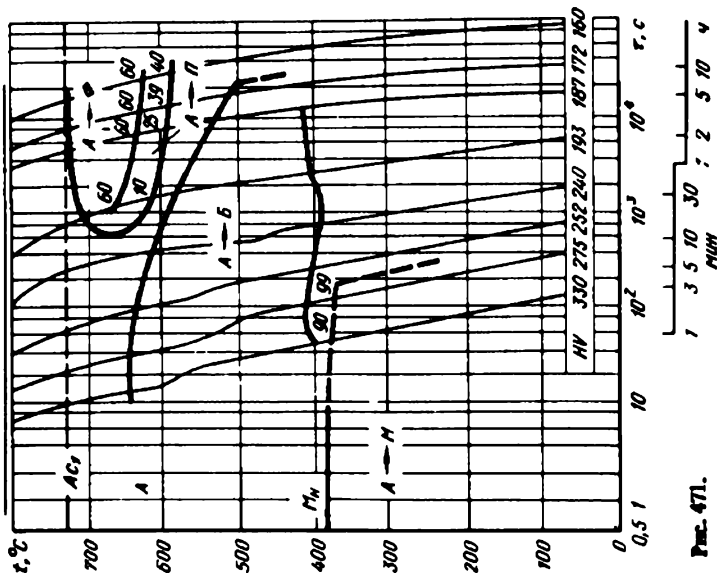


Рис. 471.

Сталь 2Х3ГНМ [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	A ₁	A ₃	t _H
0,27	0,24	1,35	0,45	0,20	0,75	725	820	850

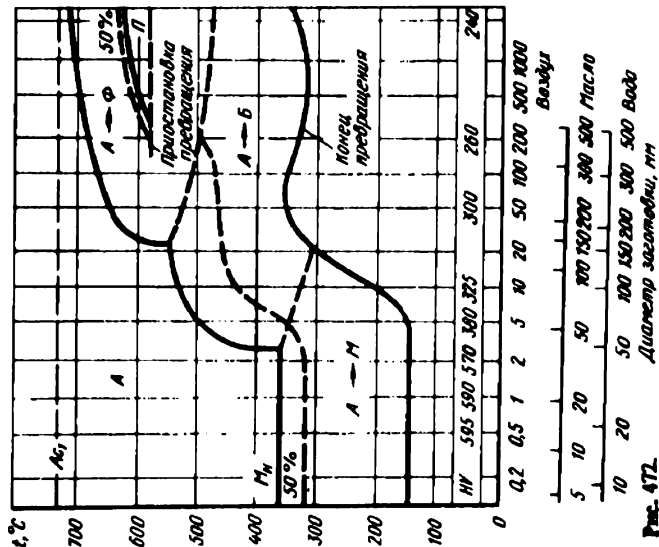


Рис. 472.

Сталь типа 30X17M [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	1,40	0,50	0,75	0,20	730	790	300	850

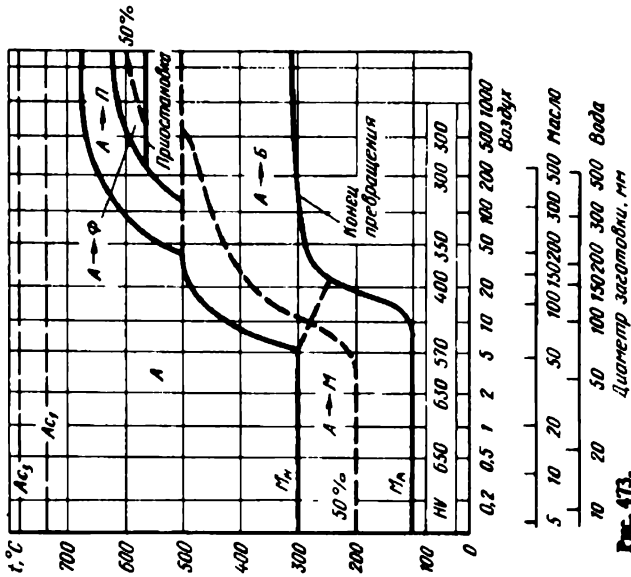


Рис. 473.

Сталь типа 30X17M [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	1,34	0,53	1,03	0,22	690	780	290	845

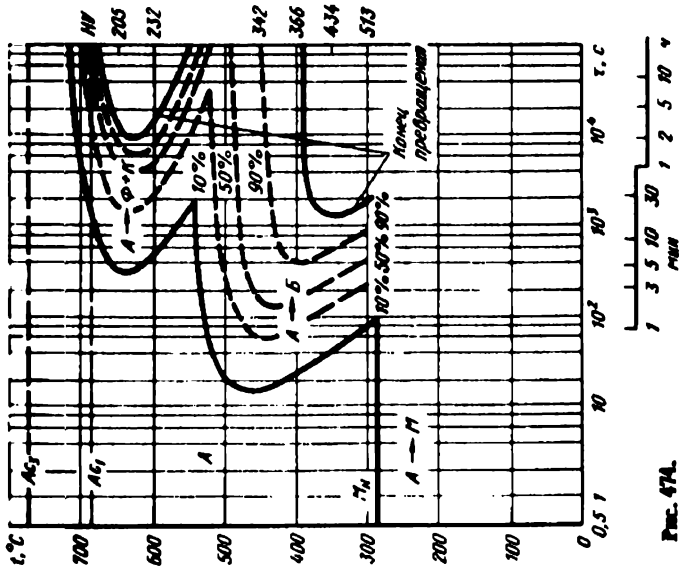


Рис. 474.

Сталь марки 45ХГНМФ [1]

C	Mn	Cr	Ni	B	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,45	0,89	0,66	0,59	0,0015	715	770	300	845

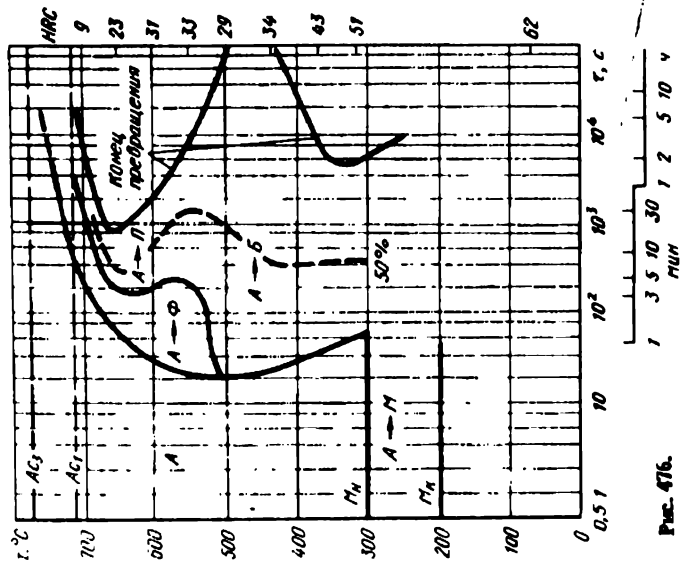


Рис. 476.

Сталь марки 45ХГНМ [72]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,44	0,90	0,54	0,44	0,22	720	780	310	840

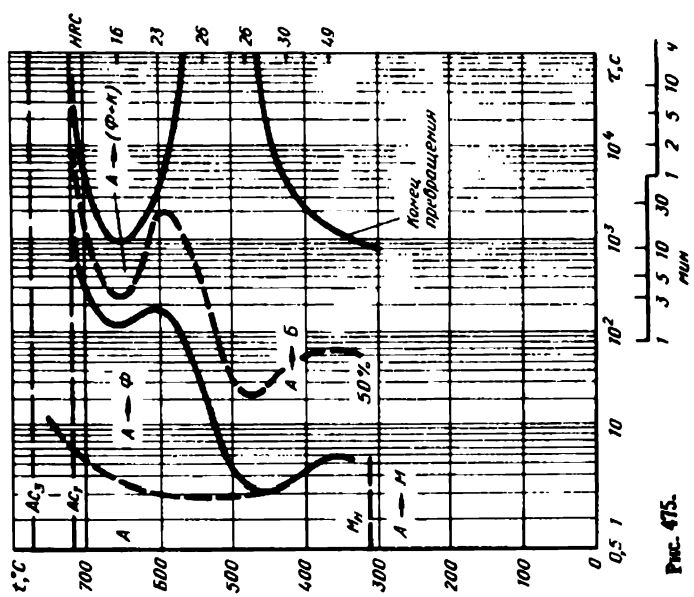


Рис. 475.

Средь типа 50X17M [72]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,52	1,19	0,51	0,53	0,35	715	750	230	840

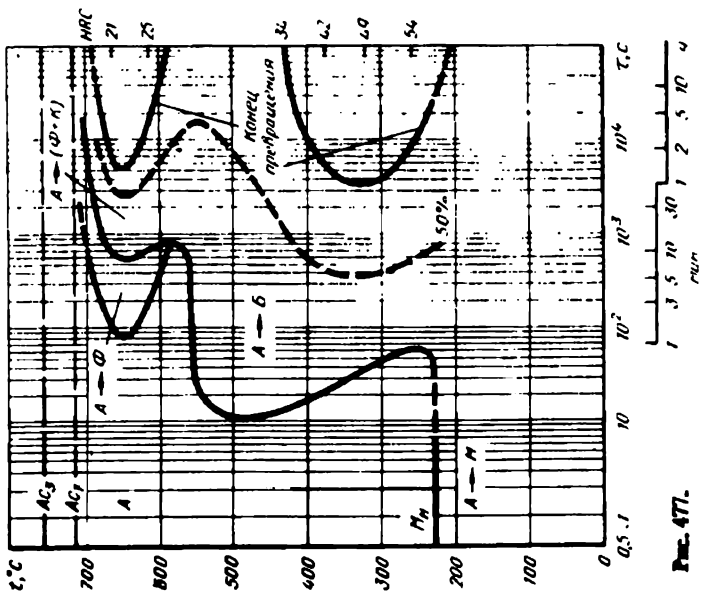


Рис. 477.

Средь типа 60X17M [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,60	0,85	0,50	0,55	0,20	720	780	240	845

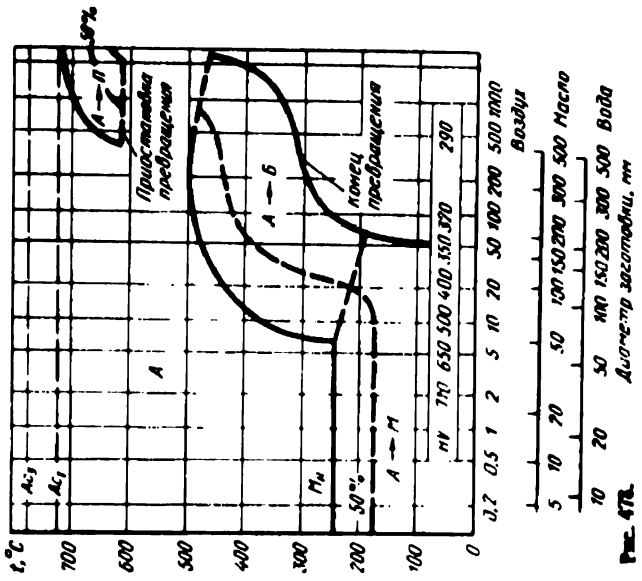


Рис. 478.

Сталь марки 15XГНЗМ [2]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,80	1,05	1,80	0,15	715	790	400	830

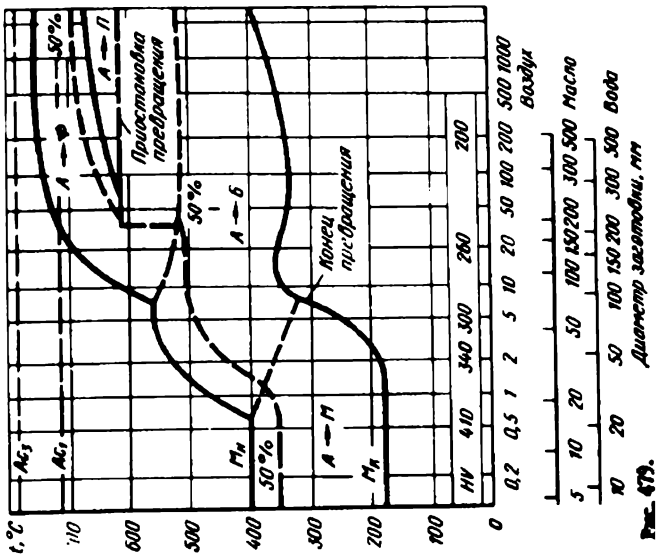


Рис. 479.

Сталь марки 20XГНЗМ [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,90	1,08	1,87	0,18	710	830	410	820

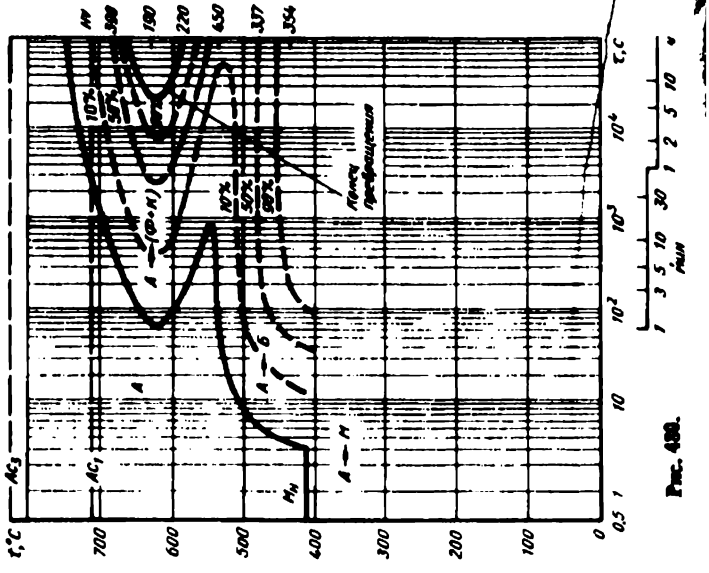


Рис. 480.

Сталь типа 20ХГН2М [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,90	1,08	1,87	0,18	710	830	410	870

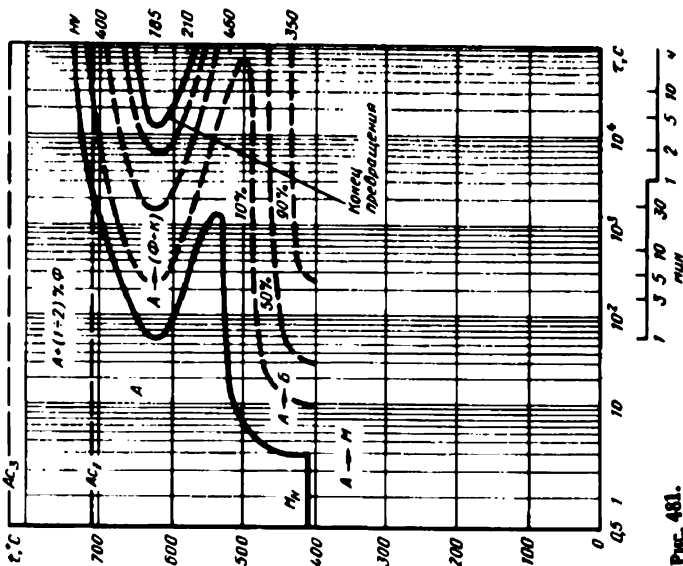


Рис. 481.

Цементованная сталь типа 20ХГН2М [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,97	1,00	1,13	1,93	0,23	690	—	180	820

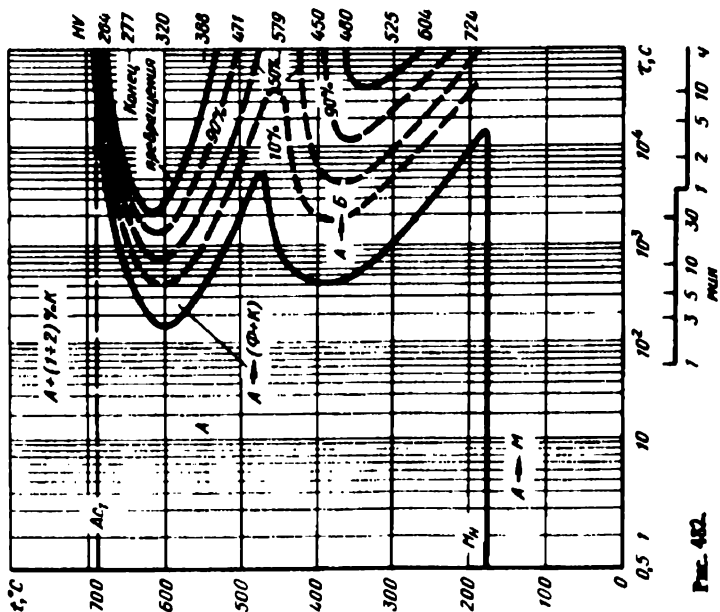


Рис. 482.

Целекованая сталь типа 20ХГН2М [8]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,97	1,00	1,13	1,93	0,23	690	—	160	870

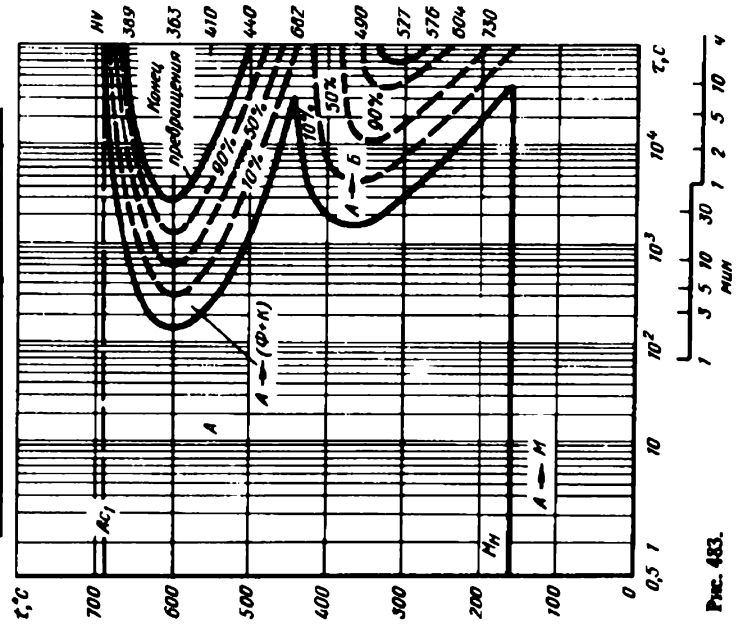


Рис. 483.

Сталь типа 60ХГ2НМ [88]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,045	1,65	0,56	0,78	0,38	695	825	420	1300

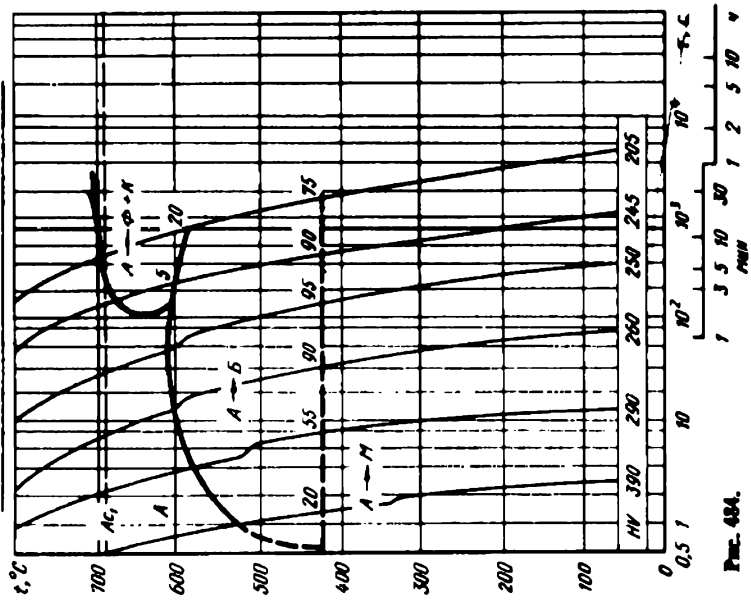


Рис. 484.

Сталь марк 15ХГНМФФ [24]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	M _H	t _H
0,10	0,24	1,05	0,60	0,60	0,11	0,75	400	900

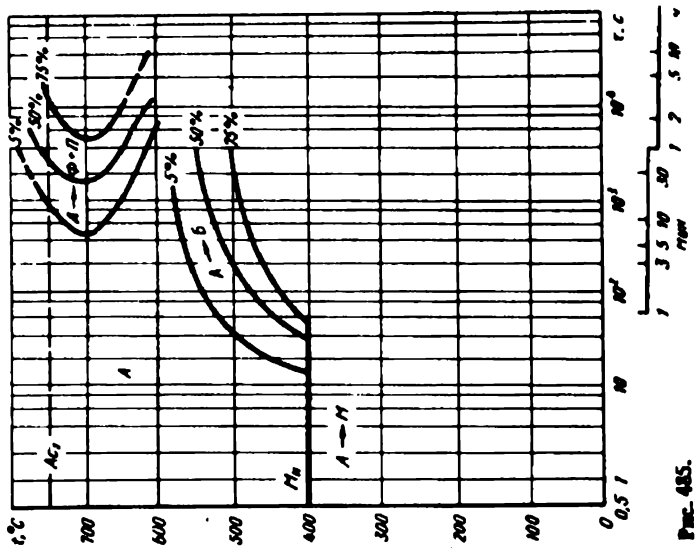


Рис. 485.

Сталь марк 25ХГНМТБ [58]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	A ₁	t _H
0,28	1,43	0,76	0,76	0,20	0,03	0,03	0,730	—

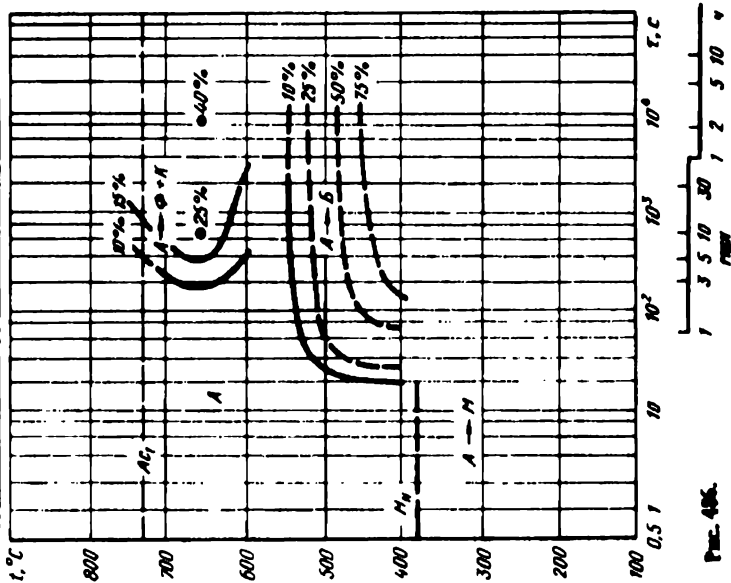


Рис. 486.

Сплав типа 35ХТМФ [91]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	1,02	1,10	0,27	0,08	—	815	315	865

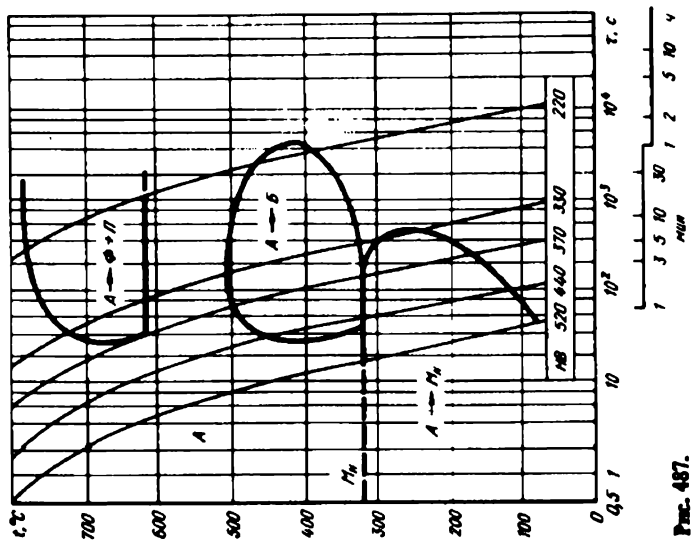


Рис. 487.

Сплав типа 35ХТМФ [91]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,35	1,02	1,10	0,27	0,08	—	815	300	915

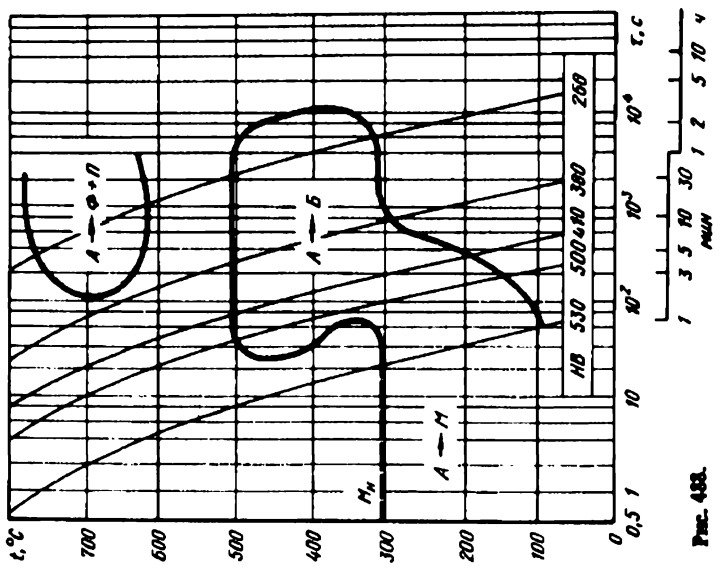


Рис. 488.

Сталь 15Х2ГМФ [92]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	0,97	1,95	0,23	0,10	750	850	390	—

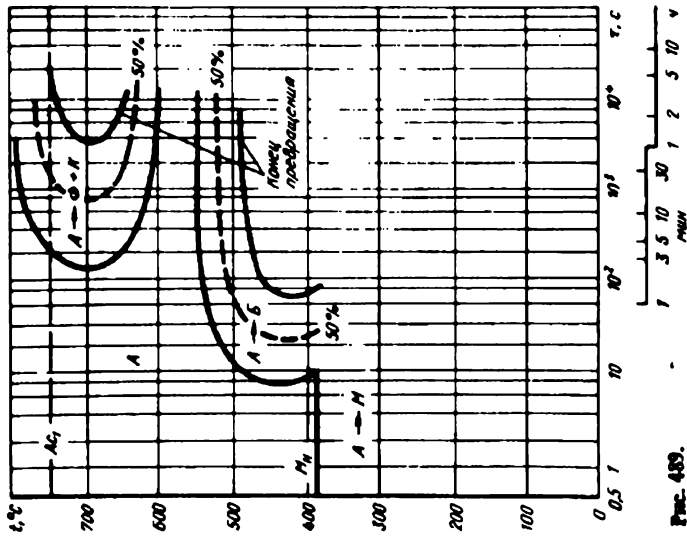


Рис. 488.

Сталь 40Х2ГМФ [13]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,41	1,26	1,85	0,25	0,10	730	800	320	850

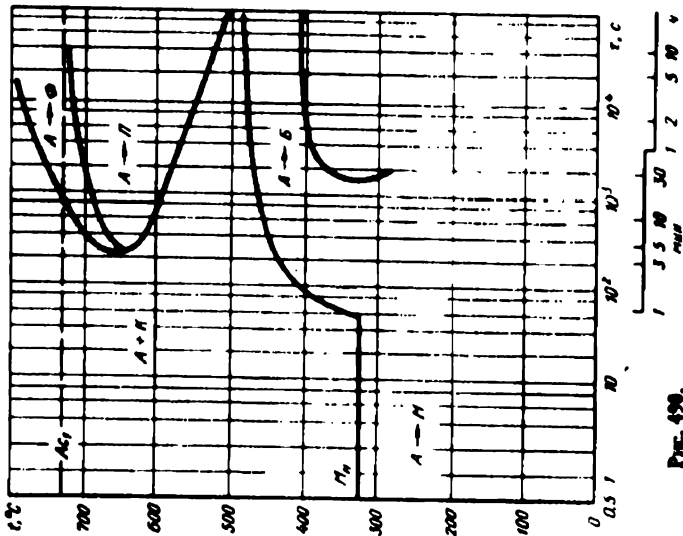


Рис. 490.

Сталь типа 30Х17ВТ [97]

C	Mn	Cr	W	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,33	1,17	1,10	0,75	0,09	—	—	335	870

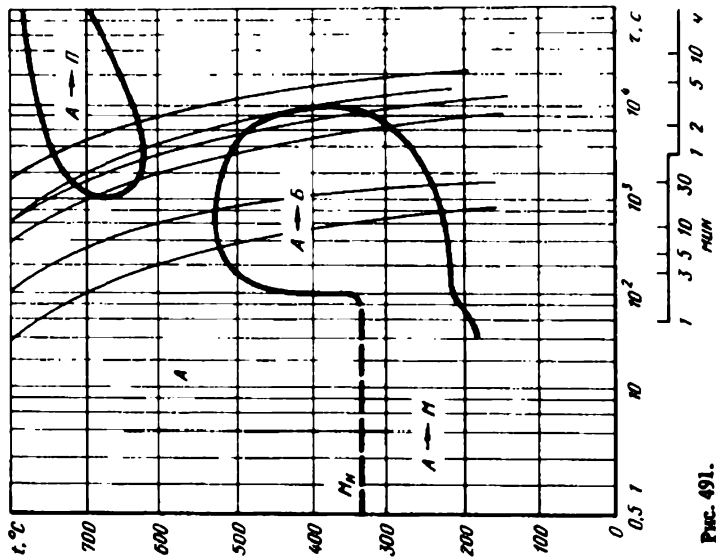


Рис. 491.

Хромомolibденованадиевые стали с вольфрамом, никелем или кремнием

Сталь типа 30Х2В4МФ [131]

C	Mn	Cr	W	Mo	V	A ₁	M _H	t _H
0,31	0,54	2,14	3,94	0,29	0,57	—	290	—

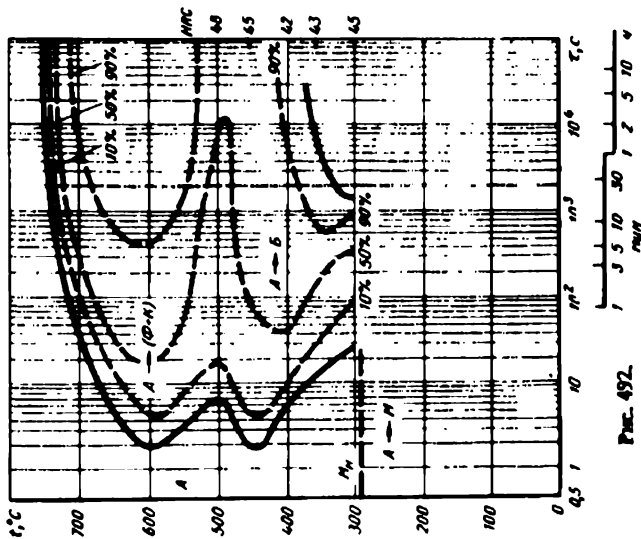


Рис. 492.

Сталь 55Х2МФБ
с повышенным содержанием Mo [132]

C	Mn	Cr	Mo	V	Nb	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,60	1,86	0,51	0,26	0,10	780	810	900

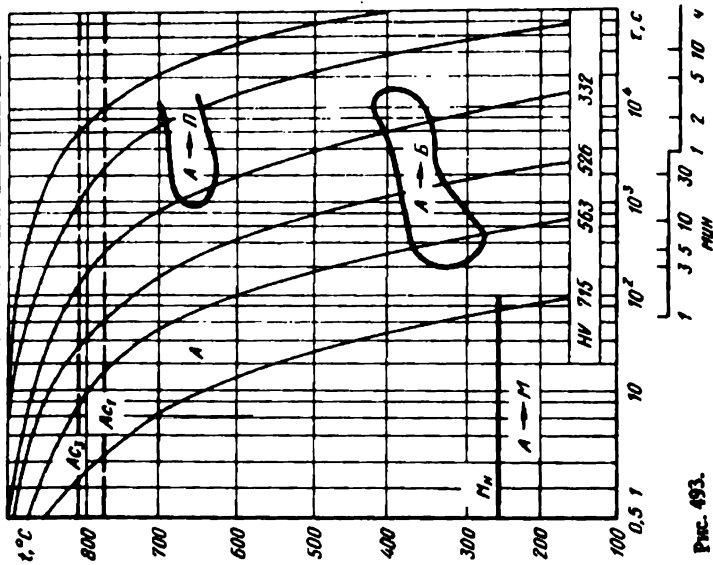


Рис. 493.

Сталь 20X3M2ФФ (3M41G) [85]

C	Cr	Ni	Mo	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,22	2,80	0,33	0,41	0,46	0,65	800	330	1000

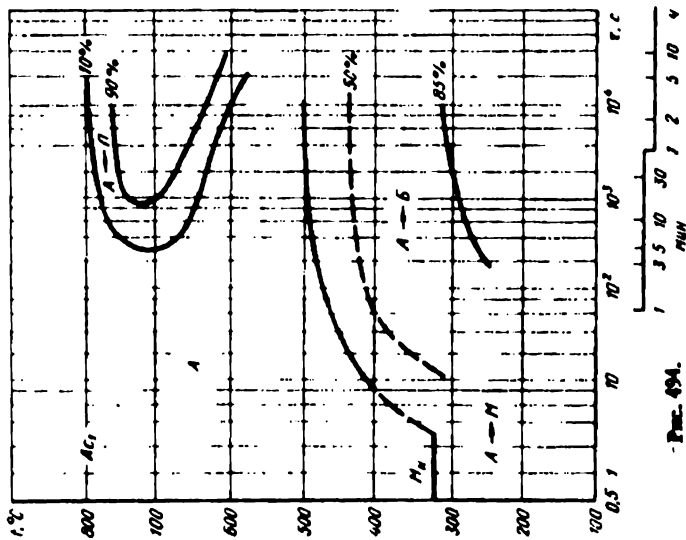


Рис. 494.

Сталь 20Х3МДФ [85]

C	Cr	Ni	Mo	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,22	2,80	0,33	0,41	0,46	0,65	800	330	1000

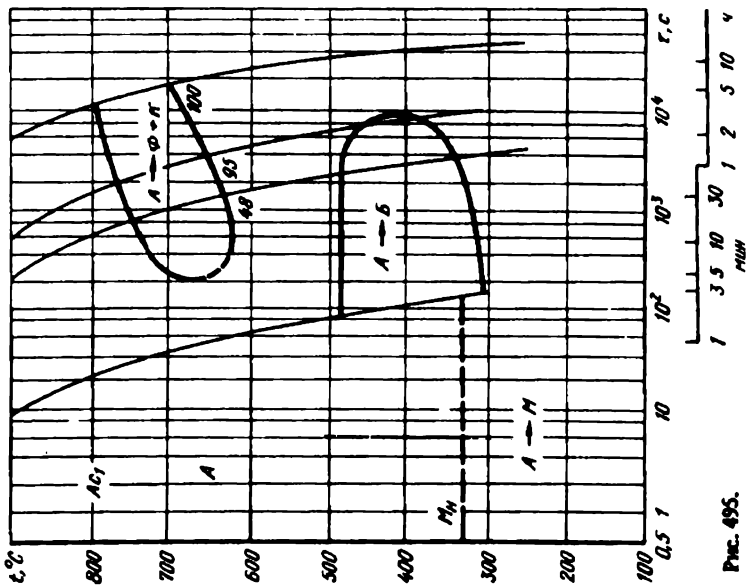


Рис. 495.

Сталь 15ХЗНМФ [92]

C	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,18	1,90	1,15	0,25	0,12	750	820	375	—

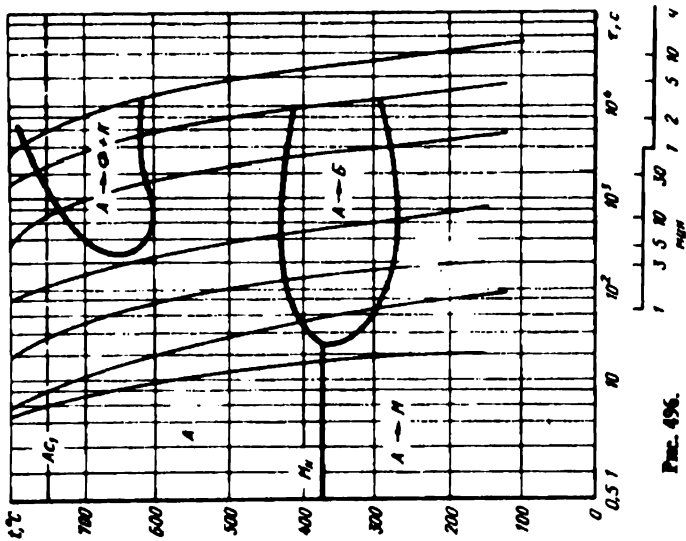


Рис. 496.

Сталь 25Х2Н1ВФ [62]

C	Cr	Ni	W	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,22	1,96	0,97	1,35	0,27	820	850	320	950

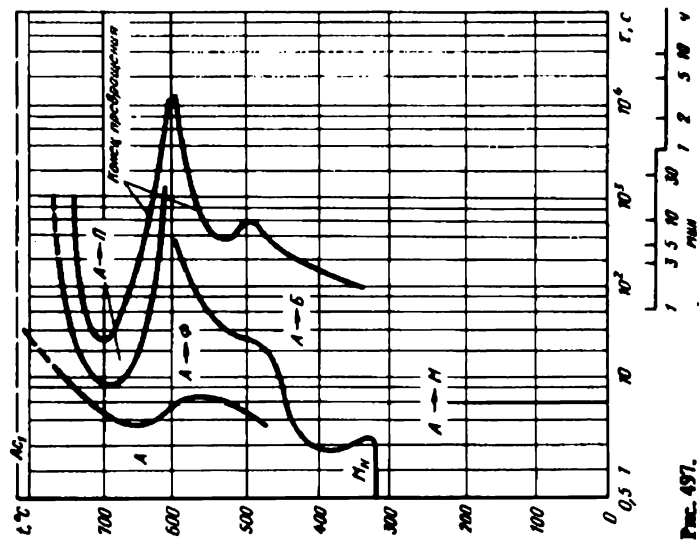
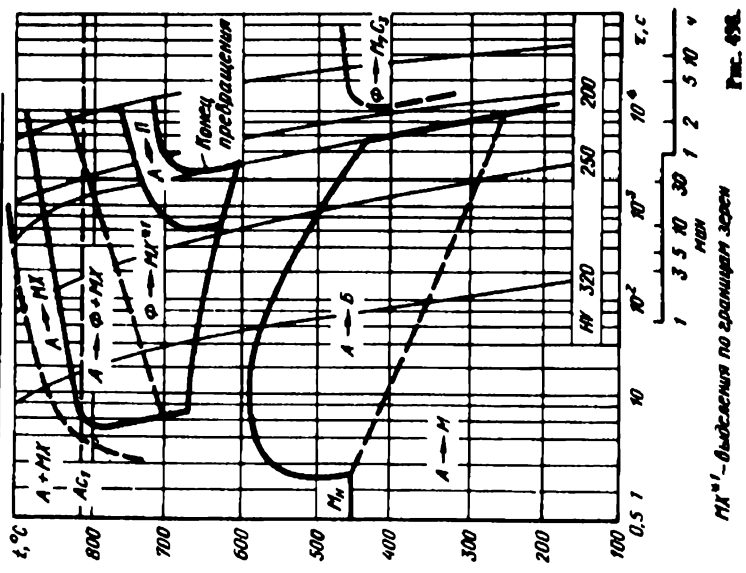


Рис. 497.

Сталь типа 12Х2Н4С [27]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	N	t _H
0,11	1,16	0,52	1,84	0,28	0,32	0,009	1040



Mn⁴⁺-выделение по границам зерен

Рис. 498.

Сталь типа 12Х2МФСР [94]

C	Si	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,66	0,90	0,85	0,34	760	900	400	980

Состав в пределах марки 810 900 400 980

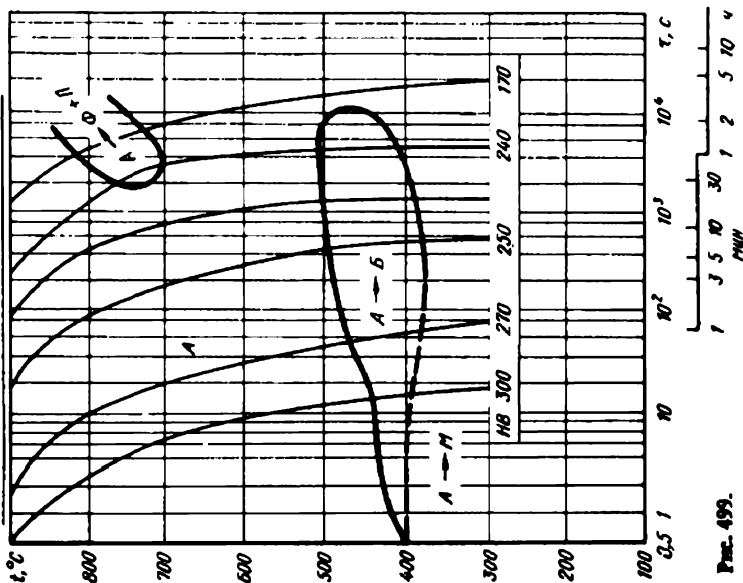


Рис. 499.

Хромокремнемарганцовомолибденовые
стали с никелем или ванадием

Сталь типа 20ХГСА [87]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,66	0,90	0,85	0,34	760	900	420	950

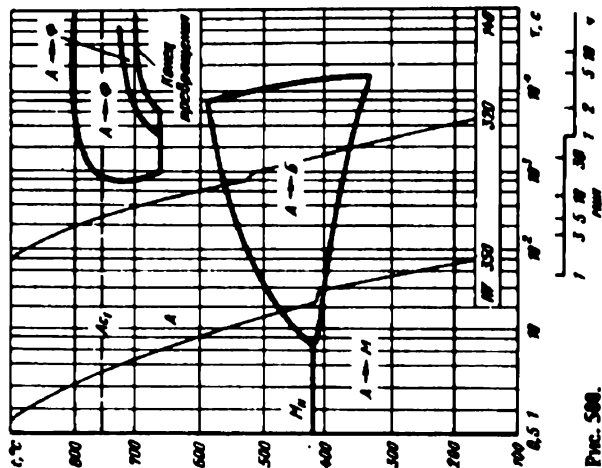
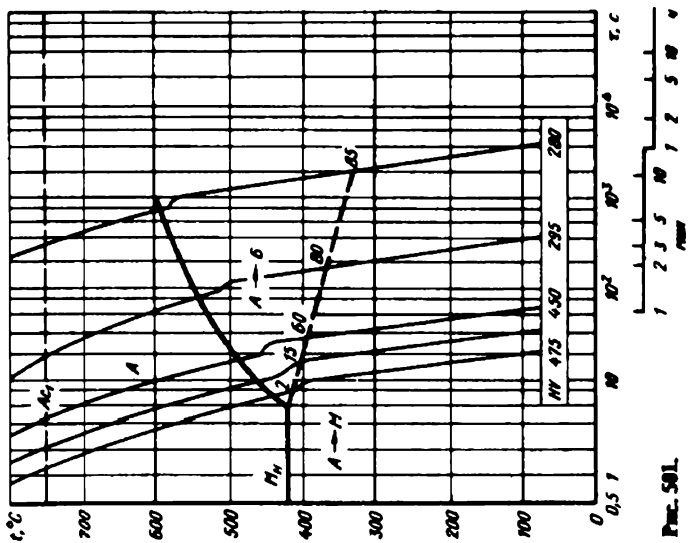


Рис. 500.

Сталь типа 20ХТМ [88]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,17	0,66	0,90	0,85	0,34	760	900	420	1300



Сталь 40ХТМ [72]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	Zr	A ₁	M _H	t _H
0,38	1,45	0,52	0,57	0,19	0,01	695	295	825

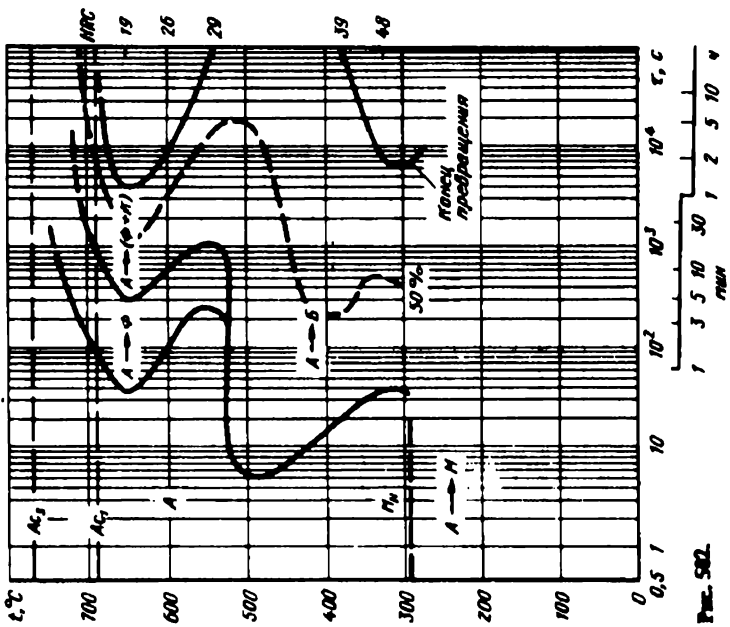


Fig. 582

Сталь типа 40XГЦНМ [72]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,38	0,70	1,08	0,40	0,34	0,11	695	330	860

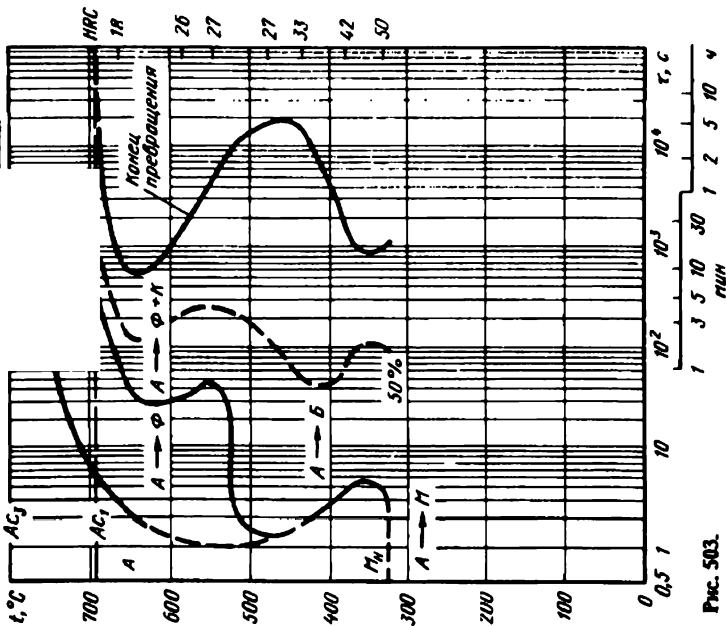


Рис. 503.

Сталь 40XГЦНМ2МФ (300М) [96]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	t _H
0,43	1,55	0,83	0,91	1,84	0,40	0,12	700	855

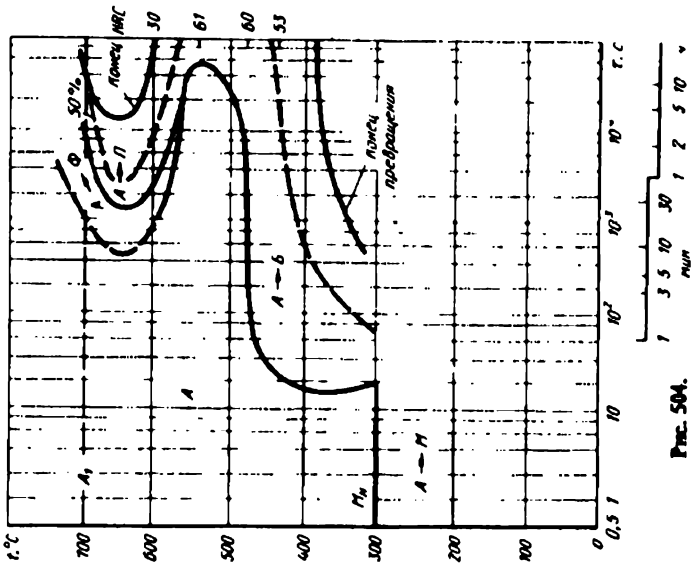


Рис. 504.

Сталь 20ХГЦМФР [64]

C	Si	Mn	Cr	Mo	B	A ₁	A ₃	M _H ^ф _H
0,19	0,77	0,85	0,56	0,38	0,028	755	915	390 940

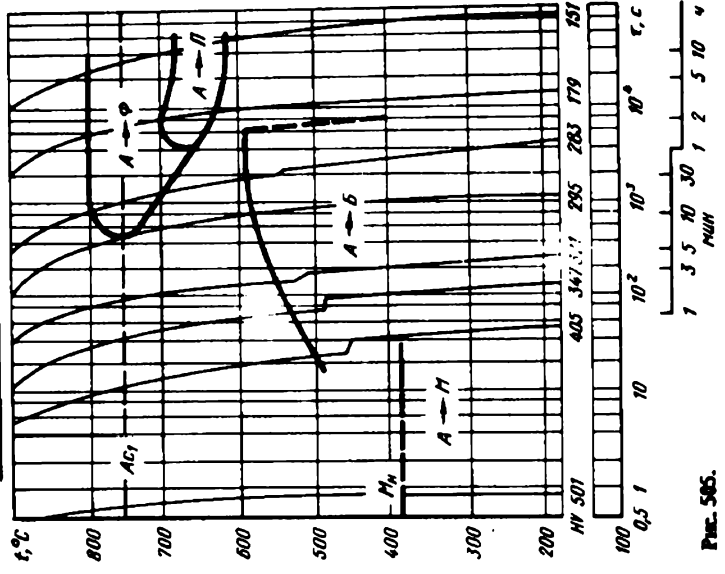


Рис. 505.

Сталь типа 25ГЦХЗМ [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,25	1,50	1,30	—	1,80	0,40	—	340	870

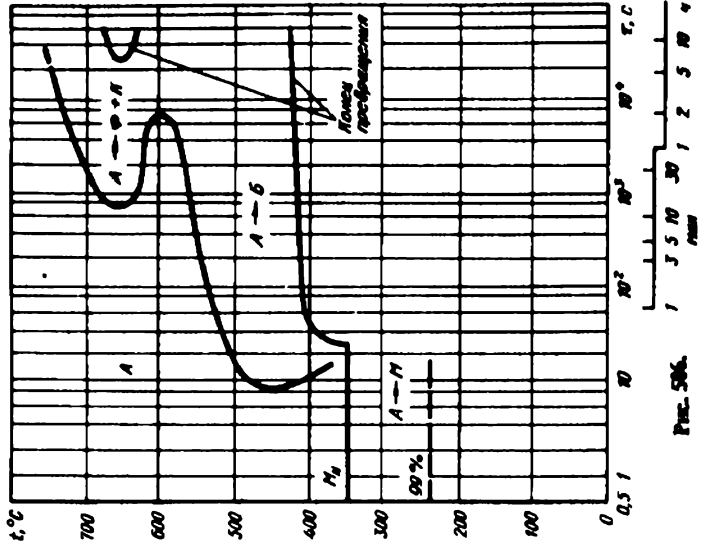


Рис. 506.

Стали с повышенным содержанием молибдена

Сталь 12МХ [98]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,12	0,21	0,50	0,49	0,15	0,48	710	850	800

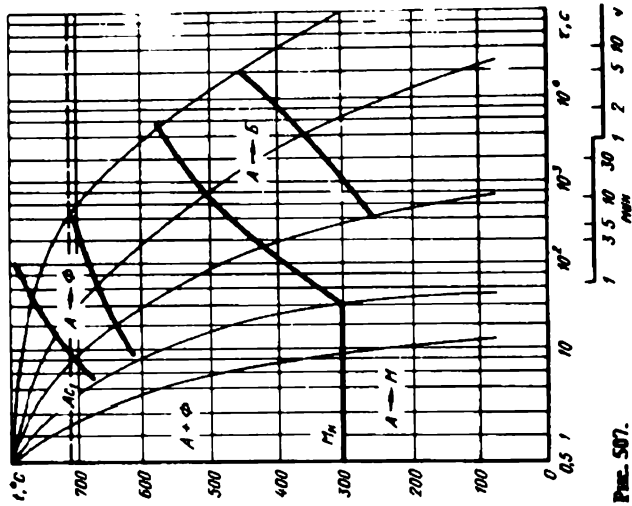


Рис. 507.

Сталь 12МХ [98]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,12	0,21	0,50	0,49	0,15	0,48	710	850	760

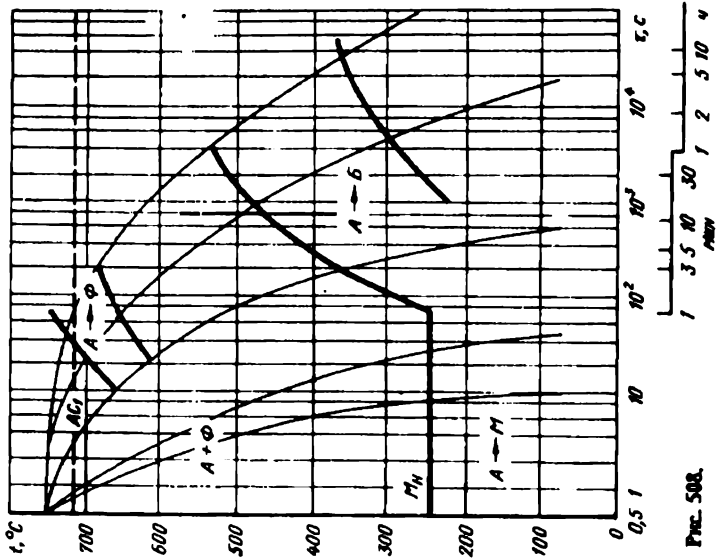


Рис. 508.

Сталь типа 12МХ с ванадием [2]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,12	0,55	0,40	0,60	0,25	740	855	420	920

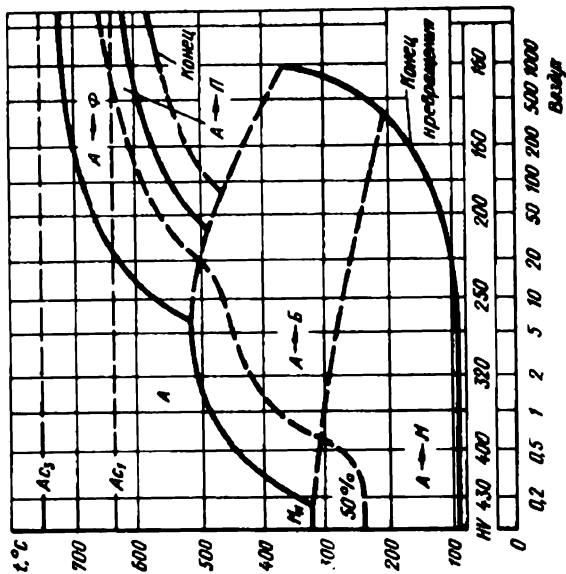


Рис. 589.

Диаметр заготовки, мм

Вязкость

Масло

Вода

Сталь типа 12МХ с ванадием [27]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	t _H
0,12	0,30	0,44	0,43	0,60	0,30	735	980

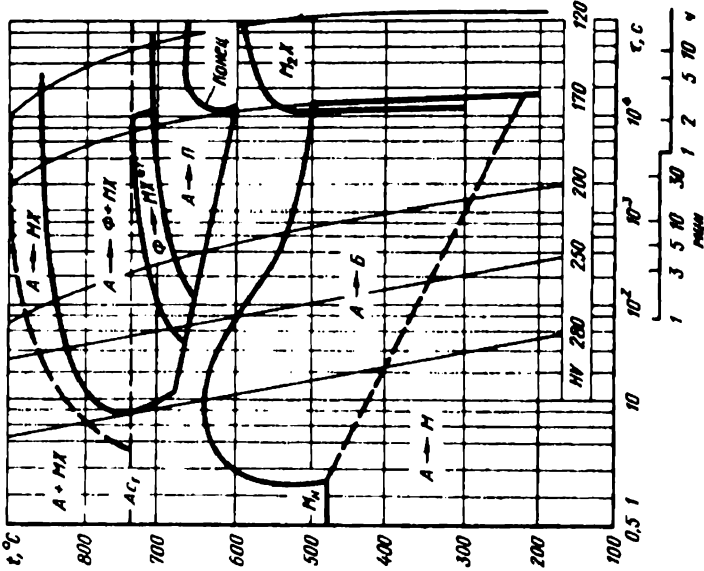


Рис. 510.

Диаметр заготовки, мм

Масло

Вода

Сталь 12ХМ [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,12	0,30	0,45	0,85	0,60	750	890	470	960

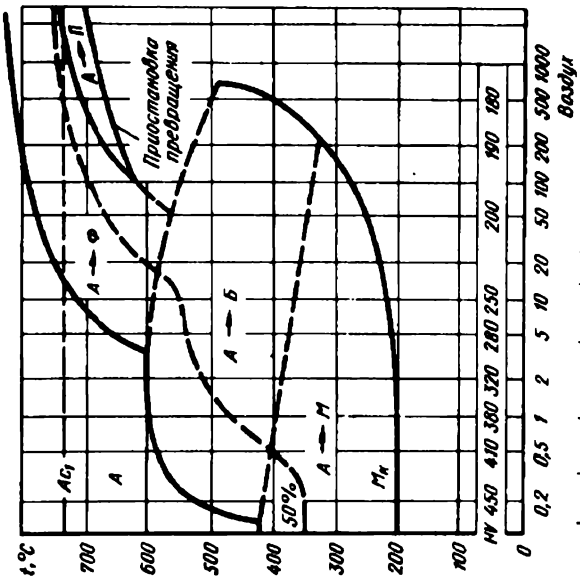


Рис. 511. Диаметр заготовки, мм

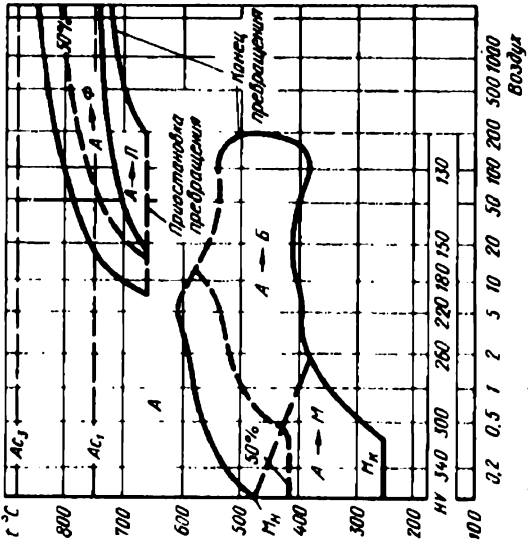


Рис. 512. Диаметр заготовки, мм

Сталь 30ХМ [8]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,27	0,13	0,60	0,74	0,55	735	840	390	875

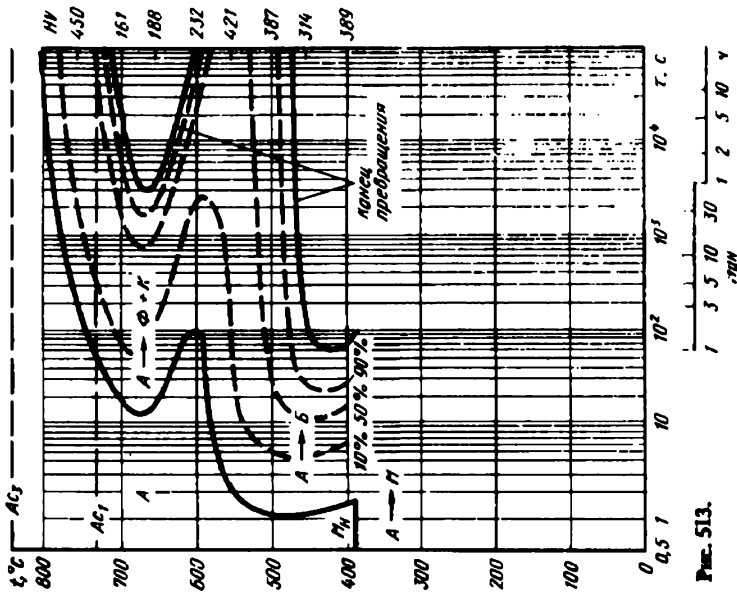


Рис. 513.

Сталь 30ХМ [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,27	0,13	0,60	0,74	0,55	735	840	425	875

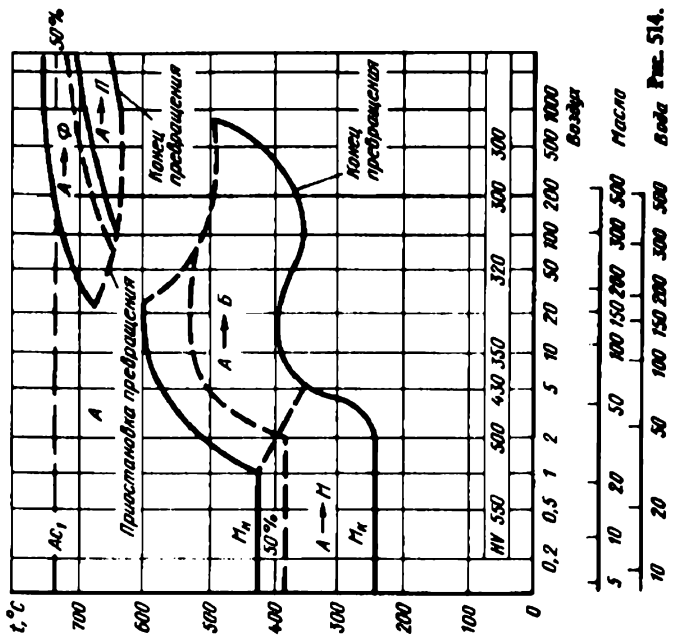


Рис. 514.

Сплав 38XNM [8]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,41	0,29	0,58	1,39	0,74	760	780	320	870

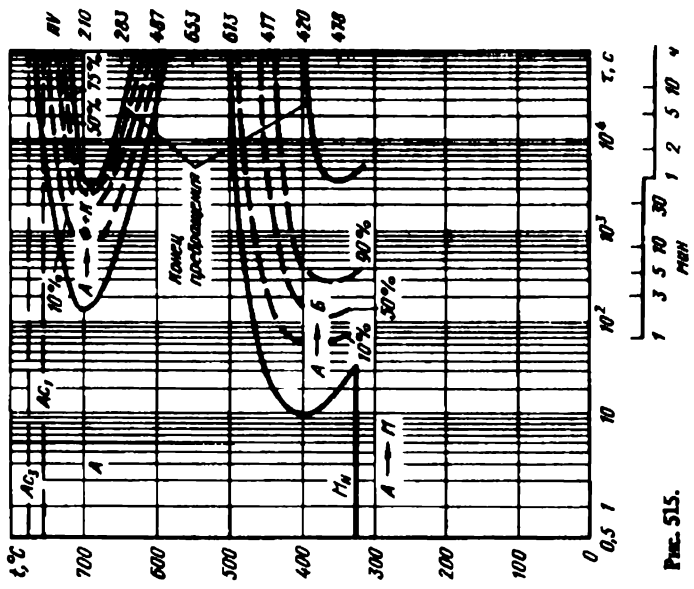


Рис. 515.

Сплав 12XNM [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,21	0,47	2,29	1,02	780	870	465	980

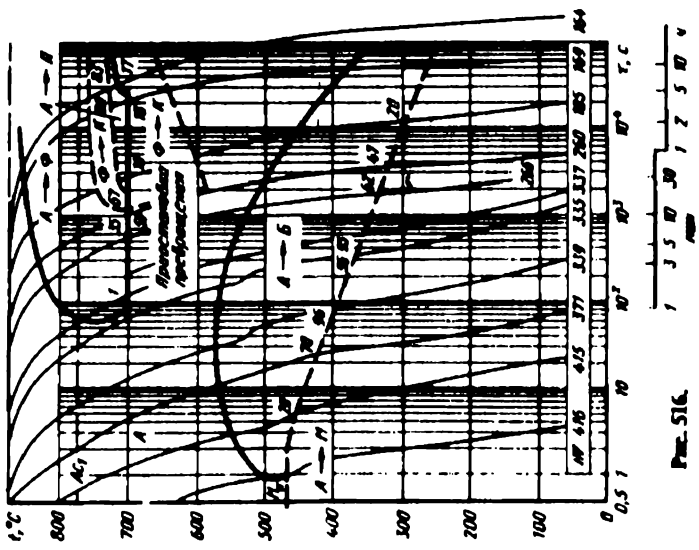


Рис. 516.

График 15Х2М [100]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	0,40	0,42	2,20	0,93	-	880	420	900

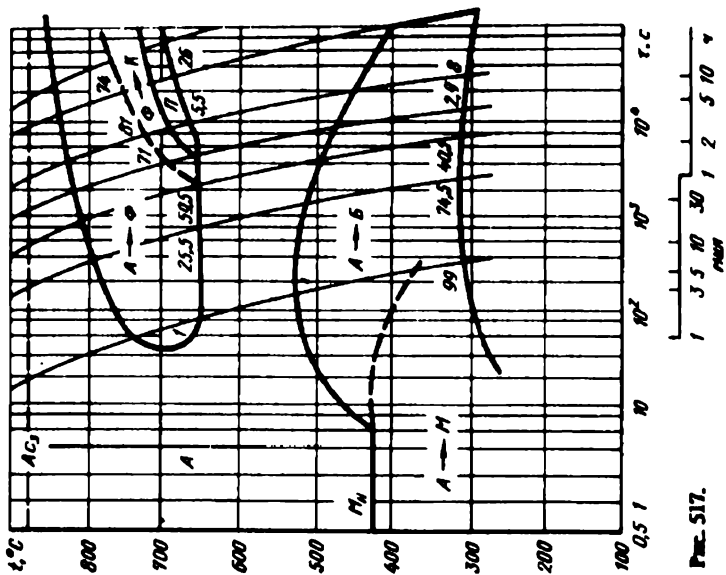


Рис. 517.

График 15Х2М [7]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,44	0,36	2,24	0,85	790	900	380	975

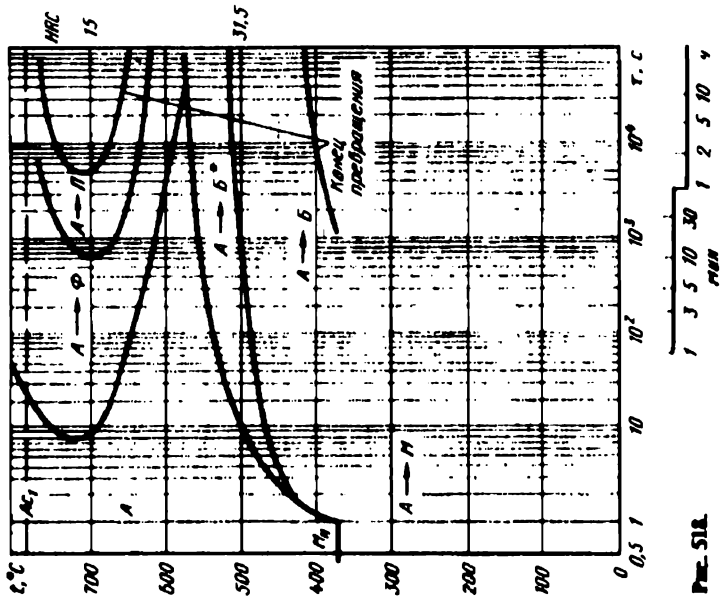


Рис. 518.

Сталь типа 15Х2М1 [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	0,23	0,46	2,28	1,05	735	880	420	900

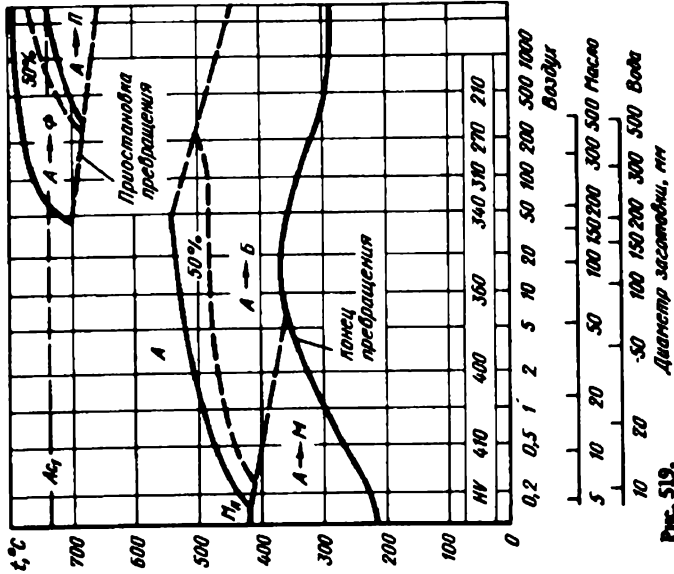


Рис. 519.

Сталь типа 12Х3АМ1 [15]

C	Mn	Cr	Mo	N	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,10	0,49	2,43	1,06	0,012	790	—	440	970

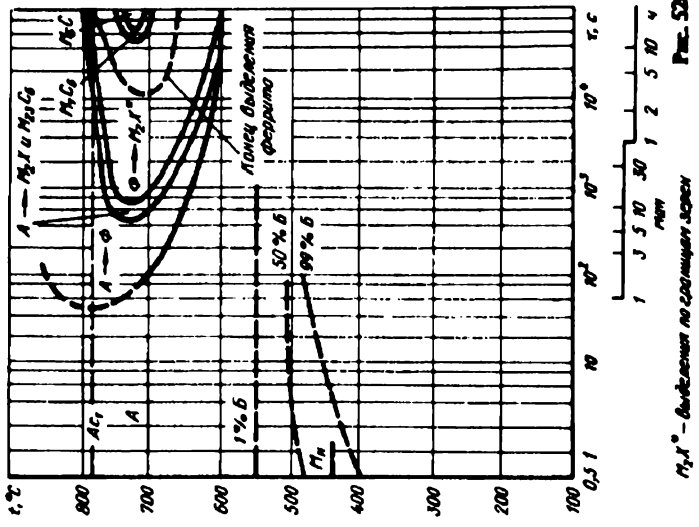
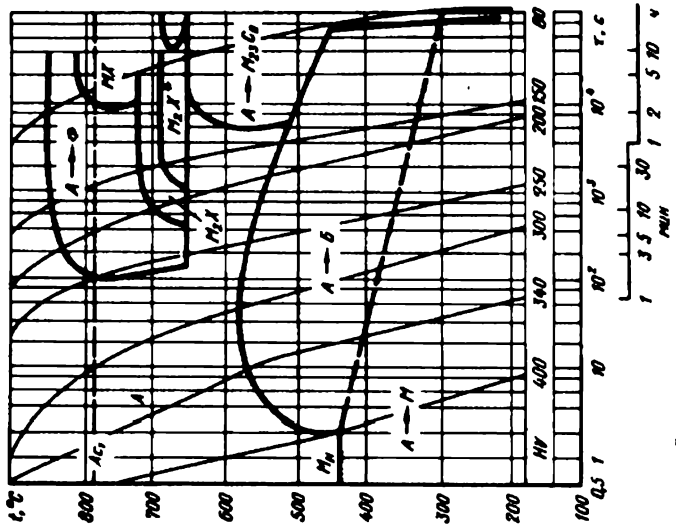


Рис. 520.

График термо 12Х3АМ1 [15]

C	Mn	Cr	Mo	N	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,10	0,49	2,43	1,06	0,012	790	—	440	970



M₂₁G₂ — Обезуглероживание

Рис. 521.

График термо 25Х3М [8]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,26	0,21	0,55	3,34	0,54	770	835	360	900

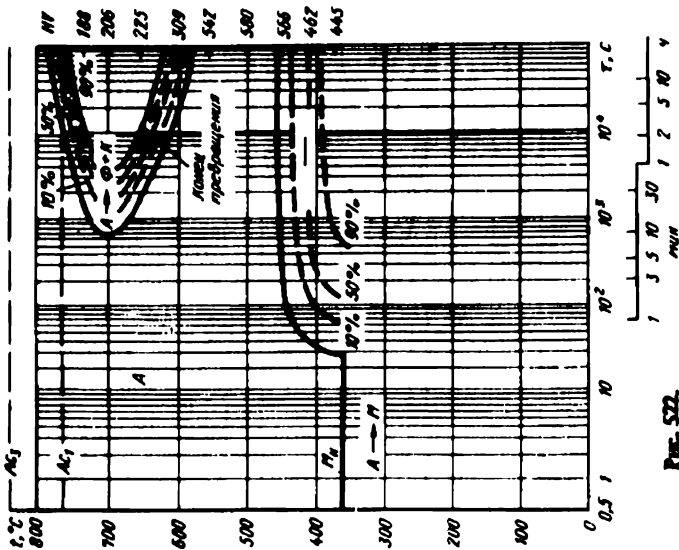


Рис. 522.

Crans 12X1M10 [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,13	0,32	0,63	0,95	0,86	0,19	780-925	960	960

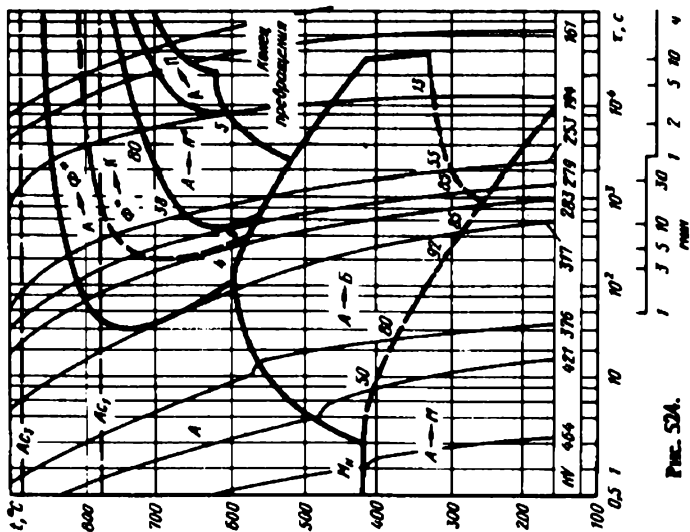


Рис. 52A.

Crans 12X1M10 [85]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	M _H	t _H
0,11	0,29	0,60	1,20	0,90	0,28	760	400	1050

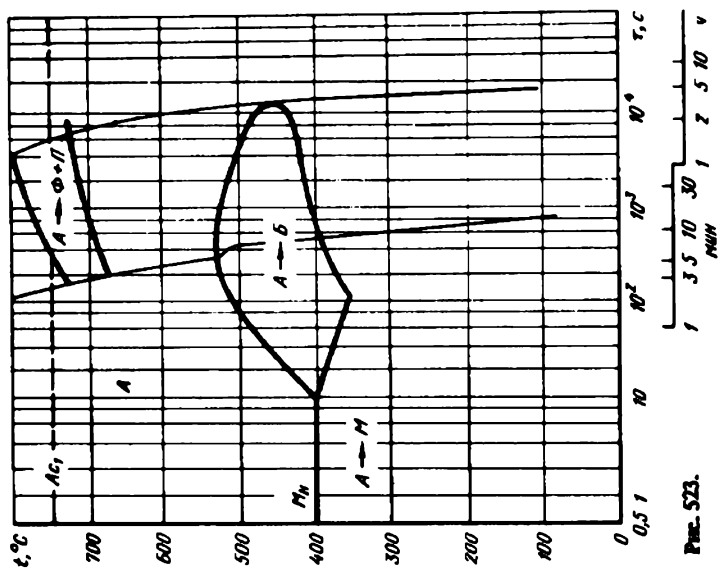


Рис. 52B.

Сталь 12Х1М1Φ [7]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,15	0,26	0,53	1,04	1,05	0,25	765	885	960

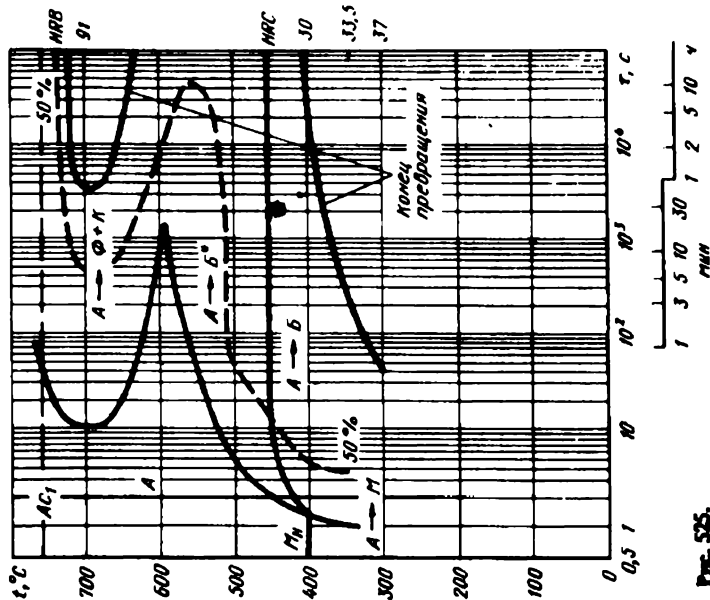


Рис. 525.

Сталь 15Х1М1Φ [101]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	M _H	t _H
0,16	0,35	0,64	1,47	0,95	0,29	760	380	1050

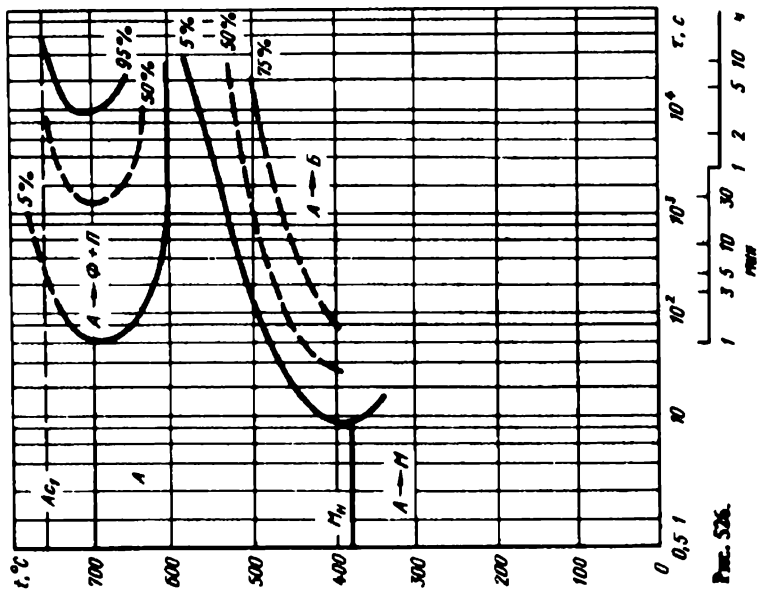


Рис. 526.

Crans 15X1M10 [101]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	M _H	t _H
0,16	0,35	0,64	1,47	0,95	0,29	760	380	1050

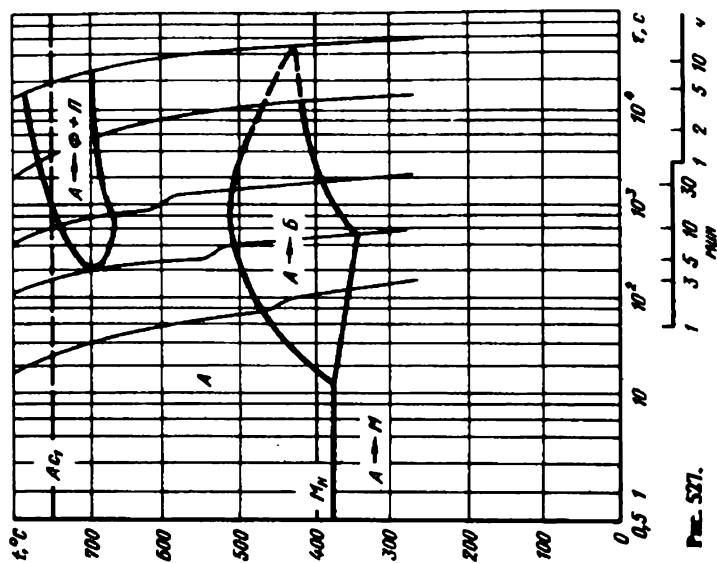


FIG. 527.

Crans 15X1M10 [102]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H
0,15	0,33	0,52	1,01	0,49	0,71	885	970	1030

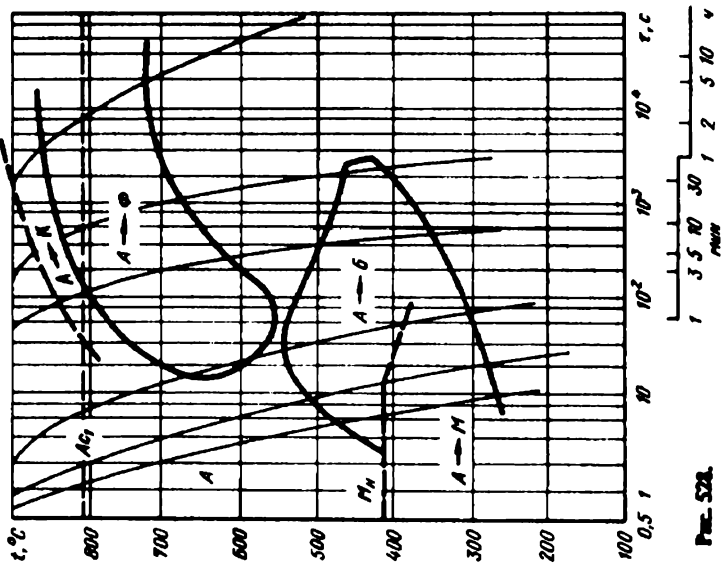


FIG. 528.

Crans 20X1AM10 [27]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	N	M _H	f _H
0,16	0,15	0,77	1,32	0,85	0,20	0,10	400	950

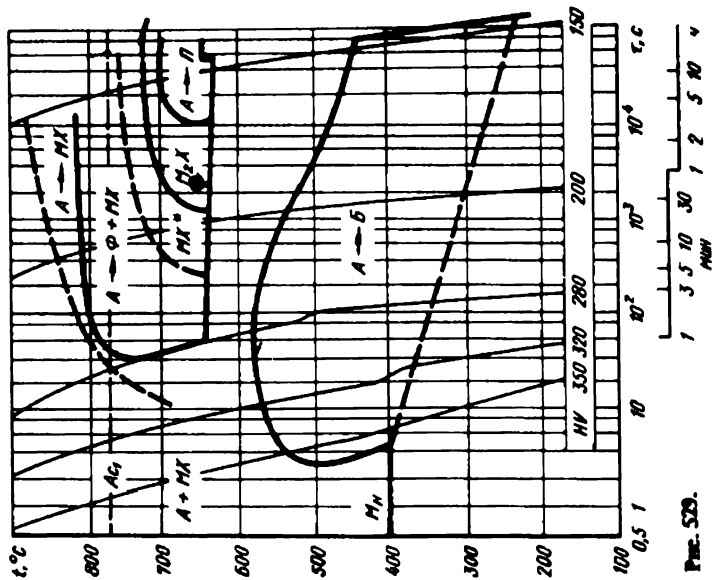


Fig. 529.

Crans 20X1AM10 [103]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,25	0,65	1,50	0,50	0,20	720	800	330	900

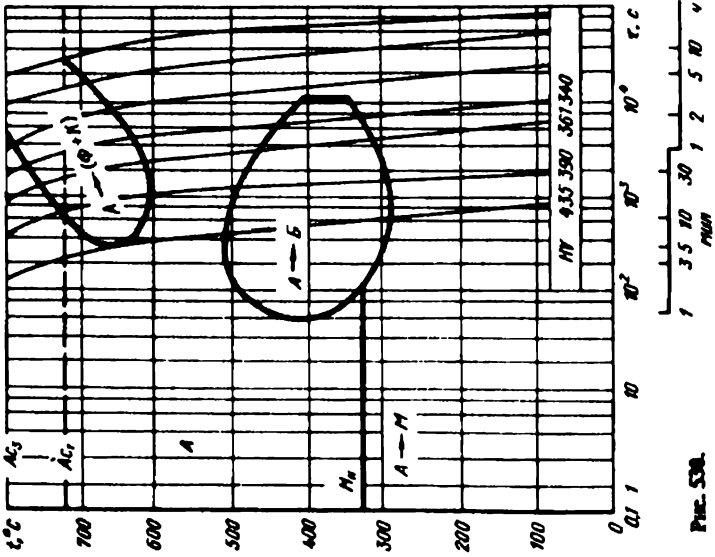


Fig. 530.

Сталь 30ХМГ [104]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₃	M _H	t _H
0,32	0,25	0,74	1,04	1,20	0,24	820	360	950

Сталь 40ХМГ [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,37	0,29	0,62	1,19	0,59	0,22	750	825	950

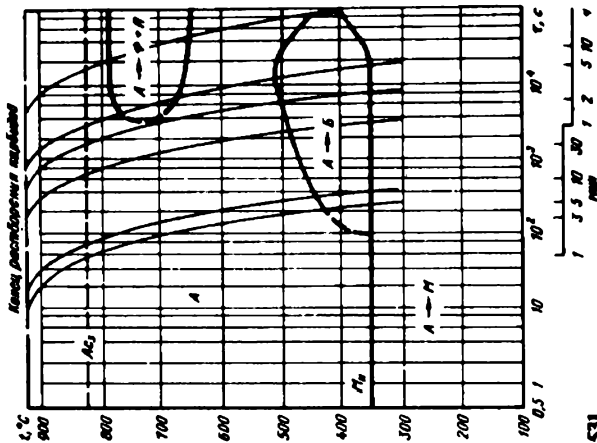


Рис. S31.

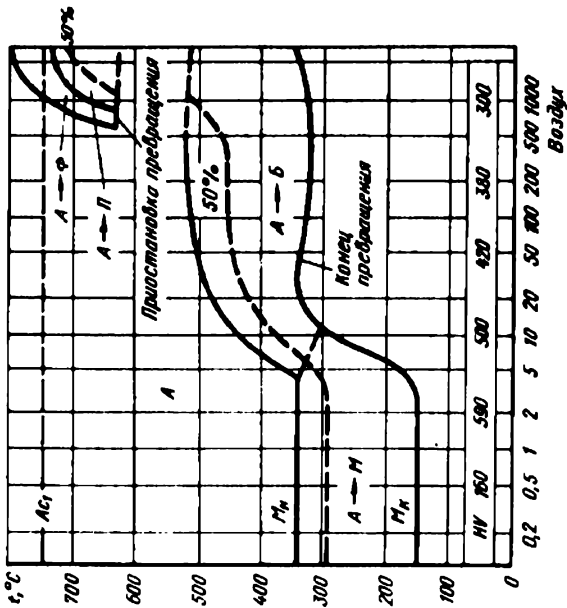


Рис. S32.

Сталь 12Х2МФБ [94]

C	Cr	Mo	V	Nb	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,26	0,31	0,47	1,65	0,63	0,28	780-860	945	

Состав в пределах марки 910 1030 400 980

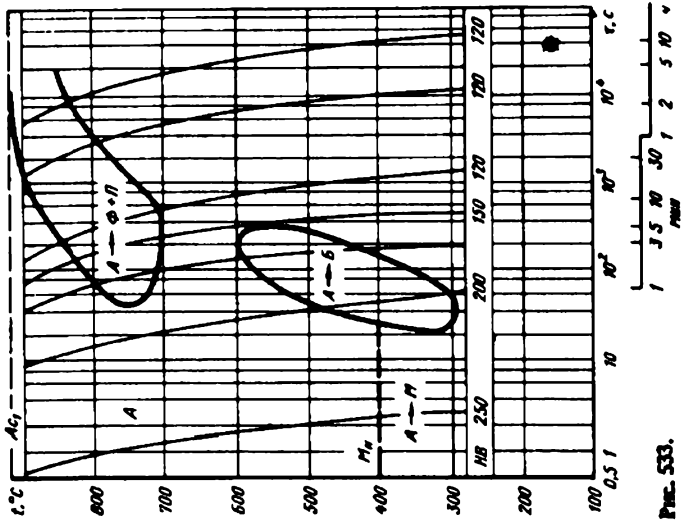


Рис. 533.

Сталь 25Х2МФБ [4]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,26	0,31	0,47	1,65	0,63	0,28	780-860	945	

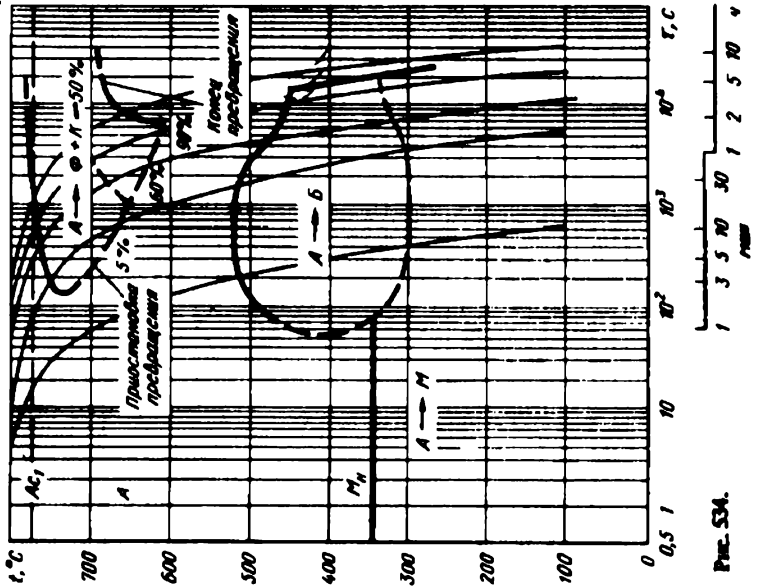


Рис. 534.

Сталь 25Х2МФ [4]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,26	0,31	0,47	1,65	0,63	0,28	780-860	945	

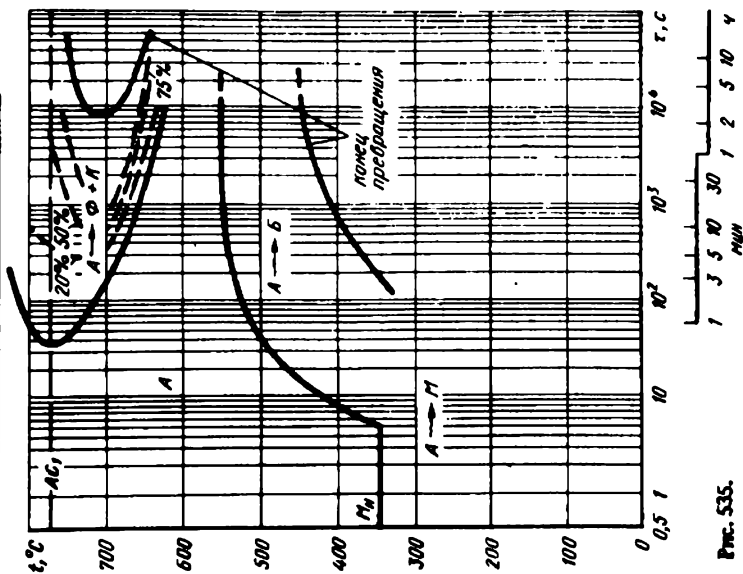


Рис. 535.

Сталь 20Х3МФ [105]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,20	0,23	0,40	3,23	0,60	0,53	800	880	1015

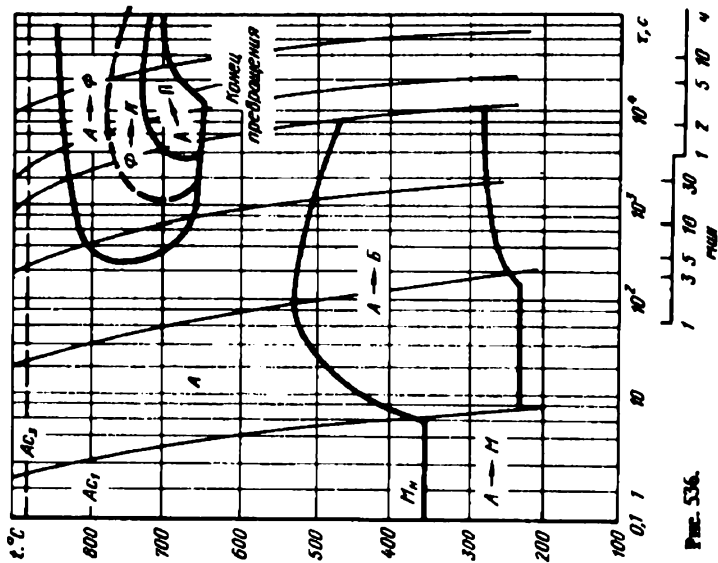


Рис. 536.

Сталь 25Х3АМФ [27]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,24	0,28	0,38	3,12	0,53	0,53	800	875	1025

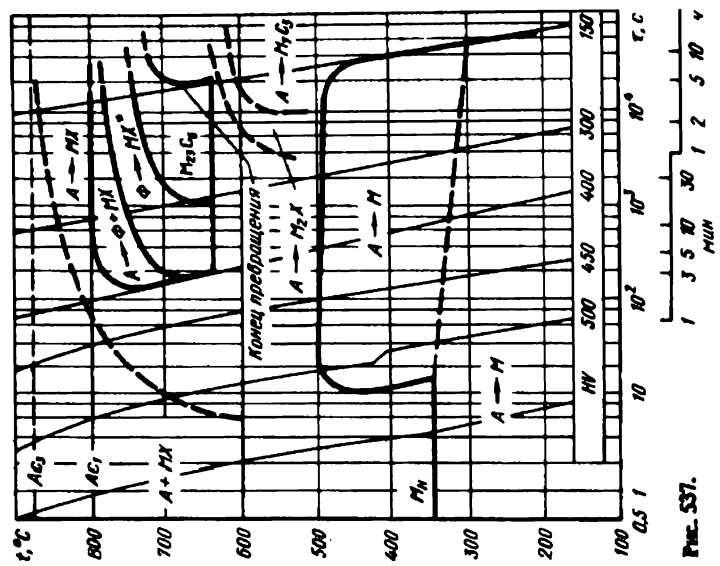


Рис. 531.

Сталь 40Х3АМФ [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	M _H	t _H
0,39	0,15	0,60	3,25	0,95	0,20	790	305	950

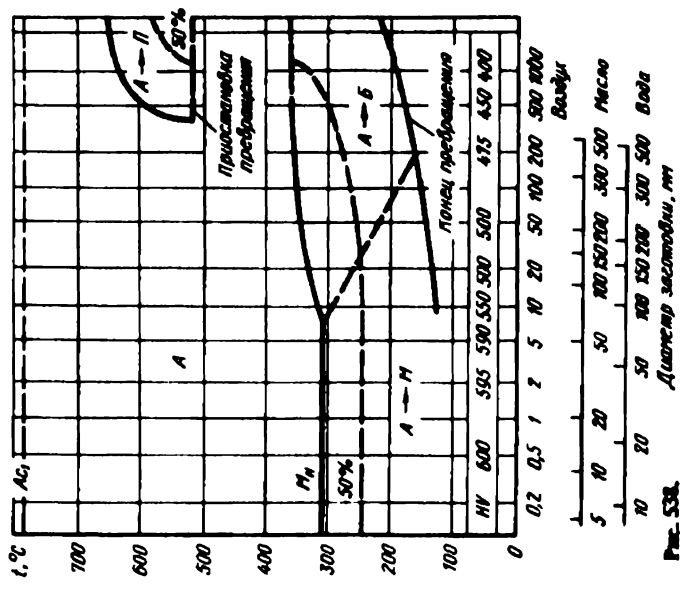


Рис. 532.

Сталь 25X5MΦ [103]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,27	0,82	4,89	0,51	0,51	820	860	360	1000

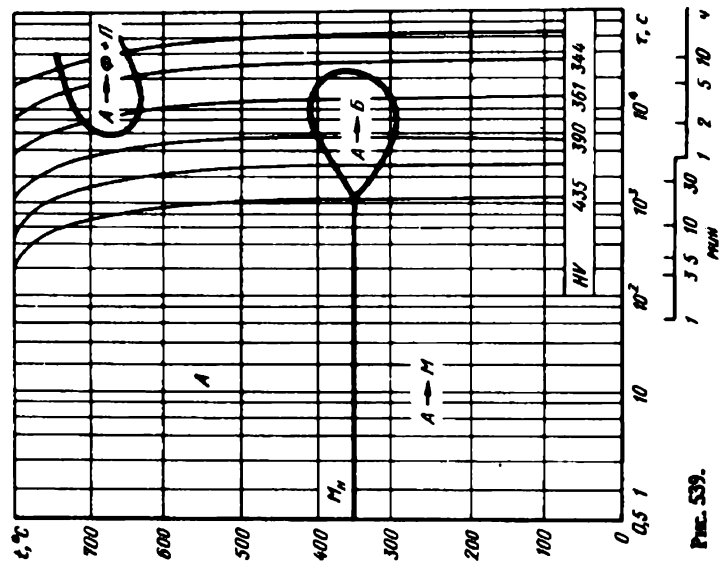


Рис. 539.

Сталь 15X0491TP [102]

C	Cr	Mo	V	Ti	B	A ₁	t _H
0,15	0,85	0,57	0,69	0,07	0,0021	820	1330

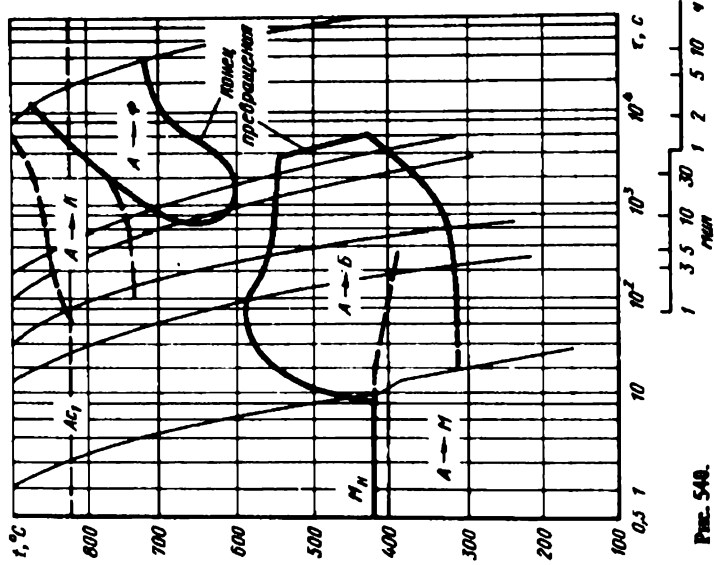


Рис. 540.

Сталь 18ХНМФ [123]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,21	0,35	—	0,82	0,77	0,53	760	860	—

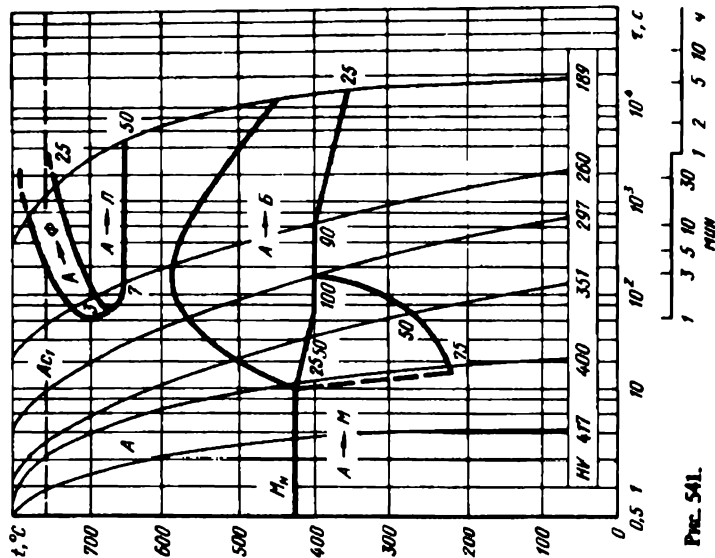
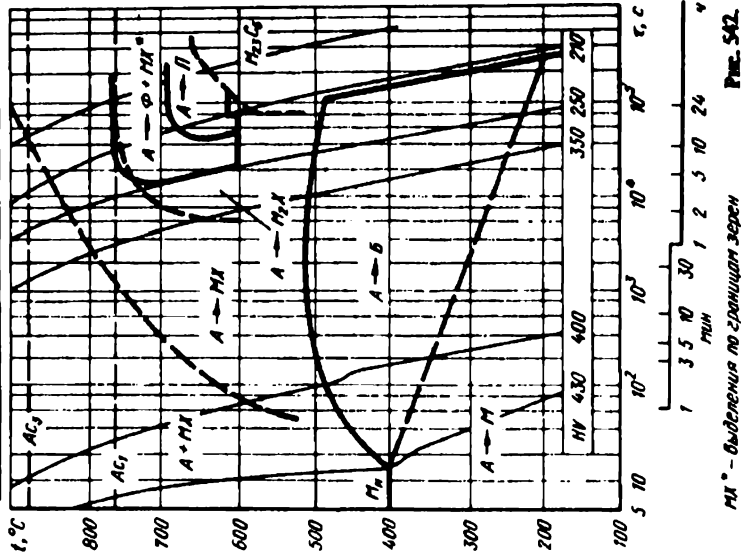


Рис. 541.

Сталь типа 20ХНМ1Ф [27]

C	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,24	0,75	1,26	0,70	0,27	765	875	400	950

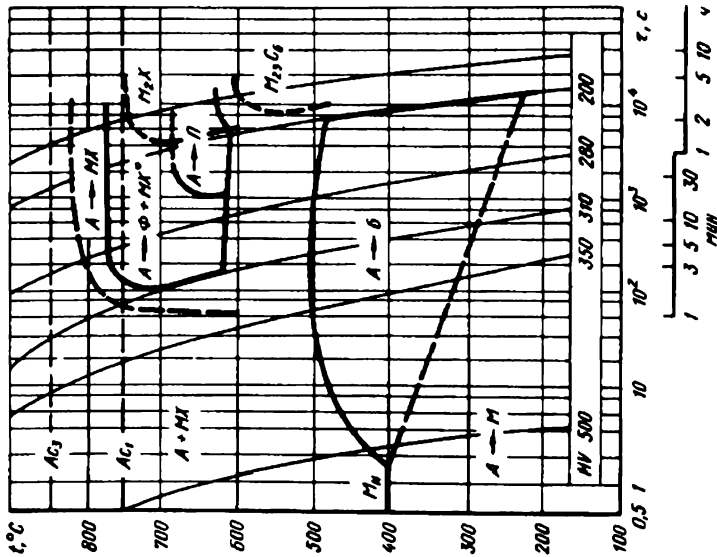


МН⁰ - выделение по границам зерен

Рис. 542.

Сталь типа 30ХНМ1 [27]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,28	0,73	1,04	0,75	0,75	0,35	750	850	950



M₁₃C₆ — выделение по границам зерен

Рис. 543.

Сталь 25ХНМ4 [7]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,25	0,52	1,14	3,33	0,65	0,16	680—800	830	

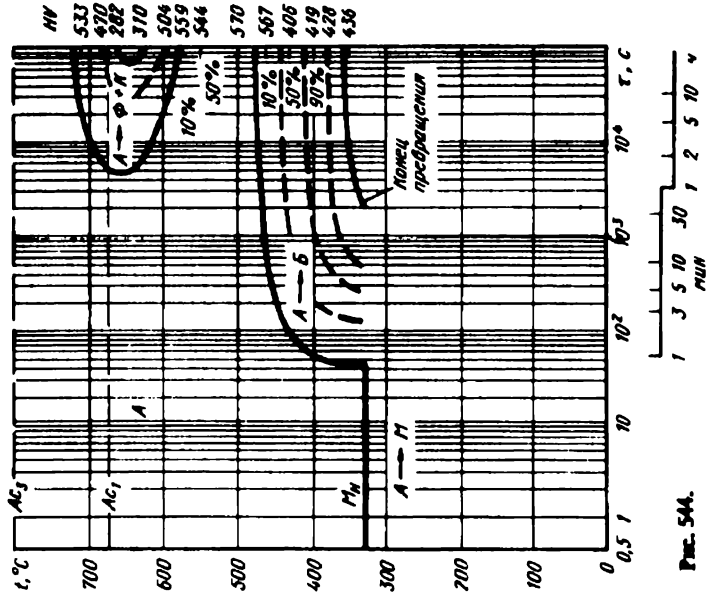


Рис. 544.

Сталь марш 16XГТНМР [1]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	B	A ₁	A ₃	t _H
0,15	0,92	0,50	0,88	0,46	0,0031	715	395	915

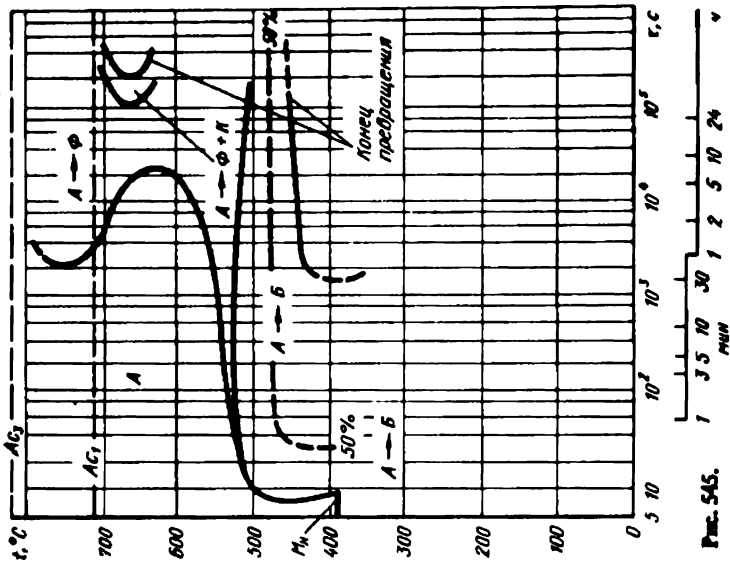


Рис. 545.

Сталь марш 16XГТНМ [3]

C	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,12	0,85	0,76	1,41	0,48	670	820	350	850

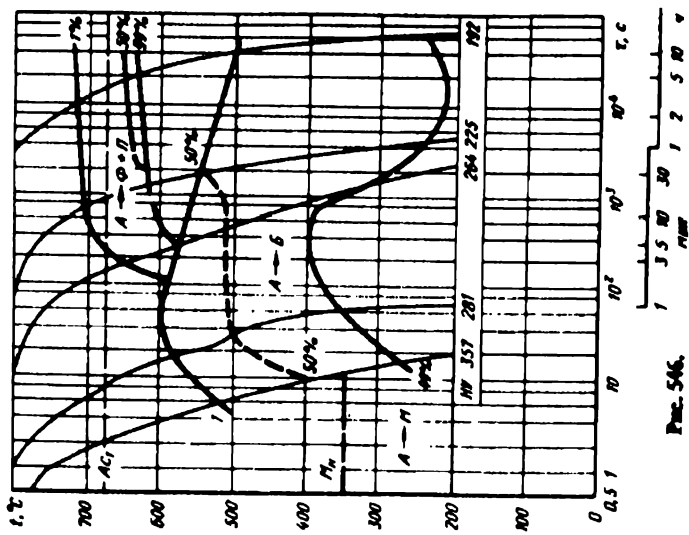


Рис. 546.

Сталь типа 20Х3ГМДФ [85]

C	Mn	Cr	Mo	V	W	A ₁	M _H	t _H
0,23	1,12	2,92	0,47	0,64	0,38	780	270	1000

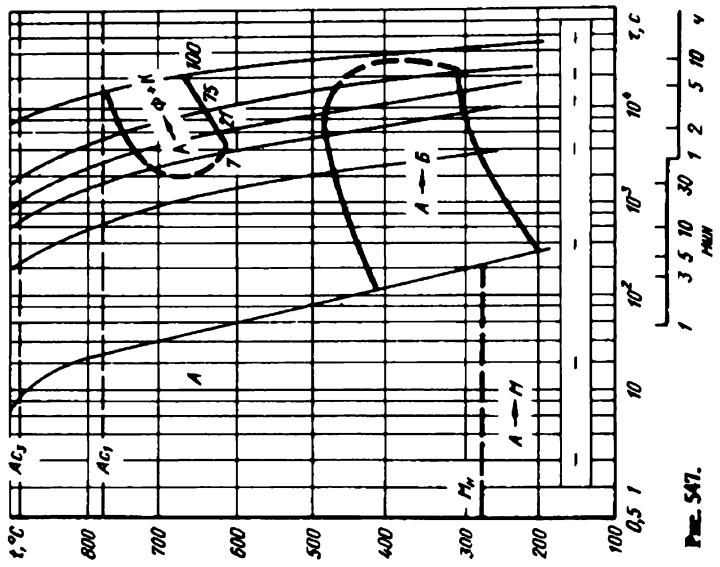


Рис. 547.

Сталь типа 20Х3ГМДФ [85]

C	Mn	Cr	Mo	V	W	B	A ₁	t _H
0,24	1,04	3,02	0,45	0,62	0,42	0,006	780	1000

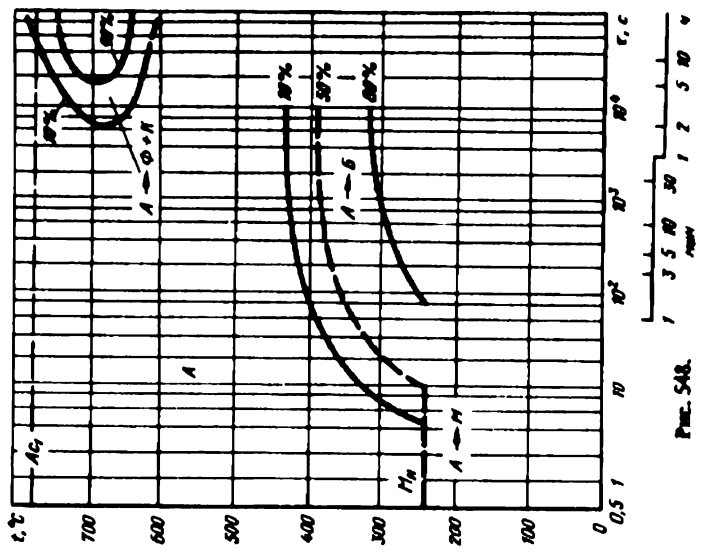


Рис. 548.

Сталь 45ХНМ1 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,45	0,25	0,80	1,15	0,55	1,00	760	245	900

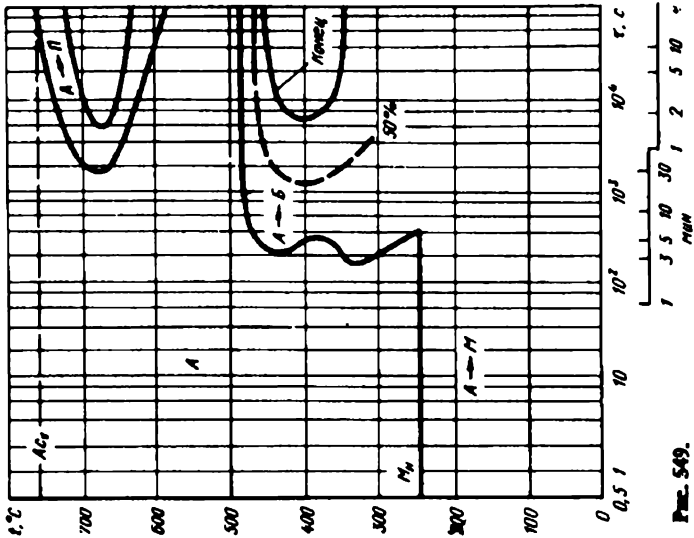


Рис. 549.

Сталь 35ХН2М [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H
0,31	0,20	0,62	0,64	2,63	0,58	690	790	830

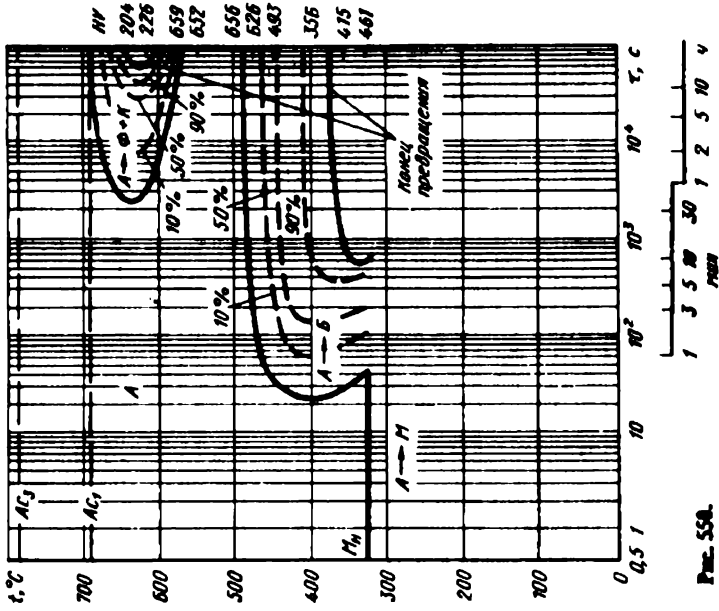


Рис. 550.

Сплав 40ХН2М [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,42	0,31	0,67	0,72	2,53	0,48	680-775	830	

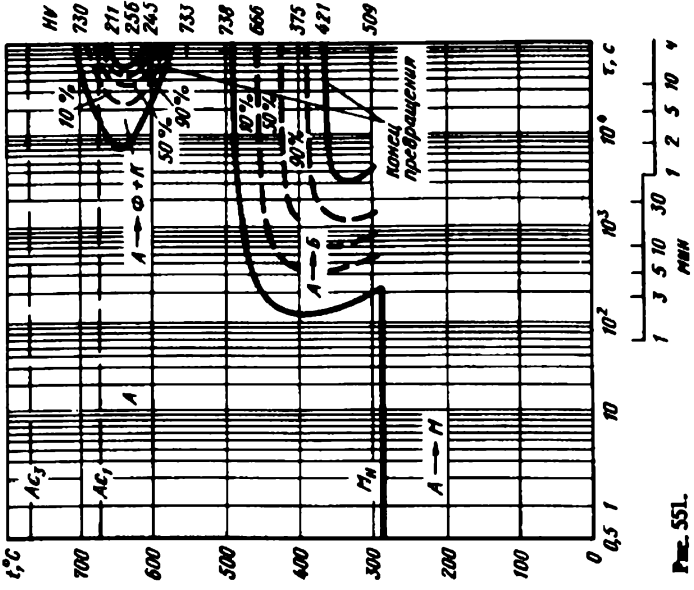


Рис. 551.

Сплав 35ХН2М [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,31	0,25	0,60	0,65	2,55	0,55	705-760	850	

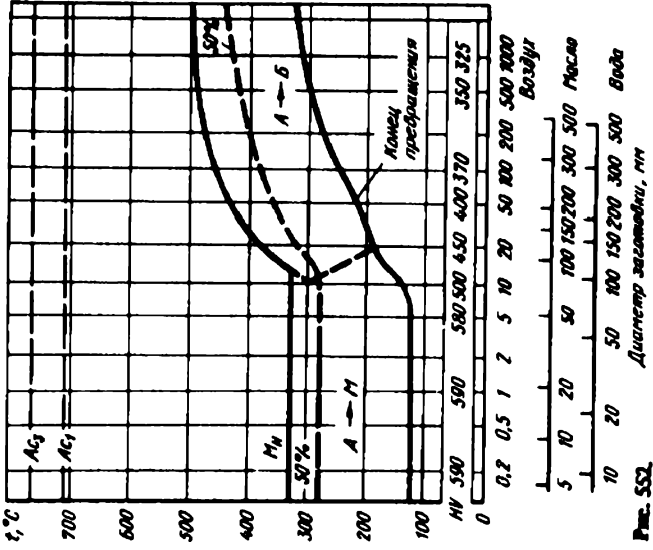


Рис. 552.

Сталь 35ХН3М [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,31	0,28	0,50	1,20	3,33	0,50	705	765	850

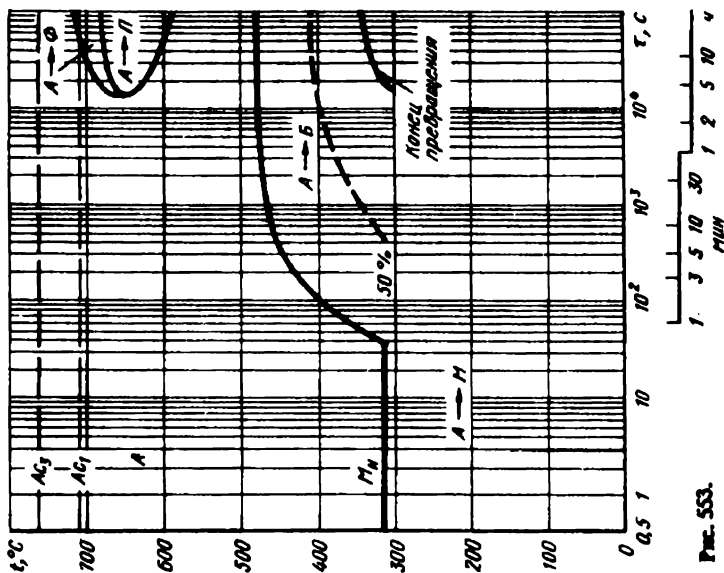


Рис. 553.

Сталь 35ХН2М [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,32	0,27	0,55	1,80	1,90	0,58	750	790	875

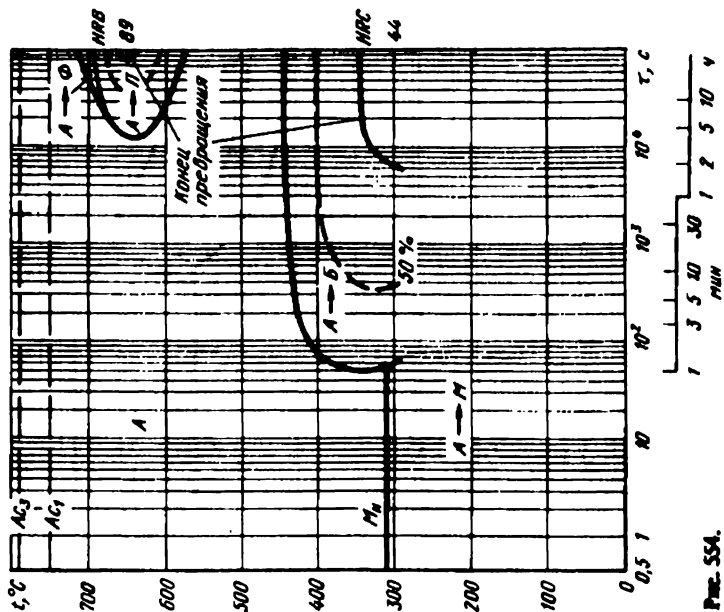


Рис. 554.

Сталь 35Х2Н13М [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H
0,30	0,10	0,35	1,65	3,00	0,60	730	780	850

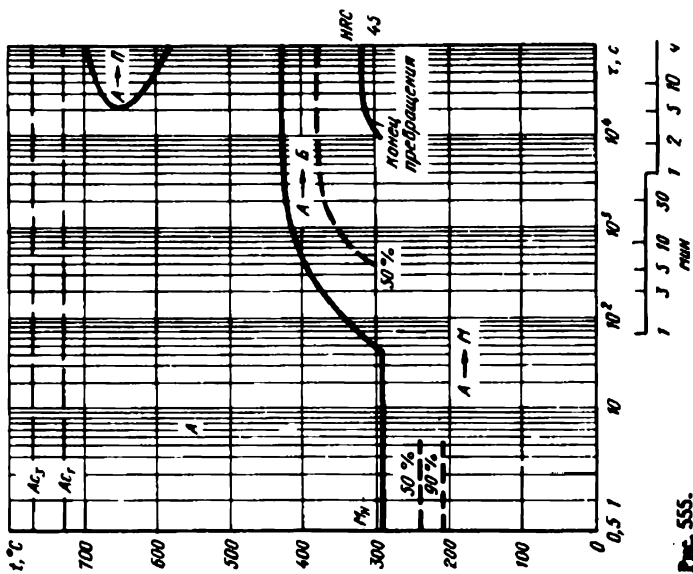


Рис. 555.

Сталь 35Х2Н13М [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,34	0,37	0,52	1,80	2,65	0,53	730-830	900	900

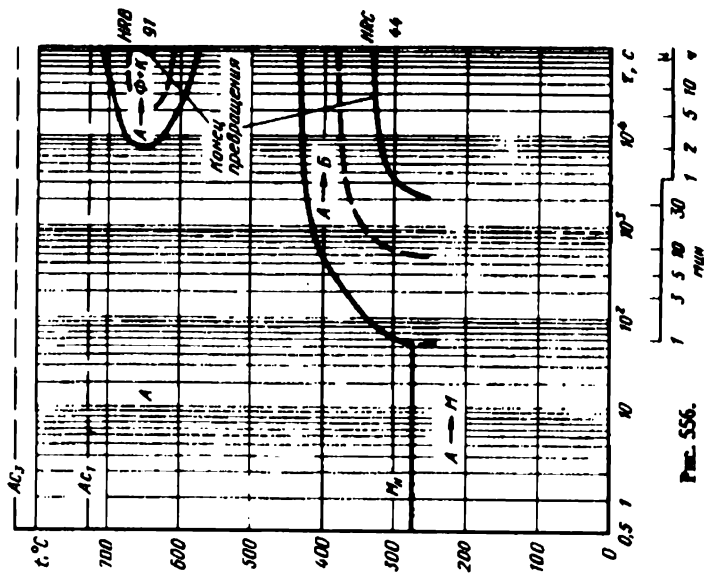
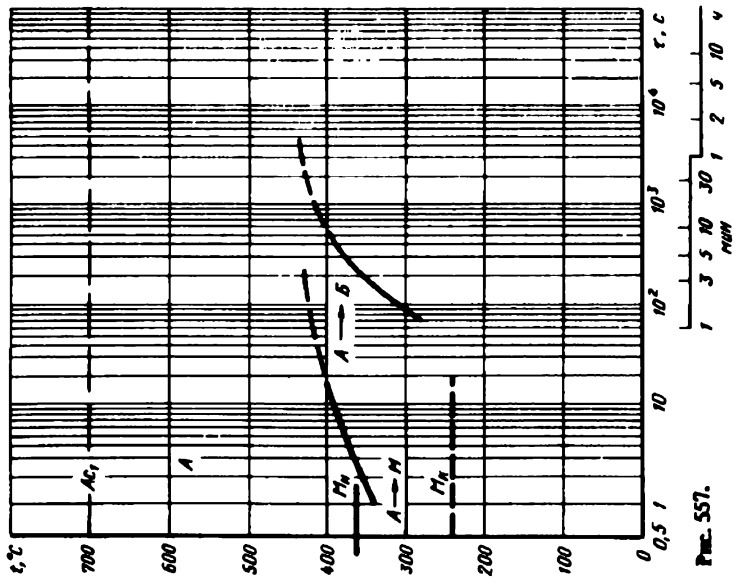


Рис. 556.

Сталь 18Х2Н4М [122]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	f _H
0,17	-	-	1,44	4,40	0,50	700	-



313 РИС. 557.

Сталь 30Х3НМ [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	f _H
0,31	0,30	0,67	3,00	0,94	0,51	760-820	820	900

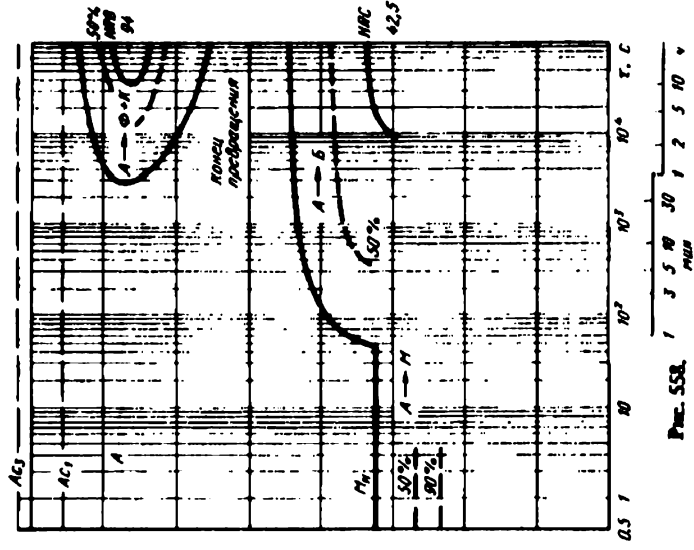


РИС. 558.

Сталь марш 30ХГСАМ [3]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,39	1,49	1,41	0,74	0,51	725	857	290	885

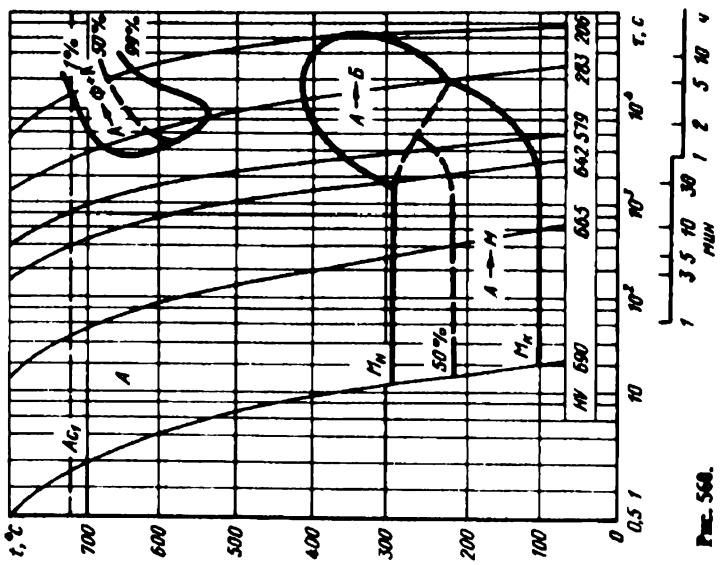


Рис. 560.

Сталь марш 40ХГСАМ [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,44	1,63	0,79	2,10	0,54	760	—	250	960

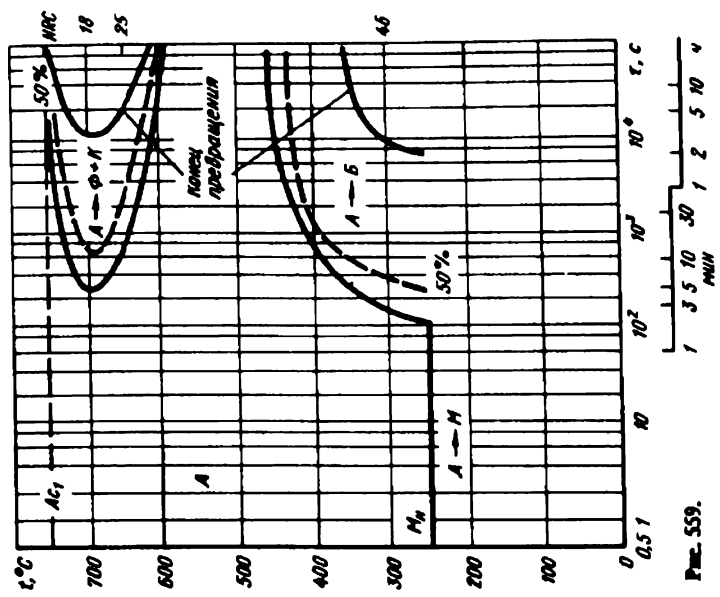


Рис. 559.

Сталь 30Х2Н1МТ [97]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	A ₁	M _H	t _H
0,28	0,32	1,10	1,84	0,49	0,08	725	300	870

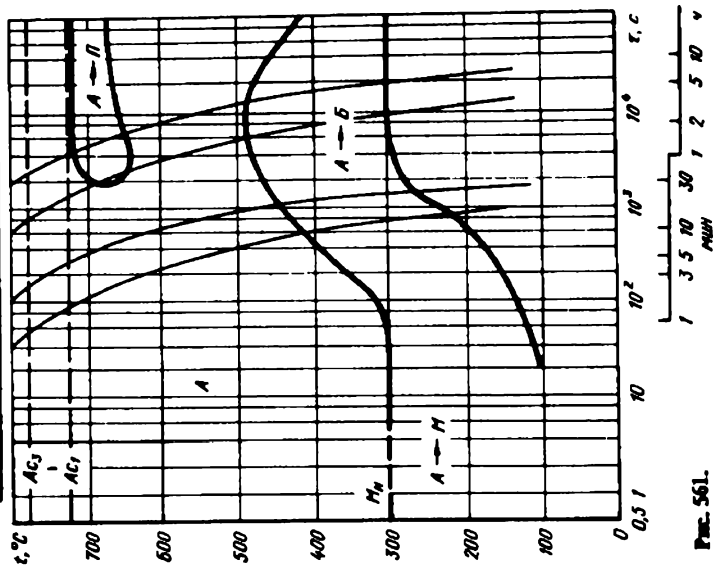


Рис. 561.

Сталь 12ХН3АФ [93]

C	Mn	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,98	2,67	0,50	0,05	690	830	370	920

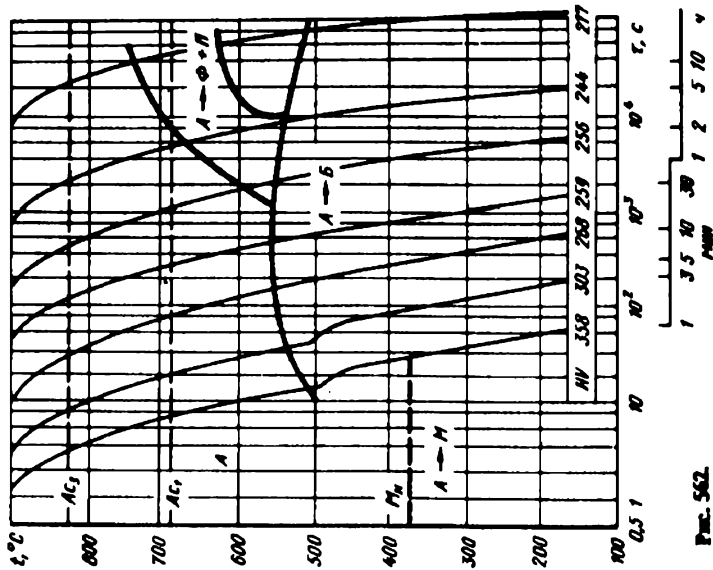


Рис. 562.

3.2. РЫСОРНО-ПРУЖИНЫЕ СТАЛИ

Сталь 65 [99]

C	Si	Mn	Cr	Ni	S	A ₁	M _H	t _H
0,68	0,22	0,34	—	—	—	—	720	300 1300

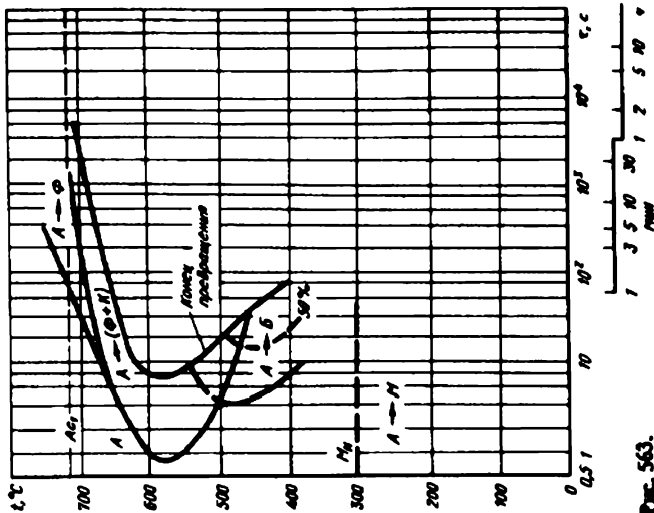


Рис. 563.

Сталь 75 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,75	0,33	0,70	0,17	0,20	725	775	230	800

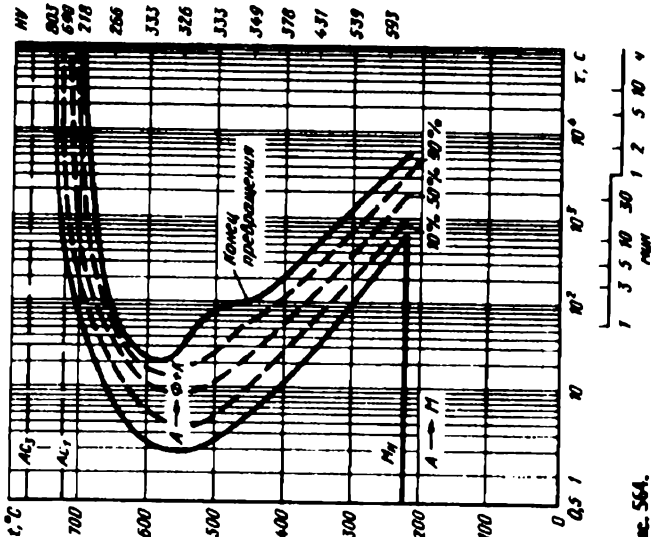


Рис. 564.

Сталь 75 с повышенным содержанием никеля
и меди [7]

C	Si	Mn	Cu	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,75	0,24	0,75	0,43	0,56	730	750	240 800

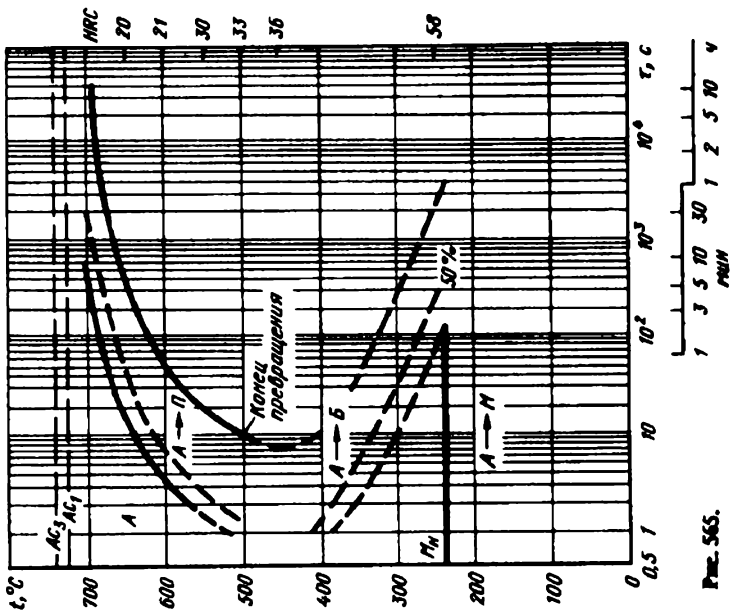


Рис. 565.

Сталь 50С
с повышенным содержанием марганца [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,50	0,53	0,23	0,05	—	730	780	330 845	

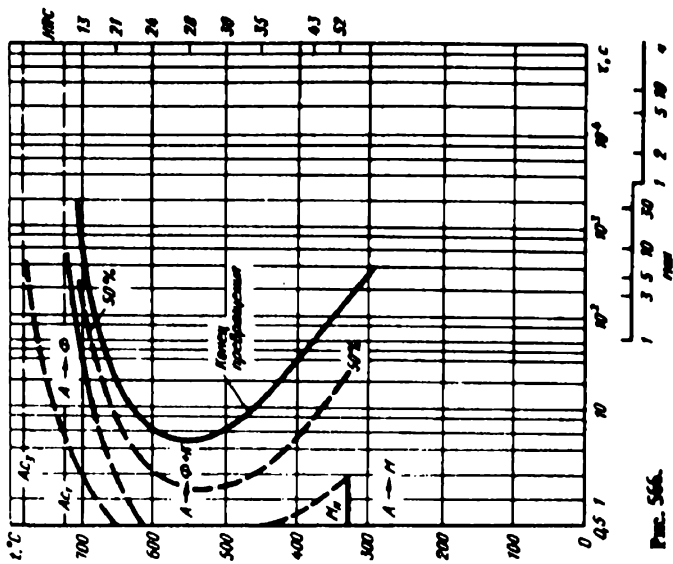


Рис. 566.

Сталь 60С [108]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,57	1,08	0,81	0,09	0,18	730	790	285	880

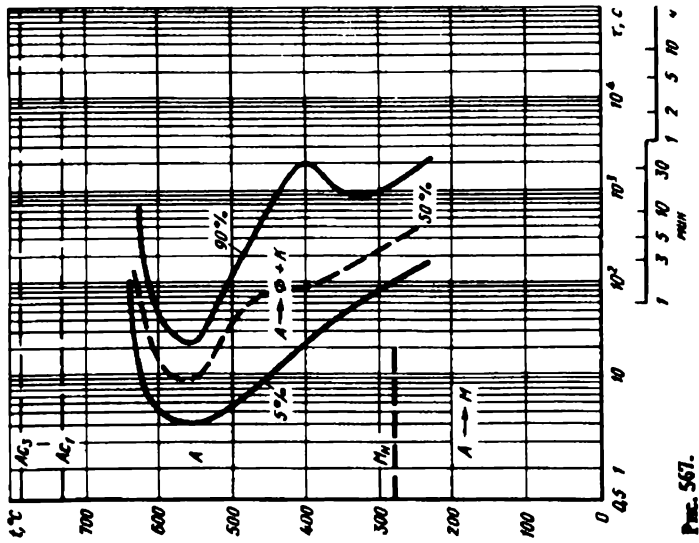


Рис. 567.

Сталь 108С 40С2 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,42	1,78	0,62	0,05	0,18	780	880	330	975

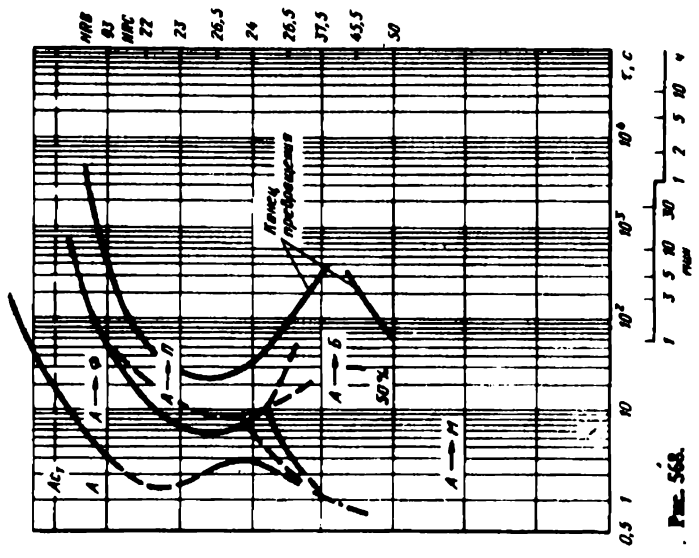


Рис. 568.

Сталь SSC2 [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,54	1,90	0,85	0,10	0,02	770	810	285	910

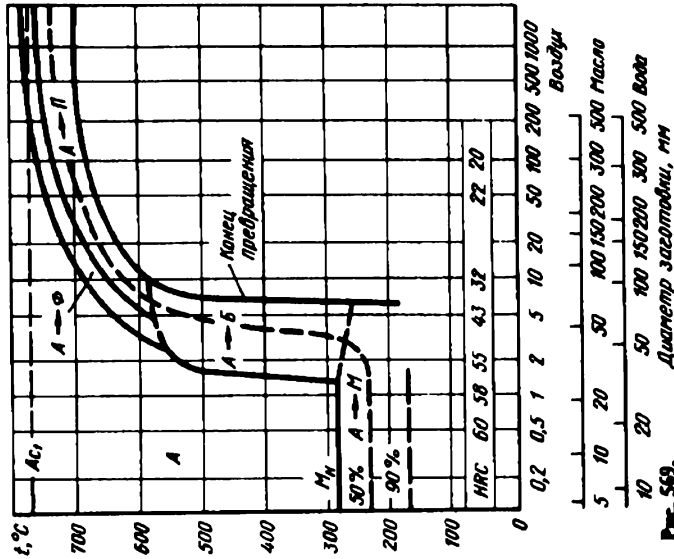


Рис. 569.

Сталь SSC2 [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,55	1,74	0,87	0,10	0,16	745	810	260	915

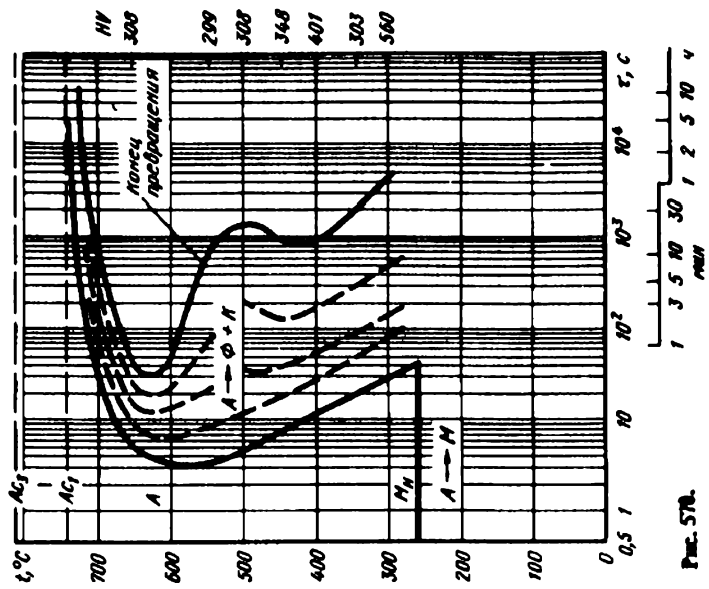
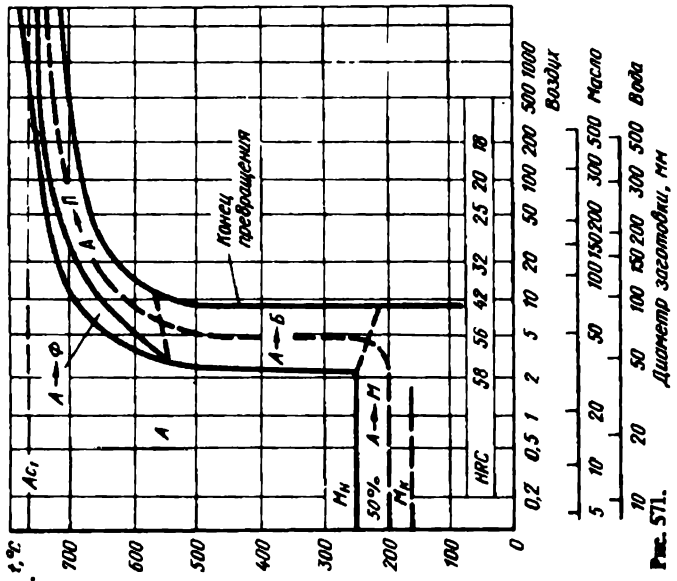


Рис. 570.

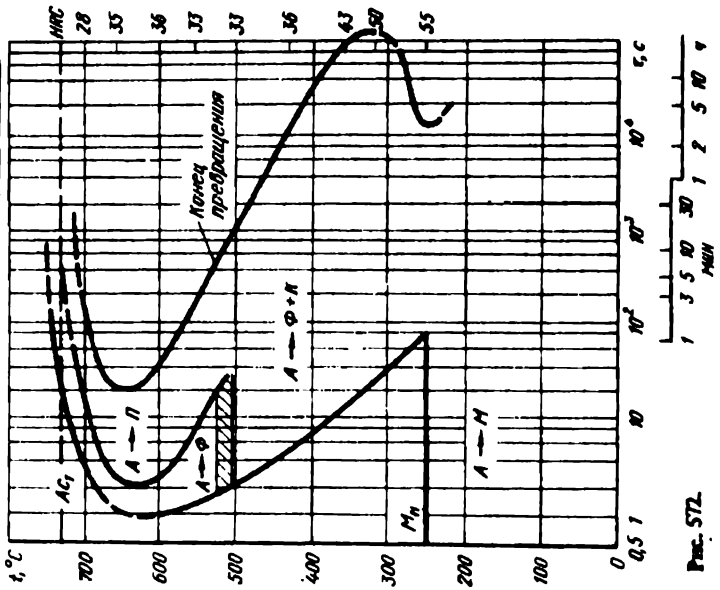
Сталь 60С2 [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,59	1,90	0,85	—	—	770	810	260	910



Сталь 60С2 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,62	2,01	0,82	0,07	—	730	805	250	880



Сталь 70C2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	A ₁	A ₃	t _H
0,73	1,62	0,73	0,10	0,12	0,19	750	775	845

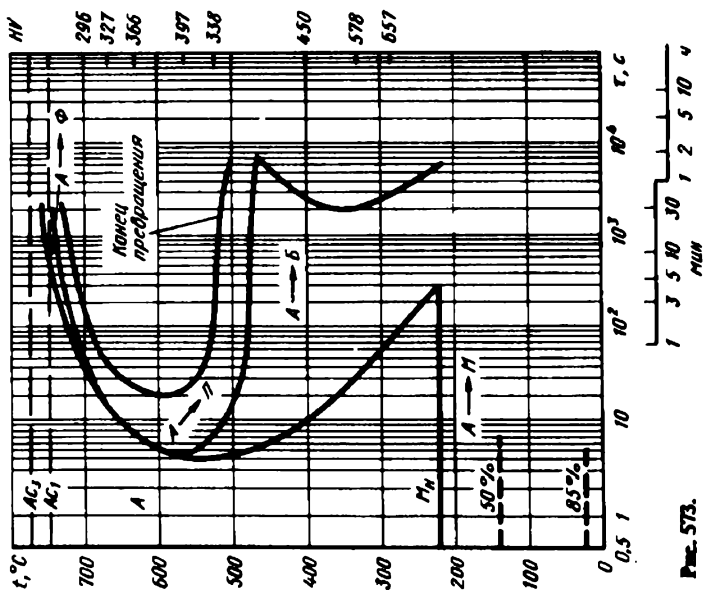


Рис. 573.

Сталь 70C2 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	A ₁	A ₃	t _H
0,73	1,62	0,73	0,10	0,12	0,19	750	775	845

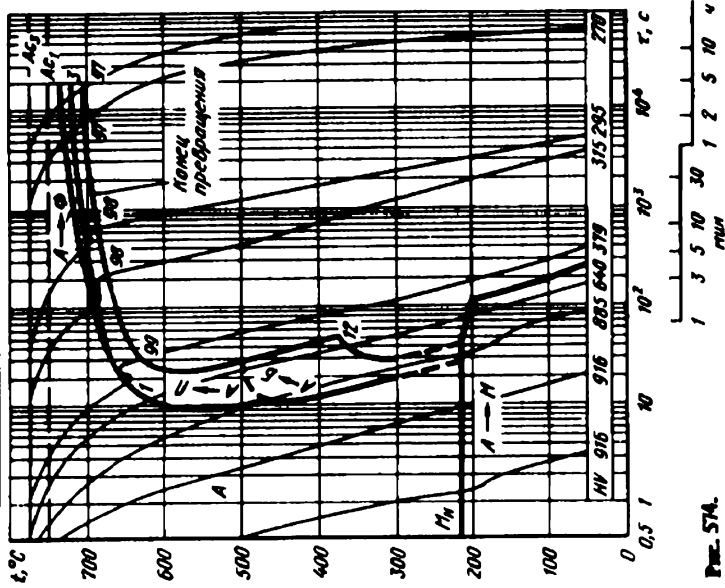


Рис. 574.

Сталь 50CA [1]

C	Si	Mn	Cr	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,51	3,80	0,25	0,32	810	-	310	1040

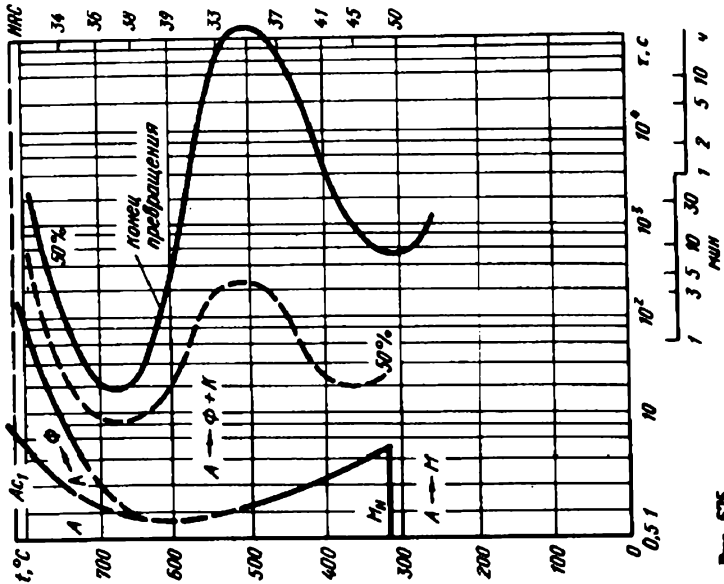


Рис. 575.

Сталь 65T [19]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,64	0,10	1,13	-	-	720	740	270	840

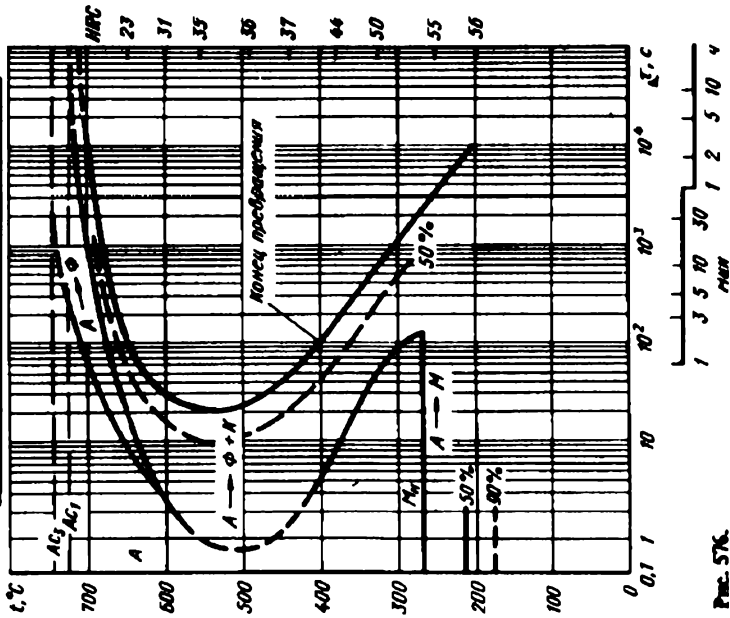


Рис. 576.

Сталь 70Г [6]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,74	0,26	1,11	Сл.	0,10	725	775	200	825

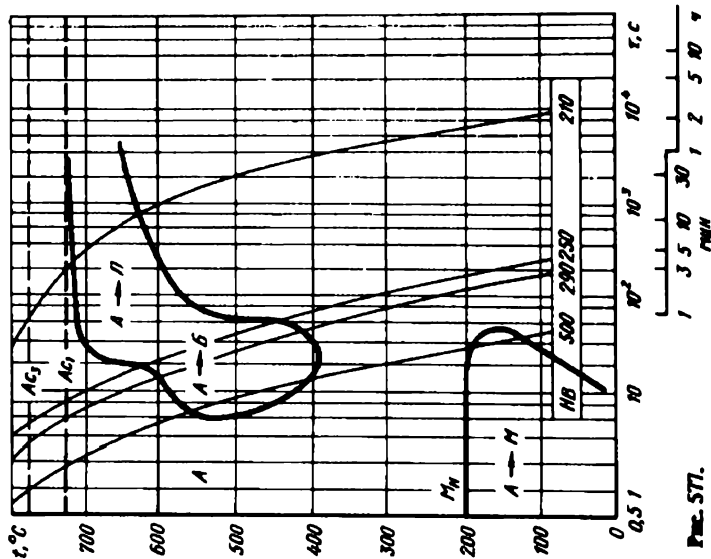


Рис. 571.

Сталь 60ГП [1]

C	Mn	Si	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,63	0,87	—	0,0018	720	740	285	815

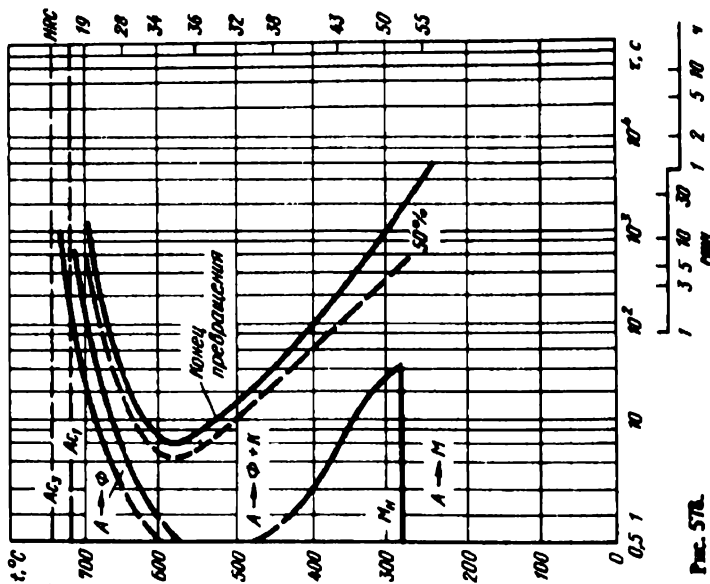


Рис. 572.

Сталь 65ГМ [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,68	—	0,87	—	0,24	725	750	230	900

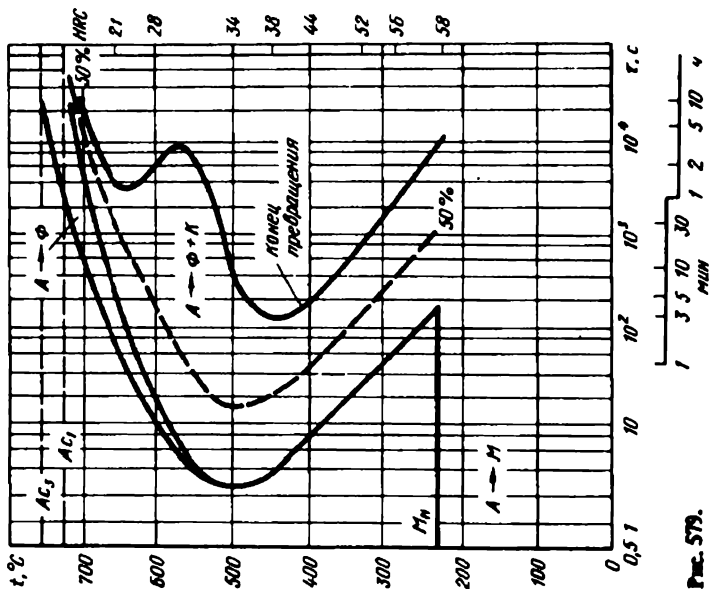


Рис. 579.

Сталь 60С2М [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,60	1,90	0,85	0,30	0,25	770	810	250	910

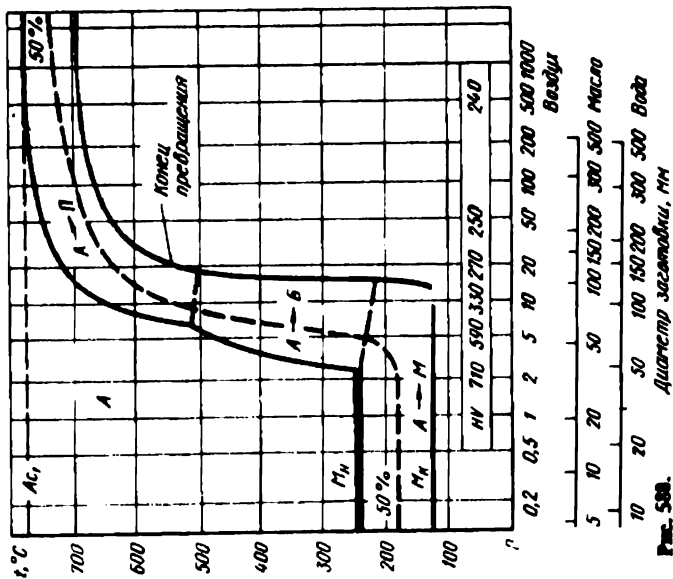


Рис. 580.

Сталь 55С2ТФ [109]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	1,62	1,13	0,01	0,06	0,30	782	831	880

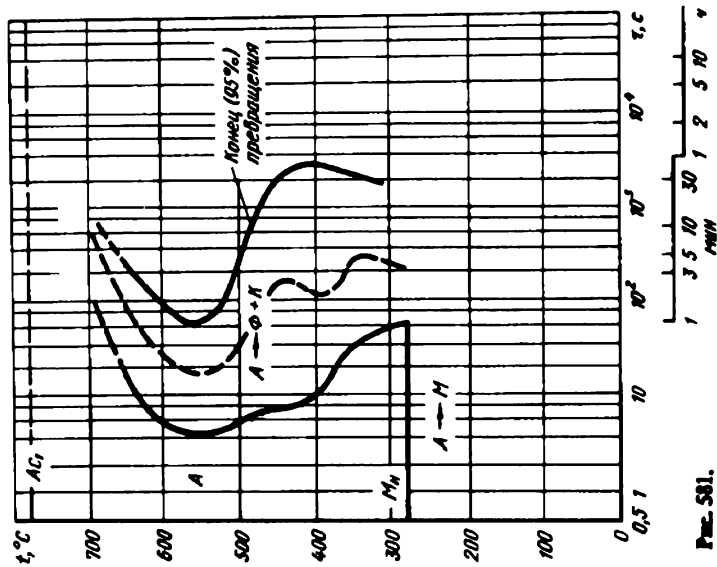


Рис. 581.

Сталь 55С2ТФ (с оспена) [109]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	1,68	1,15	0,01	0,05	0,30	778	827	880

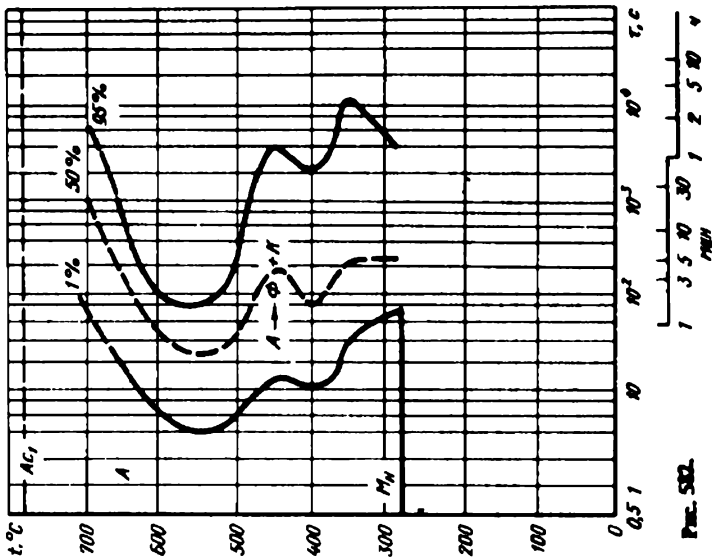


Рис. 582.

Сплав 70С2Х [116]

C	Si	Cr	Mn	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,72	1,47	0,72	--	--	740	770	260	900

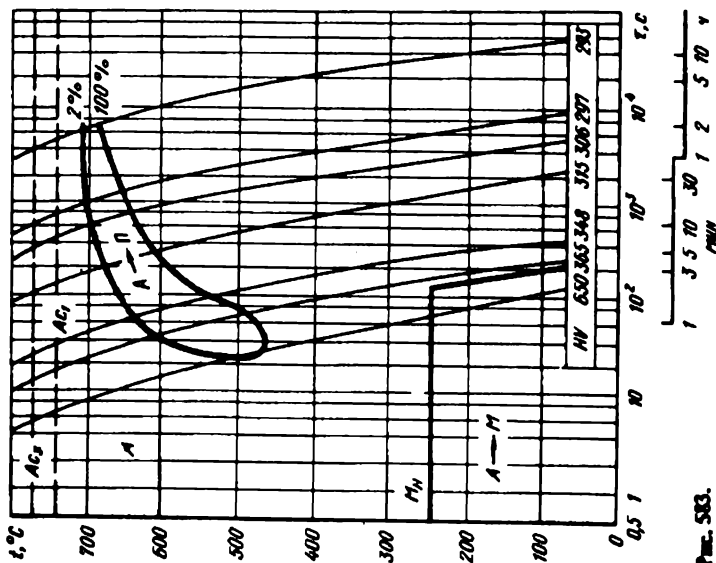


Рис. 583.

Сплав 55Х17 [111]

C	Si	Mn	Cr	B	Ti	A ₁	t _H
0,57	0,36	1,03	1,14	0,037	0,057	720	850

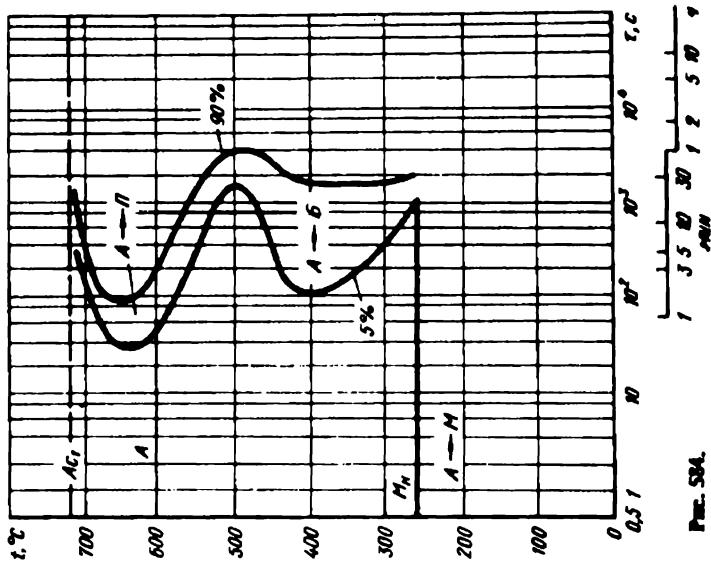


Рис. 584.

Сталь 55Х1П [111]

C	Si	Mn	Cr	B	Ti	A ₁	A ₂	t _H
0,57	0,36	1,03	1,14	0,037	0,057	720	1100	

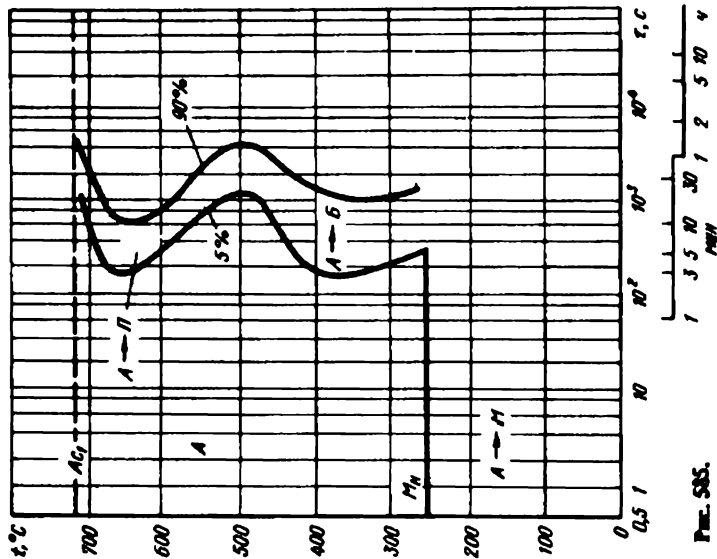


Рис. 585.

Сталь 60ХТ [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,61	-	0,94	0,88	-	730	-	240	845

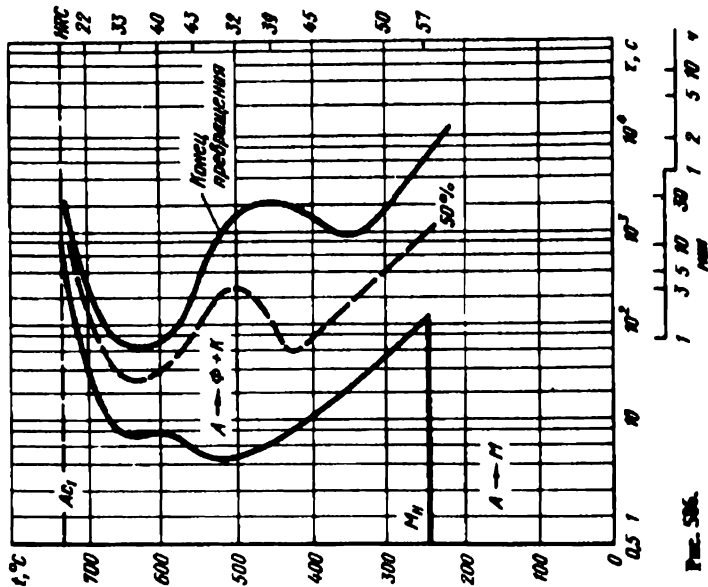


Рис. 586.

Сталь 50ХГФ [107]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,50	0,26	0,91	1,07	0,06	0,12	735	770	840

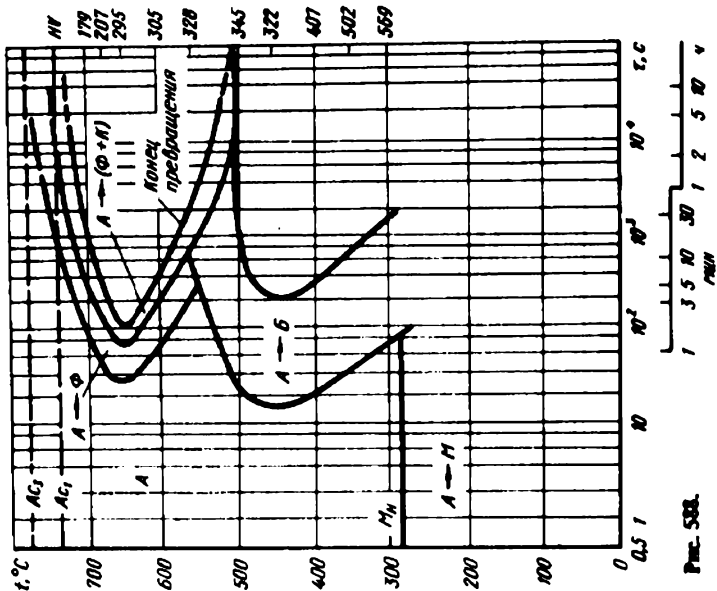


Рис. 588.

Сталь типа 60ХГП [1]

C	Mn	Cr	Ni	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,64	0,88	0,83	-	0,0006	730	-	225	845

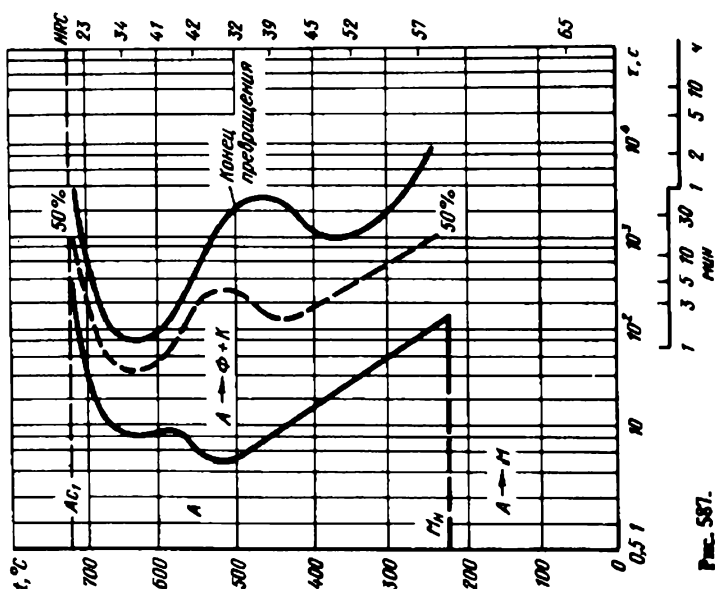


Рис. 587.

Сталь 50ХГ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,47	0,38	1,04	1,20	0,06	0,18	720	770	880

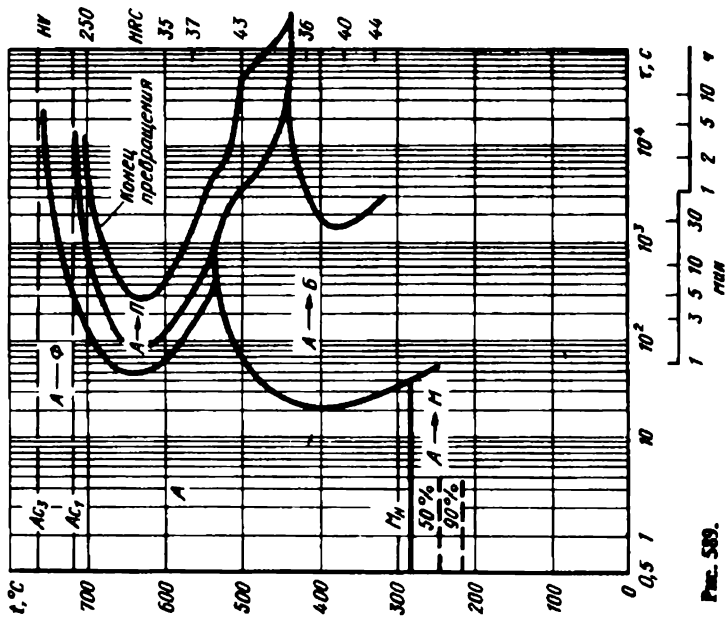


Рис. 589.

Сталь 50ХГ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,47	0,38	1,04	1,20	0,06	0,18	720	770	880

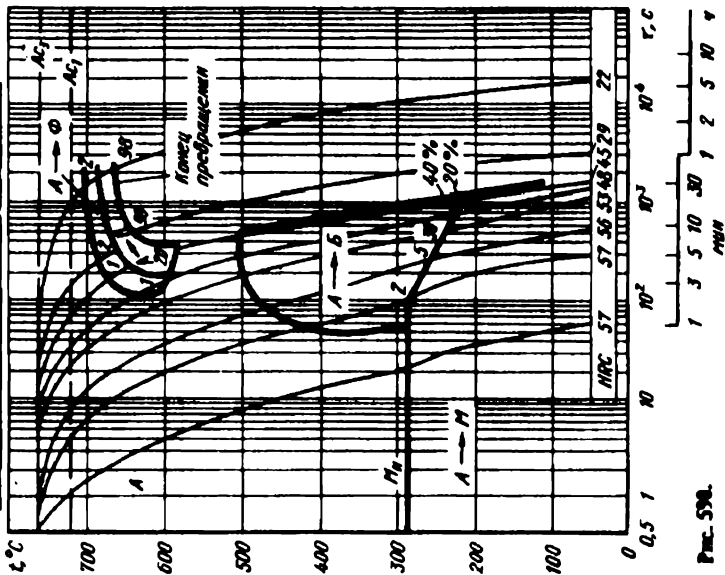


Рис. 590.

Сталь 50ХТФ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,47	0,38	1,04	1,20	0,06	0,18	720-770	1050	

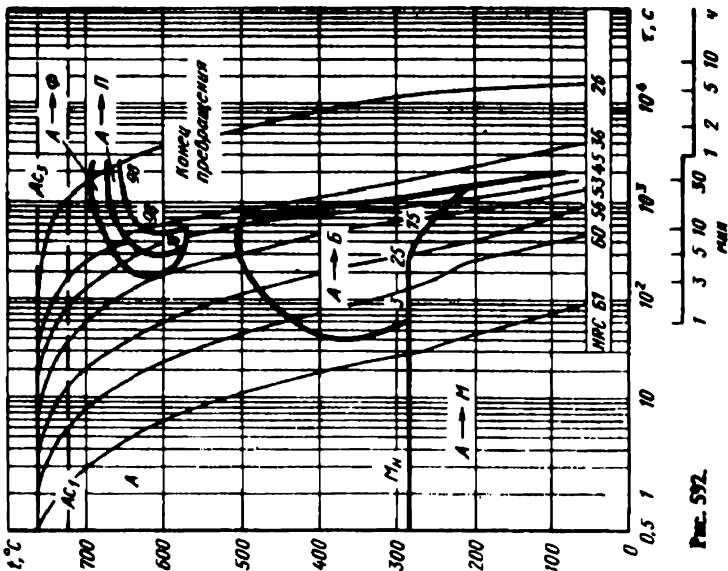


Рис. 592.

Сталь 50ХТФ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,47	0,38	1,04	1,20	0,06	0,18	720-770	1050	

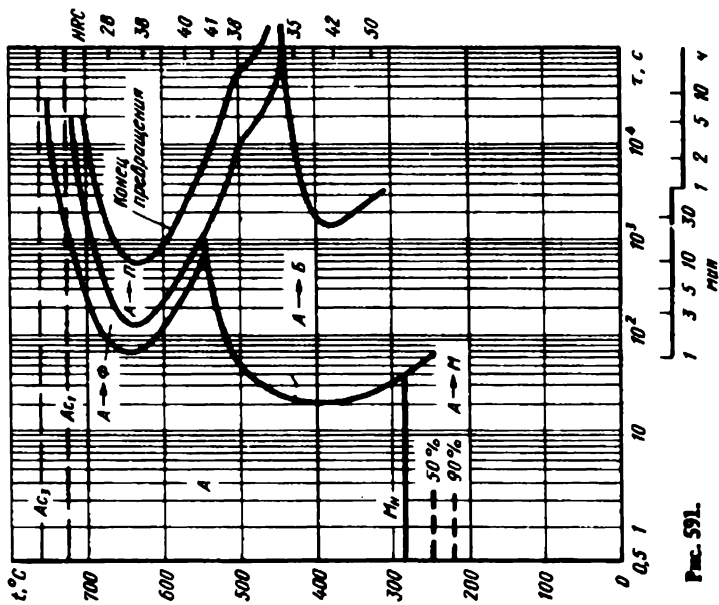


Рис. 591.

Сталь 55X1 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,22	0,98	1,02	0,01	0,11	725	760	880

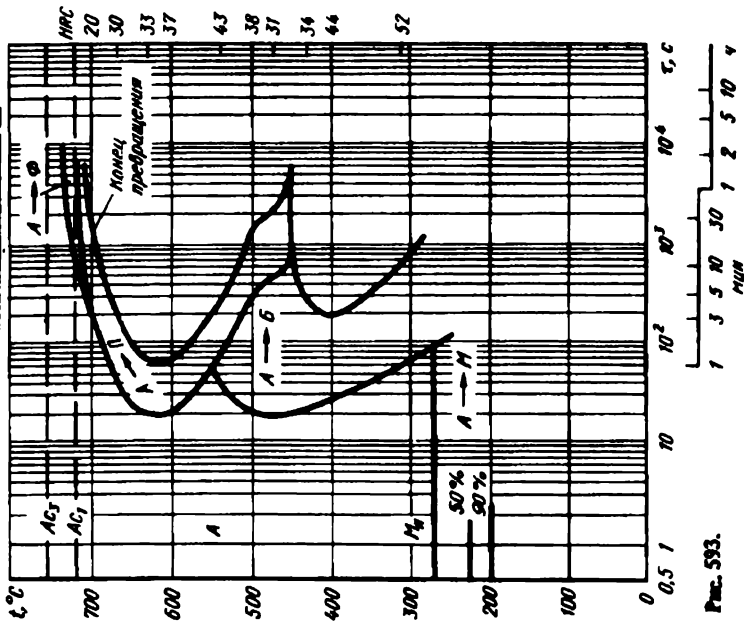


Рис. 593.

Сталь 55X1 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,22	0,98	1,02	0,01	0,11	725	760	880

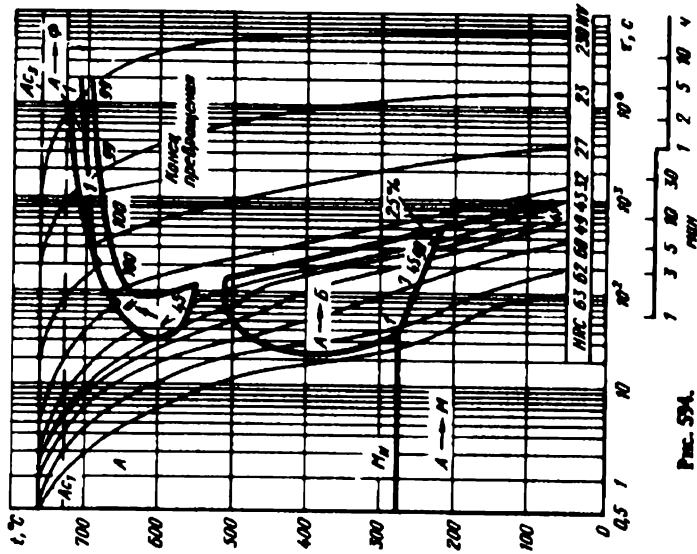


Рис. 594.

Сталь 55ХГ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,22	0,98	1,02	0,01	0,11	725	760	1050

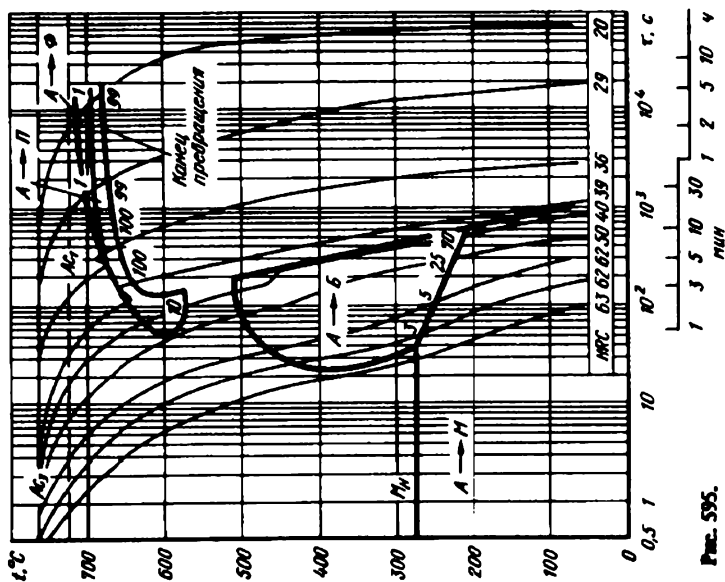


Рис. 555.

Сталь 55ХМ [107]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,57	0,24	0,76	1,07	0,45	0,19	760	790	925

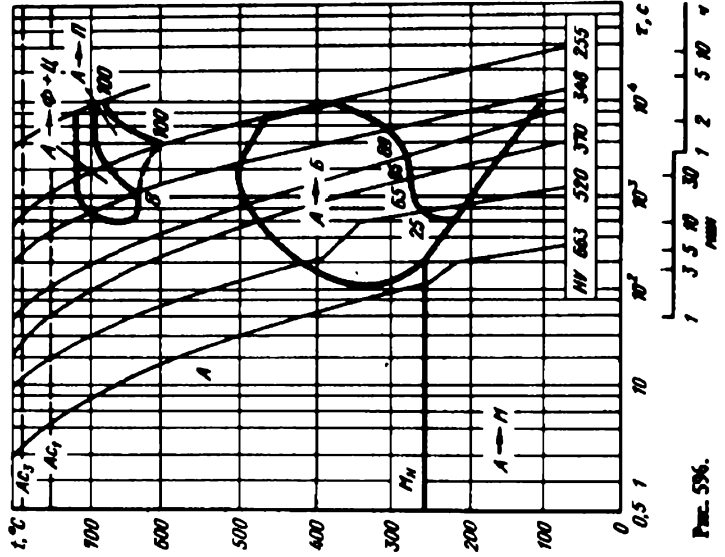


Рис. 556.

Сталь 50ХГТМ [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,50	1,48	1,05	1,20	—	0,20	790	815	875

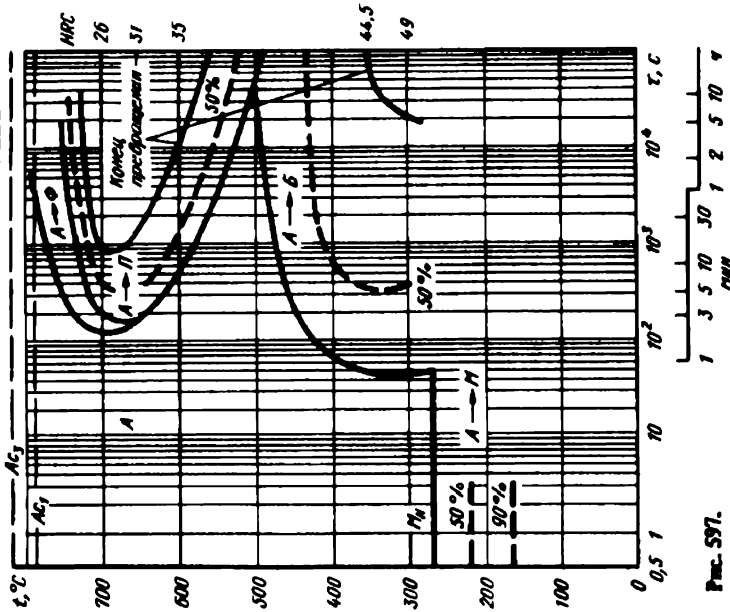


Рис. 597.

Сталь 60ХГЦ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,58	0,89	0,81	1,27	0,06	0,11	745-800	870	

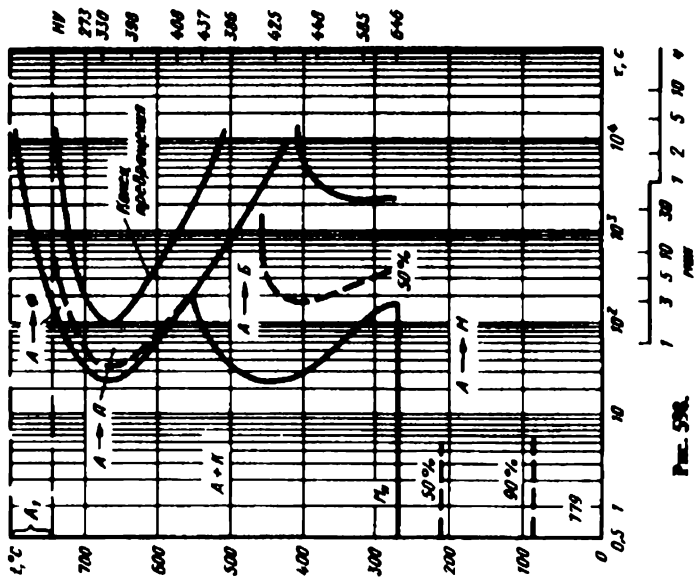
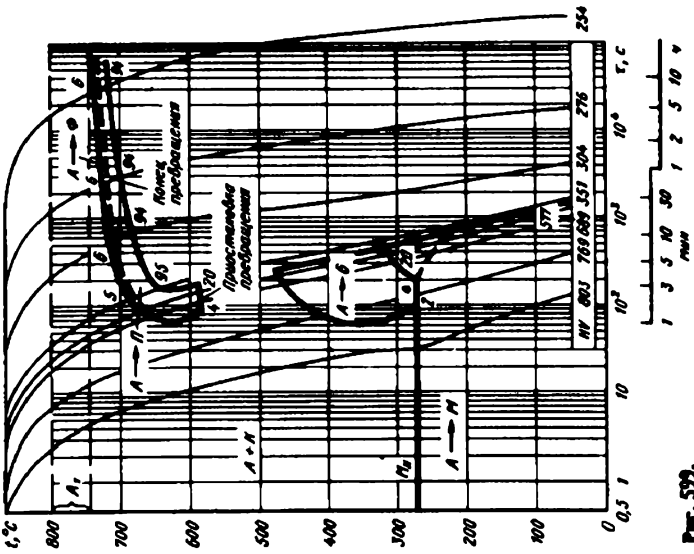


Рис. 598.

Сталь 60ХТФ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	A ₃	t _H
0,58	0,89	0,81	1,27	0,06	0,11	745-800	870	



3.3. СТАЛИ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ (ТЕПЛОСТОЙКИЕ, КОРРОЗИОНСТОЙКИЕ, ЖАРОПРОЧНЫЕ, ВЗНОСОСТОЙКИЕ)

Сталь 15ХСМ [112]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	M _п	t _н
0,08	—	0,26	4,82	0,56	0,05	—	425	920

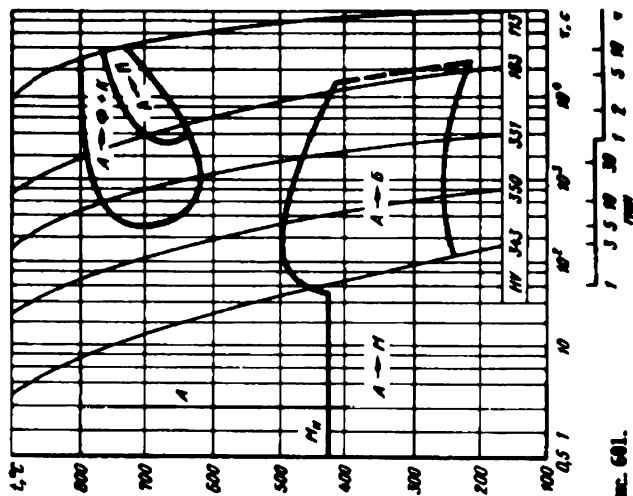


Рис. 601.

Сталь 15ХСМ [15]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _п	t _н
0,10	0,47	0,54	5,37	0,58	0,20	0,20	450	945

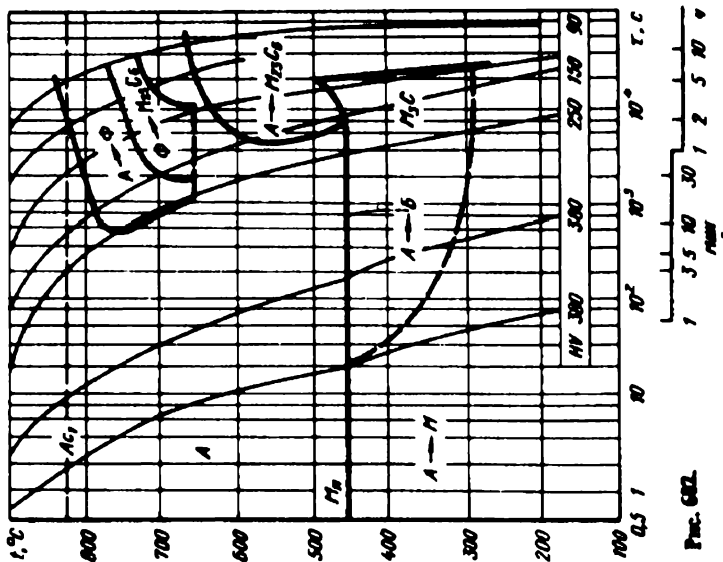


Рис. 602.

Сталь 15XSM [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H t _H
0,14	0,26	0,45	4,66	—	0,56	780	850	450 920

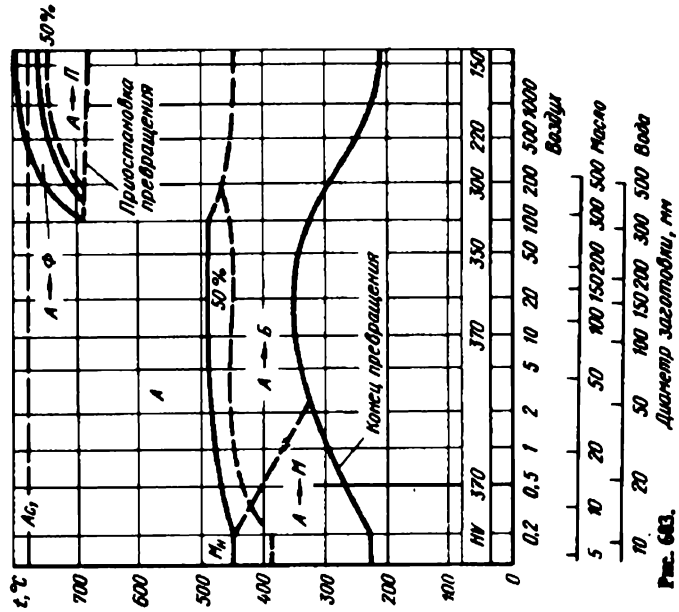


Рис. 683.

Сталь типа 15XSM/C с повышенным содержанием кремния и хрома [15]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H t _H
0,08	0,68	0,53	6,31	—	0,56	805	875	430 930

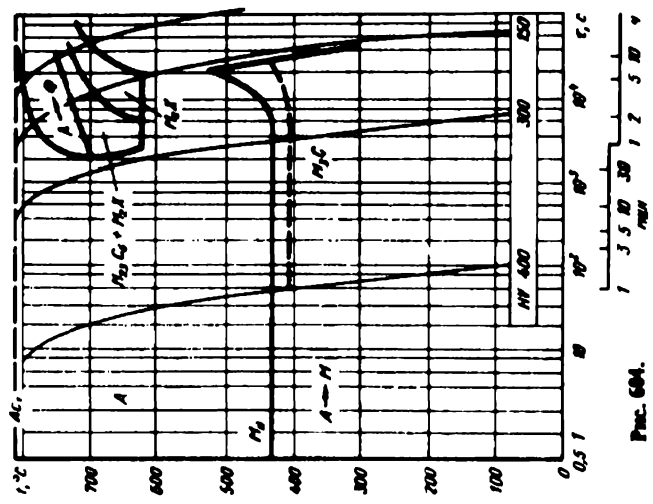
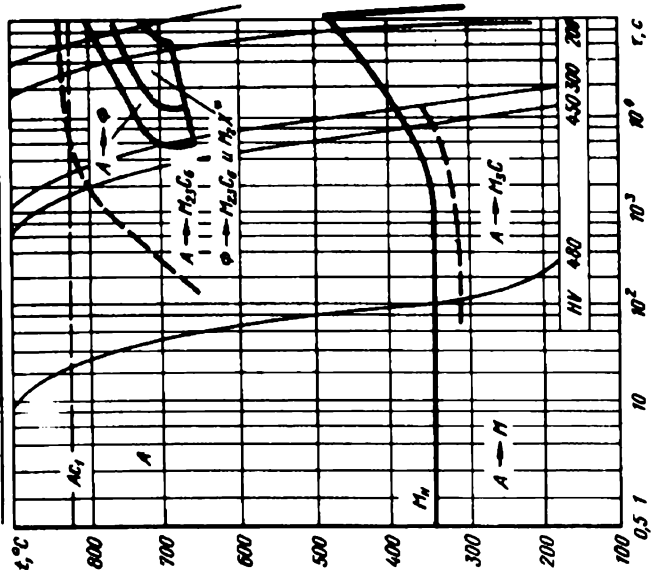


Рис. 684.

Сплав типа 15X8M2 [15]

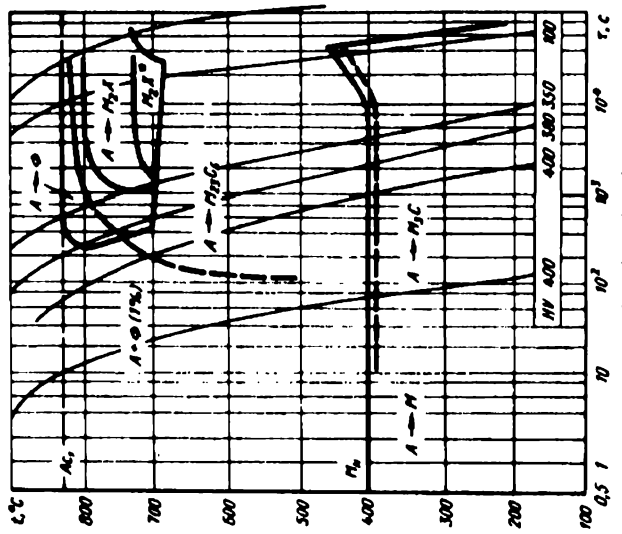
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,19	0,34	0,46	7,89	—	2,02	830	350	1050



M₂A^φ - выделение по границам зерен

Сплав типа 12X9M1 [15]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,09	0,62	0,30	9,29	1,01	825	—	400	970



M₂A^φ - выделение по границам зерен

Сталь типа 12Х9М [2]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,12	0,30	0,70	9,00	1,00	810	870	330	1000

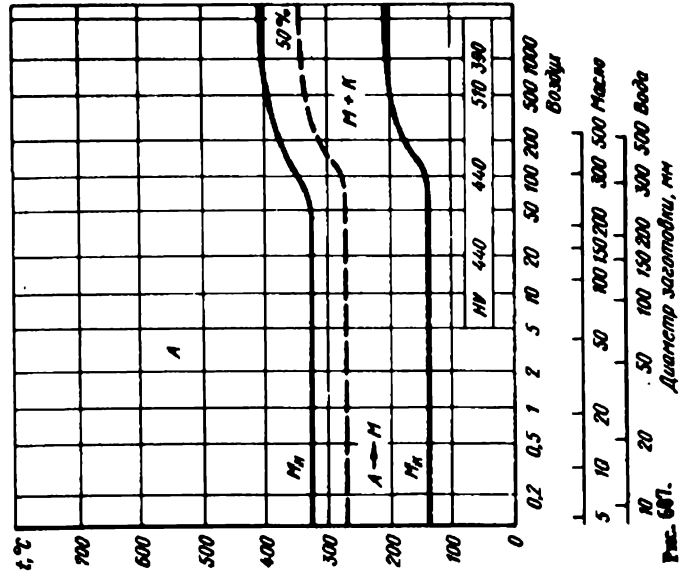


Рис. 661.

Сталь 12ХМД1ВФФ (ЭИ586) [26]

C	Cr	Mo	W	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
					875	915	400	980

Состав в пределах марки

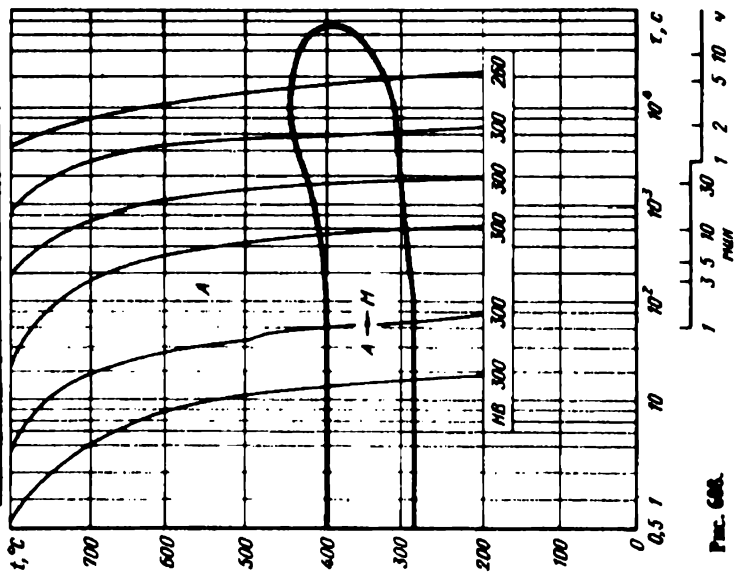


Рис. 662.

Сталь 15X9CMΦ [112]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,75	0,59	9,22	0,94	880	940	330	980

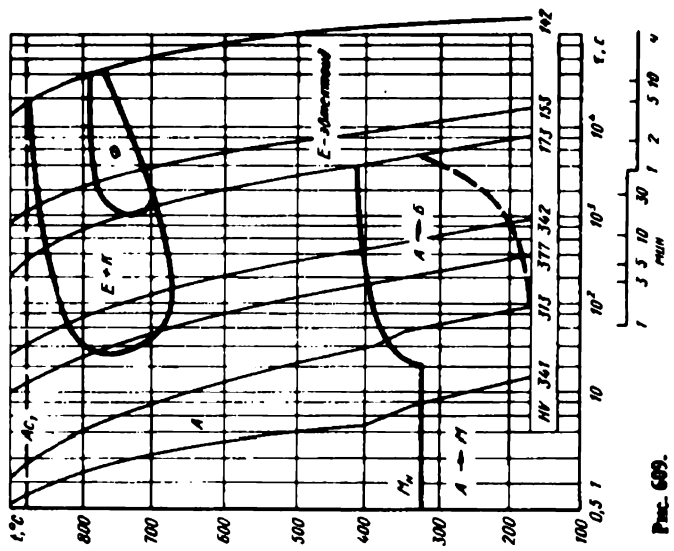


Рис. 669.

Сталь 18X12AMГΦ [99]

C	Cr	Ni	Mo	V	N	A ₁	M _H	t _H
0,18	12,07	0,63	0,90	0,31	0,03	820	290	1050

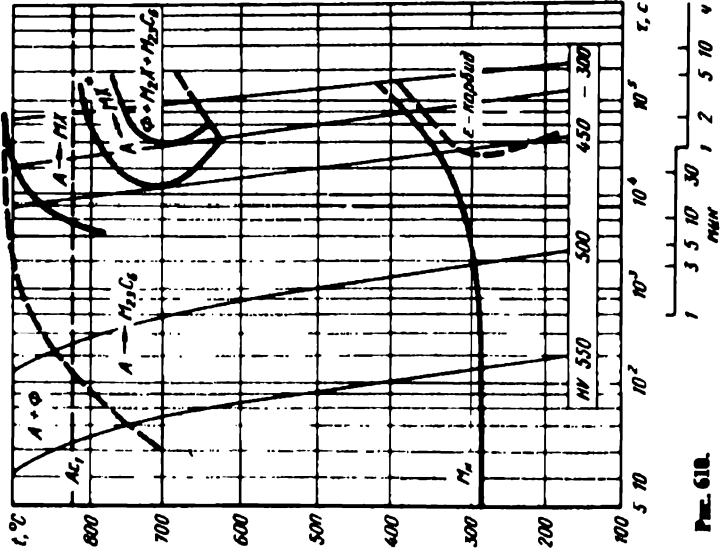


Рис. 610.

Сталь 20Х12ВНМФ [112]

C	Cr	Ni	Mo	V	W	A ₁	M _H	t _H
0,19	12,12	0,92	1,09	0,28	0,58	—	245	1050

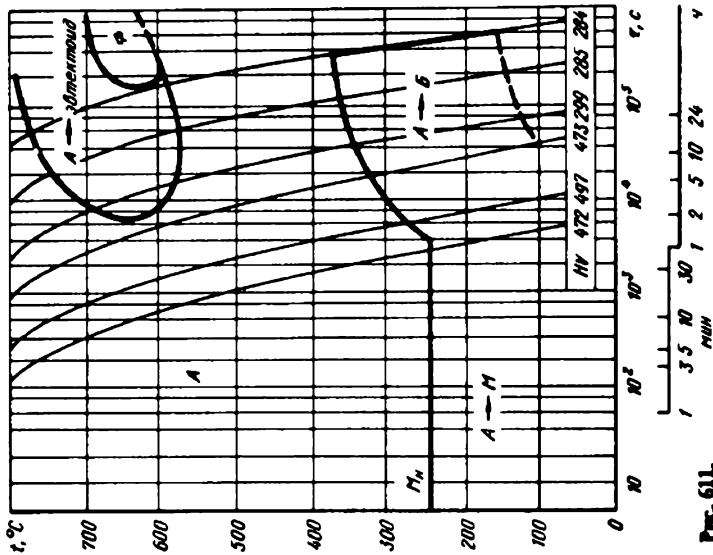


Рис. 611.

Сталь типа 20Х12ВНМФ
с пониженным содержанием углерода [99]

C	Cr	Ni	Mo	V	W	A ₁	M _H	t _H
3,23	12,7	0,44	1,01	0,32	0,46	860	240	—

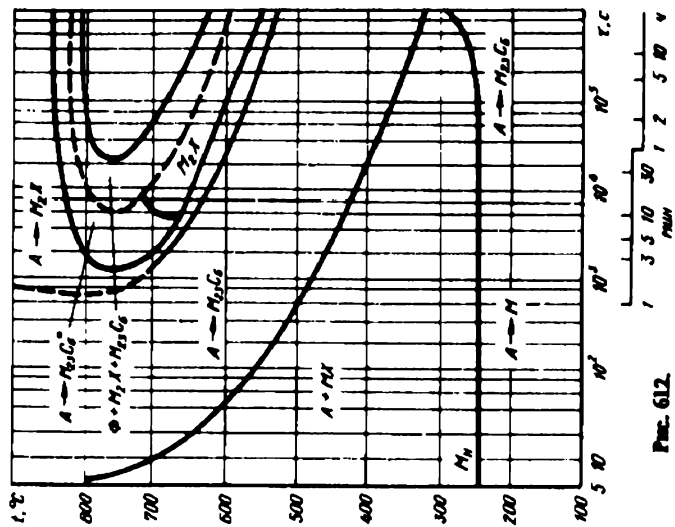


Рис. 612.

Сталь 68X13 [121]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,05	0,35	0,20	13,43	—	860	1010	420	980

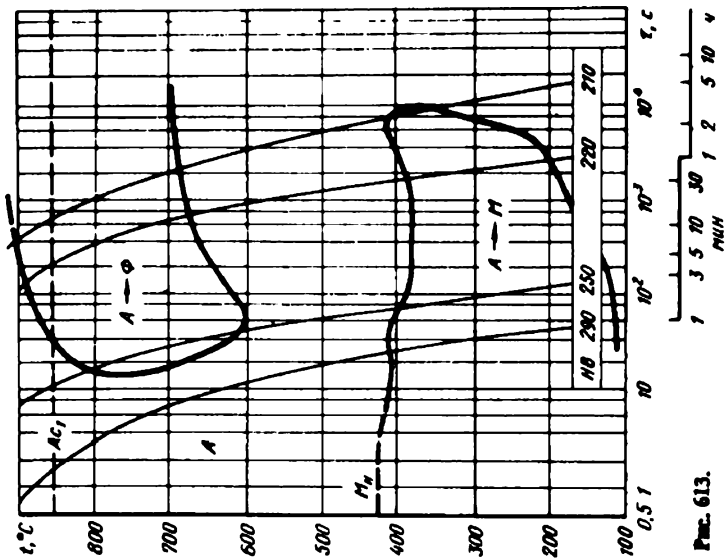


Рис. 613.

Сталь 68X13 [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,07	0,40	0,50	13,0	0,20	800	860	340	980

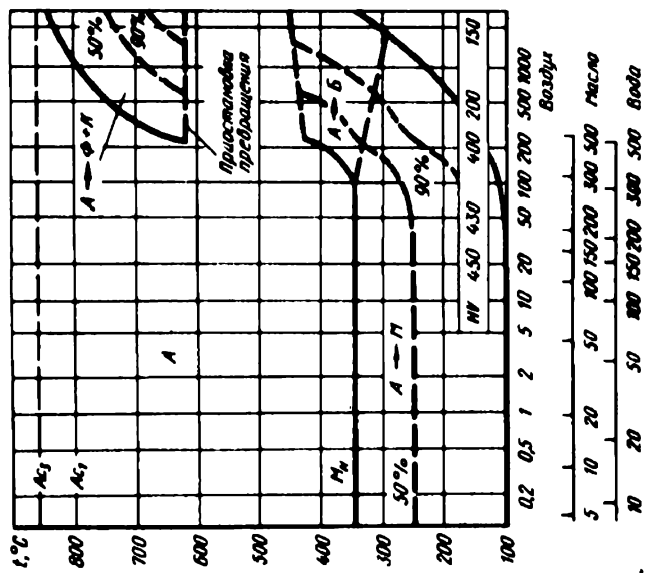


Рис. 614.

Сплав 12X13 [121]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,37	0,18	13,53	-	870	990	340	1040

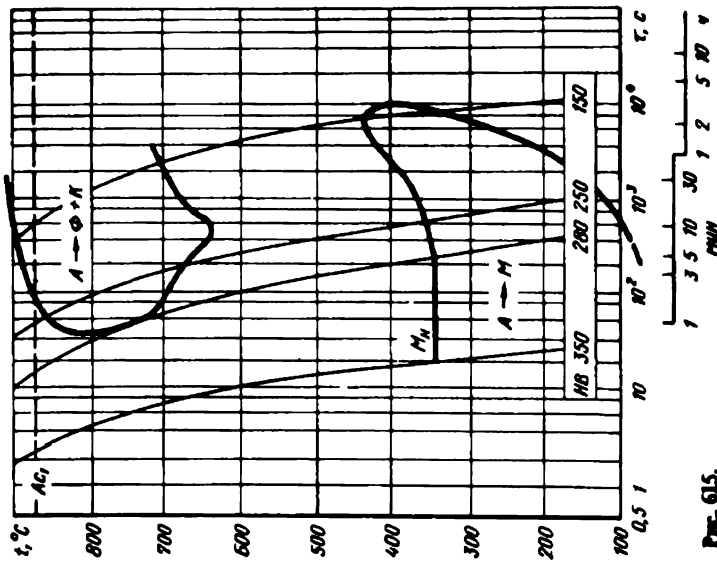


Рис. 615.

Сплав 20X13 с азотом [99]

C	Si	Mn	Cr	V	N	A ₁	M _H	t _H
0,22	0,47	0,44	13,50	0,03	0,05	810	300	1020

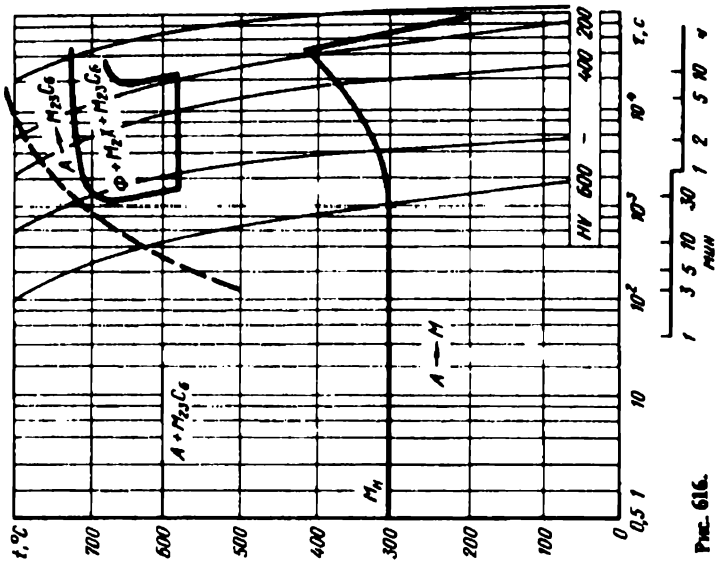


Рис. 616.

Сталь 20Х13 [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	f _H
0,24	0,37	0,27	13,80	0,32	820	860	305	960

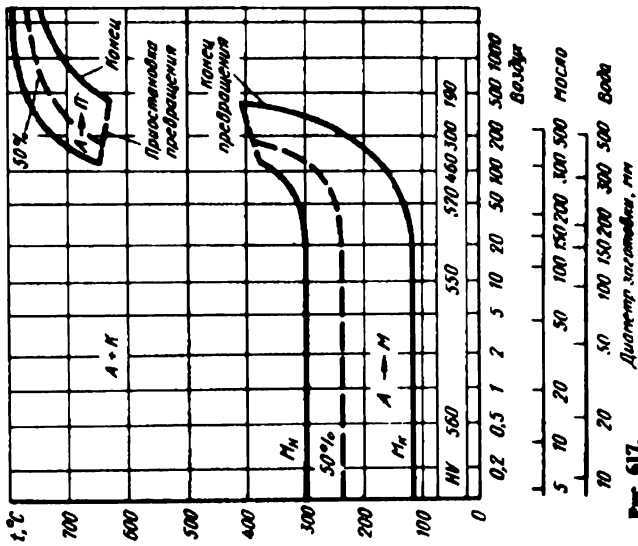


Рис. 617.

Сталь 30Х13 [113]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M _H	f _H
0,25	0,37	0,29	13,40	0,13	790—840	240 980

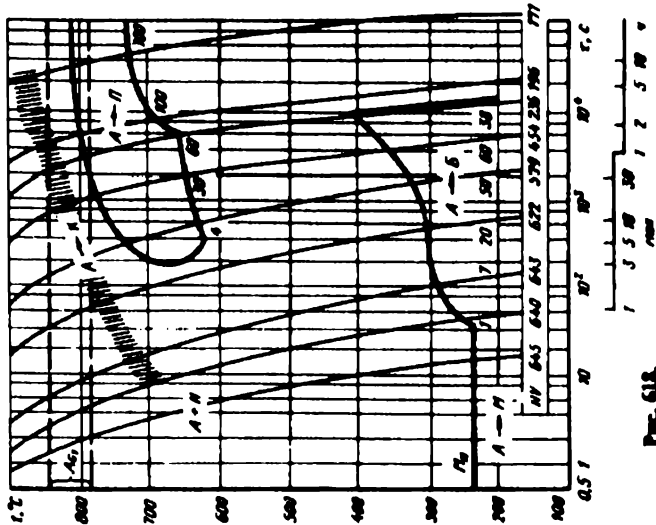


Рис. 618.

Сталь 30X13 [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,32	0,30	0,30	13,0	0,20	810	870	290	960

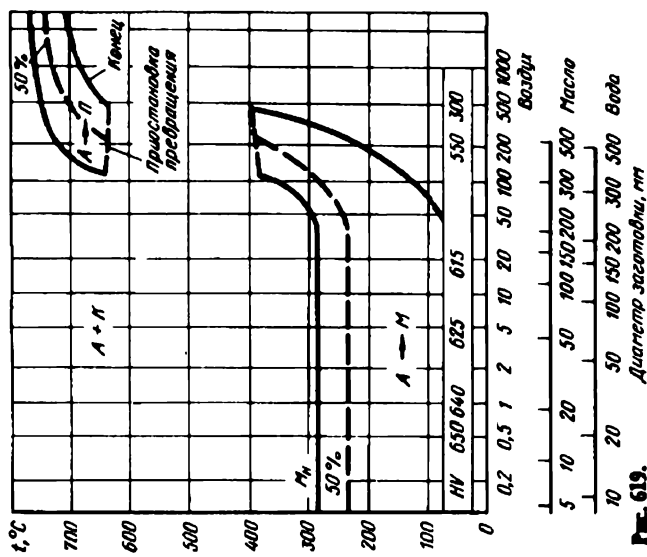


Рис. 619.

Сталь 40X13 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал	M _H	t _H
0,44	0,30	0,20	13,12	0,31	790-850	270	980

A₁

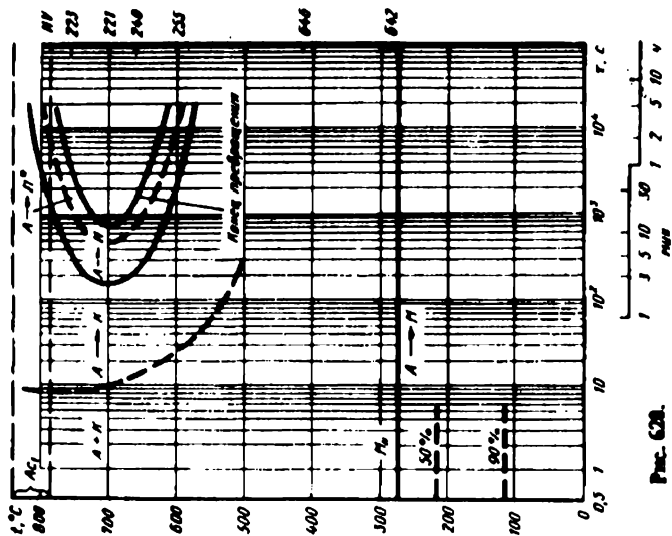


Рис. 620.

Сталь 40Х13 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M_H	t_H
0,44	0,30	0,20	13,12	0,31	790—850	270 980

A_1

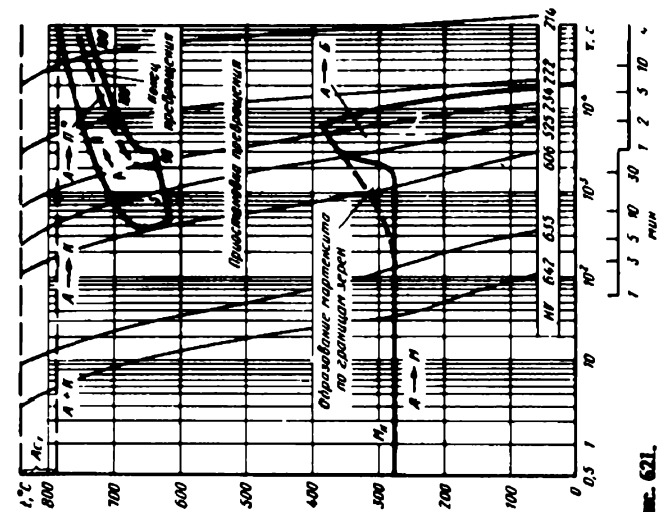


Рис. 621.

Сталь 40Х13 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M_H	t_H
0,44	0,30	0,20	13,12	0,31	790—850	145 1050

A_1

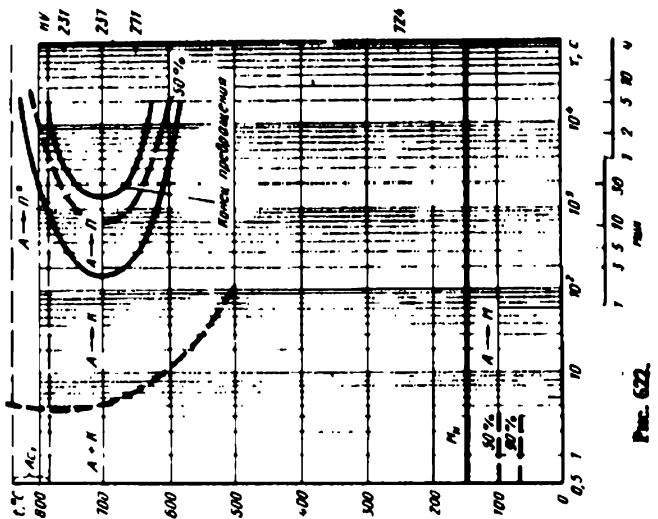


Рис. 622.

Сталь 40X13 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M_{H_1}	t_H
0,44	0,30	0,20	13,12	0,31	790—850	145
						A_1

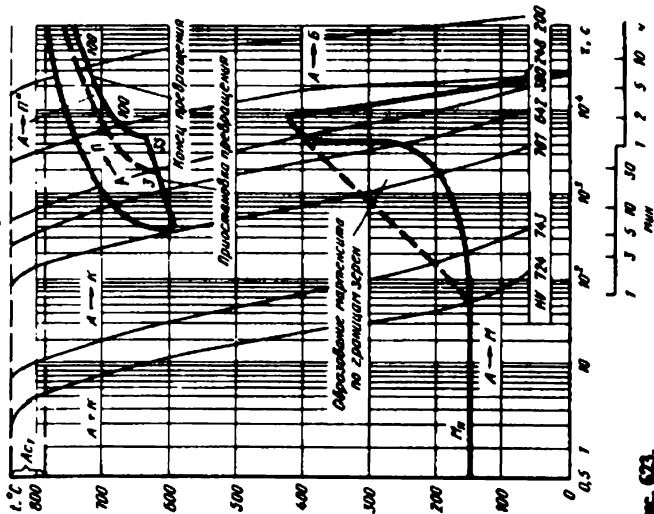


Рис. 623.

Сталь типа 20X20 с азотом [114]

C	Si	Mn	Cr	Ni	N	A_1	M_{H_1}	t_H
0,17	0,56	0,46	20,96	0,35	0,12	925	160	1260

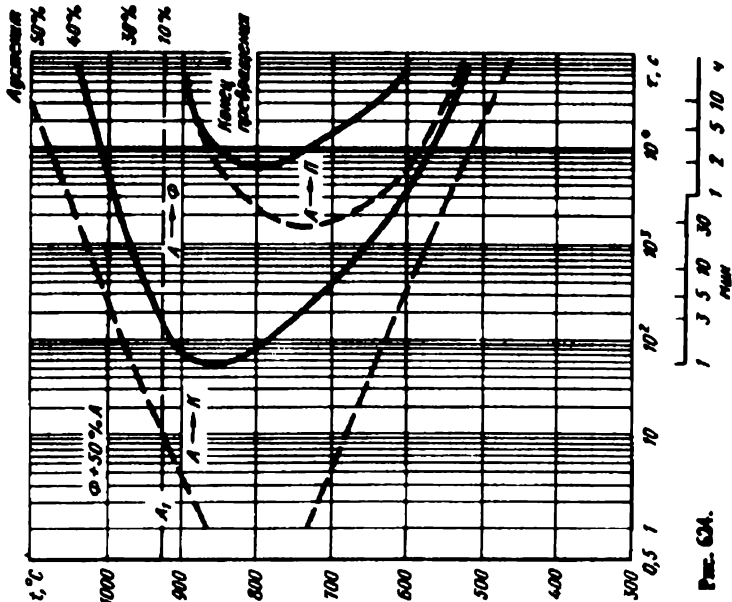


Рис. 624.

Сталь марка 25X25 с азотом [114]

C	Si	Mn	Cr	Ni	N	A ₁	t _H
0,24	0,42	0,46	24,85	0,26	0,17	1050	1260

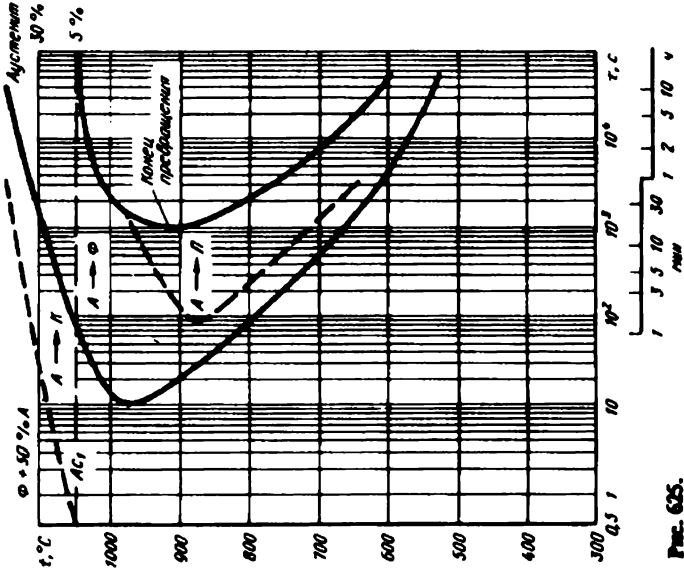


Рис. 625.

Сталь марка 20X17H2 [35]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,41	0,67	17,30	2,40	635	—	190	1050

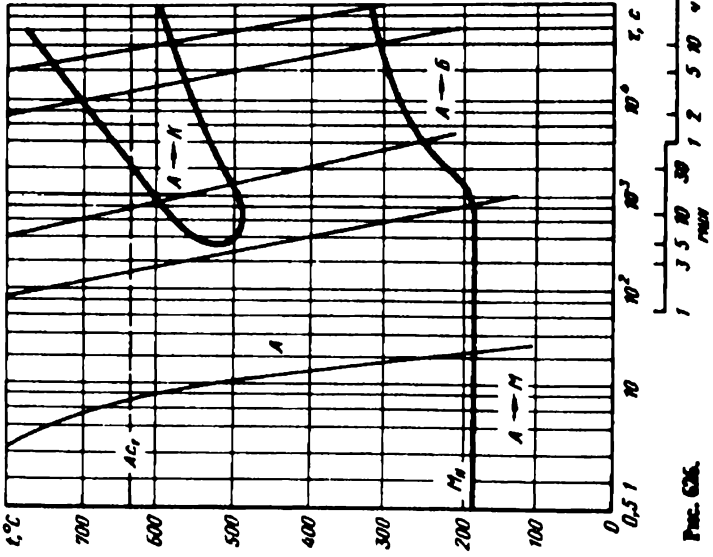


Рис. 626.

Сталь 110Г13 [115]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	t _H
1,18	0,26	12,28	--	--	--	Около -200	1050

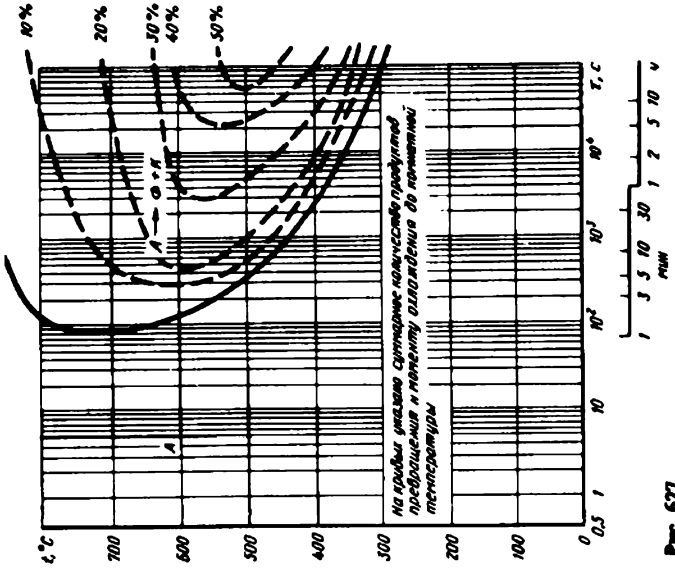


Рис. 627.

Сталь 110Г13 [115]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	t _H
1,18	0,26	12,28	--	--	--	Около -200	1050

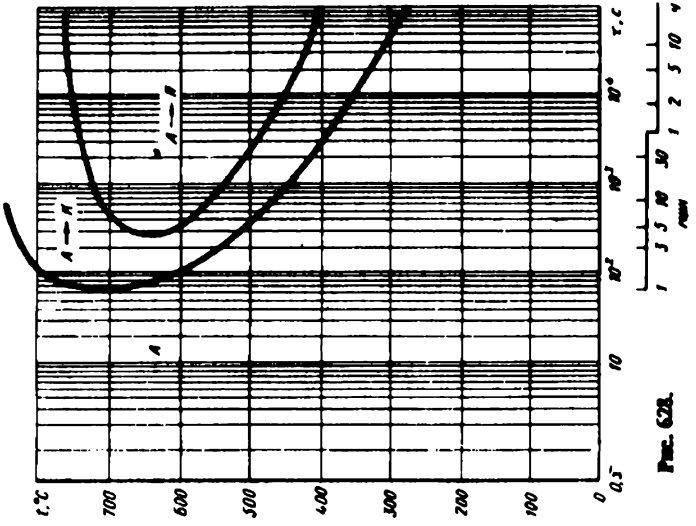


Рис. 628.

Сталь типа 110Г13
с повышенным содержанием углерода [116]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	t _H
0,83	0,62	13,10	0,11	0,15	—	—	1050

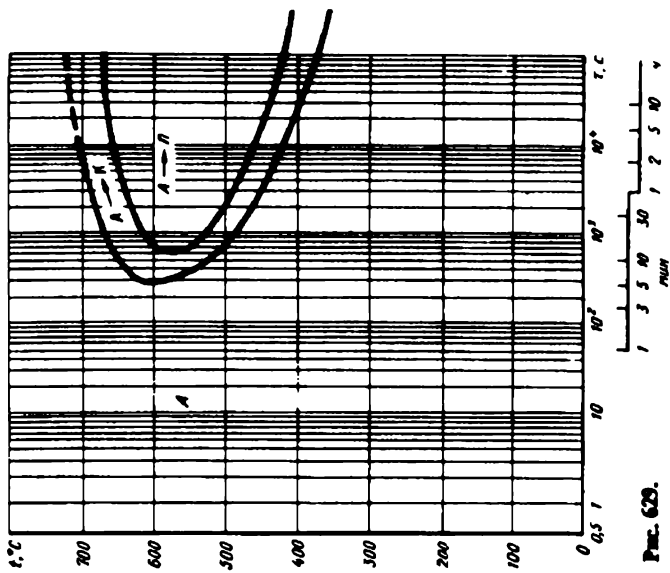


Рис. 629.

Сталь 110Г13 [116]

C	Si	Mn	Ni	Cu	M _H	t _H
1,28	0,35	12,40	0,28	0,23	Около	200 1050

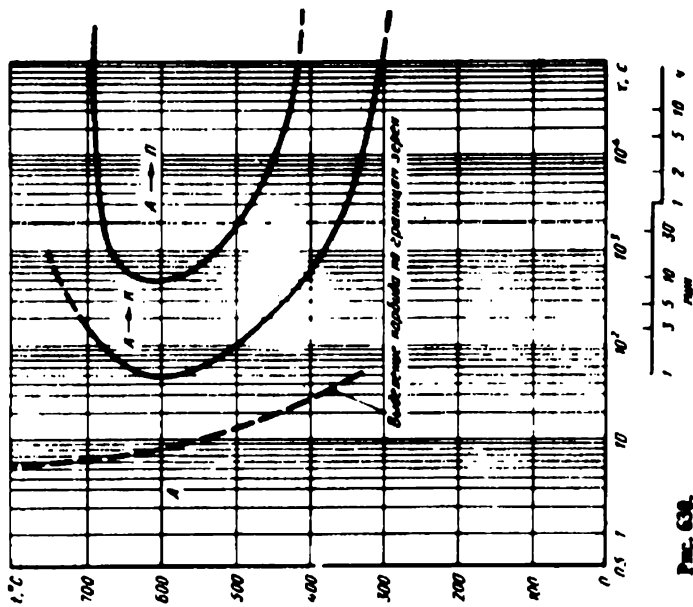


Рис. 630.

Сплав У8 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,76	0,22	0,29	0,11	0,07	720	740	245	810	

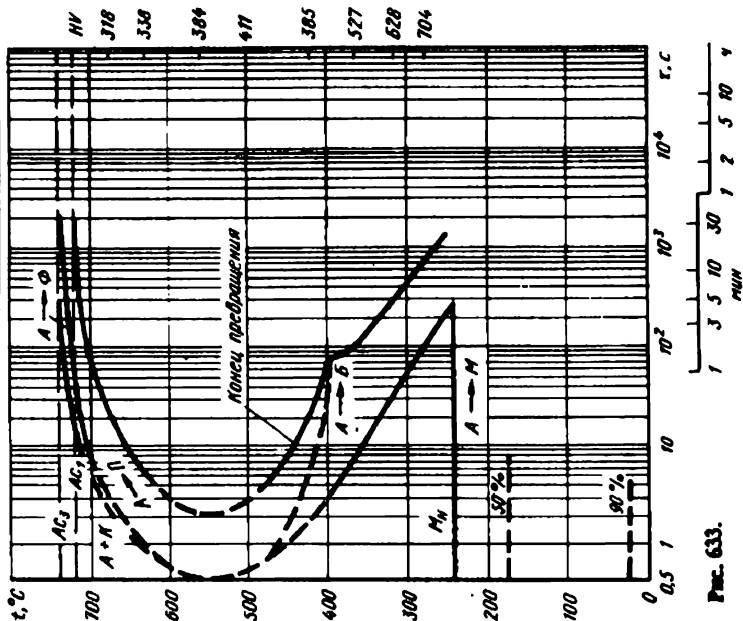


Рис. 633.

Сплав У8 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,76	0,22	0,29	0,11	0,07	720	740	245	810

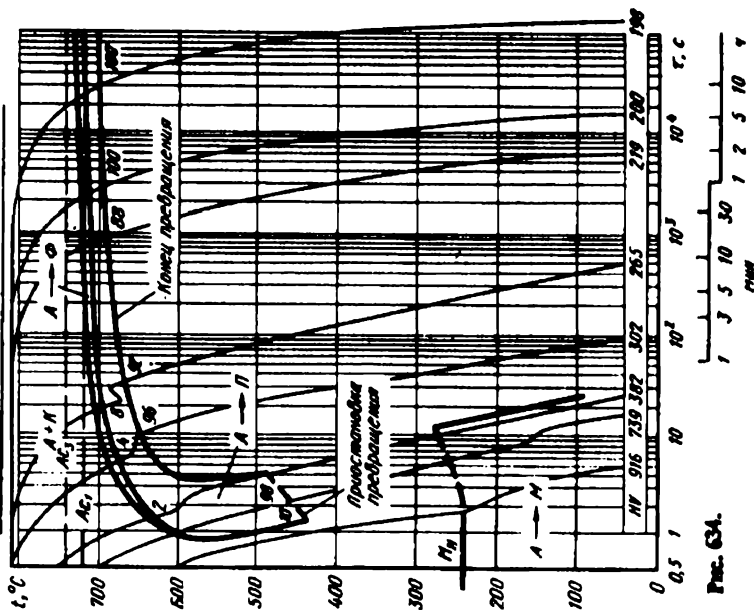


Рис. 634.

Сталь У8 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,76	0,22	0,29	0,11	0,07	720	740	210	860

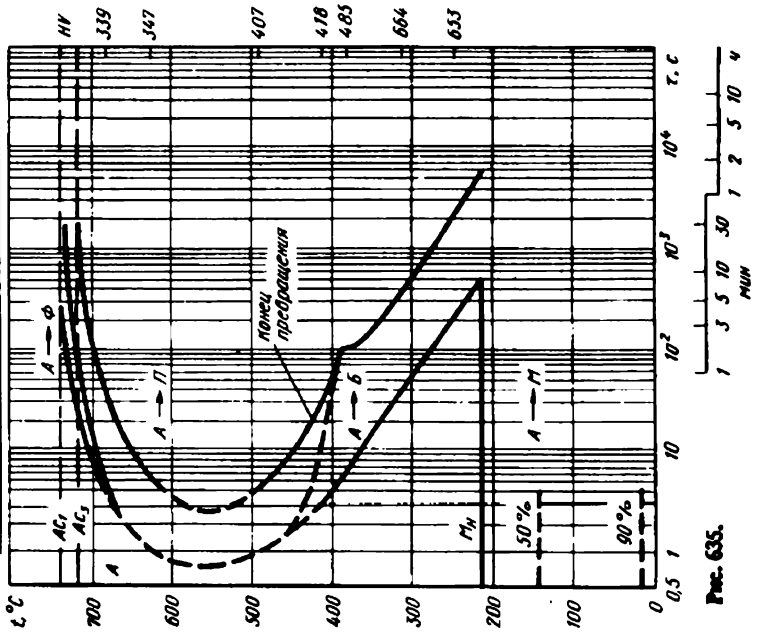


Рис. 635.

Сталь У8 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,76	0,22	0,29	0,11	0,07	720	740	210	860

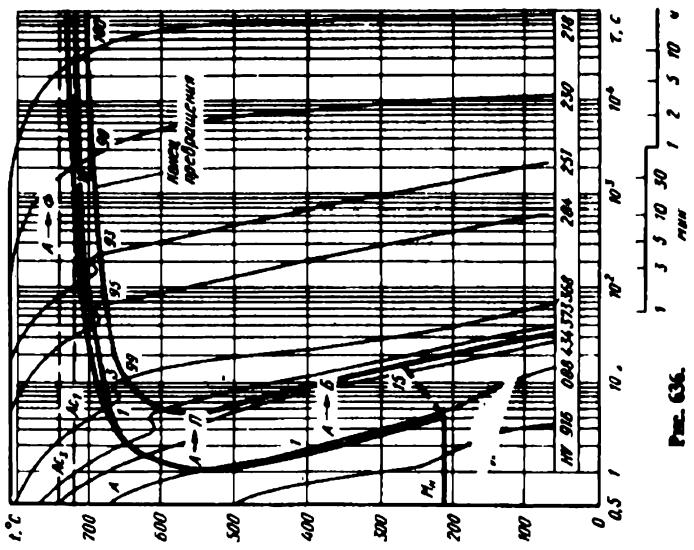


Рис. 636.

Сталь У9

с повышенным содержанием меди [7]

C	Si	Mn	Cu	Ni	A ₁	A _{cm}	M _H	t _H
0,93	0,11	0,31	0,62	0,20	—	—	190	800

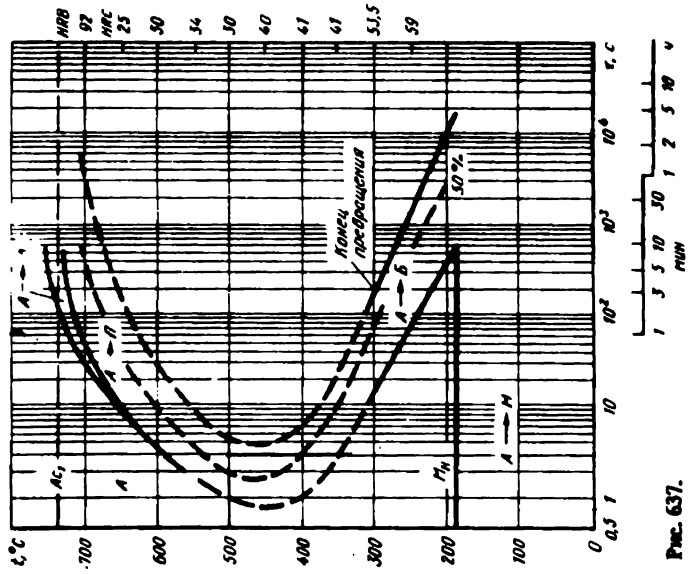


Рис. 637.

Сталь У10Г [8]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A _{cm}	M _H	t _H
0,96	0,32	0,55	0,11	0,08	730	760	190	780

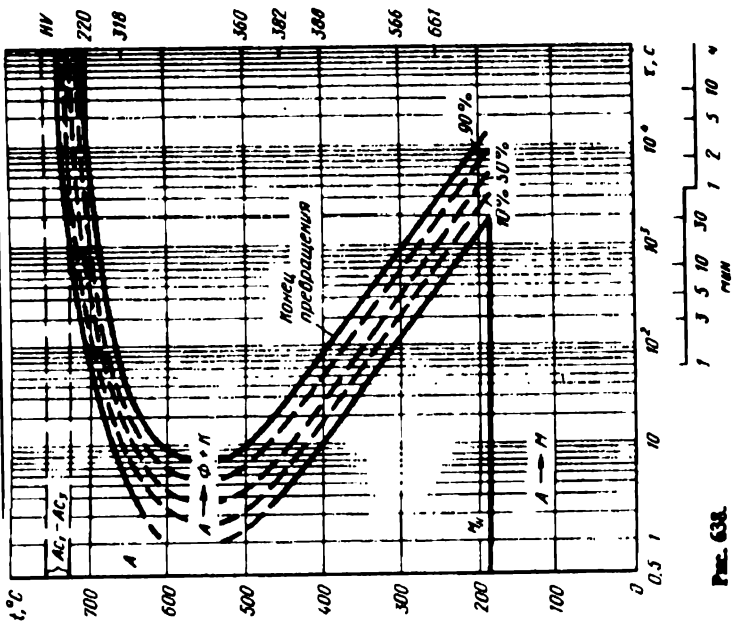


Рис. 638.

Сталь У10 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал	M_H	t_H
1,03	0,17	0,22	0,07	0,10	717—736	175	790

A_1

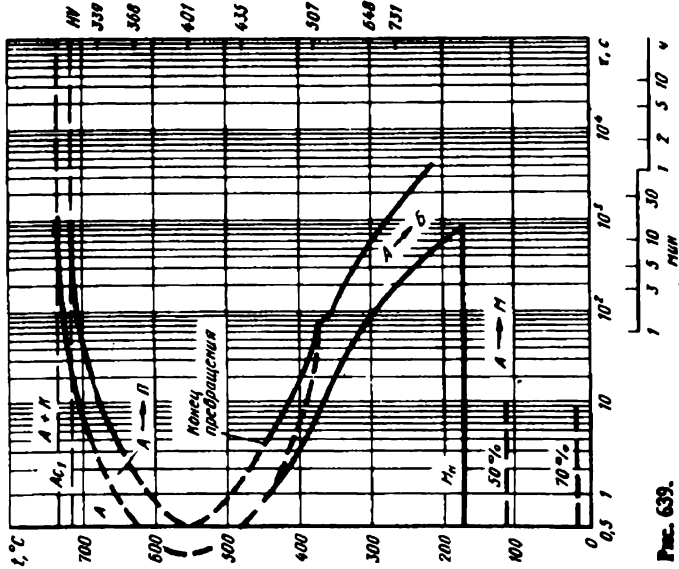


Рис. 639.

Сталь У10 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал	M_H	t_H
1,03	0,17	0,22	0,07	0,10	717—736	175	790

A_1

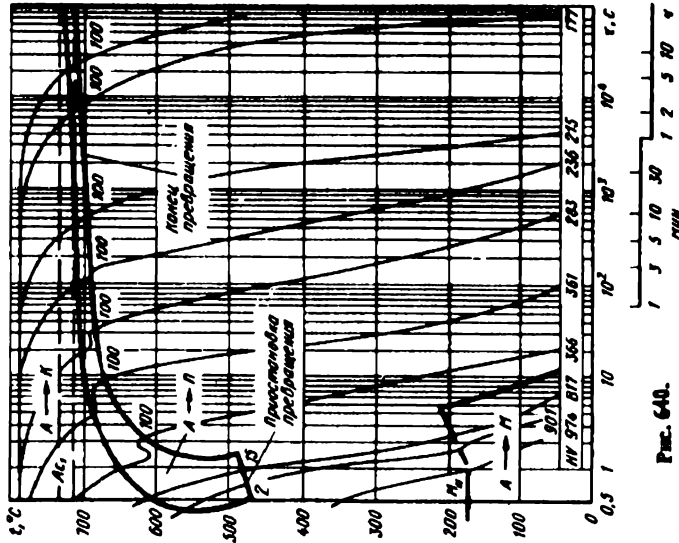


Рис. 640.

Сталь У10 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M_H	t_H
1,03	0,17	0,22	0,07	0,10	717-736	160 860
A_1						

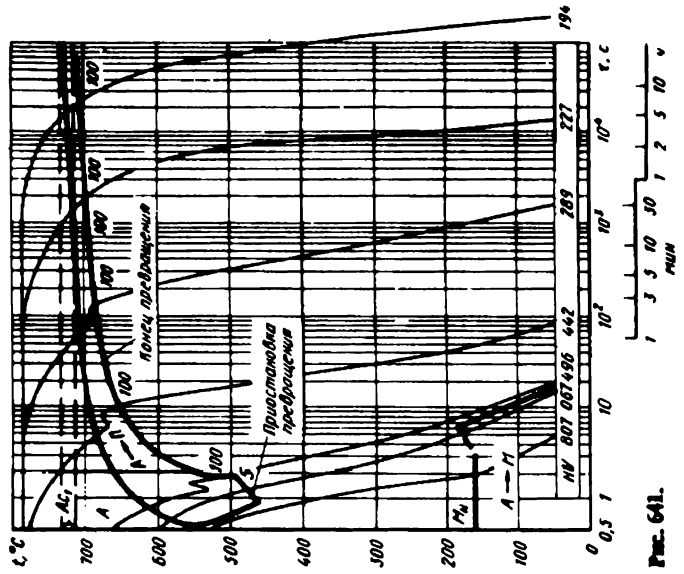


Рис. 641.

Сталь У12

с повышенным содержанием марганца [2]

C	Si	Mn	S	P	A_1	A_{cm}	M_H	t_H
1,15	0,17	0,55	0,015	0,016	723	—	165	820

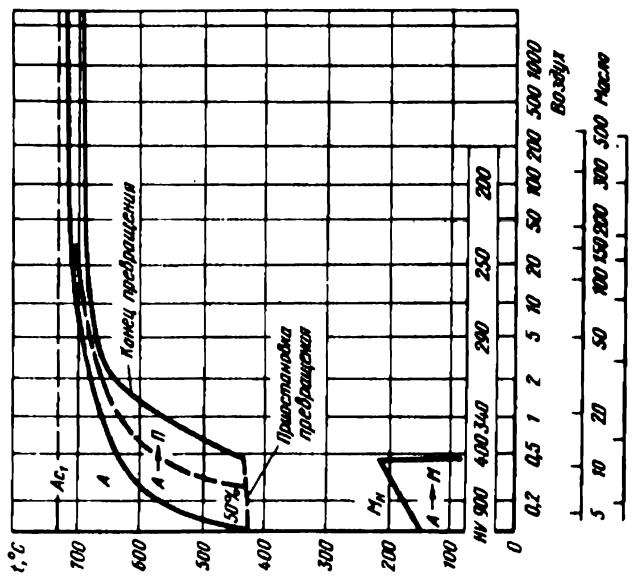


Рис. 642.

Сталь У13 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A _{стм}	M _H	t _H
1,29	0,27	0,20	0,04	0,09	735	-	190	825

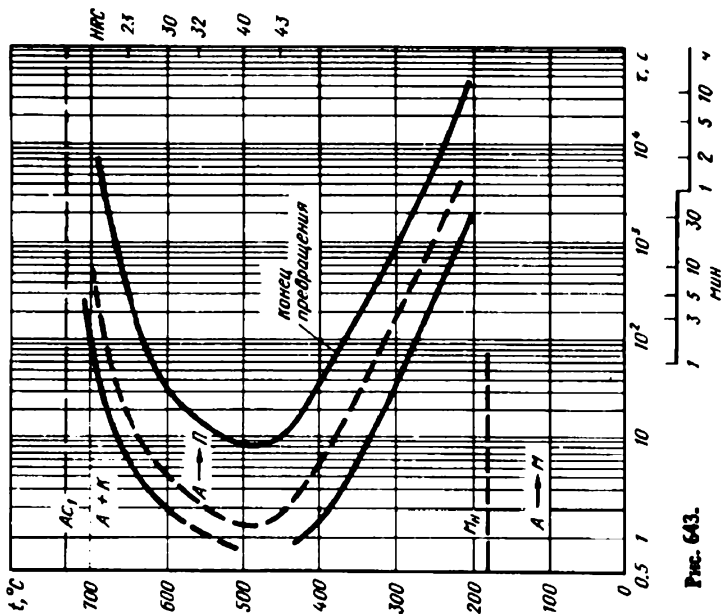


Рис. 643.

Сталь У13 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A _{стм}	M _H	t _H
1,29	0,27	0,20	0,04	0,09	735	-	120	1200

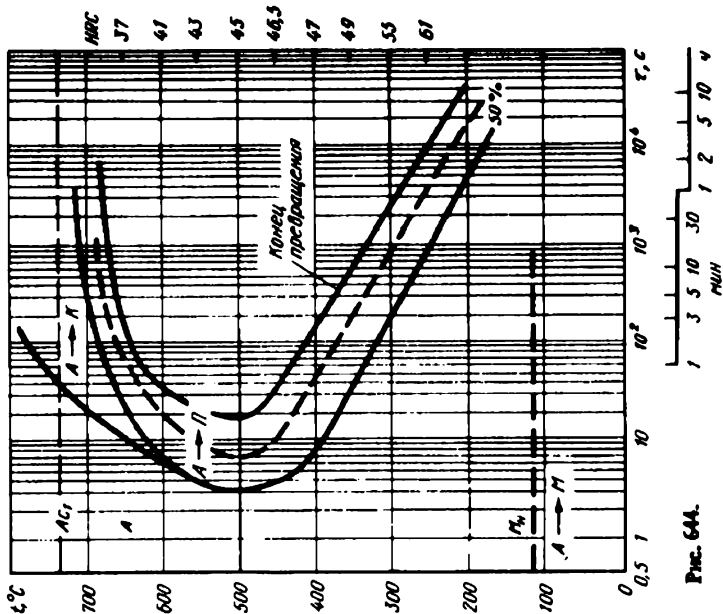


Рис. 644.

Легированные стали, содержащие не более 0,8 % С

Сталь 7ХЗ [4]

С	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A _{сг}	M _H	t _H
0,68	0,50	—	3,49	—	760	950	220	950

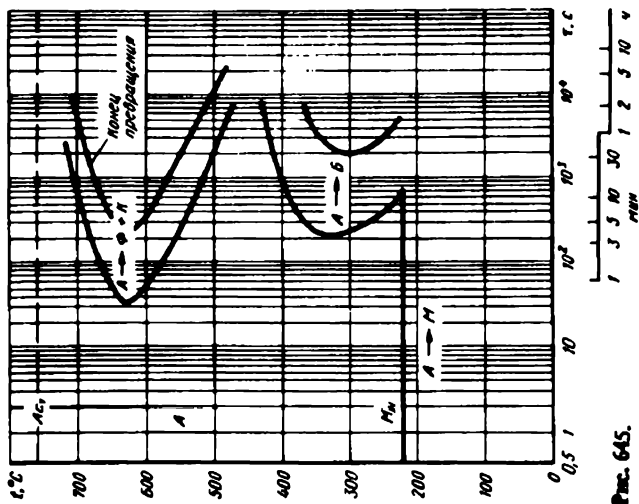


Рис. 645.

Сталь 4ХФ [1]

С	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	M _H	t _H
0,45	—	0,70	1,00	—	0,20	740	320	900

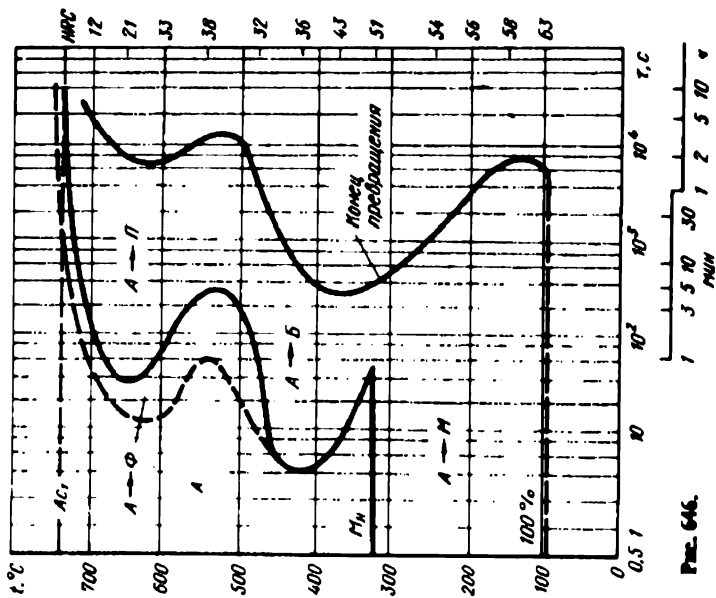


Рис. 646.

Сплав 5СМ [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₂	M _H	t _H
0,50	1,00	0,35	0,11	0,19	0,50	720	300	300	845

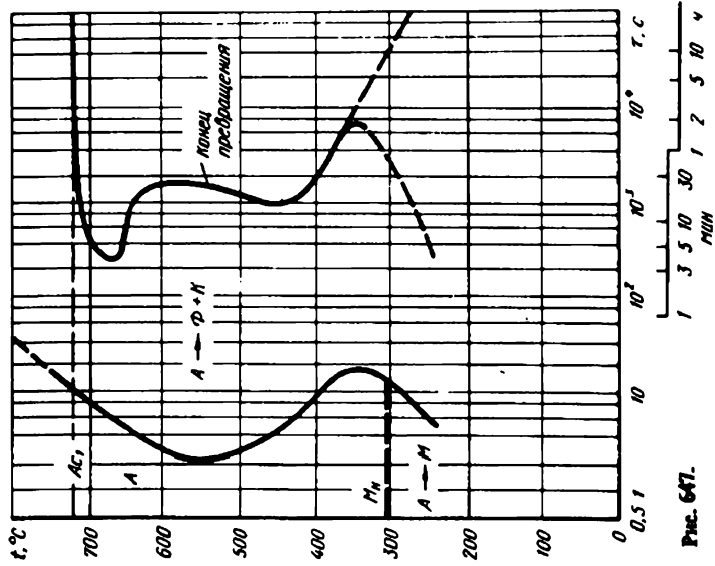


Рис. 647.

Сплав 6С2М [1]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₂	A ₃	M _H	t _H
0,60	1,90	0,75	0,25	0,30	730	—	260	900	900

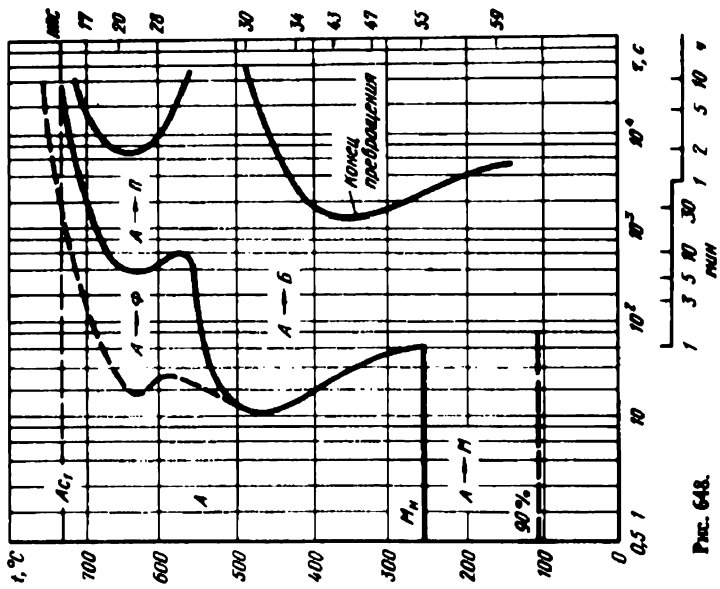


Рис. 648.

Сплав титана 1М3 [120]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,10	0,26	0,50	—	2,95	840	—	400	1010

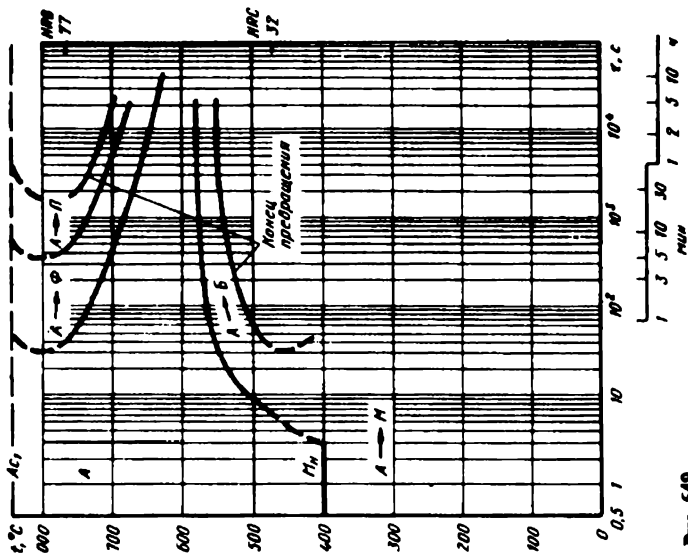


Рис. 649.

Сплав титана 2М3 [128]

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,24	0,30	0,68	—	2,95	750	—	370	1040

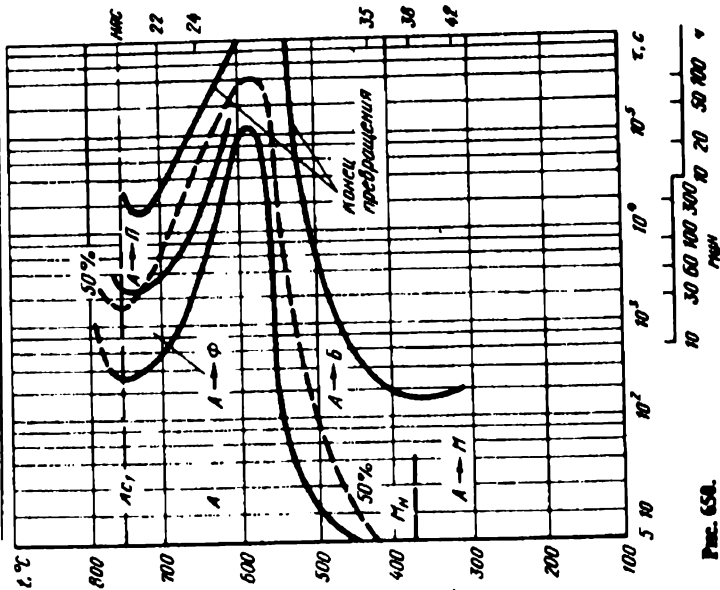


Рис. 650.

Сталь типа 2М3Н3 [120]

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H t _H
0,22	0,30	0,50	2,80	2,95	730	800	330 1040

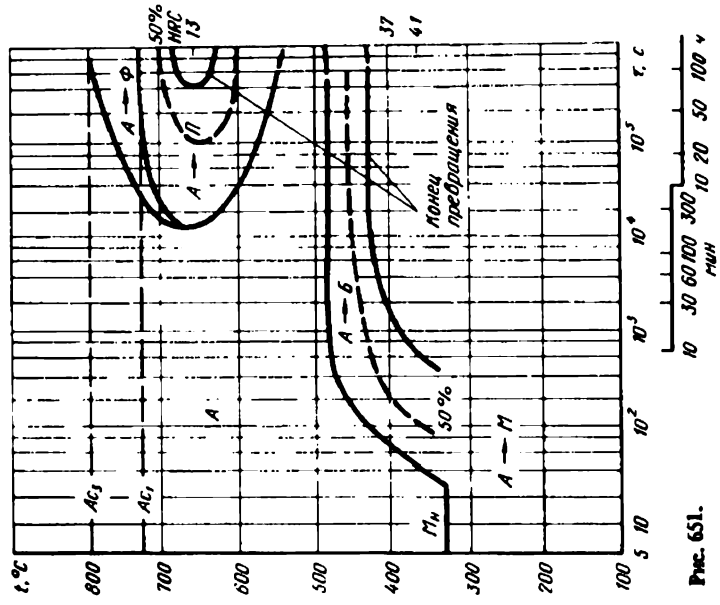


Рис. 651.

Сталь СХТМ [118]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,53	0,38	1,53	0,76	0,30	0,17	745	250	900

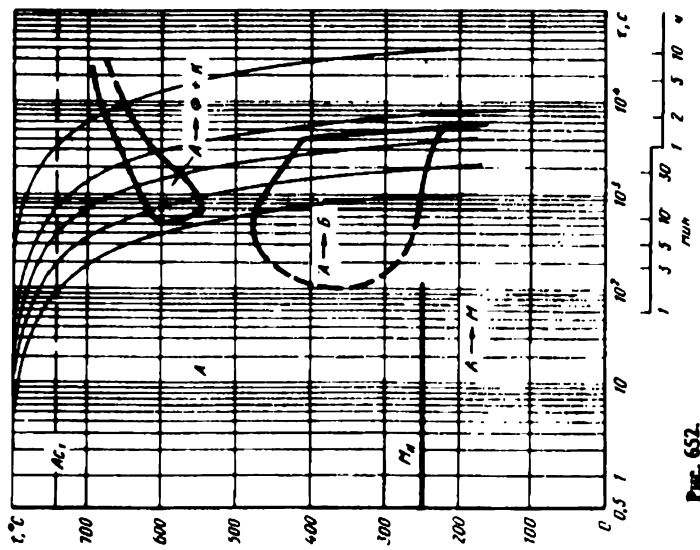


Рис. 652.

Сплав SX1TM [118]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,58	0,40	1,17	0,76	0,34	0,21	715	225	850

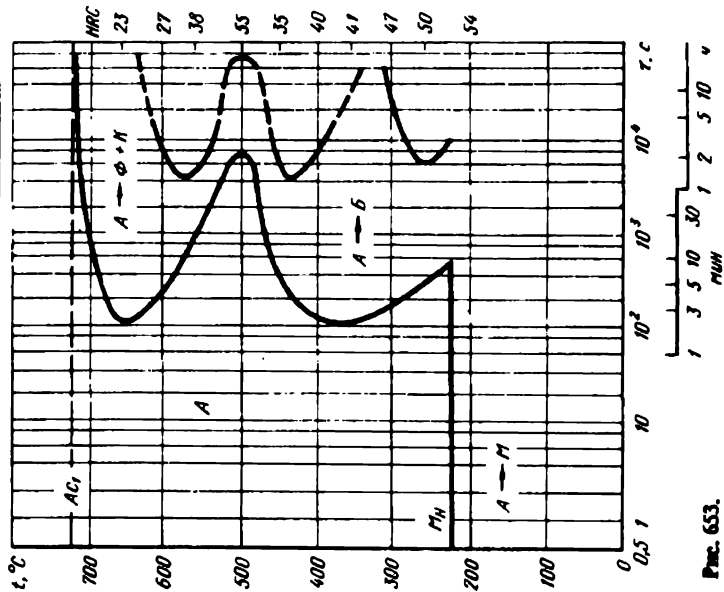


Рис. 653.

Сплав SX1TM [118]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,59	0,41	1,42	0,85	0,10	0,16	700-800	850	850

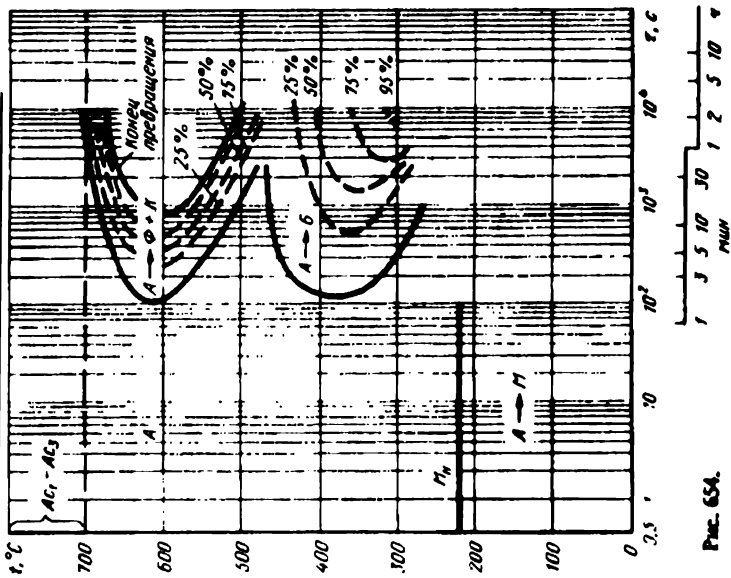


Рис. 654.

Сталь 5ХНМ [124]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	A ₁	M _H	t _H
0,52	0,18	0,56	1,15	1,66	0,12	720	230	840

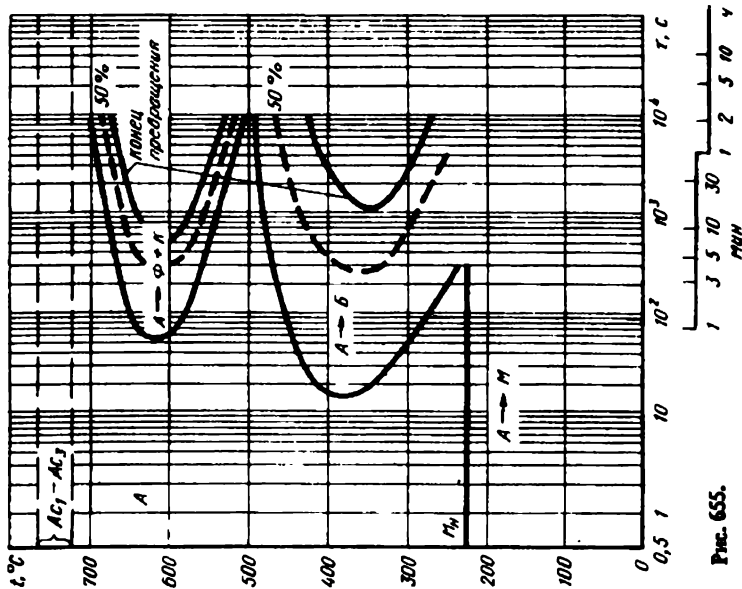


Рис. 655.

Сталь 5ХНМ
с ванадием и повышенным содержанием
хрома [56]

C	Si	Cr	Ni	Mo	V	Интервал t _H
0,46	0,16	1,27	1,69	0,30	0,13	725-770

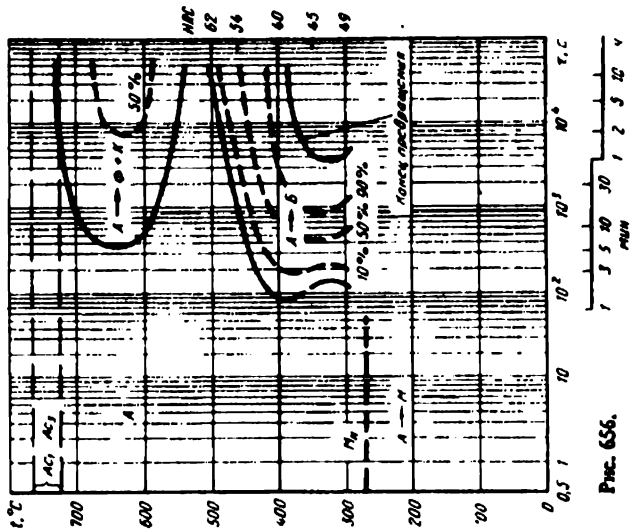


Рис. 656.

Сталь типа 5ХНМ

с ванадием и повышенным содержанием хрома и молибдена [5]

C	Si	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,52	0,29	1,09	1,72	0,43	0,14	710-790	850	

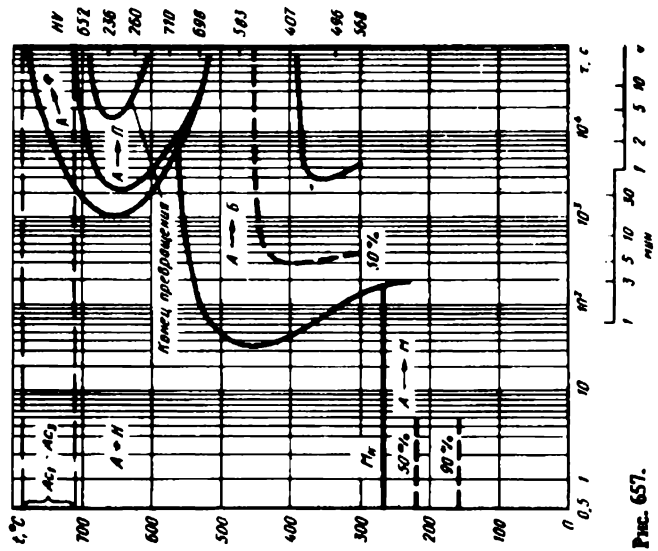


Рис. 657.

Сталь типа 5ХНМ

с ванадием и повышенным содержанием хрома и молибдена [5]

C	Si	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,52	0,29	1,09	1,72	0,43	0,14	710-790	850	

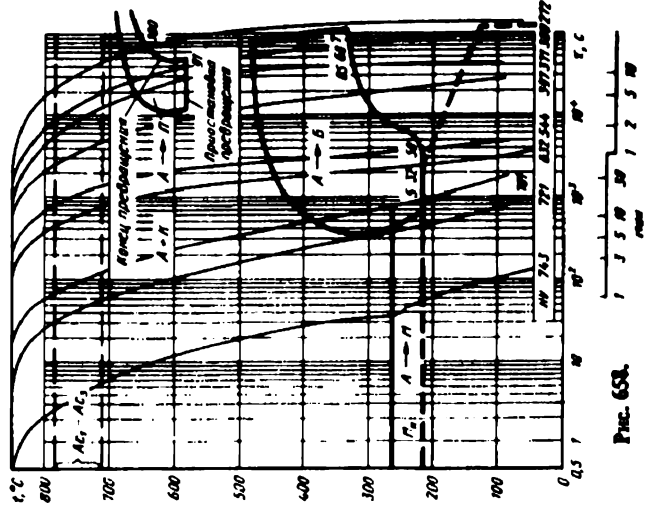


Рис. 658.

Сталь типа SXHM
с ванадием и повышенным содержанием
хрома и молибдена [5]

C	Si	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,52	0,29	1,09	1,72	0,43	0,14	710-790	950	

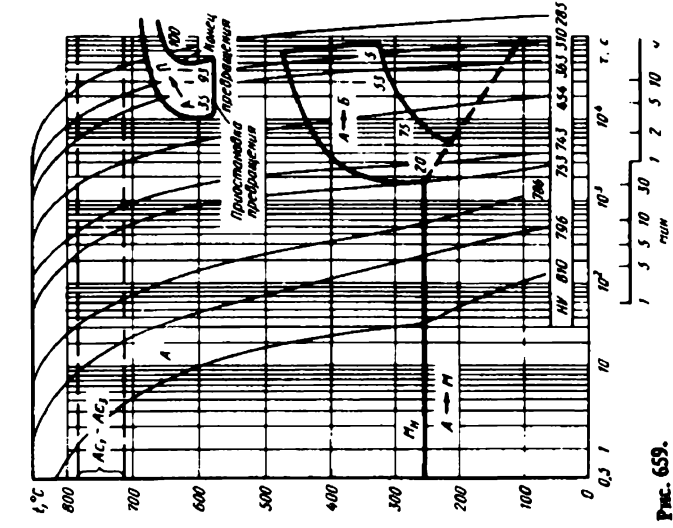


Рис. 659.

Сталь типа SXHM
с ванадием и повышенным содержанием
хрома и молибдена [5]

C	Si	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,52	0,29	1,09	1,72	0,43	0,14	710-790	950	

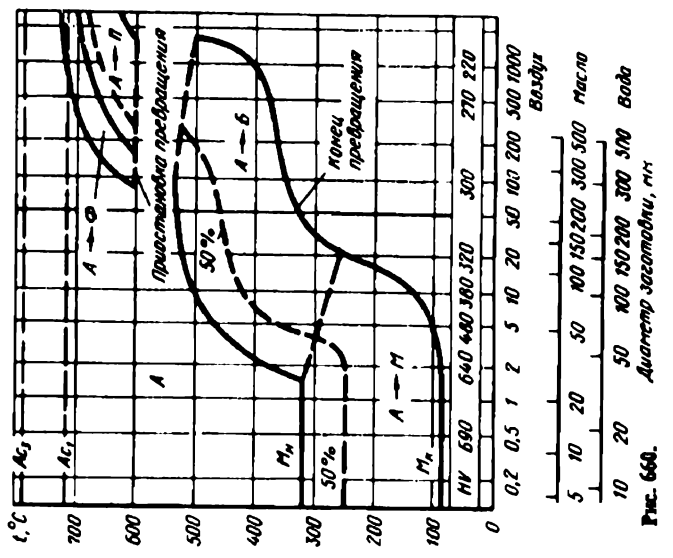


Рис. 660.

Сталь 5ХНМ

с повышенным содержанием никеля [118]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,30	0,77	0,87	1,18	0,23	715	820	880

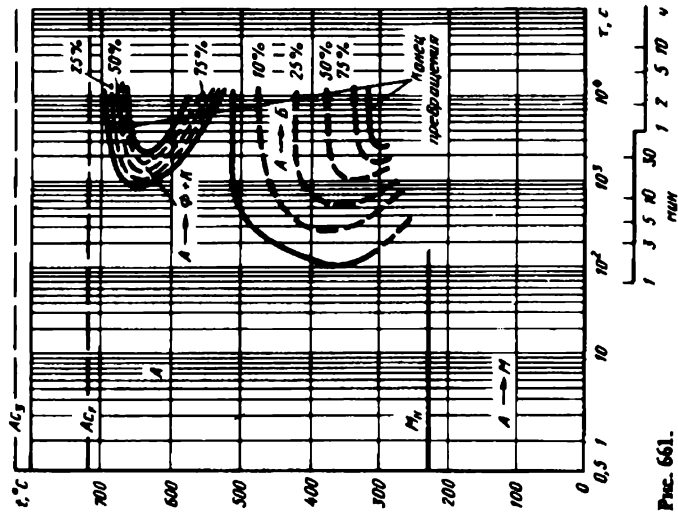


Рис. 661.

Сталь типа 4ХНМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,40	0,20	0,36	1,27	4,03	0,24	680	750	860

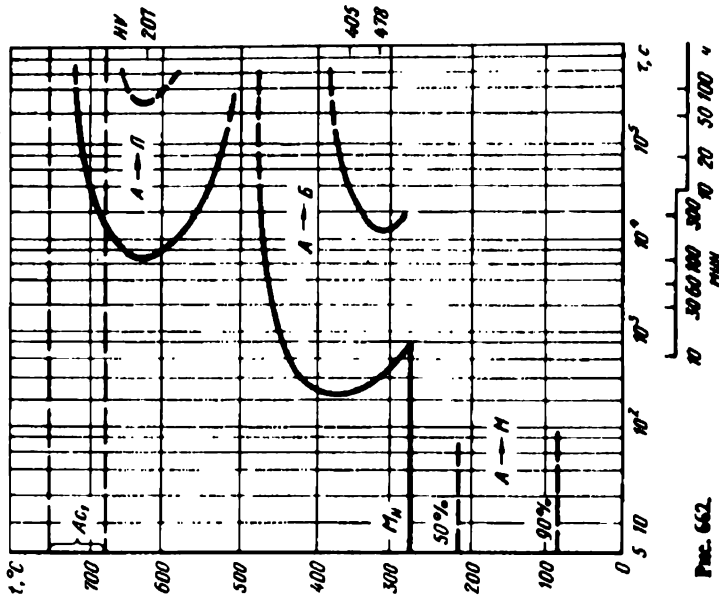


Рис. 662.

Сплав титан 4ХННМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,40	0,20	0,36	1,27	4,03	0,24	680	750	860

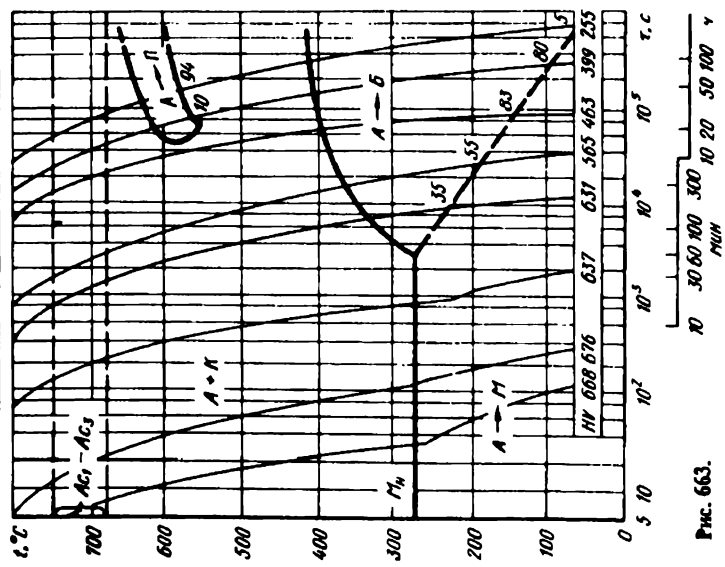


Рис. 663.

Сплав титан 4ХННМ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,40	0,20	0,36	1,27	4,03	0,24	680	750	950

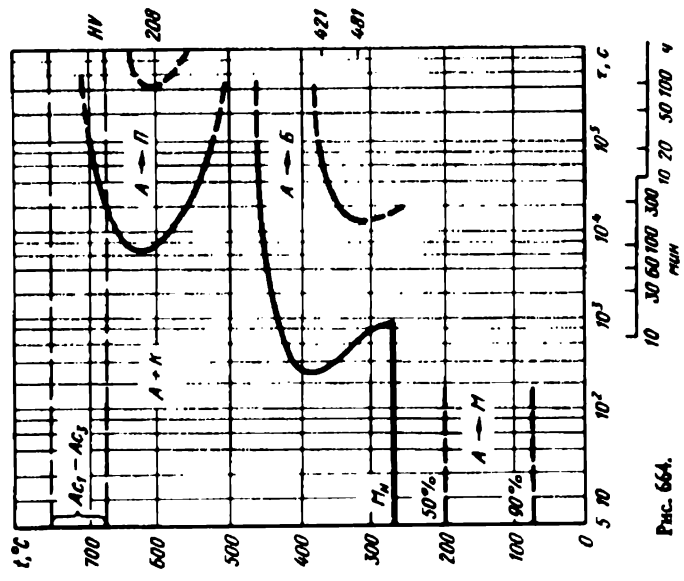


Рис. 664.

Средь типа 6XН4М [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,40	0,20	0,36	1,27	4,03	0,24	680	750	950

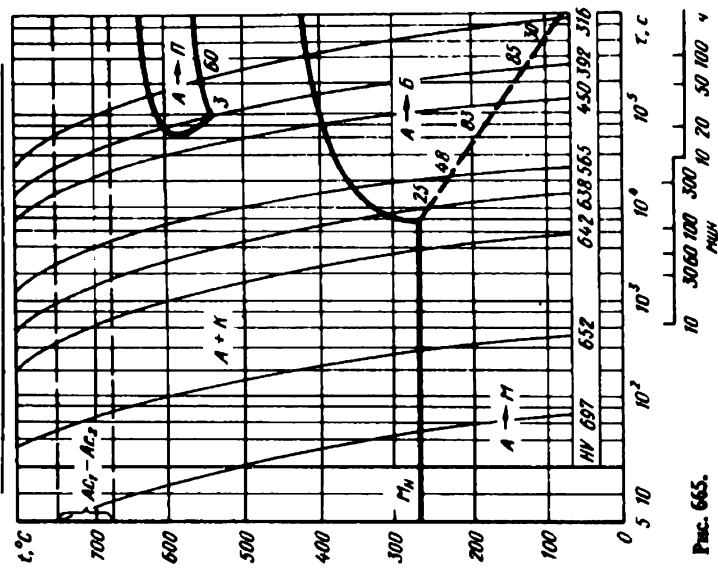


Рис. 665.

Средь типа 6XН4В [118]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	A ₃	t _H
0,59	0,38	0,45	1,28	1,10	0,50	730	820	870

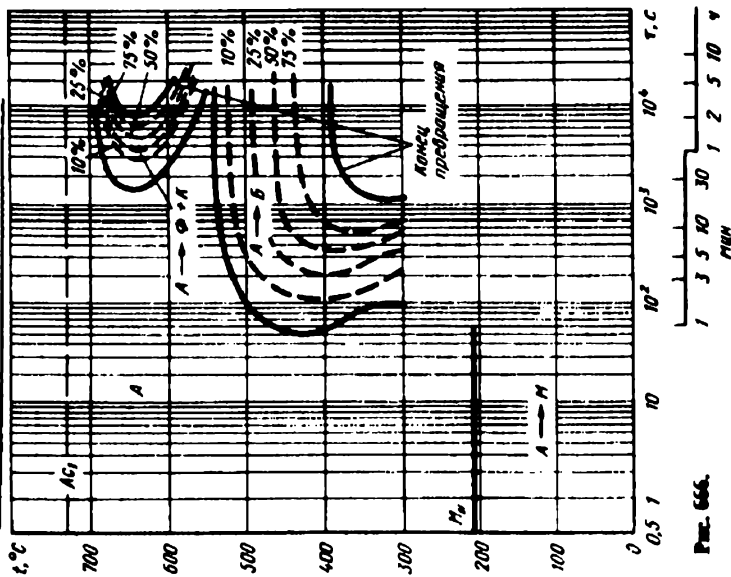


Рис. 666.

Сталь 5XHB [119]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,56	0,23	0,59	0,60	1,60	0,78	735	260	900

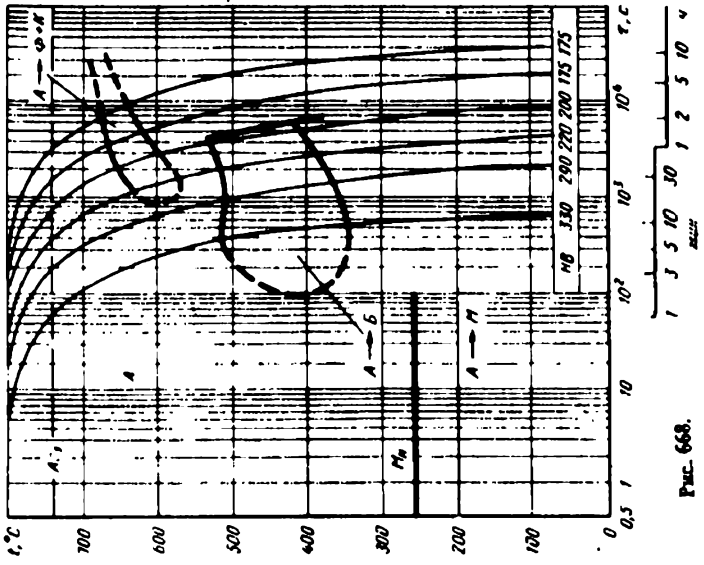


Рис. 668.

Сталь 5XHB [119]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,56	0,23	0,59	0,60	1,60	0,78	735	260	900

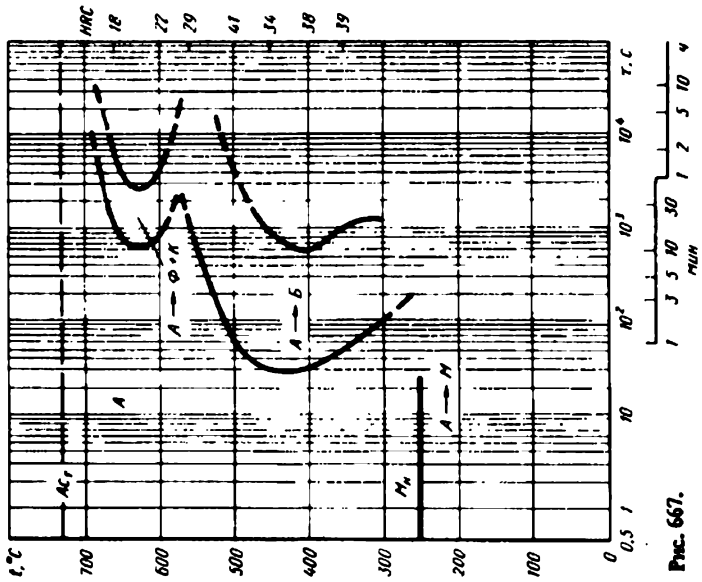


Рис. 667.

Crans SXH4B [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁ -A ₃	t _H
0,46	0,24	0,50	1,53	3,96	0,59	670-760	860

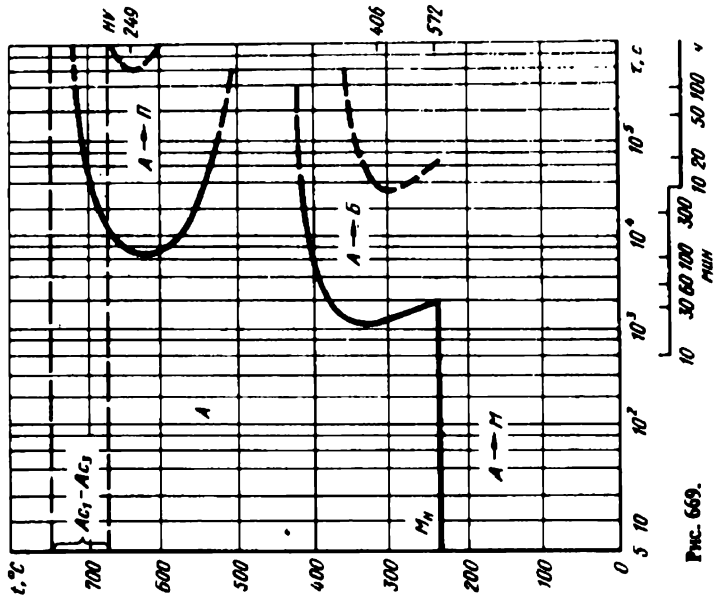


FIG. 669.

Crans SXH4B [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁ -A ₃	t _H
0,46	0,24	0,50	1,53	3,96	0,59	670-760	860

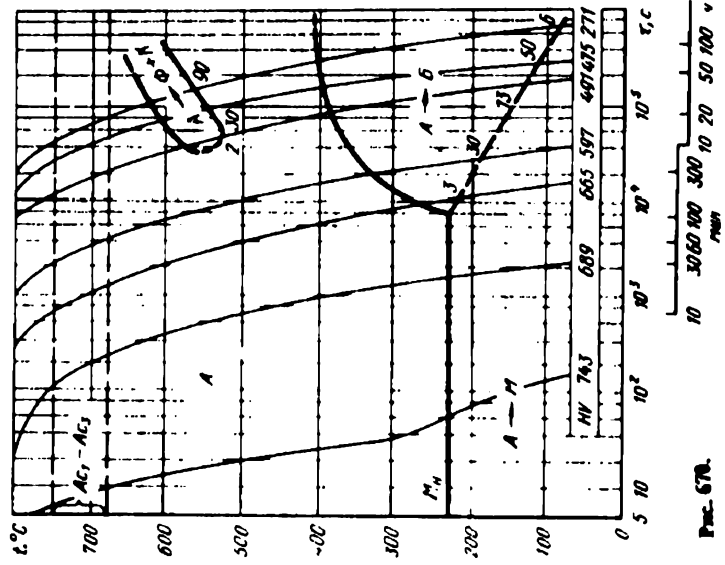


FIG. 670.

Сталь марка 5ХНБС [118]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	A ₃	t _H
0,57	0,90	0,46	1,34	1,16	0,47	710-790	790	870

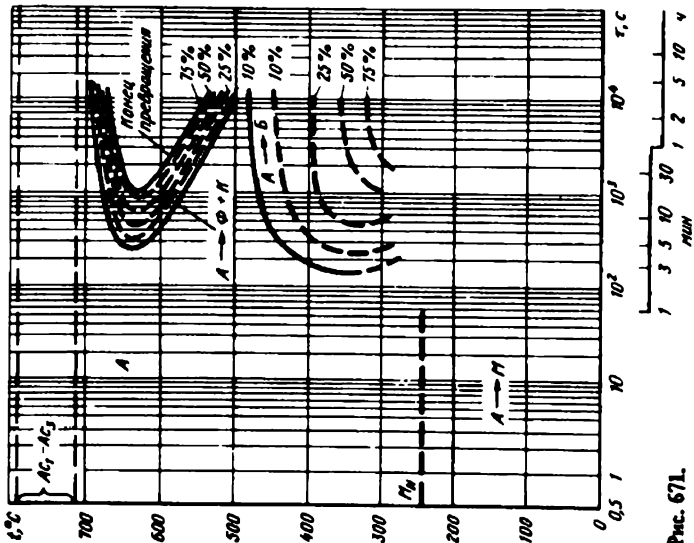


Рис. 671.

Сталь 4Х2В3 [7]

C	Cr	Ni	Mo	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,40	2,85	0,12	0,16	3,39	0,26	315	330	1000

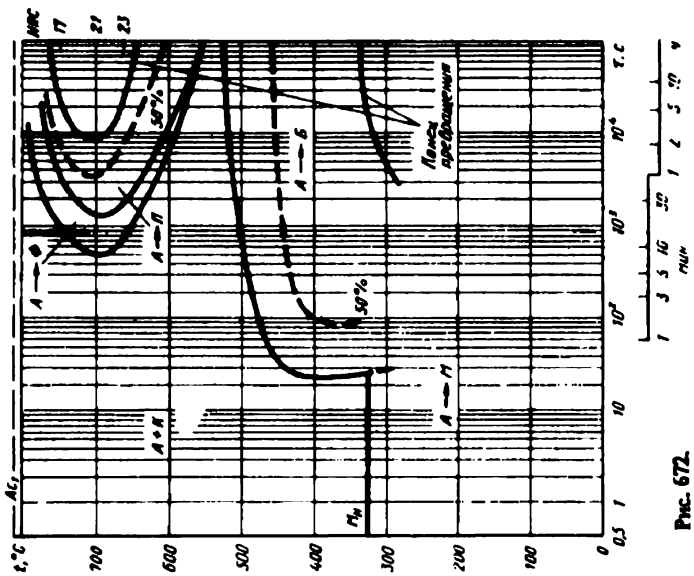


Рис. 672.

Сталь типа 3X2B4 [5]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	M _H	f _H
0,28	0,16	0,39	2,35	4,10	0,53	820	10	1090

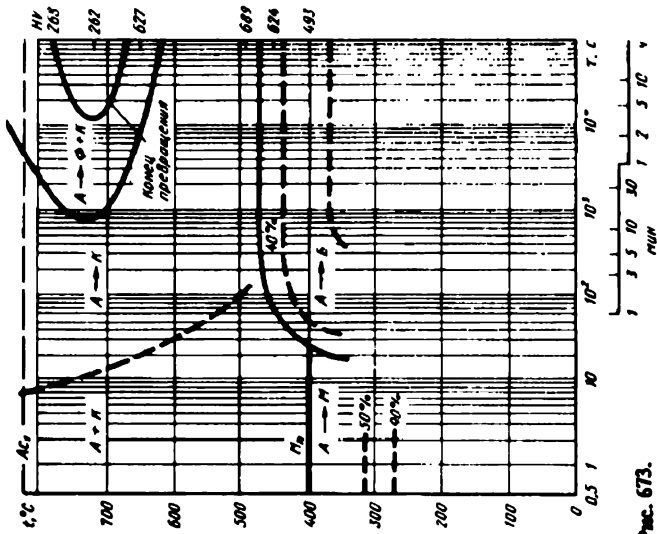


Рис. 673.

Сталь типа 3X2B4 [5]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	M _H	f _H
0,28	0,16	0,39	2,35	4,10	0,53	820	400	1090

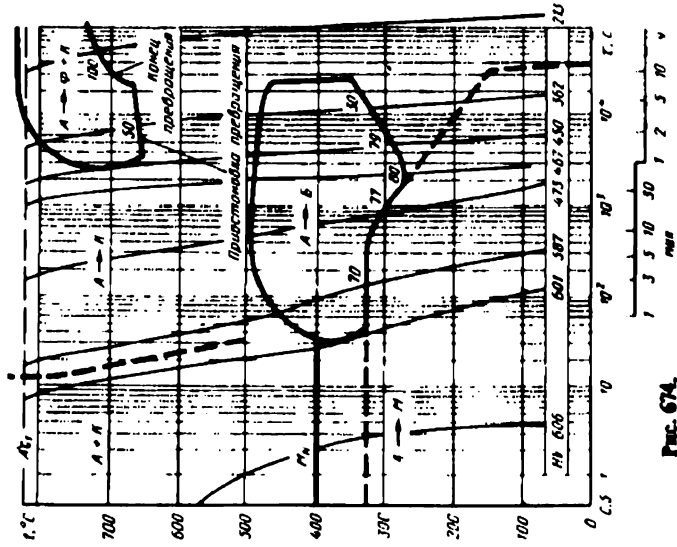


Рис. 674.

Стань 3XZB8 [56]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,27	0,38	0,26	2,63	8,40	0,45	815	—	—

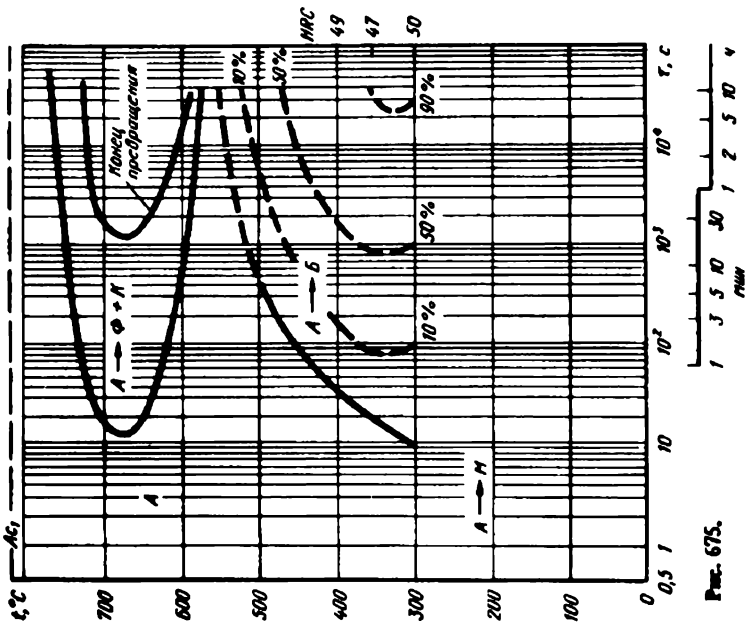


Рис. 675.

Стань 3XZB8 [5]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	A ₃	t _H
0,28	0,11	0,36	2,57	8,88	0,36	820-925	1120	—

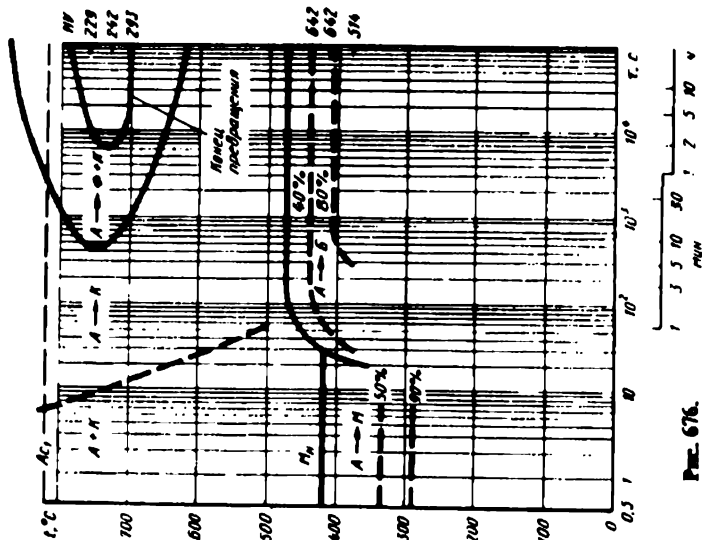


Рис. 676.

Сталь 3Х2В8 [4]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,34	0,31	0,38	2,86	8,12	0,17	810	330	1150

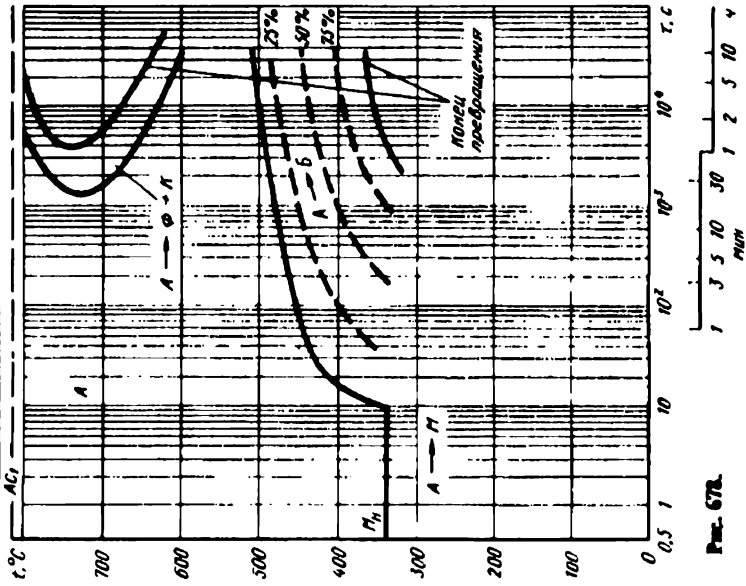


Рис. 678.

Сталь 3Х2В8 [5]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	A ₃	t _H
0,28	0,11	0,36	2,57	8,88	0,36	820	925	1120

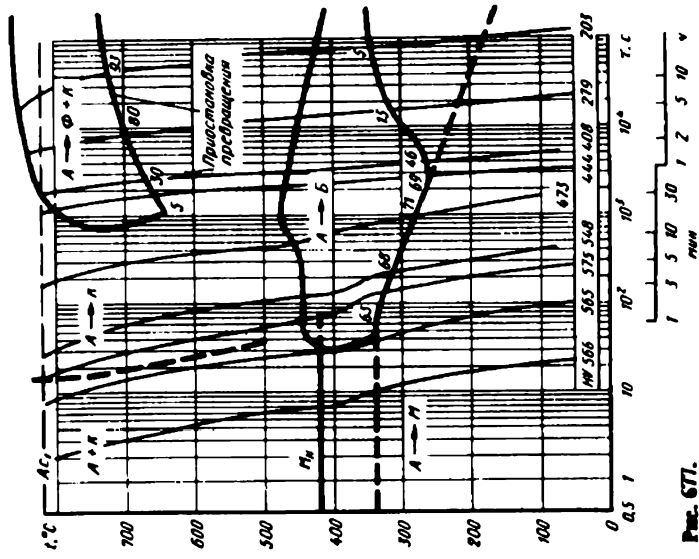


Рис. 671.

Сталь 3X3B9 [1]

C	Si	Cr	V	W	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,28	-	3,25	0,25	9,00	835	-	380	1150

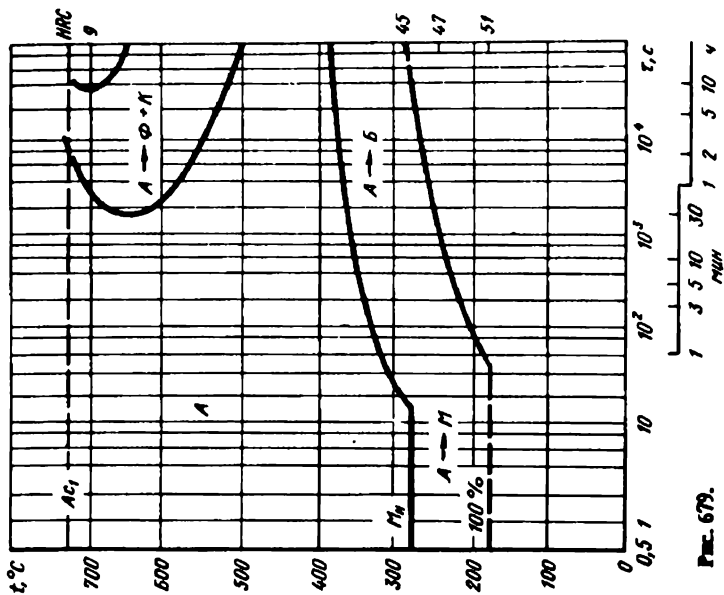


Рис. 679.

Сталь 4XB6C [119]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,40	0,72	0,27	1,20	0,17	1,85	780	315	900

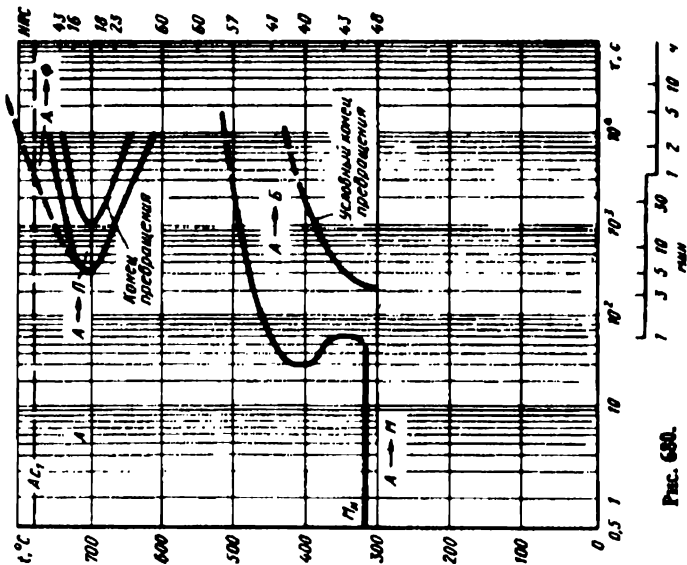
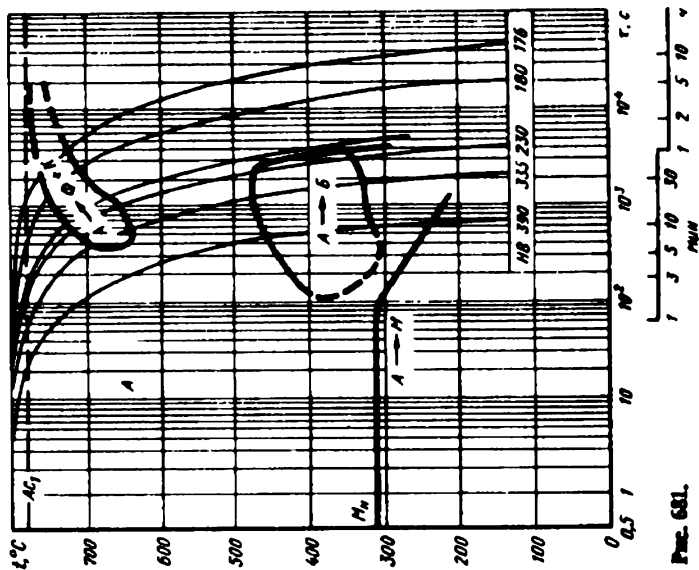


Рис. 680.

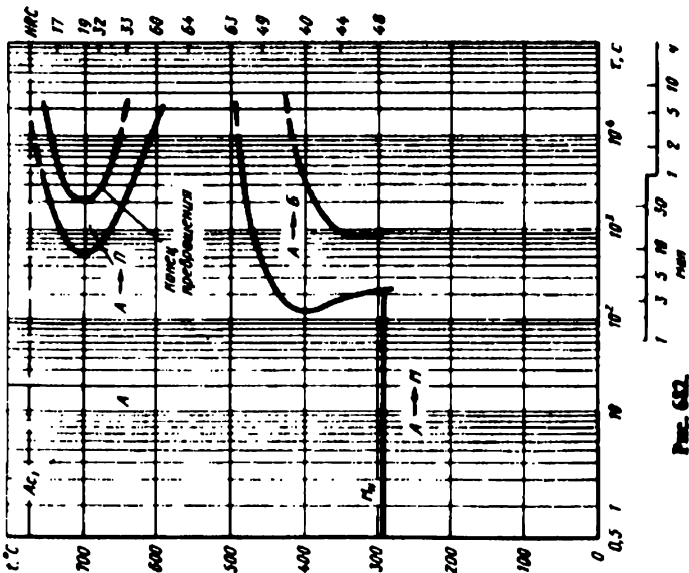
Crans 4XBZC [119]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,40	0,72	0,27	1,20	0,17	1,85	780	315	900



Crans 5XBZC [119]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,52	0,80	0,33	1,17	0,16	2,25	770	295	900



Сталь 5ХВ2С [119]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,52	0,80	0,33	1,17	0,16	2,25	770	295	900

0,52 0,80 0,33 1,17 0,16 2,25 770 295 900

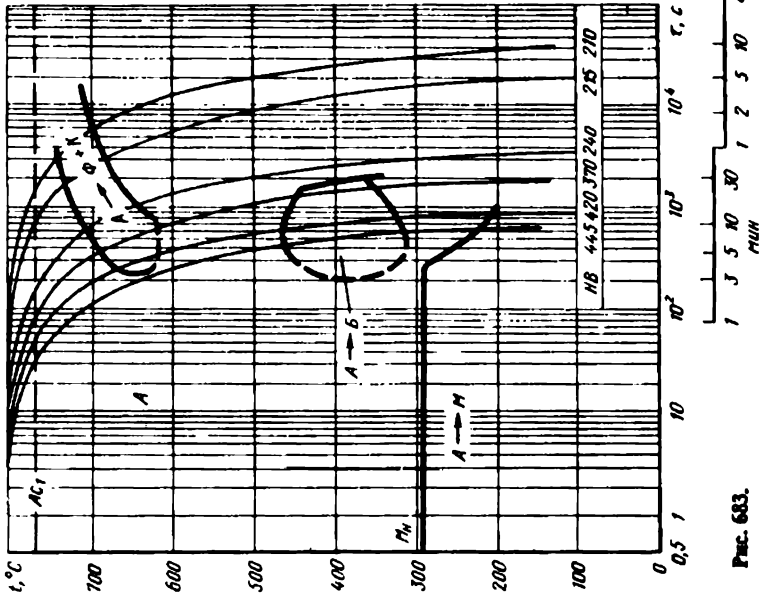


Рис. 683.

Сталь 6ХВ2С [119]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
0,58	0,55	0,32	1,27	0,23	2,25	765	270	900

0,58 0,55 0,32 1,27 0,23 2,25 765 270 900

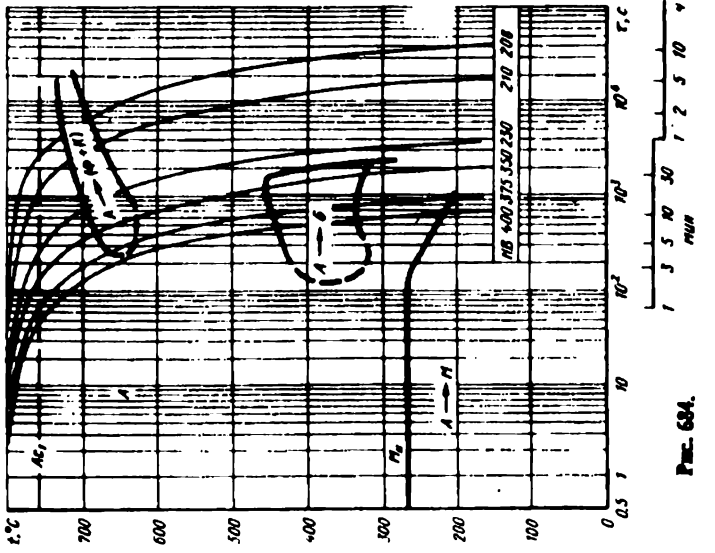


Рис. 684.

Сталь типа SXB2Φ [7]

C	Si	Mn	Cr	V	W	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,45	0,20	0,34	1,25	0,36	2,20	770	300	950	

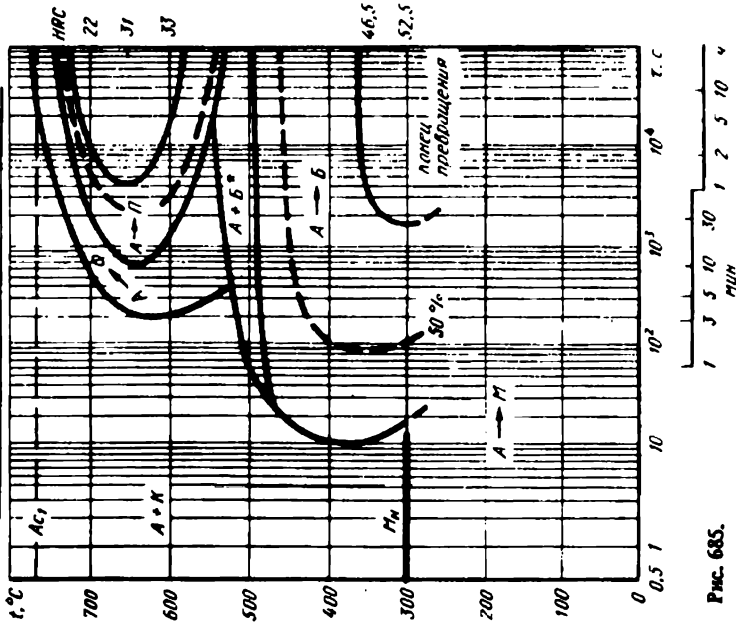


Рис. 685.

Сталь SXB3Φ [1]

C	Mn	Cr	W	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,50	—	1,25	2,75	0,20	770	—	315	950

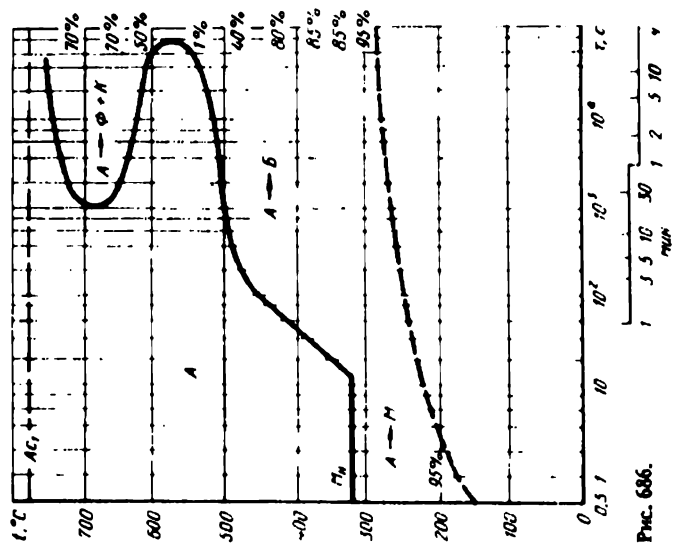


Рис. 686.

Легирование (%): по оси абсцисс — после 2-х выдержек

Сталь 5ХВ2С с ванатами [5]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,94	0,34	1,27	2,10	0,18	775-830	880	

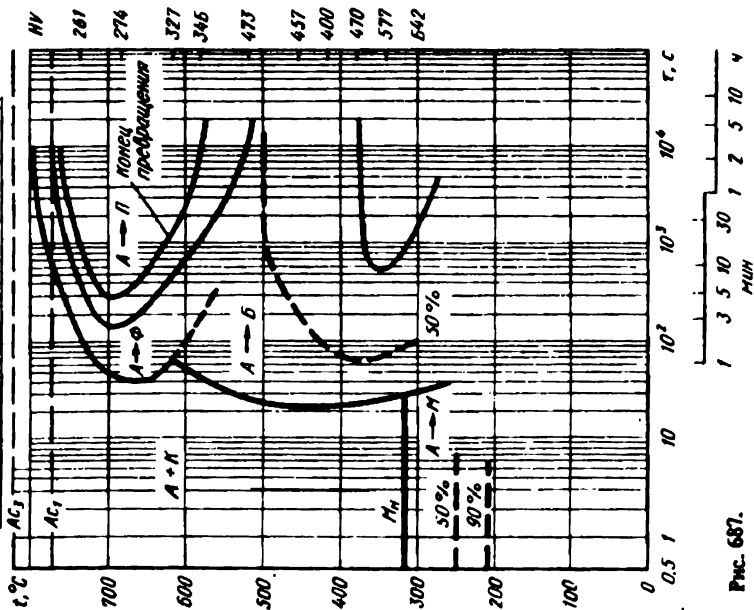


Рис. 687.

Сталь 5ХВ2С с ванадием [5]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,94	0,34	1,27	2,10	0,18	775-830	880	

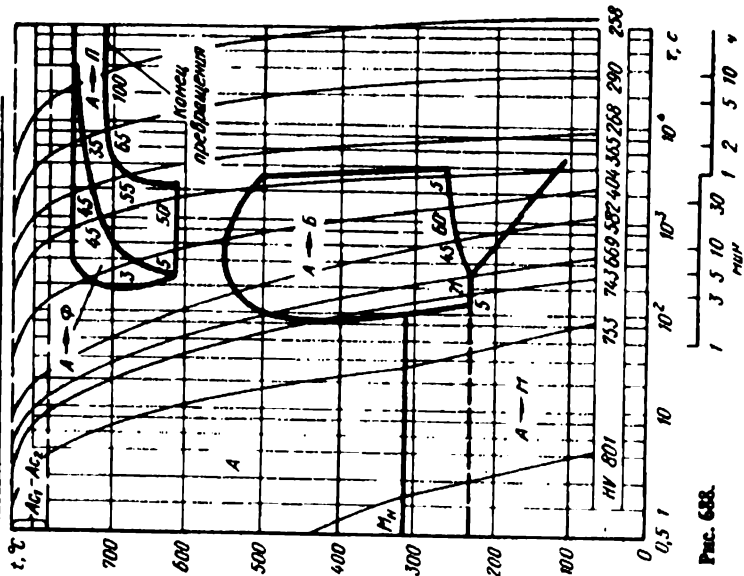


Рис. 688.

Сталь 5ХВ2С с ванадием [5]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,94	0,34	1,27	2,10	0,18	775-830	950	

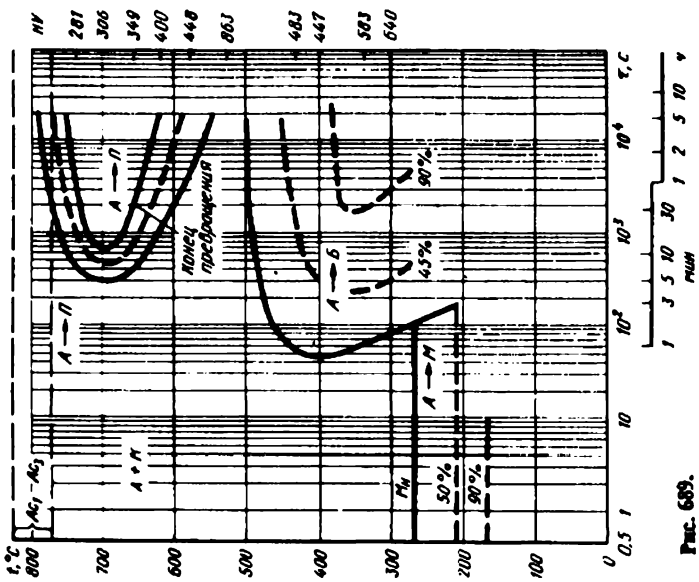


Рис. 689.

Сталь 5ХВ2С с ванадием [5]

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	A ₃	t _H
0,55	0,94	0,34	1,27	2,10	0,18	775-830	950	

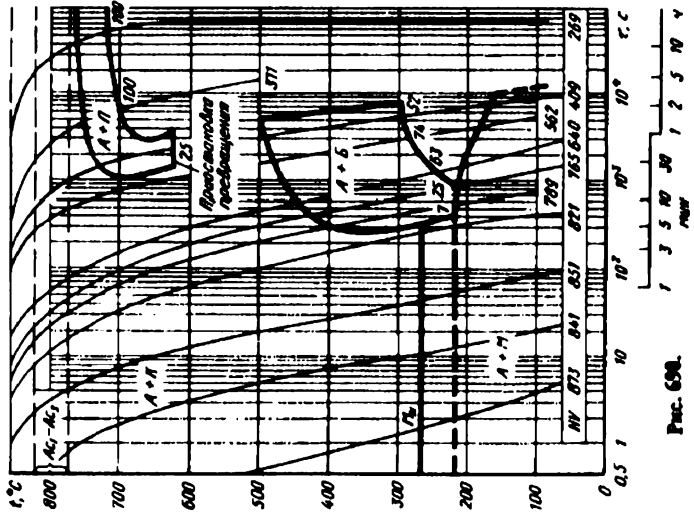


Рис. 690.

Сталь 5ХВ2С с ванадием [7]

C	Si	Cr	Ni	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,48	0,67	1,20	0,14	2,34	0,13	785	290	950

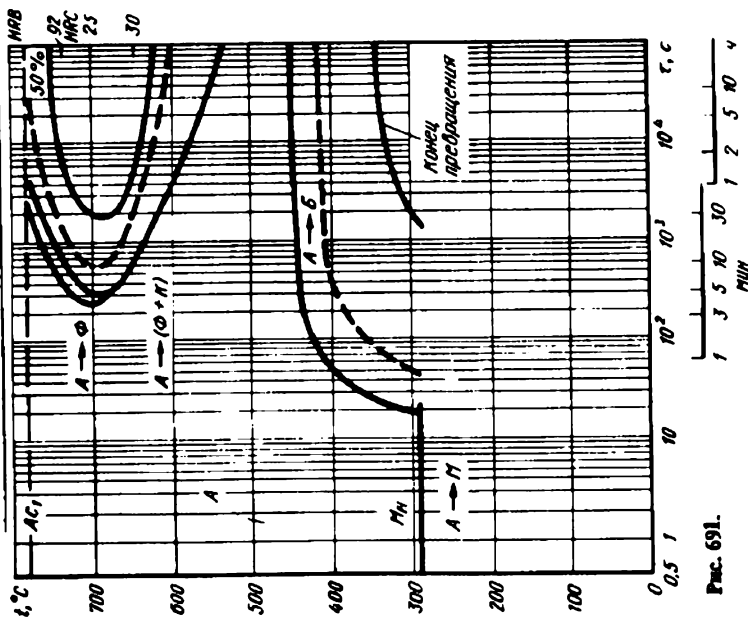


Рис. 691.

Сталь 3Х2В8 с кремнием [7]

C	Si	Cr	Ni	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,28	0,96	2,80	0,54	8,77	0,24	830	390	1175

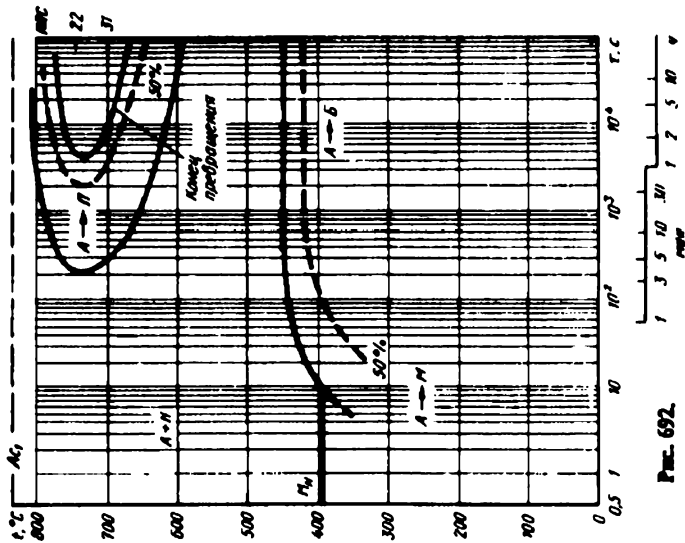


Рис. 692.

Сталь марка 4ХМФ [5]

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	A ₁ - A ₃	M _H	t _H
0,38	0,18	0,81	1,54	0,63	0,27	740-840	350	970

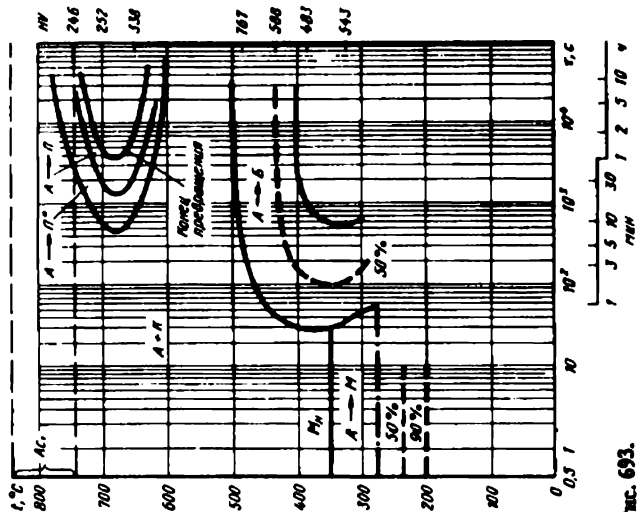


Рис. 693.

Сталь марка 4ХМФ [5]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁ - A ₃	M _H	t _H
0,38	0,81	1,54	0,63	0,27	740-840	350	970

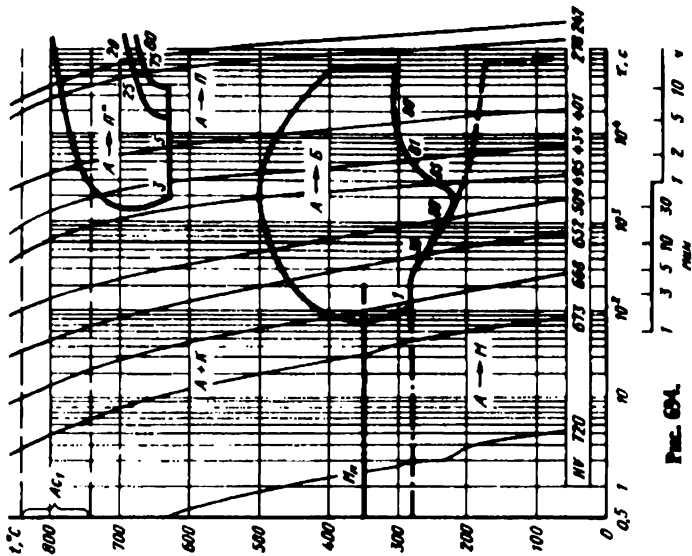


Рис. 694.

Сталь 4ХМ Φ [5]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,75	1,31	0,72	0,23	750-830	320	320	970

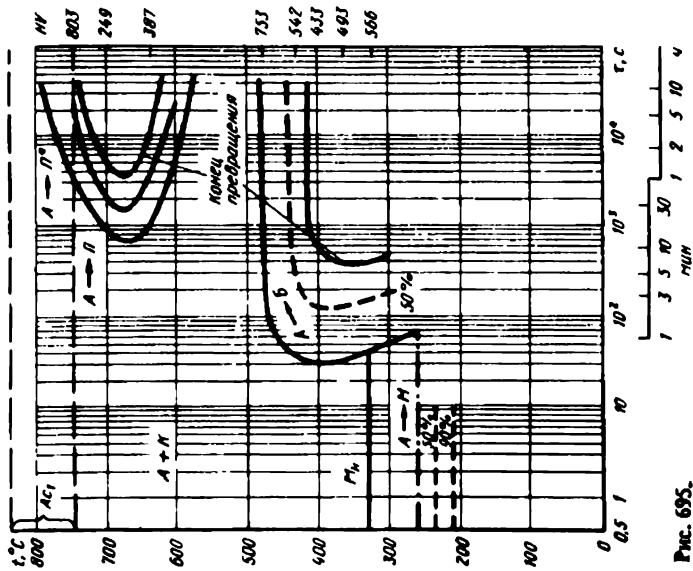


Рис. 695.

Сталь 4ХМ Φ [5]

C	Mn	Cr	Mo	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,75	1,31	0,72	0,23	750-830	320	320	970

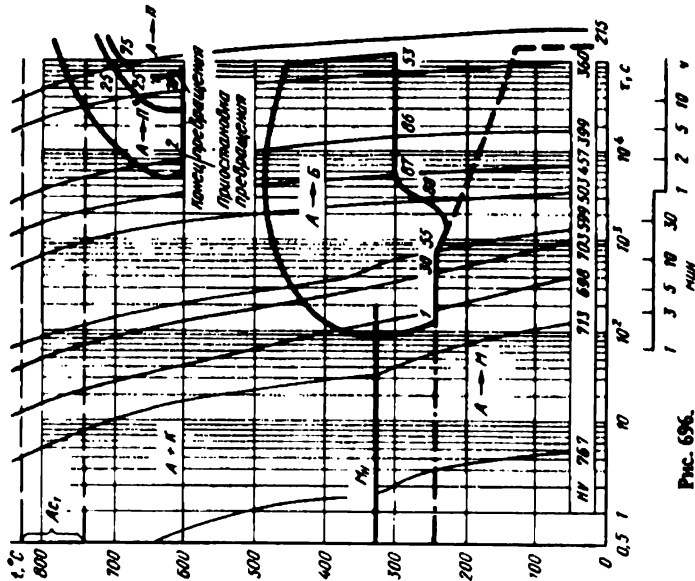


Рис. 696.

Сталь типа 4XМ ϕ [5]

C	Mn	Cr	Mo	V	Интервал M_{H^1H}	A_1
0,43	0,75	1,31	0,72	0,23	750—830	320 1050

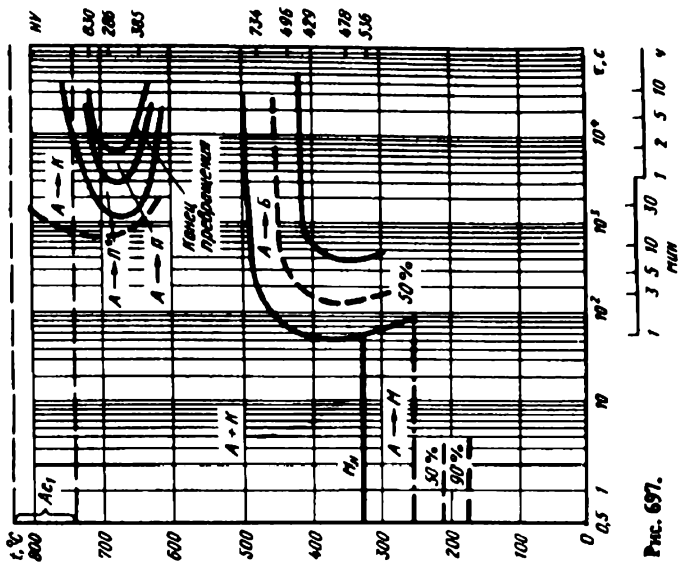


Рис. 697.

Сталь типа 4XМ ϕ [5]

C	Mn	Cr	Mo	V	Интервал M_{H^1H}	A_1
0,43	0,75	1,31	0,72	0,23	750—830	320 1050

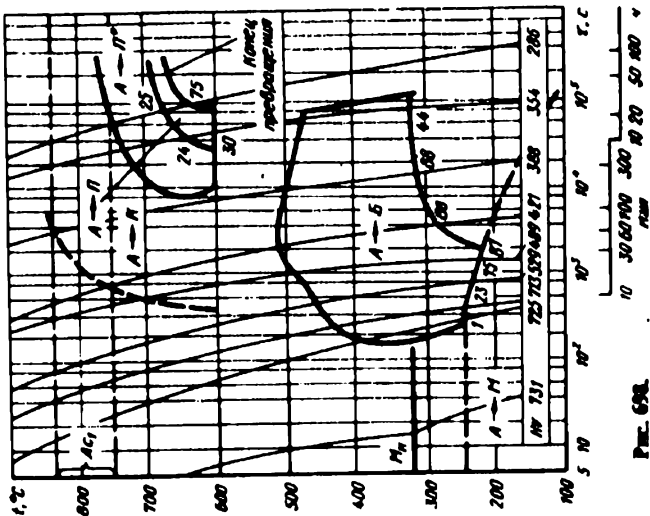


Рис. 698.

Сталь типа 4ХМФВ [5]

C	Cr	Mo	W	V	Интервал $M_H t_H$	A_1
0,39	1,45	0,67	0,55	0,70	790—900	340 1100

0,39	1,45	0,67	0,55	0,70	790—900	340 1100
------	------	------	------	------	---------	----------

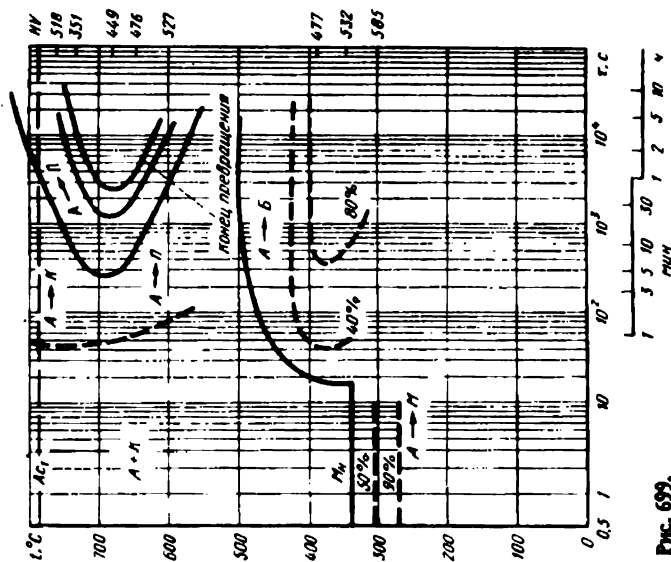


Рис. 699.

Сталь типа 4ХМФВ [5]

C	Cr	Mo	W	V	Интервал $M_H t_H$	A_1
0,39	1,45	0,67	0,55	0,70	790—900	340 1100

0,39	1,45	0,67	0,55	0,70	790—900	340 1100
------	------	------	------	------	---------	----------

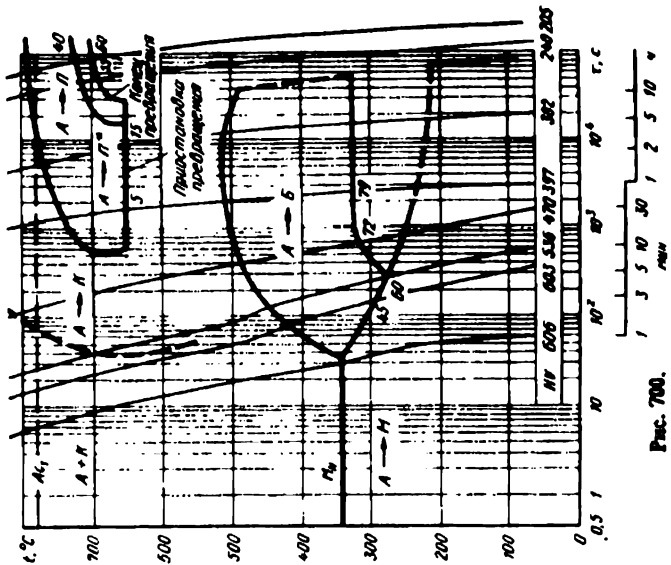


Рис. 700.

Сталь типа 4ХМФВ [5]

C	Cr	Mo	W	V	Интервал $M_H t_H$	A_1
0,39	1,45	0,67	0,55	0,70	790—900	360 1050

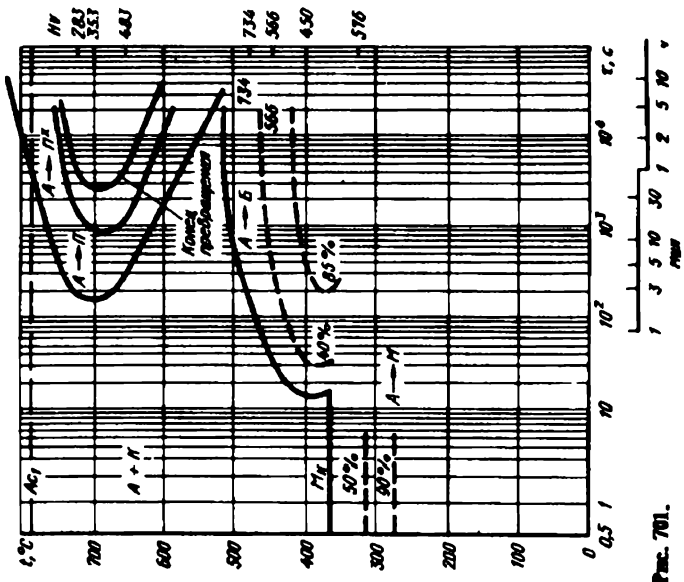


Рис. 701.

Сталь типа 4ХМФВ [5]

C	Cr	Mo	W	V	Интервал $M_H t_H$	A_1
0,39	1,45	0,67	0,55	0,70	790—900	360 1050

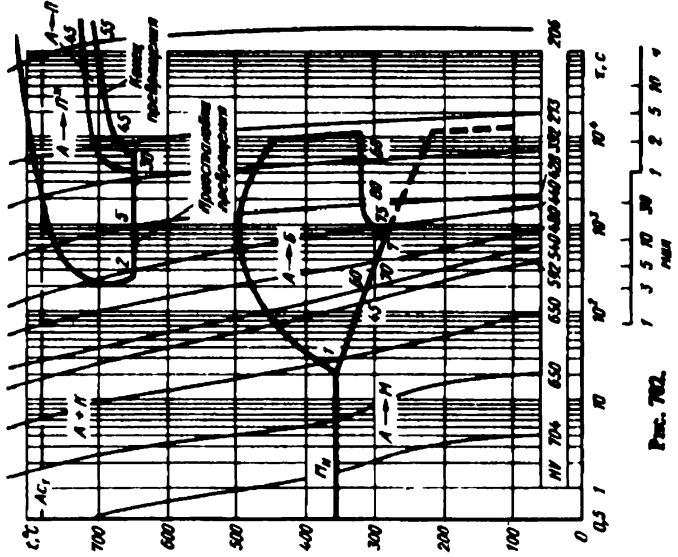


Рис. 702.

Сталь типа 4ХСМ6С [5]

C	Si	Cr	Mo	V	Интервал M_H	t_H
0,39	0,94	5,53	0,87	0,48	840-920	370 1100

A_1

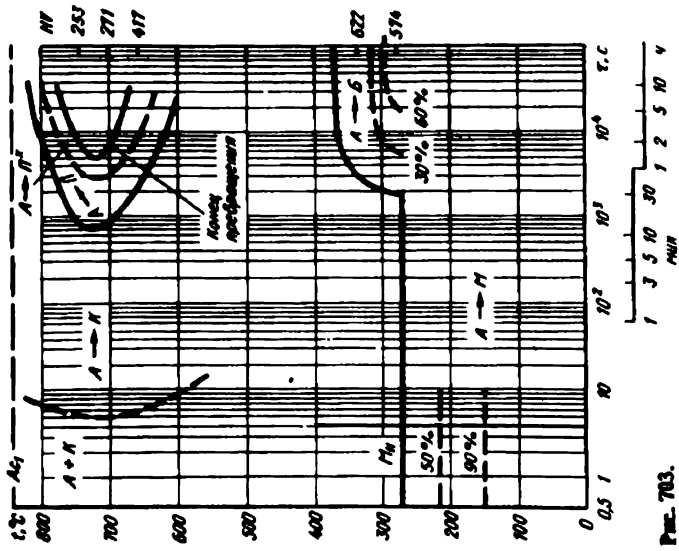


Рис. 703.

Сталь типа 4ХСМ6С [5]

C	Si	Cr	Mo	V	Интервал M_H	t_H
0,39	0,94	5,53	0,87	0,48	840-920	370 1100

A_1

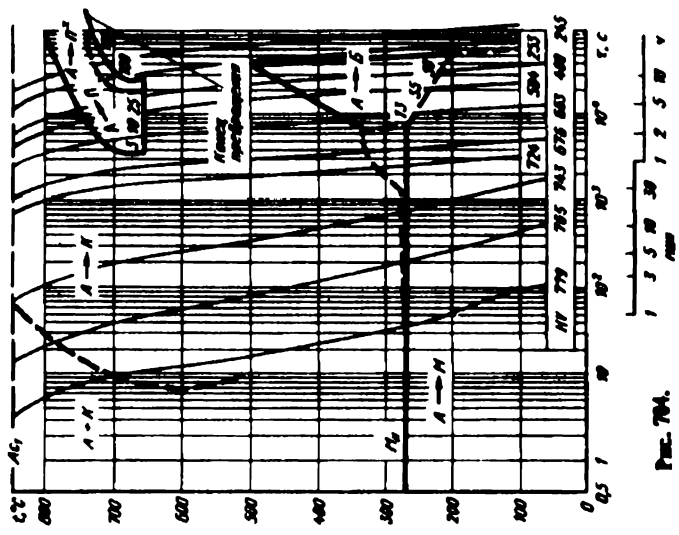


Рис. 704.

Подшипниковые и легированные инструментальные
стали ($C \geq 0,8\%$)

МХ6 [131]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	t _H
1,05	0,19	0,32	0,54	—	727	192	820

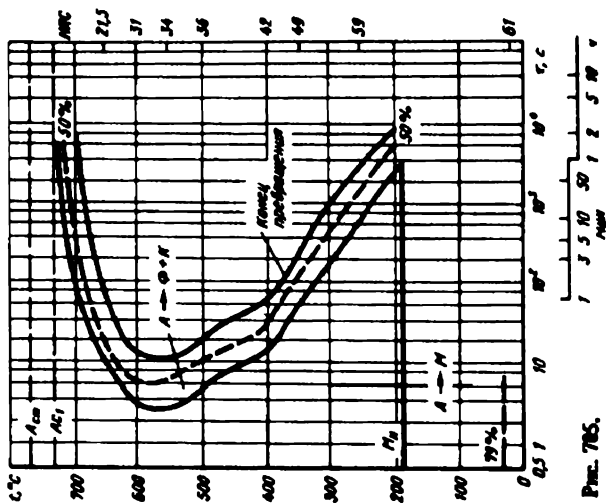


Рис. 705.

Сталь типа МХ15Д [6]

C	Si	Mn	Cr	Cu	A ₁	M _H	t _H
0,99	0,36	0,30	1,40	0,19	735	290	850

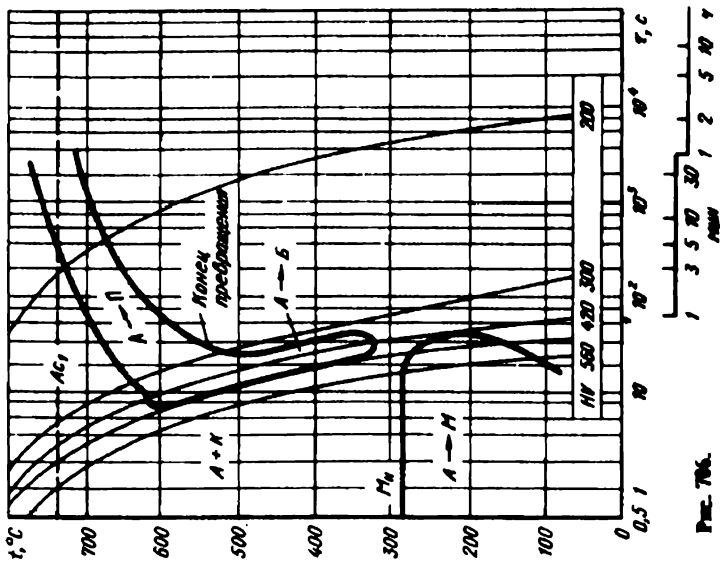


Рис. 706.

Сплав ИХХ15 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	f _H
1,00	0,27	0,30	1,71	0,21	740	225	850

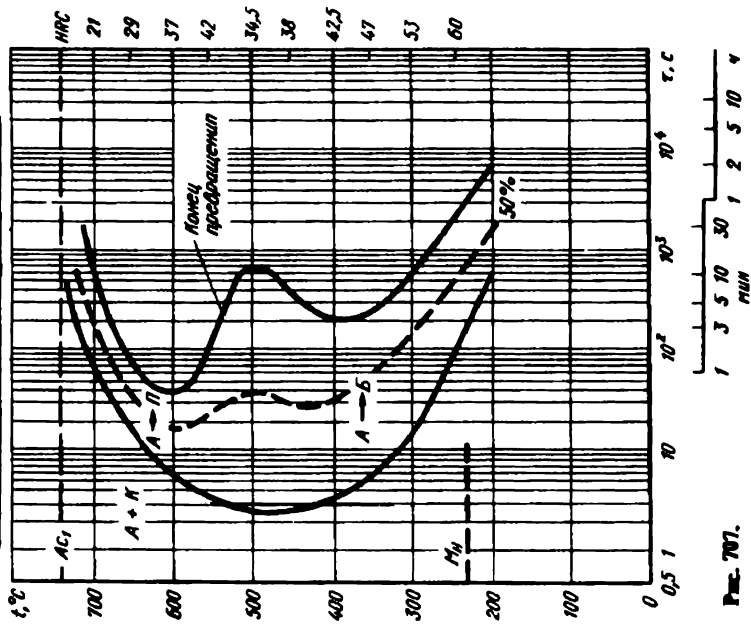


Рис. 707.

Сплав ИХХ15 [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	f _H
1,00	0,27	0,30	1,71	0,21	740	130	1000

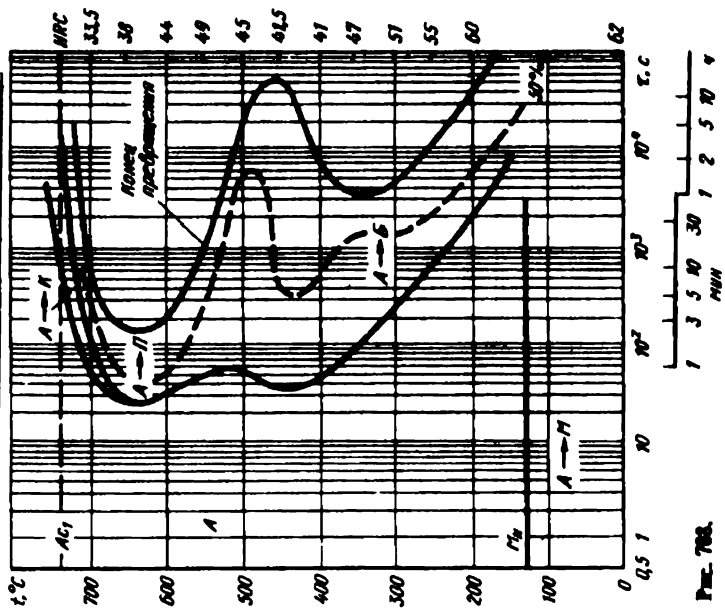


Рис. 708.

Сталь ШХ15 [S]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал $M_{H} t_H$
1,04	0,26	0,33	1,53	0,31	750—795 245 860

A_1

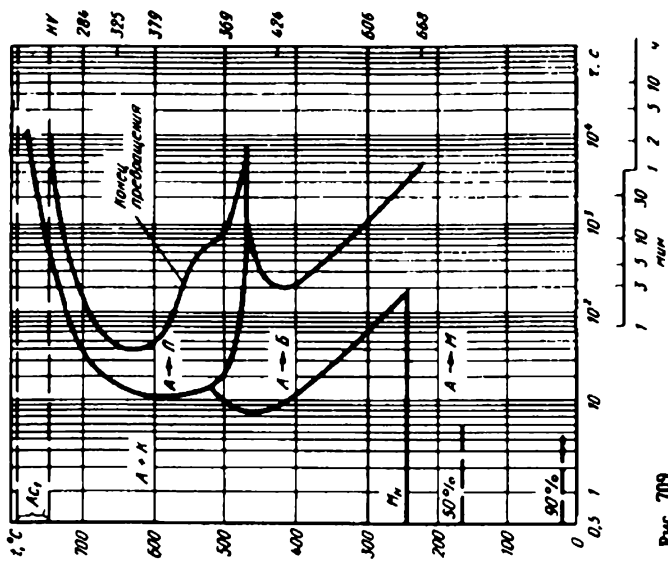


Рис. 709.

Сталь ШХ15 [S]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал $M_{H} t_H$
1,04	0,26	0,33	1,53	0,31	750—795 245 860

A_1

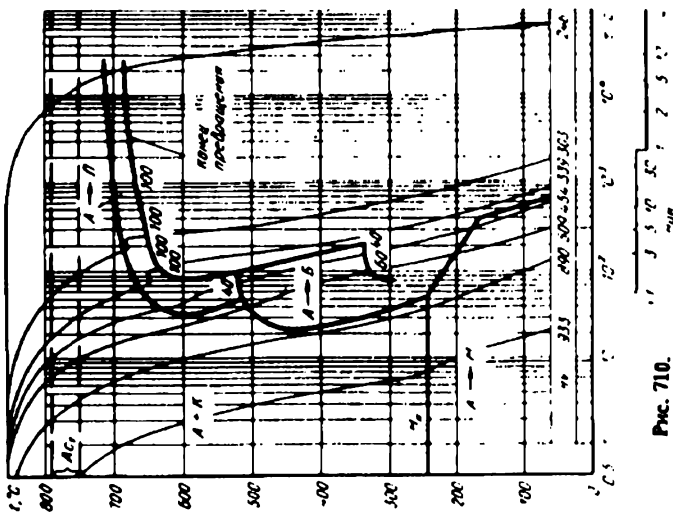


Рис. 710.

Сталь ШХ15 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M_H	t_H
1,04	0,26	0,33	1,53	0,31	750—795	135 1050

A_1

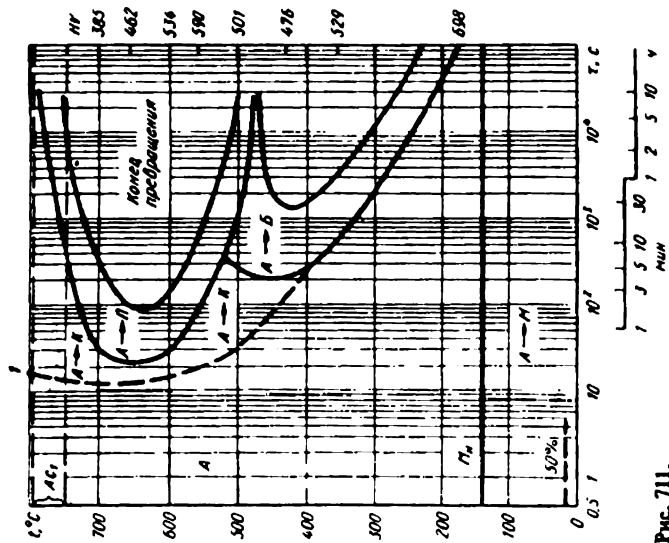


Рис. 711.

Сталь ШХ15 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M_H	t_H
1,04	0,26	0,33	1,53	0,31	750—795	135 1050

A_1

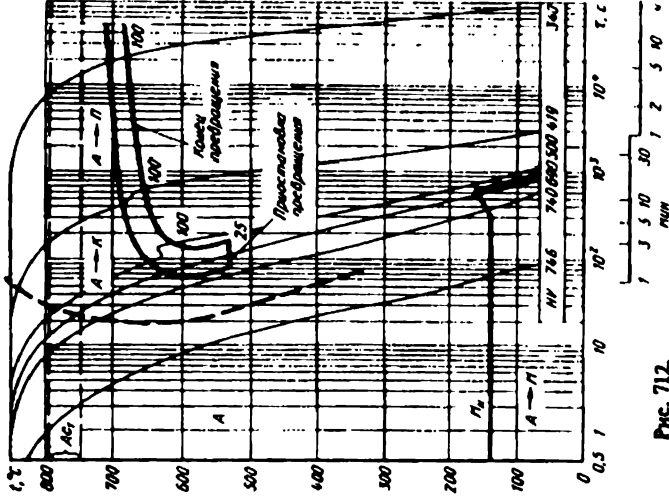


Рис. 712.

Сравн. ИХХССТ [47]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	f _H
0,99	0,55	1,00	1,45	-	-	740	200	850

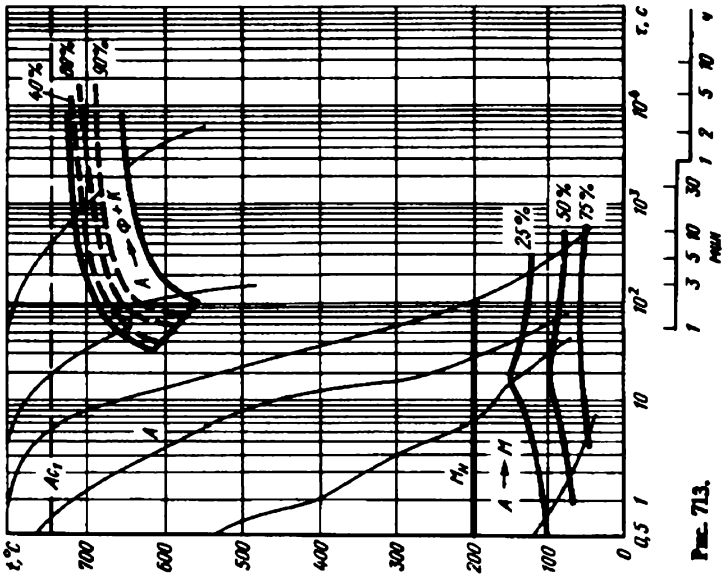


Рис. 713.

Сравн. ИХХССТ [131]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	f _H
0,93	0,55	1,10	1,35	-	-	730	205	825

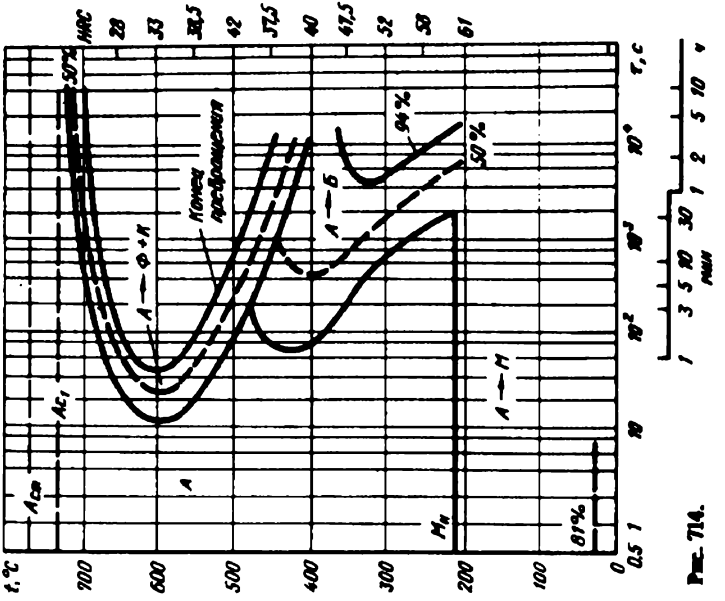


Рис. 714.

Сталь 9Г2 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	f _H
0,87	0,29	1,78	0,20	0,15	715	160	790

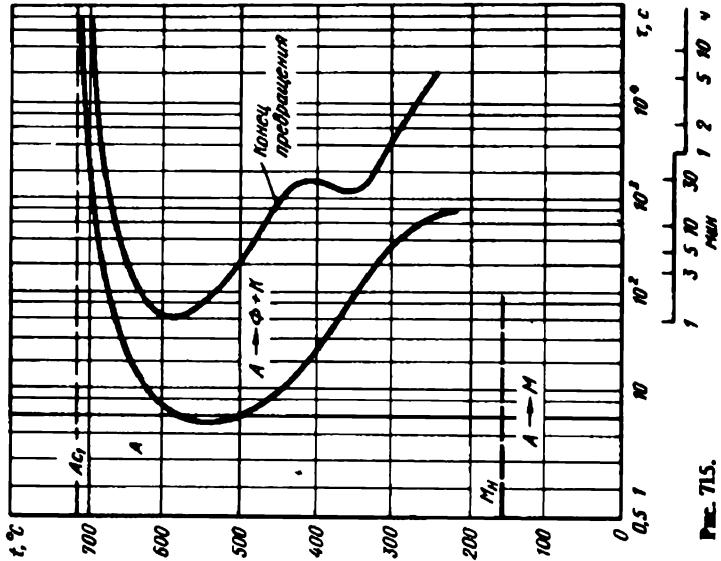


Рис. 715.

Сталь 10Г8 [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	f _H
1,32	0,50	0,28	0,72	—	3,51	735	160	845

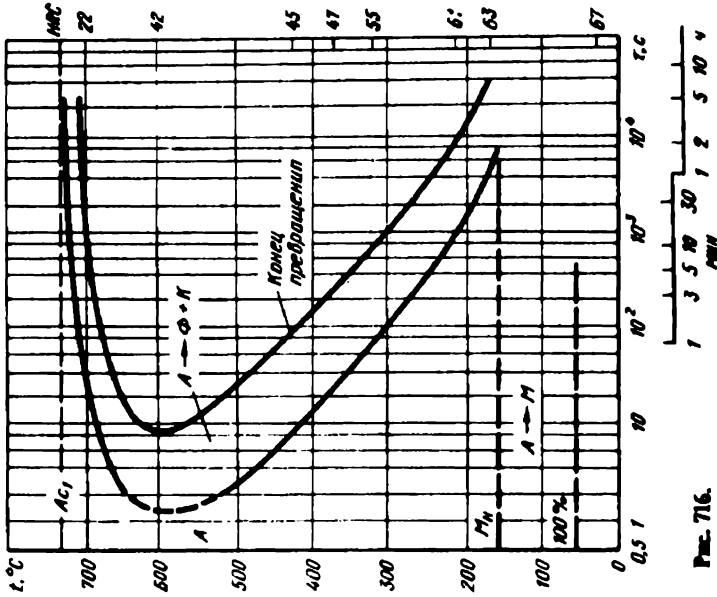


Рис. 716.

Сталь типа 9Ф [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	M _H	f _H
0,87	-	0,30	-	-	0,27	720	195	1050

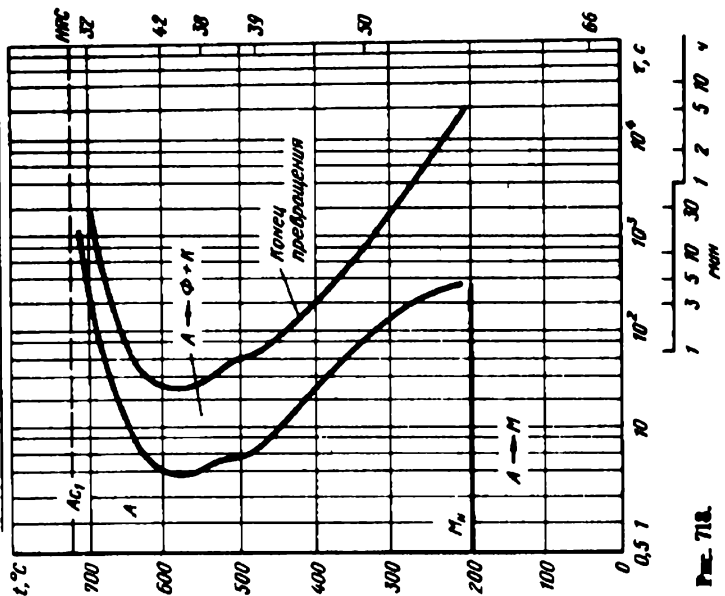


Рис. 718.

Сталь типа 9Ф [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	M _H	f _H
0,87	-	0,30	-	-	0,27	720	210	815

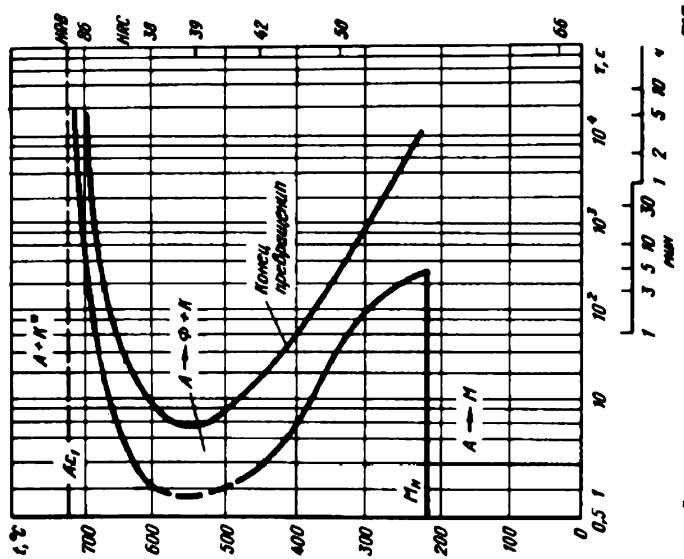


Рис. 717.

M_n - нерастворимые карбиды

Сталь 9Х [7]

с повышенным содержанием хрома [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	t _H
0,88	0,24	0,41	0,78	0,10	740	230	850

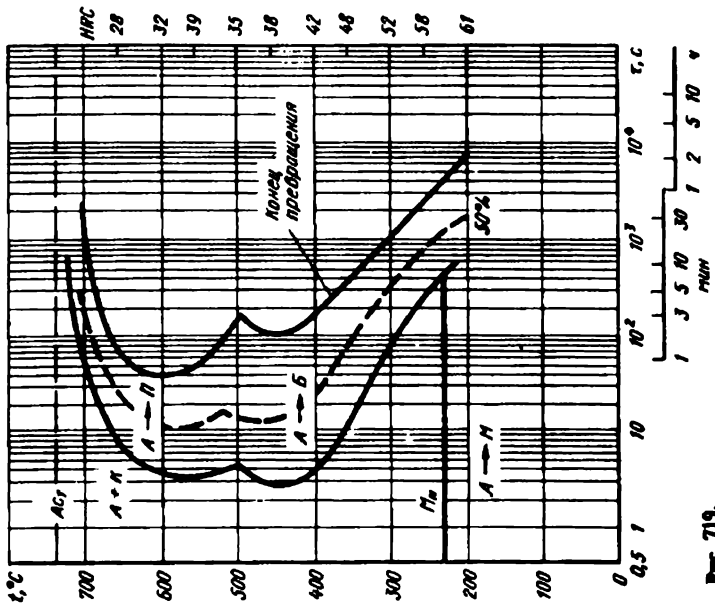


Рис. 719.

Сталь Х [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	t _H
1,01	0,22	0,40	1,36	0,21	745	200	830

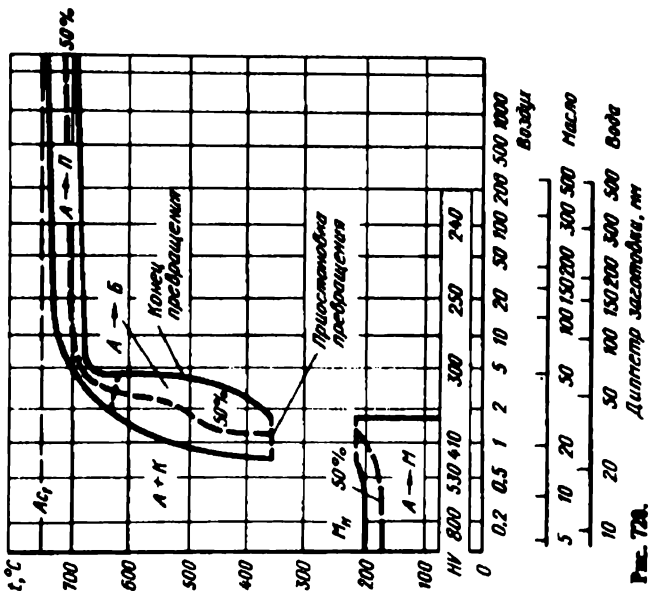


Рис. 720.

Сталь 9Х2 [133]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	t _H
0,89	0,32	0,30	2,00	0,13	740	270	860

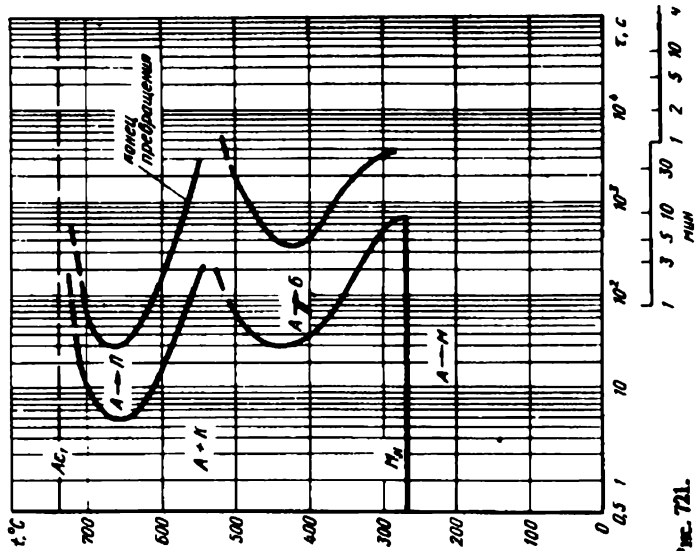


Рис. 72А.

Сталь 9Х2 [47]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	M _H	t _H
0,97	0,32	0,28	1,85	-	765	150	980

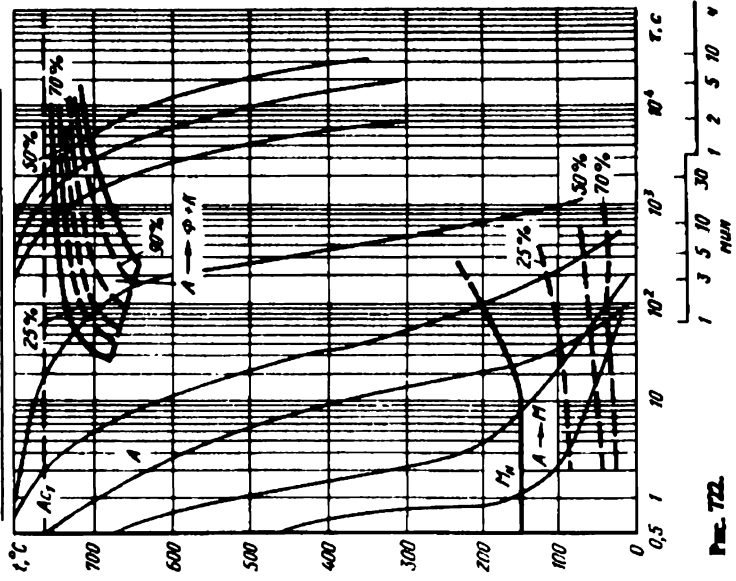


Рис. 72Б.

Сталь типа 6X12 [134]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,55	0,27	0,47	13,90	0,37	778	890	150	1150

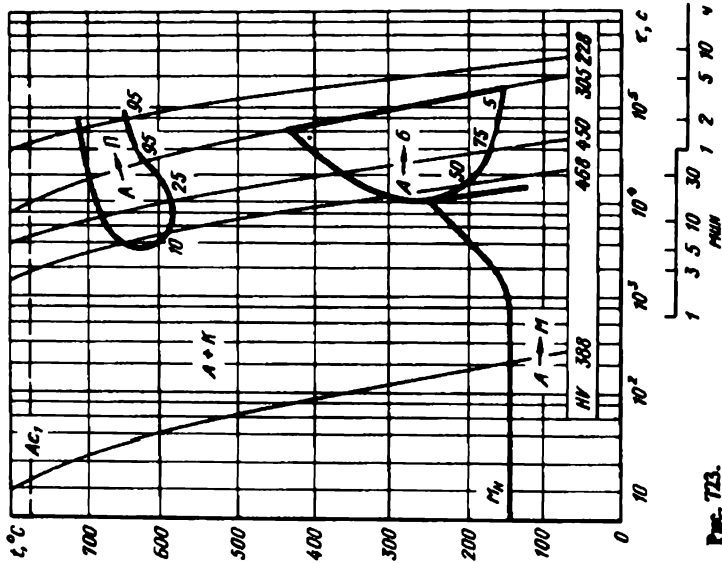


Рис. 723.

Сталь типа 6X12 [134]

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,55	0,27	0,47	13,90	0,37	778	880	200	1050*

* Подтуживание до 950 °С.

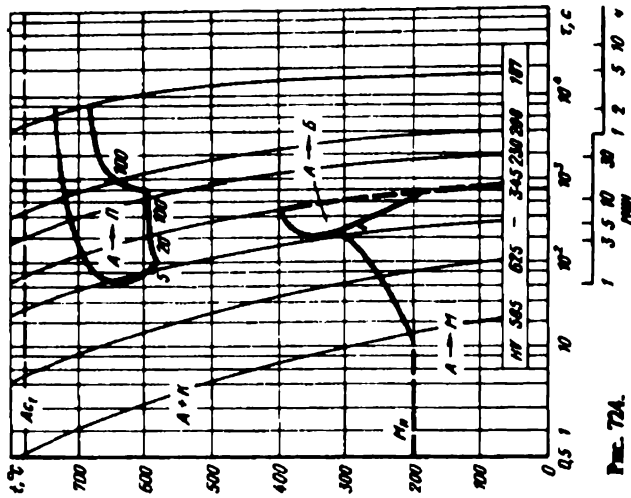


Рис. 724.

Сталь X12 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M_H	t_H
2,08	0,28	0,39	11,48	0,31	768-797	184 970

A_1

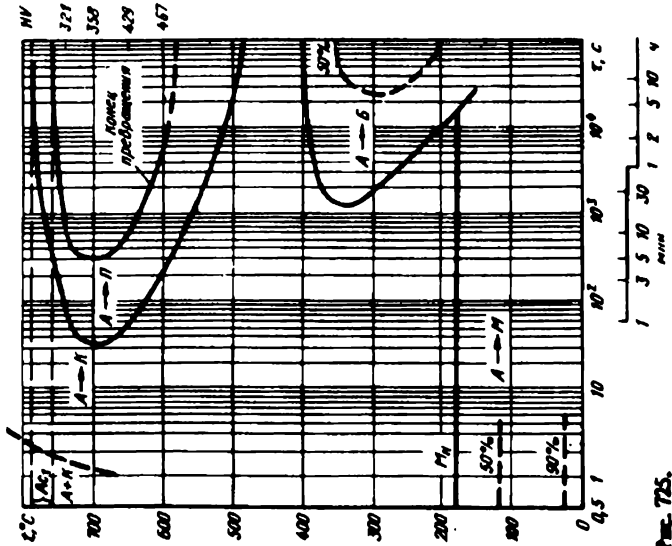


Рис. 725.

Сталь X12 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал M_H	t_H
2,08	0,28	0,39	11,48	0,31	768-797	184 970

A_1

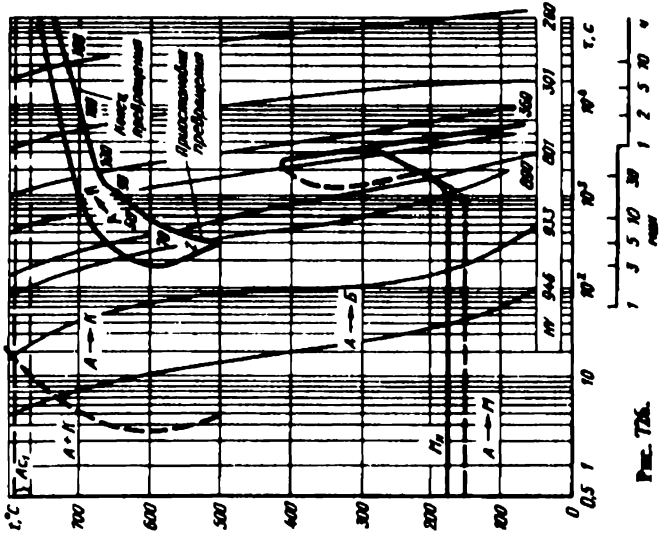


Рис. 726.

Сталь Х12 [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Ni	Интервал	M _H t _H
2,08	0,28	0,39	11,48	0,31	768-797	70	1050

A₁

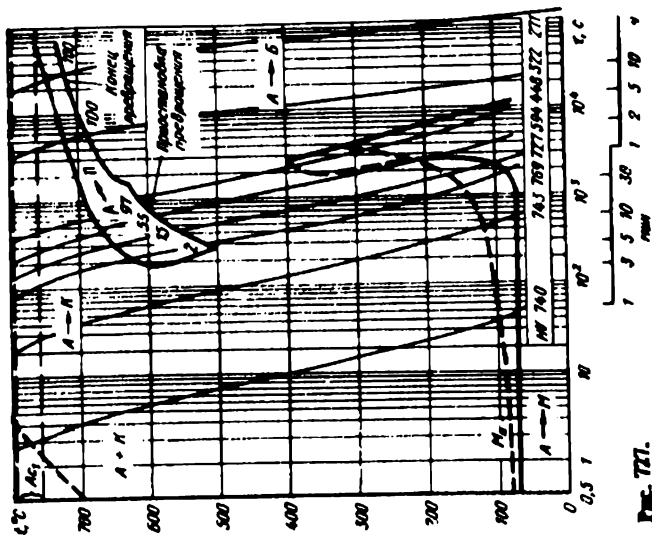


Рис. 721.

Сталь типа 9ХЛТ [134]

C	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₂	A ₃	M _H t _H
0,94	1,14	12,45	0,26	750	790	110	1150

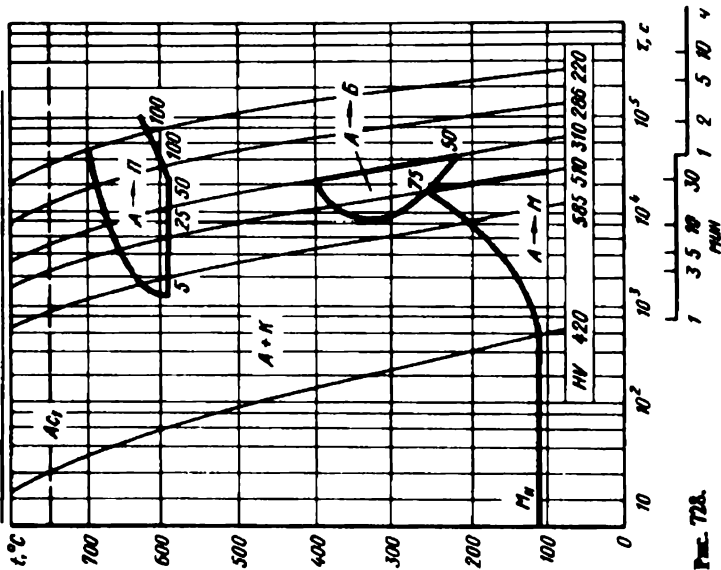


Рис. 722.

Сталь 8ХФ

с повышенным содержанием углерода [106]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	M _H	t _H
0,83	0,26	0,40	0,63	0,17	743	215	850

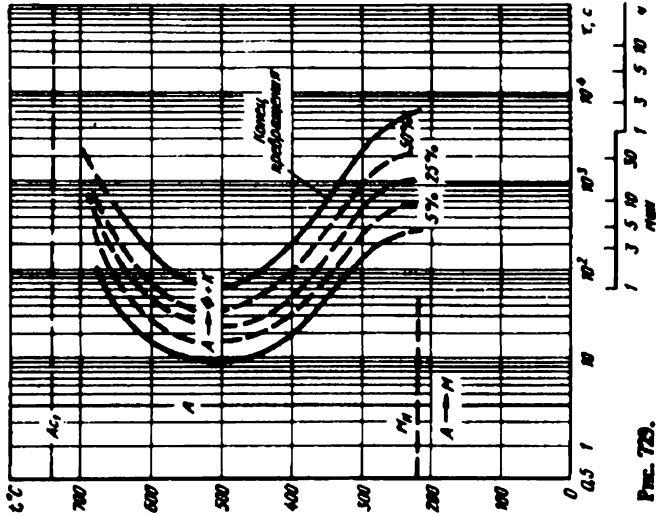


Рис. 729.

Сталь типа 9ХФ [7]

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	M _H	t _H
0,86	0,34	0,36	1,62	0,58	0,17	770	215	900

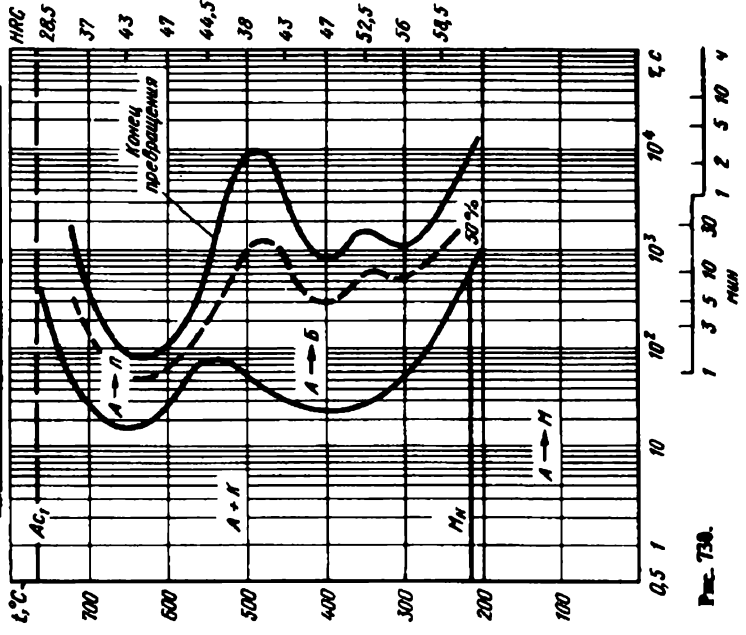


Рис. 730.

Сталь типа 9ХФ [4]

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	M _H	t _H
0,87	—	—	1,63	0,18	740	185	950

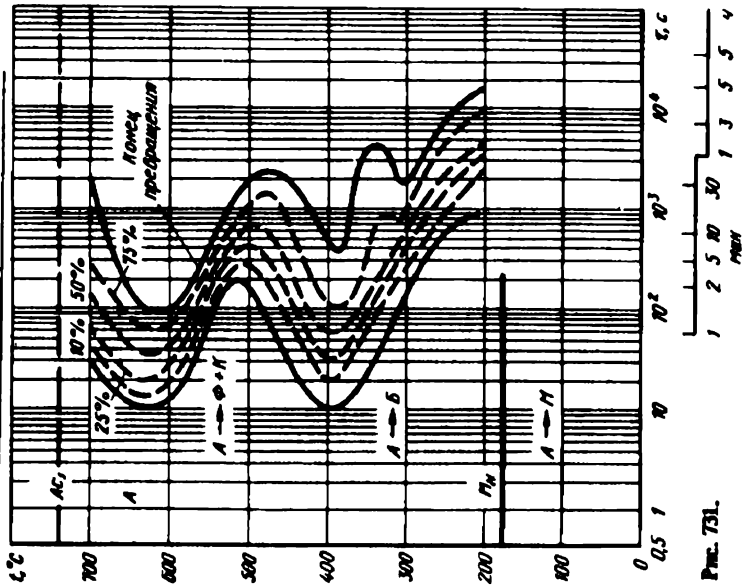


Рис. 731.

Сталь типа ХВ4

с повышенным содержанием вольфрама [4]

C	Si	Mn	Cr	W	A ₁	M _H	t _H
0,82	—	—	1,39	3,23	760	205	950

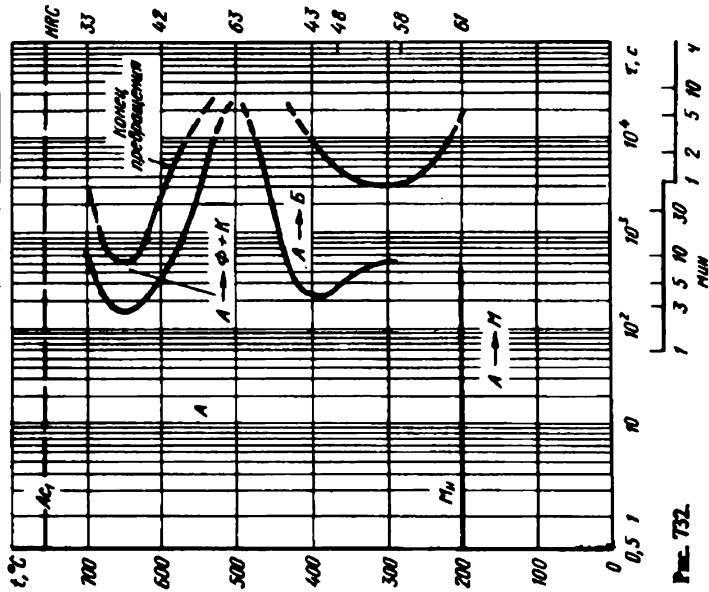
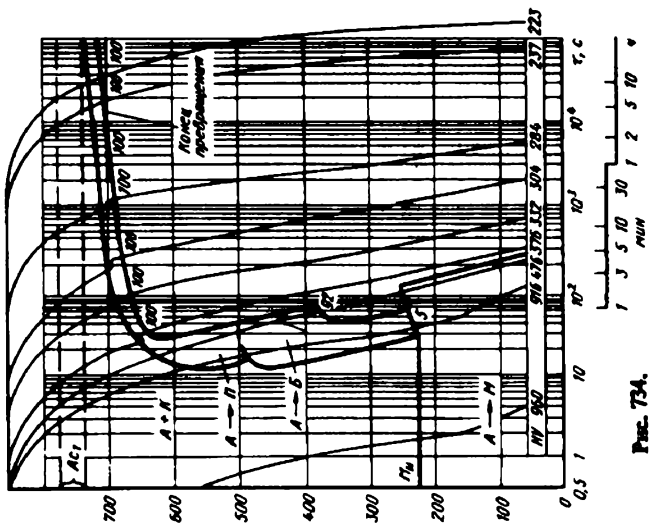
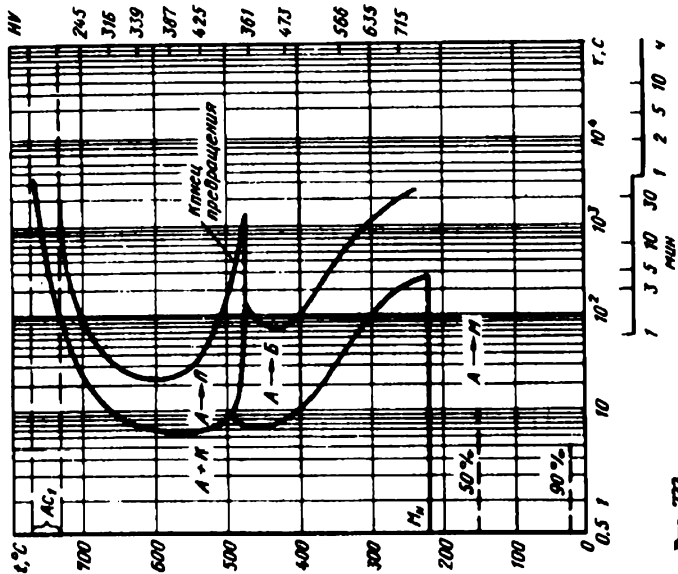


Рис. 732.

Сталь типа X ϕ [5]

C	Si	Mn	Cr	V	Интервал M_H	t_H
1,42	0,37	0,61	1,37	0,18	740-780	220 860

A_1



C	Si	Mn	Cr	V	Интервал M_H	t_H
1,42	0,37	0,61	1,37	0,18	740-780	220 860

A_1

Сталь типа X \oplus [5]

C	Si	Mn	Cr	V	Интервал M_H	t_H
A_1						
1,42	0,37	0,61	1,37	0,18	740-780	110 950

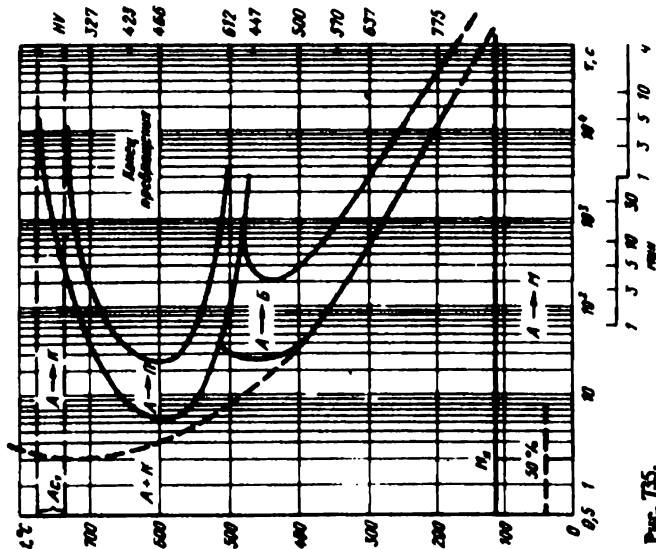


Рис. 755.

Сталь типа X \oplus [5]

C	Si	Mn	Cr	V	Интервал M_H	t_H
A_1						
1,42	0,37	0,61	1,37	0,18	740-780	110 950

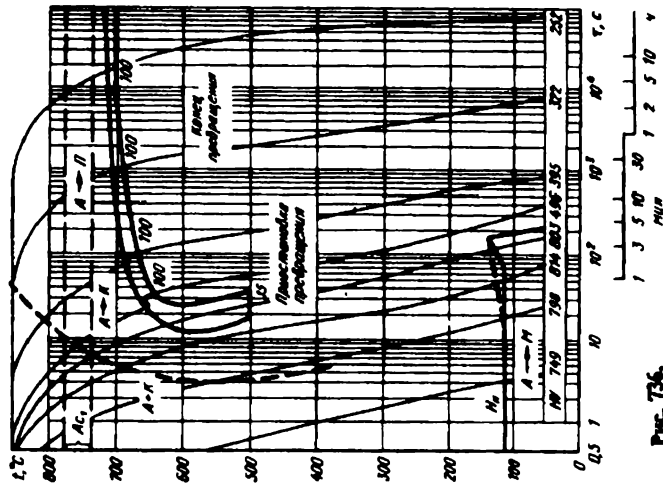


Рис. 756.

Сталь ХВГ [47]

C	Si	Mn	Cr	W	A ₁	M _H	f _H
0,90	0,30	0,90	0,99	1,40	750	210	850

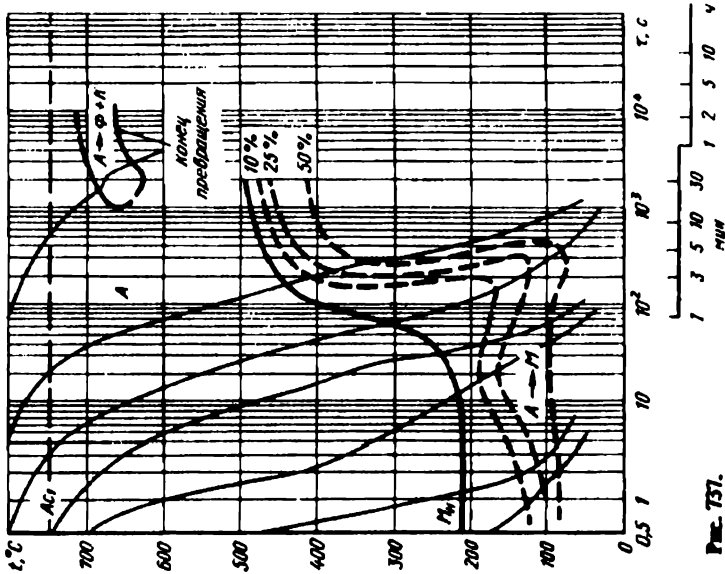


Рис. 737.

Сталь ХВГ [5]

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Интервал f _H	A ₁
1,03	0,28	0,97	1,05	0,13	1,15	730—770	815

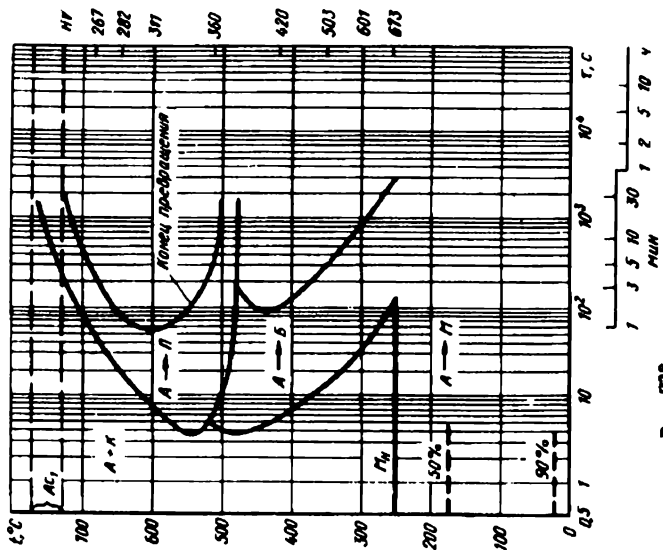


Рис. 738.

Сплав ХНДГ [5]

C Si Mn Cr W
 1,03 0,28 0,97 1,05 1,15

Интервал M_H t_H
 A_1
 730-770 245 815

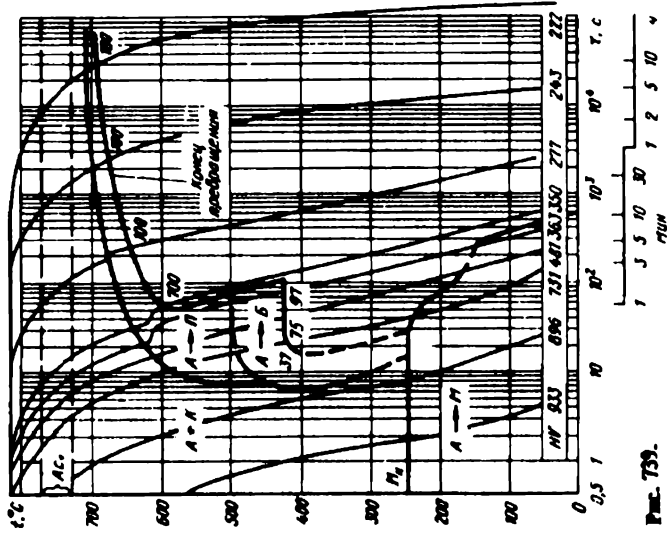


Рис. 739.

Сплав ХНДГ [5]

C Si Mn Cr W
 1,03 0,28 0,97 1,05 1,15

Интервал M_H t_H
 A_1
 730-770 155 890

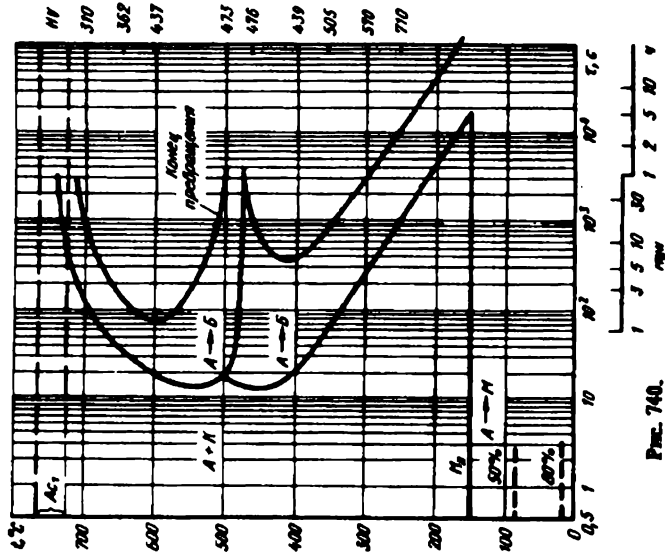


Рис. 740.

Сталь ХВГ [5]

C	Si	Mn	Cr	W	Интервал M_H	t_H
						A_1
1,03	0,28	0,97	1,05	1,15	750--770	155 890

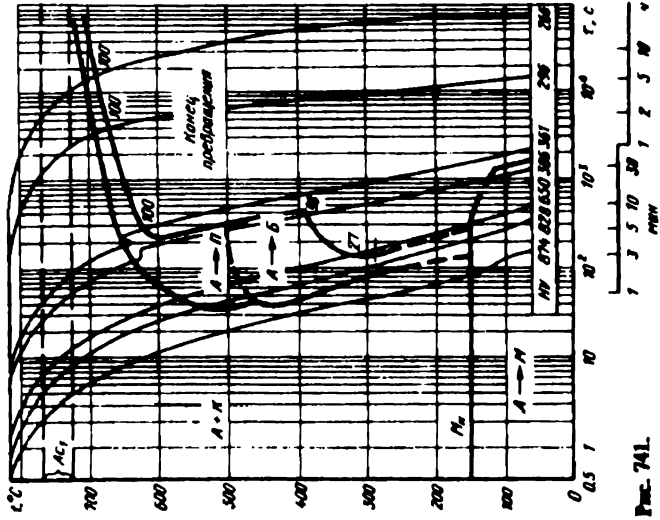


Рис. 741.

Сталь Х12В [5]

C	Si	Mn	Cr	W	Интервал M_H	t_H
						A_1
2,19	0,26	0,32	11,75	0,84	770--810	180 970

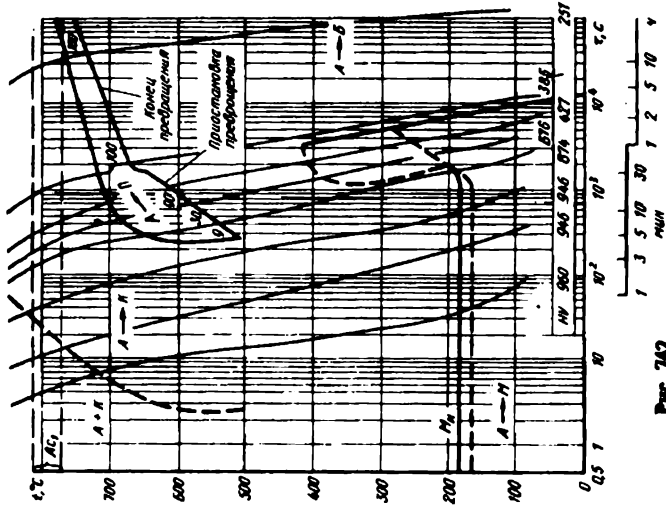


Рис. 742.

Сплав X12B [5]

C	Si	Mn	Cr	W	Интервал M_{Hf} :
2,19	0,26	0,32	11,75	0,84	770—810
					A_1
					70 1050

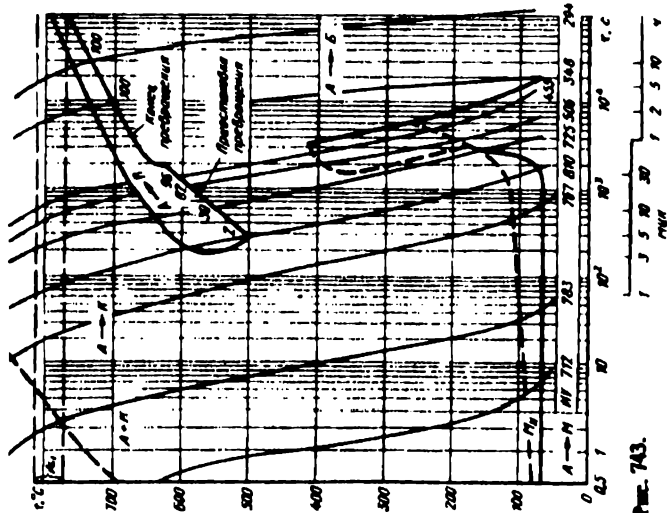


Рис. 743.

Сплав X12MB [7]

C	Cr	Mo	W	V	A_1	M_{Hf}
1,78	11,70	0,61	0,63	0,09	815	255 950

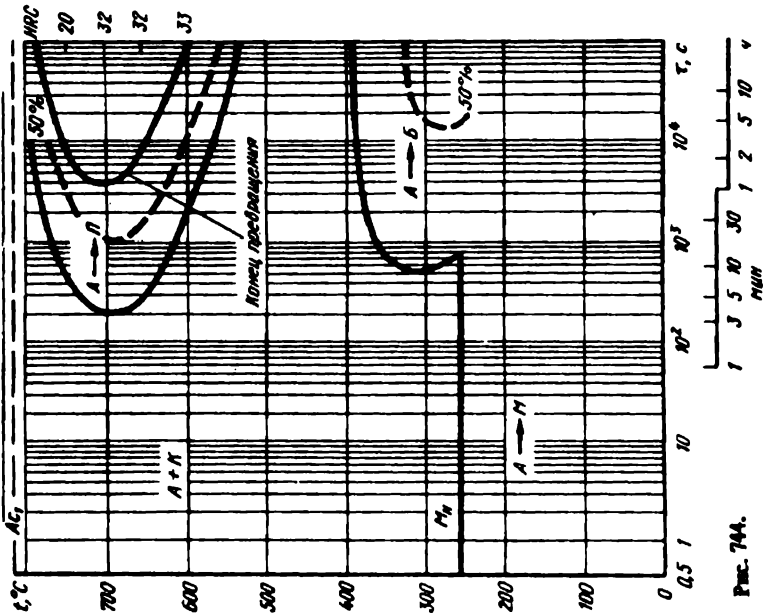


Рис. 744.

Сталь Х12МФ [1]

C	Si	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	M _H	t _H
2,25	-	11,50	-	0,80	0,20	815	150	980

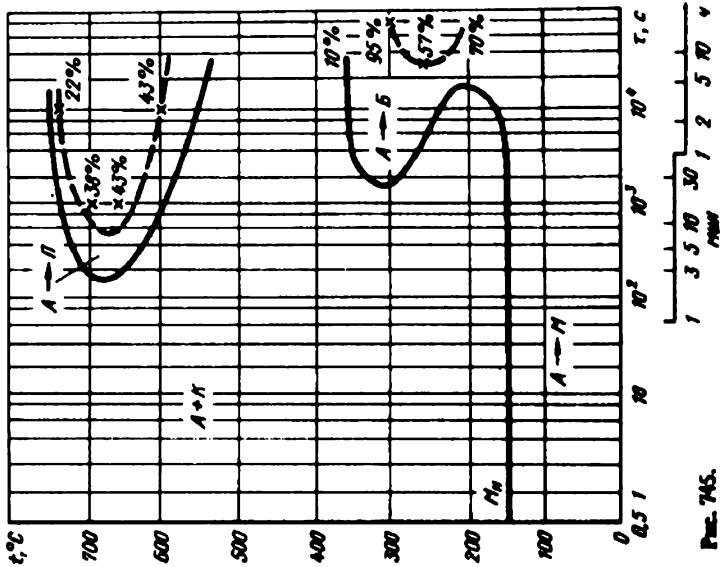


Рис. 745.

Сталь Х12МФ [7]

C	Si	Cr	Mo	W	V	A ₁	M _H	t _H
1,56	-	12,46	0,54	0,28	9,55	815	185	1000

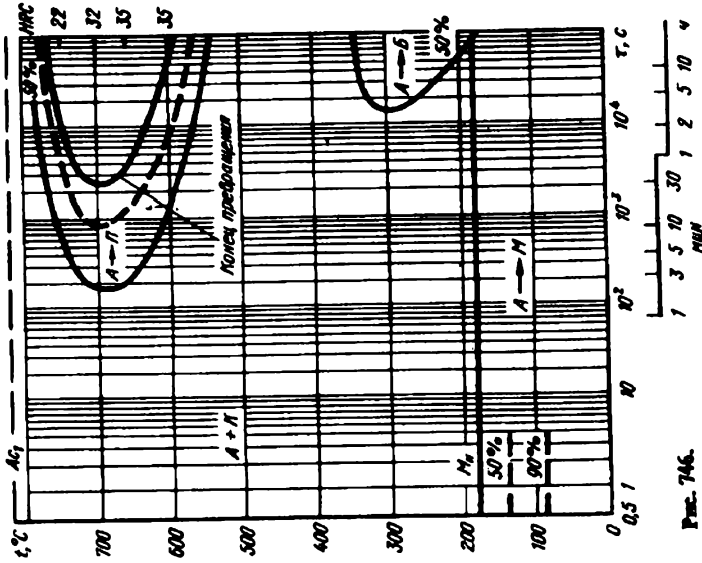


Рис. 746.

Быстрорежущие стали

Сталь Р9 [136]

C	Cr	W	Mo	V	Co	A ₁	M _H	t _H
1,06	4,43	10,32	0,44	2,32	3,92	810	140	1210

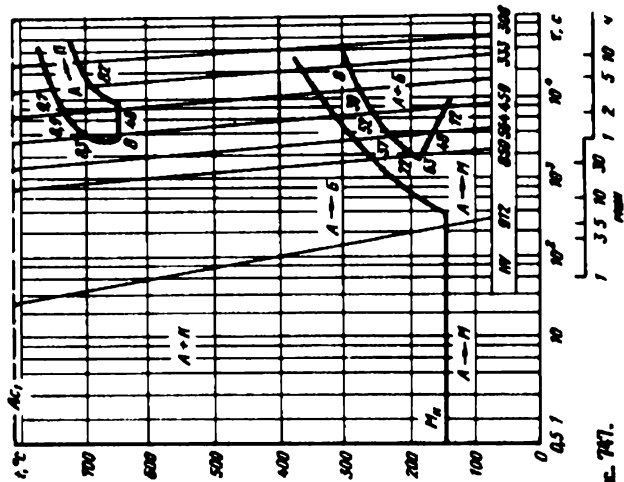


Рис. 747.

Сталь P12 [5]

C	Cr	Mo	W	V	Интервал M _H	t _H
0,87	3,99	0,80	11,91	2,52	825—890	210 1210

A₁

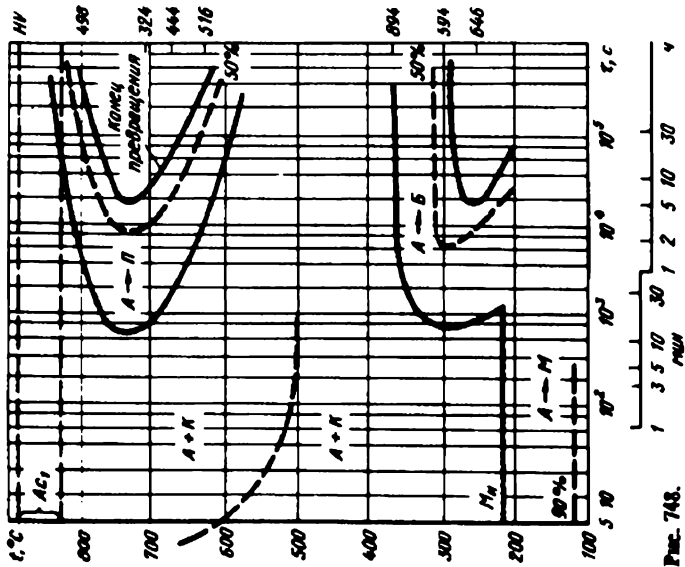


Рис. 748.

Сталь П12 [5]

C	Cr	Mo	W	V	Интервал M_H	t_H
0,87	3,99	0,80	11,91	2,52	825—890	155 1270

A_1

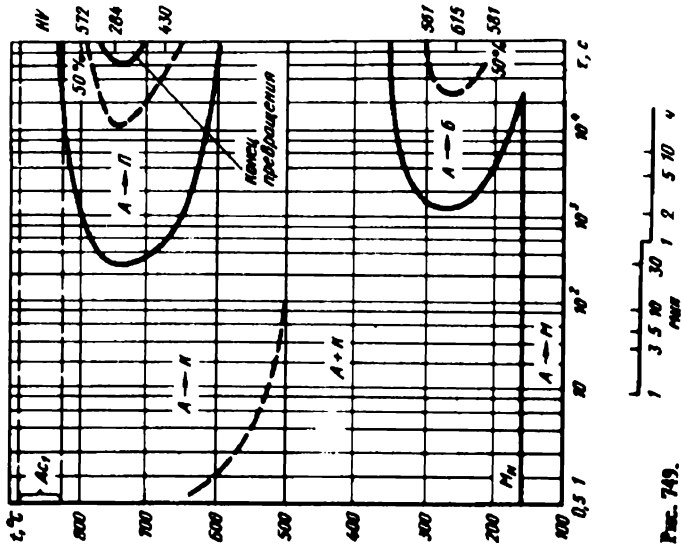


Рис. 749.

Сталь П18 [5]

C	Cr	Mo	W	V	Интервал M_H	t_H
0,81	3,77	0,44	18,25	1,07	810—860	160 1230

A_1

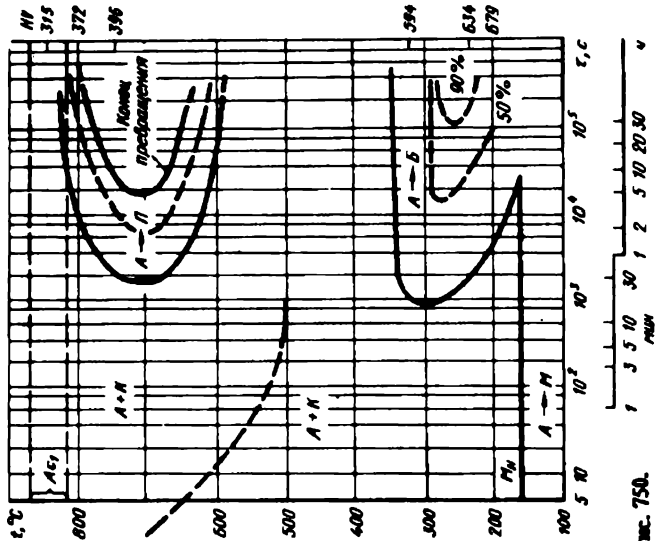


Рис. 750.

Сталь 66M3 [137]

C	Cr	Mo	W	V	A ₁	A _{ср}	M _H	t _H
0,93	4,05	3,64	6,78	2,18	815	866	180	1230

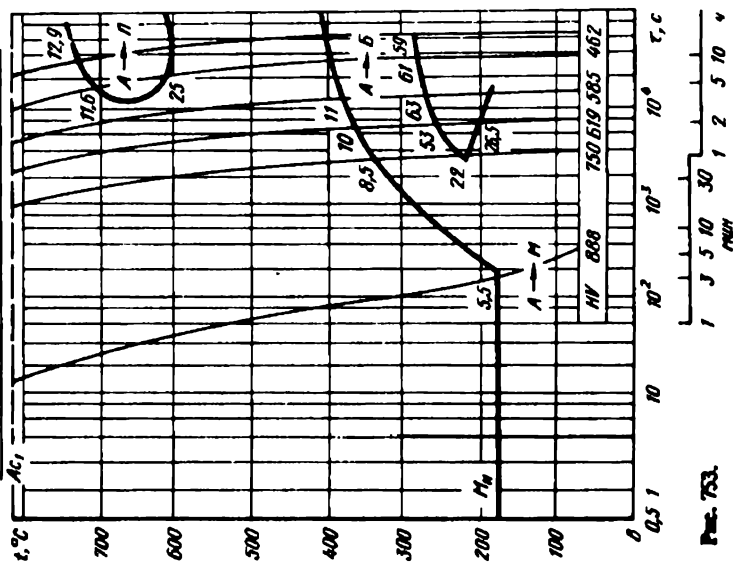


Рис. 753.

Сталь 66M5 [5]

C	Cr	Mo	W	V	Интервал A ₁	M _H	t _H
0,85	4,15	4,79	6,34	2,01	820-875	140	1250

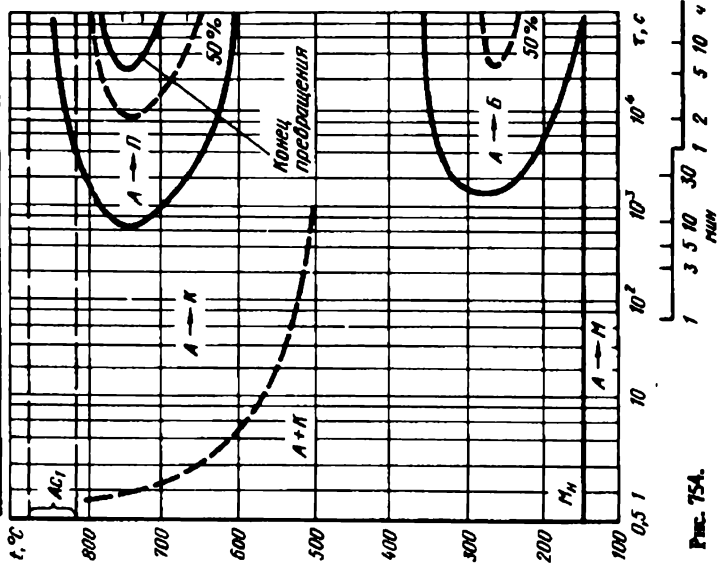


Рис. 754.

Сталь 10М5 [1]

с повышенным содержанием марганца

С	Cr	Mo	W	V	A ₁	A _{сгп}	M _H	t _H
0,81	4,10	4,69	5,95	1,64	815	880	210	1250

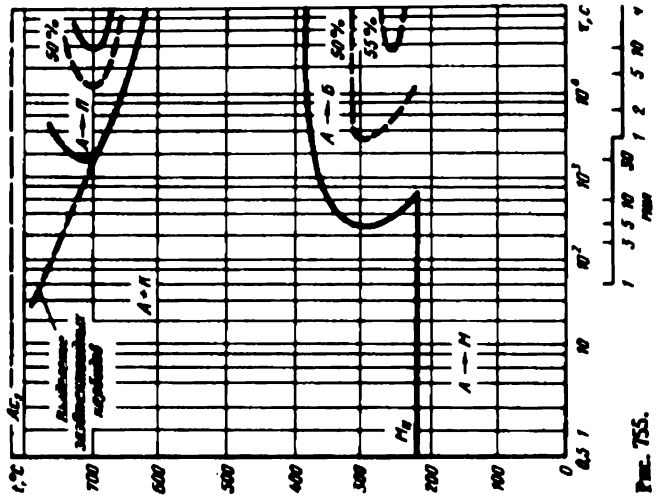


Рис. 755.

Сталь 10М5Ф3 [155]

С	Cr	Mo	W	V	A ₁	A _{сгп}	M _H	t _H
0,92	4,10	4,90	6,20	1,88	815	865	150	1240

Примечание. К* — авторы обозначают карбиды буквой Щ не расшифрованы их состава.

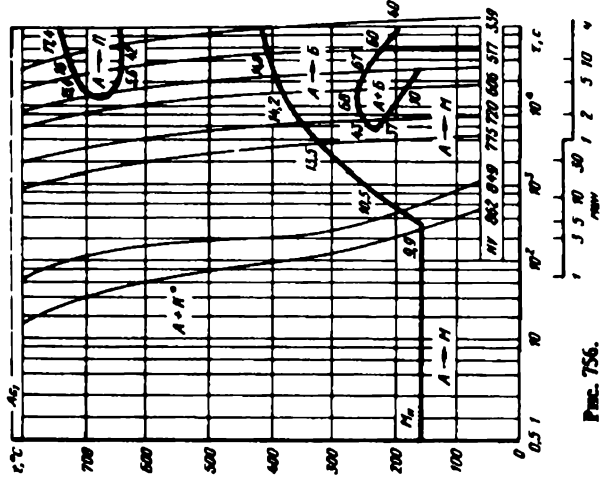


Рис. 756.

Сплав FeNiCrSi (137)

C	Cr	Mo	W	V	Co	A ₁	M _H t _H
0,90	4,29	5,00	6,60	2,00	5,12	820	170 1230

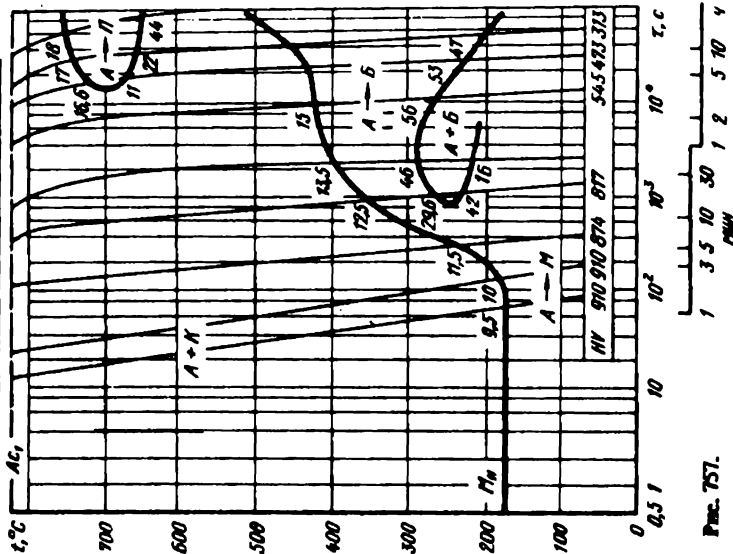


Рис. 757.

Сплав FeNiCr (129)

C	Cr	Mo	W	V	Co	A ₁	M _H t _H
1,30	4,13	3,58	9,70	3,07	9,90	830	180 1190

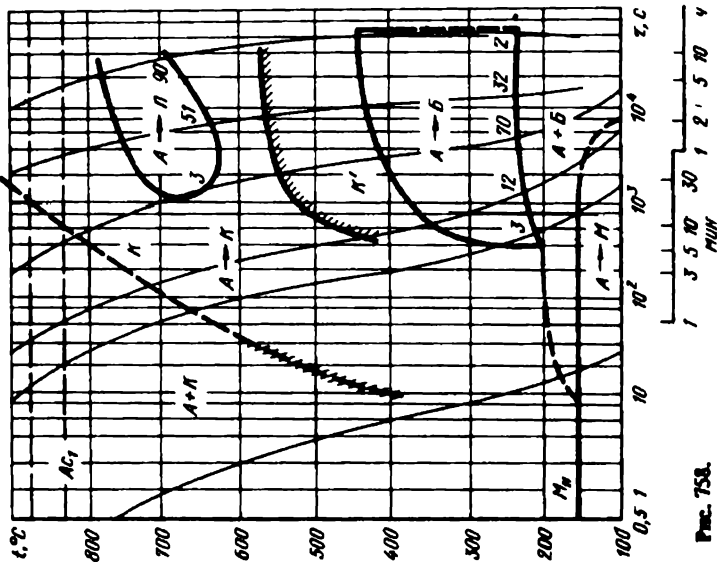


Рис. 758.

PIBKS [5]

C Cr Mo W V Co
Интервал t_H
 A_1

0,80 4,34 0,78 17,89 1,52 4,52 820-865 1250

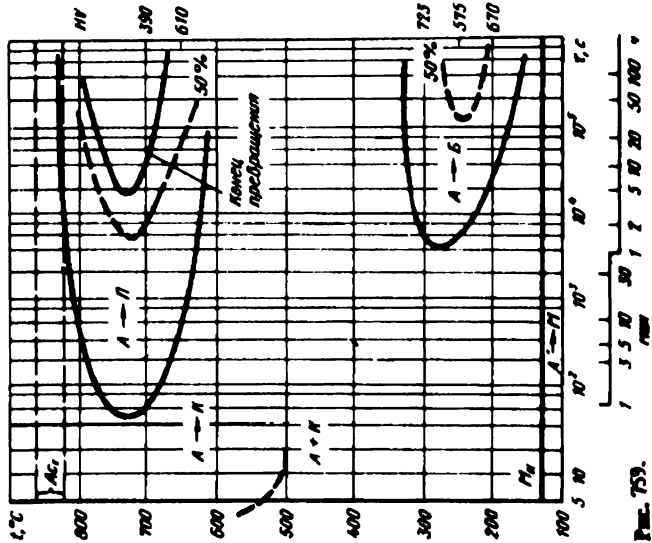


Рис. 753.

Стамп PIBKS [5]

C Cr Mo W V Co
Интервал t_H
 A_1

0,80 4,34 0,78 17,89 1,52 4,52 820-865 1310

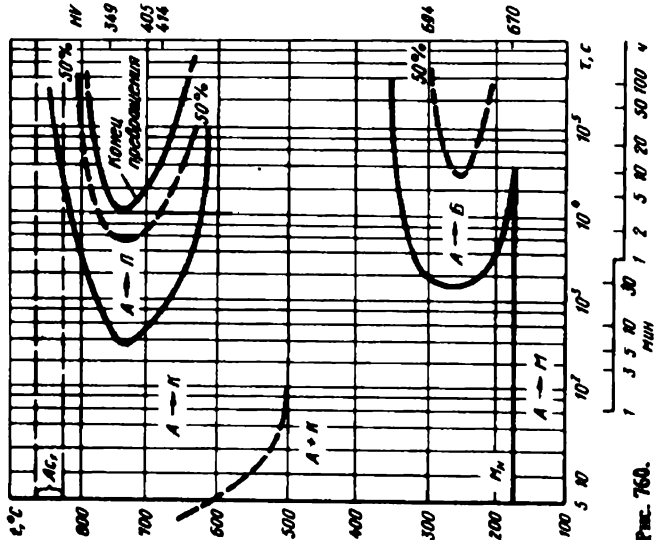


Рис. 750.

Средн. марка П2М18К8 [136]

C	Cr	Mo	W	V	Co	A ₁	M _H	f _H
1,13	4,02	8,80	1,86	1,24	7,90	795	120	1170

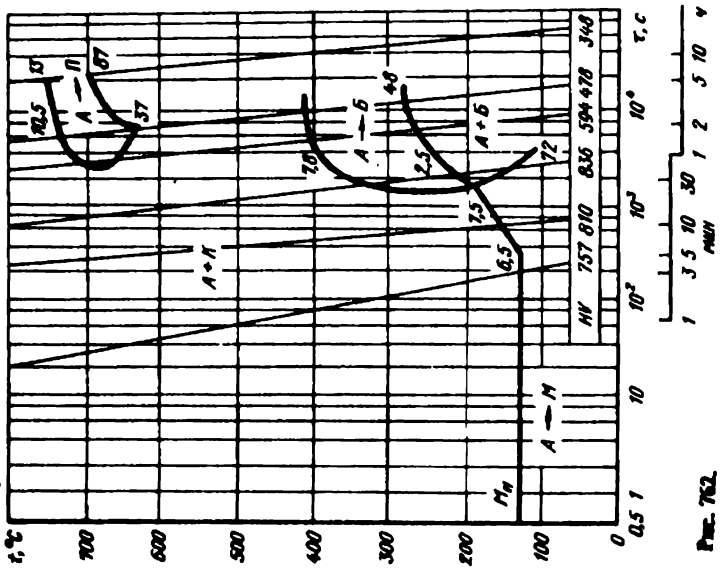


Рис. 762

П18К5Ф2 [66]

C	Cr	Mo	W	V	Co	A ₁	M _H	f _H
0,90	4,50	1,00	18,0	2,00	5,00	830	215	-

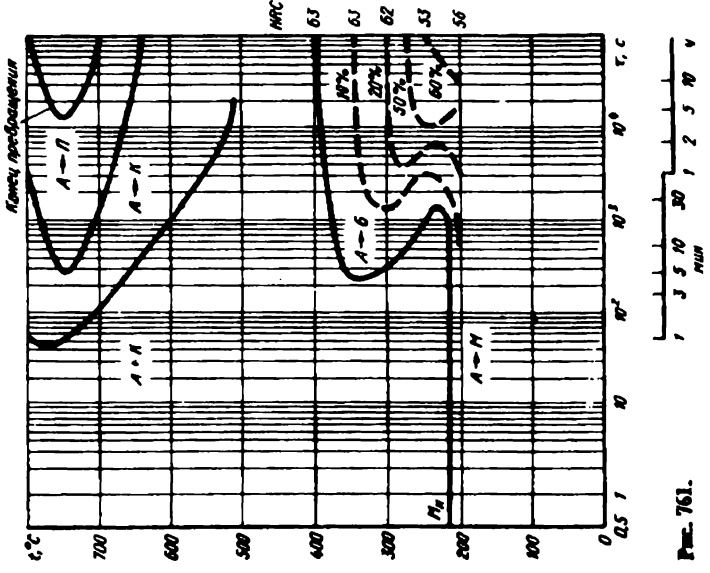


Рис. 761.

4. СПЛАВЫ ТИТАНА

4.1. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Со времени 2-го издания Справочника (1965 г.) опубликован ряд работ [138 – 144], посвященных анализу фазовых превращений в сплавах титана. Основные их закономерности изложены ниже.

Титан имеет две полиморфные модификации α и β . α -Титан имеет г.п.у. решетку и существует до 882,5 °С; при этой температуре происходит его полиморфное превращение в β -титан с о.ц.к. решеткой.

В зависимости от влияния на температуру полиморфного превращения все легирующие элементы, содержащиеся в сплавах титана, делятся на: α -стабилизаторы, повышающие температуру A_3 (Al, Ga, C, N, O и др.), и β -стабилизаторы (Mo, V, Cr, Mn, Fe, H и др.), понижающие температуру A_3 . Кроме того, существуют так называемые нейтральные элементы: Zr, Hf, Sn, Ge, влияние которых на температуру полиморфного превращения несущественно и часто определяется другими элементами, присутствующими в сплаве.

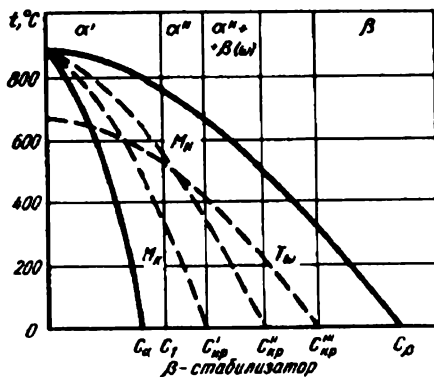
Основным легирующим элементом в промышленных титановых сплавах является алюминий. Его роль подобна роли углерода в сталях. Алюминий служит интенсивным упрочнителем α -твердого раствора. О фазовом составе титановых сплавов, их структуре и свойствах судяк в основном по диаграмме состояния типа Ti – Mo, учитывая действие всех остальных β -стабилизаторов, за исключением молибдена, через молибденовый эквивалент.

Относительную интенсивность влияния каждого легирующего элемента оценивают по его минимально необходимой концентрации в двойном сплаве с титаном, при которой закалкой фиксируется однофазный β -твердый раствор. Соответствующую концентрацию молибдена принимают за единицу.

В многокомпонентных сплавах используют условный коэффициент β -стабилизации – K_β (отношение содержания β -стабилизатора в рассматриваемом сплаве к его содержанию в двойном сплаве критического состава, т.е. наименее легированном сплаве, который может закаливаться из β -области на 100 %-ную β -структуру).

Действие нескольких β -стабилизирующих элементов, одновременно присутствующих в сплаве, считается аддитивным. При этом совершенно не учитывается влияние алюминия и других α -стабилизаторов, "нейтральных" элементов, а также растворимость легирующих элементов в α -титане. Поэтому K_β является относительным показателем, однако он позволяет с достаточной для практики точностью прог-

Рис. 763. Диаграмма состояния сплавов титана с β -изоморфным стабилизатором и фазовый состав этих сплавов после закалки с температур выше A_3 [138]



нозировать фазовый состав и поведение сплавов при термической обработке. В зависимости от фазового состава все титановые сплавы по величине K_β делят на пять групп: α -сплавы ($K_\beta < 0,25$); $(\alpha + \beta)$ -сплавы ($K_\beta = 0,25 + 0,9$); сплавы критического состава ($K_\beta = 1,0 + 1,4$); псевдо β -сплавы ($K_\beta = 1,4 + 2,4$) и β -сплавы ($K_\beta > 2,4$). В данном справочнике приведенные диаграммы распада метастабильной β -фазы размещены в основном в направлении возрастания коэффициента β -стабилизации.

В титановых сплавах в зависимости от их состава и режима ТО могут образовываться метастабильные фазы: α' , α'' , ω . Кроме того, после определенных режимов обработки к метастабильным следует относить β и α фазы. Метастабильные фазы образуются из β -твердого раствора, существующего при температуре нагрева под закалку.

Рассмотрим участок диаграммы состояния титана с β -стабилизирующим элементом (рис. 763) [138]. Если использовать условный коэффициент β -стабилизации, то значение C_α на диаграмме равно $\sim 0,25$, а $C_\beta \approx 2,0$. В условиях равновесия приведенная выше диаграмма состоит из трех областей твердых растворов: α , $(\alpha + \beta)$ и β .

Для примера проанализируем превращения, которые будут происходить в сплавах при закалке из β -области, т.е. с температур выше A_3 . В сплавах такой системы с концентрацией легирующих элементов меньше C''_{kr} при закалке происходит мартенситное превращение, которое начинается при температуре M_s , а заканчивается при M_f . Если состав сплава лежит в области концентраций от C'_kr до C''_{kr} , то мартенситное превращение при закалке не проходит до конца, и в структуре наблюдаются α'' и β фазы. При концентрации легирующих элементов меньше C'_kr мартенситное превращение при охлаждении до комнатной температуры завершается полностью. Концентрация C_1 на такой диаграмме отвечает составу, при котором α' -фаза сменяется α'' -фазой. Фазы α' и α'' представляют собой пересыщенный твердый раствор на основе титана – это типичные мартенситные фазы, различающиеся кристаллической решеткой, а точнее, степенью ромбических искажений г.п.у. структуры. Обе имеют пластинчатое строение и металлографически трудно различимы (рис. 764, а, б, в).

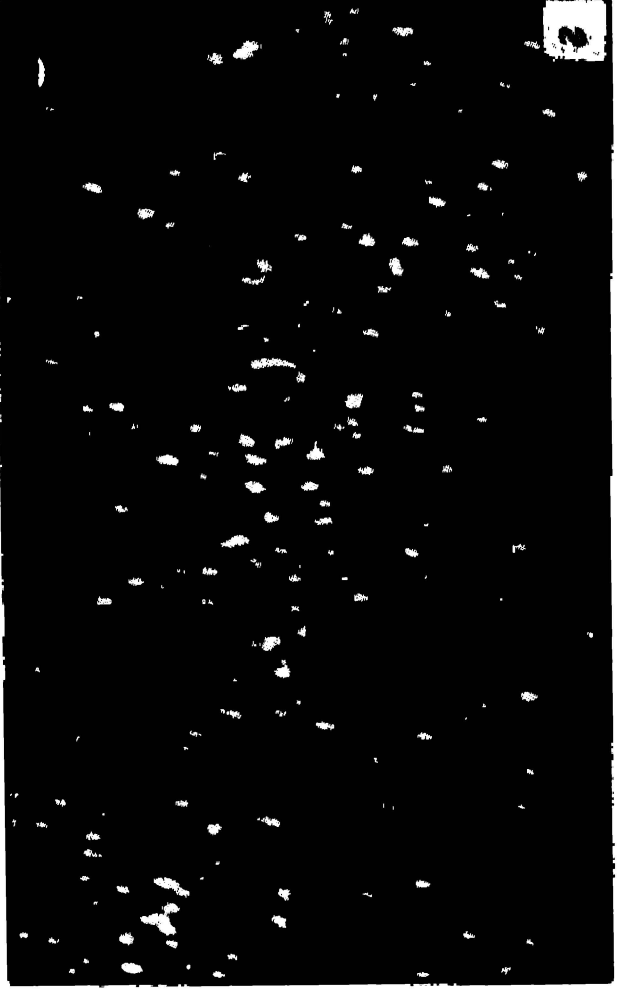
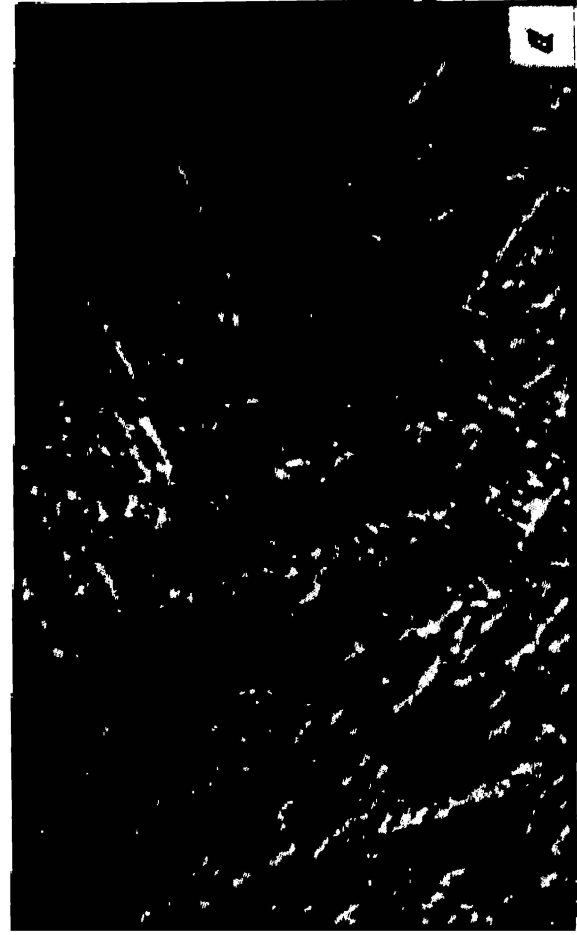


Рис. 764. Типичные микроструктуры сплавов после закалки из β -области:
а — α' -мартенсит. $\times 500$; б — α' -мартенсит. $\times 10000$ [158]; в — α' -мартенсит. $\times 30000$ (О.А. Елкина); г — атермическая ω -фаза. $\times 80000$

Закалка из β -области сплавов, расположенных в интервале концентраций $C''_{кр} - C'''_{кр}$ приводит к формированию $\beta + \omega$ структуры, а при составах сплавов с концентрацией β -стабилизаторов выше $C'''_{кр}$ — однофазной β -структуры.

Метастабильная ω -фаза названа мартенситной фазой особого типа [140], так как она образуется по бездиффузионному механизму, характерному для мартенситных превращений. Однако ее образование возможно только при определенных составах β -твердого раствора, имеющих электронную концентрацию 4,10 — 4,19 эл/ат. Поэтому в общем случае формированию ω -фазы предшествует диффузионное перераспределение легирующих элементов в метастабильной β -фазе и образование двух (а то и более) твердых растворов: β_1 и β_2 , различающихся составом. После этого в обедненном по β -стабилизаторам твердом растворе — β_1 — возможно протекание превращения $\beta_1 \rightarrow \omega$. Поэтому такой механизм в общем случае более правильно считать промежуточным, нежели мартенситным. ω -Фаза обладает высокой дисперсностью, и ее можно наблюдать только с помощью электронного микроскопа (рис. 764, з).

Эти закономерности справедливы и при анализе процессов распада в сплавах, предварительно нагретых в двухфазную область. Однако необходимо иметь в виду, что незначительное изменение температуры нагрева в $(\alpha + \beta)$ -области приводит к существенному изменению легированности β -фазы и тем самым к изменению положения начала мартенситного превращения и устойчивости переохлажденного β -твердого раствора. Так, при понижении температуры нагрева с 980 до 860 °С сплава ВТЗ-1 температура M_n снижается с 420 °С в область отрицательных температур, а длительность инкубационного периода при 600 °С (температура минимальной устойчивости β -фазы) увеличивается с 8 до 230 с [145].

Очень важное значение для формирования структуры сплавов имеет скорость их охлаждения при термической обработке. Изменение скорости охлаждения регулирует не только дисперсность частиц выделяющихся фаз, но и сам фазовый состав сплавов.

Быстрое охлаждение сплавов из β -области способствует фиксации при комнатной температуре метастабильных фаз α' , α'' , ω и β .

При замедленном охлаждении из β -области формируется пластинчатая структура (рис. 765, а, б), состоящая из чередующихся пластин α и β фаз. Такая структура, как правило, характеризуется наличием сравнительно крупных β -зерен, окаймленных по границам α -оторочкой. Внутренний объем зерен расчленен α -пластинами, собранными в пачки, так называемые α -колонии. Увеличение скорости охлаждения способствует получению более тонкой оторочки вокруг β -зерен и измельчению внутривзеренного строения. Такая структура получила название тонкопластинчатой (рис. 765, в).

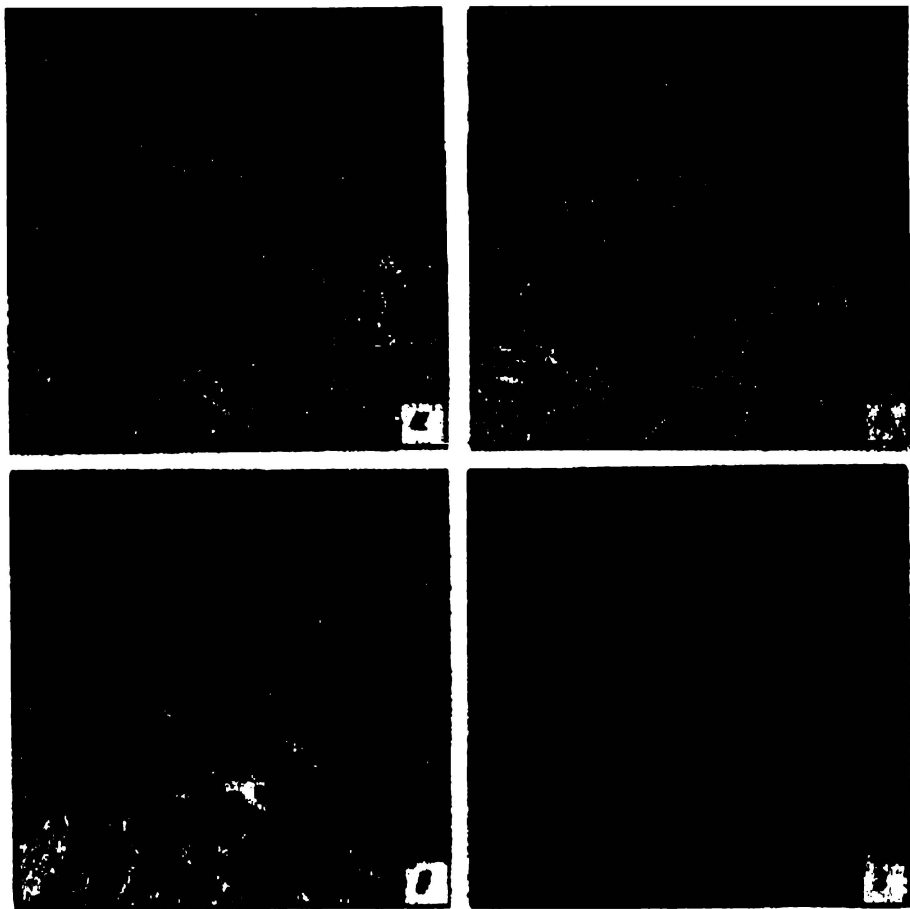


Рис. 765. Типичные микроструктуры сплавов после охлаждения с различными скоростями: а, б — охлаждение из β -области в печи; в — то же, на воздухе; г — охлаждение из $(\alpha + \beta)$ -области в воде. $\times 500$

Если нагрев сплава под закалку осуществляется в двухфазную $(\alpha + \beta)$ -область, то формируется микроструктура с глобулярной α -фазой (рис. 765, г), а в участках β -фазы распад осуществляется в зависимости от скорости охлаждения аналогично описанному выше.

Таким образом, как и в сталях, фазовые превращения в титановых сплавах могут быть диффузионными, бездиффузионными и промежуточными. При этом для каждой фазы характерен определенный механизм образования. Так, α -фаза образуется только по диффузионному механизму. В сплавах с эвтектоидообразующими элементами —

хромом, железом, кремнием и др. — диффузионным путем возможно образование различных интерметаллических фаз. α' -Фаза образуется бездиффузионным путем, а фазы α'' и ω могут быть продуктами бездиффузионного и промежуточного превращений.

Очень часто в литературе не проводят различия между разными по механизму образования α'' -фазами. В работах В.С. Лясоцкой [147, 148] предложено фазу, формирующуюся по промежуточному механизму, называть α_n (низкотемпературная α -фаза с ромбическими искажениями) в отличие от α'' -мартенсита, который формируется при резкой закалке. Несмотря на то что авторы Справочника также считают необходимым разделять эти разные по механизму образования фазы, на диаграммах распада, помещенных в данное издание, сохранены обозначения, принятые в первоисточниках.

Исходя из фазового состава, который формируется при скоростях охлаждения выше критической с учетом коэффициента β -стабилизации, В.С. Лясоцкая и Б.А. Колачев предложили схемы термокинетических (по терминологии авторов — анизотермических) диаграмм превращений (рис. 766).

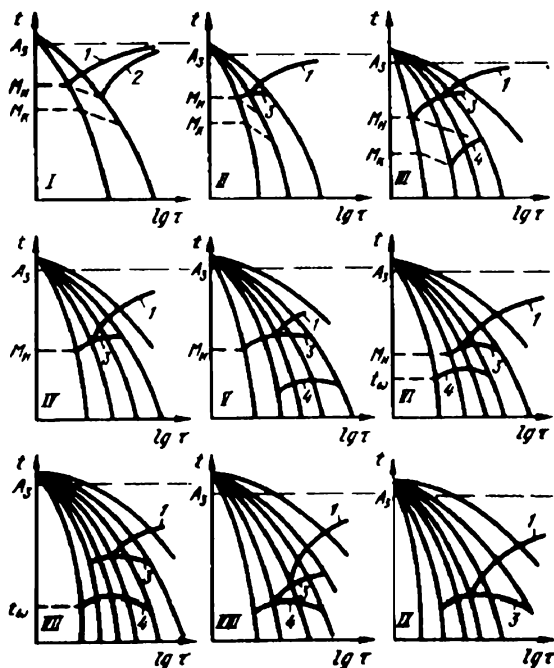


Рис. 766. Схемы термокинетических диаграмм распада переохлажденного β -твердого раствора (В.С. Лясоцкая):

1, 2 — линии начала и конца $\beta \rightarrow \alpha$ превращения; 3 — линия начала $\beta \rightarrow \alpha_n$ превращения; 4 — линия начала $\beta \rightarrow \omega$ превращения

Термокинетические диаграммы I – III типов относятся к сплавам, в которых при закалке образуется мартенсит (α' , α''). По мере уменьшения скорости охлаждения бездиффузионное превращение в этих сплавах сменяется диффузионным, если температуры M_H и M_K достаточно высоки (тип I); при более низких значениях M_H и M_K бездиффузионное превращение сменяется сначала промежуточным, а затем диффузионным (тип II). В зависимости от системы легирования (или температуры нагрева в двухфазной области) в сплавах, кроме того, возможно протекание $\beta \rightarrow \omega$ превращения (тип III).

Диаграммы IV – VI типов относятся к сплавам с температурой M_K ниже комнатной. После закалки в них фиксируется структура α' (α'') + β (типы IV – V) или α' (α'') + β + ω (тип VI).

Диаграммы VII – IX типов имеют сплавы, температура M_H которых ниже комнатной. Структура этих сплавов после закалки: (β + ω)-фаза (тип VII) или β -фаза (тип VIII – IX). При малых скоростях охлаждения происходит диффузионное превращение β -фазы, при повышенных – промежуточное. Помимо α и β фаз в структуре возможно присутствие ω -фазы и α'' -фазы, которые образуются по промежуточному механизму.

Классификация диаграмм изотермических превращений в титано-

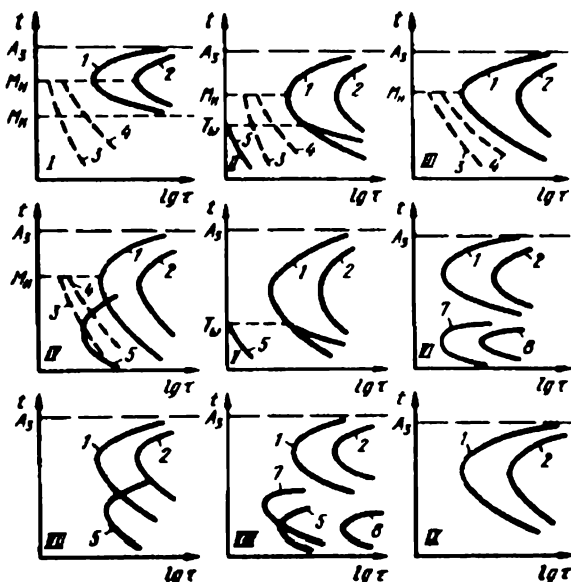


Рис. 767. Схемы изотермических диаграмм превращений в титановых сплавах (В.С. Лясоцкая):

1, 2 – линии начала и конца $\beta \rightarrow \alpha$ превращения; 3, 4 – линии начала и конца мартенситного превращения; 5, 6 – линии начала и конца $\beta \rightarrow \omega$ превращения; 7, 8 – линии начала и конца $\beta \rightarrow \alpha_n$ превращения

вых сплавах была предложена Б.А. Колачевым [146] и уточнена В.С. Лясоцкой (рис. 767). Для сплавов докритического состава ($< C'_{кр}$) на диаграммах изотермических превращений имеются две серии линий (тип I), описывающих начало и конец распада β -фазы и мартенсита α' , α'' . В интервале температур $M_n - M_k$ происходит изотермический распад как мартенситной фазы, так и метастабильной β -фазы. Распад мартенсита при высоких температурах протекает с небольшим инкубационным периодом и описывается неполными S-кривыми.

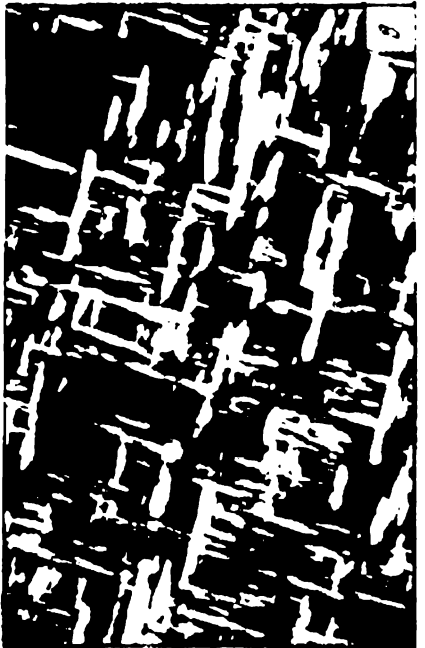
В сплавах, состав которых находится между первой и второй критическими концентрациями ($C'_{кр} - C''_{кр}$), мартенситное превращение до конца не проходит, при закалке, кроме мартенсита, фиксируются метастабильные фазы β , ω , а на диаграммах дополнительно появляются линии изотермического $\beta \rightarrow \omega$ -превращения (тип II). В сплавах с повышенным содержанием алюминия, олова и циркония $\beta \rightarrow \omega$ -превращение может подавляться полностью (тип III) или частично (тип IV).

Сплавы, состав которых лежит между $C''_{кр}$ и $C'''_{кр}$ не претерпевают мартенситного превращения при охлаждении; в них при закалке формируется $\beta + \omega$ -структура, а изотермический распад проходит с образованием α - или ω -фазы (тип V).

В высоколегированных сплавах титана ($> C'''_{кр}$) изотермическое превращение β -фазы в верхнем интервале температур (ниже A_3) протекает по диффузионному механизму, а при более низких температурах возможно превращение по промежуточному механизму. На диаграммах эти превращения могут быть описаны одной парой линий распада β -фазы (типы VII, IX) или двумя парами линий начала и конца диффузионного и промежуточного превращений (типы VI, VIII). В зависимости от состава сплава возможна реализация изотермического $\beta \rightarrow \omega$ -превращения (типы VII, VIII).

На рис. 768 представлены типичные микроструктуры, формирующиеся при изотермической обработке сплавов. В соответствии с классификацией титановых сплавов по коэффициенту стабилизации β -фазы α -сплавам ($K_\beta < 0,25$) присущи диаграммы I и II типов; двухфазным сплавам ($K_\beta = 0,25 \div 0,9$) – диаграммы II – VI типов (рис. 766) и I – IV типов (рис. 767); сплавам критического состава ($K_\beta = 1,0 \div 1,4$) – диаграммы VII – IX типов (рис. 766) и V – VIII типов (рис. 767); псевдо- β -сплавам ($K_\beta = 1,4 \div 2,4$) – диаграммы VIII – IX типов (рис. 766) и VI – IX типов (рис. 767).

Большое влияние на кинетику превращений в сплавах титана оказывают примеси. Установлено, что большинство элементов внедрения, особенно кислород и азот, ускоряют процессы при превращении. На рис. 769 приведены данные [149], которые свидетельствуют о существенном ускорении процесса $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения при увеличении содержания кислорода в сплаве TiMo11. И.С. Польшкин и О.В. Каспа-



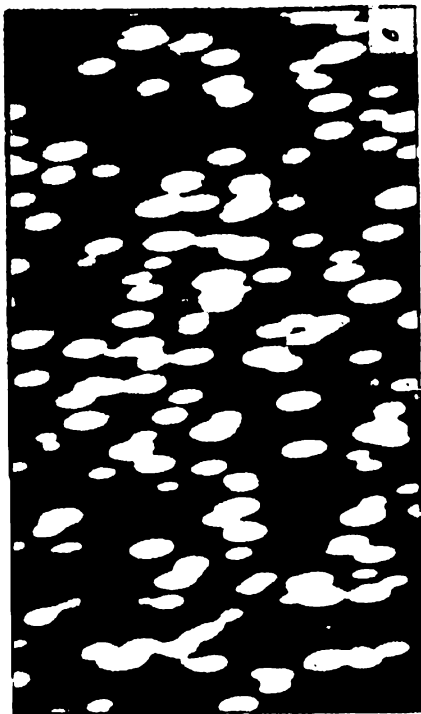


Рис. 768. Типичные микроструктуры, формирующиеся в сплавах при изотермическом распаде (старении):

а — выделение α -фазы по границам зерен, малые степени переохлаждения. $\times 200$; б — з — выделение α -фазы в теле зерна ($\delta - \times 500$; $\epsilon, \zeta - \times 25000$); д — распад α' -марганца. $\times 10000$ [158]; е — выделение изотермической ω -фазы. $\times 80000$

рова показали (рис. 770, 771), что увеличение содержания кислорода в сплаве VT15 с 0,08 до 0,53 % уменьшает длительность инкубационного периода выделения α -фазы при 550 °C с 8 ч до 8 мин. Аналогичным образом влияет и азот. В сплавах системы Ti — Mn увеличение содержания углерода также ускоряет распад при термической обработке [150].

Помимо того, что примеси внедрения, за исключением водорода, ускоряют процессы распада β -фазы, они также сдвигают вверх температуру минимальной устойчивости метастабильного β -твердого раствора. Водород, напротив, увеличивает стабильность β -фазы [151]. По данным [152, 153], увеличение содержания элементов внедрения в сплавах также подавляет образование ω -фазы. На рис. 772 показано влияние содержания кислорода на температуру начала выделения ω -фазы в сплавах системы Ti — V. Аналогично влияние азота [157].

Влияние различных факторов на процессы распада метастабильных фаз в титановых сплавах представлено на рис. 773 — 778. К сожалению, следует отметить, что результаты различных работ часто противоречивы и неоднозначны.

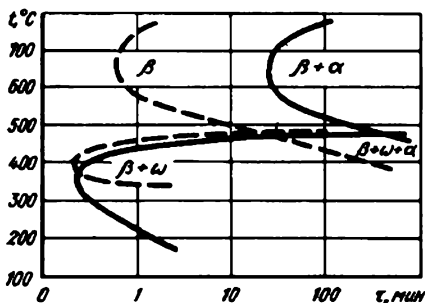
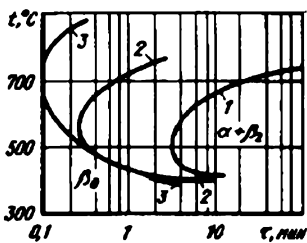


Рис. 769. Зависимость скорости выделения α -фазы из β -фазы (начало образования α -фазы) при изотермическом превращении сплава TiMo11, содержащего 0,02 % (1); 0,15 % (2) и 0,55 % O_2 (3) [149]

Рис. 770. С-кривые начала распада β -фазы в сплаве VT15, содержащего 0,08 % O_2 (сплошные линии) и 0,53 % O_2 (штриховые линии) [177]

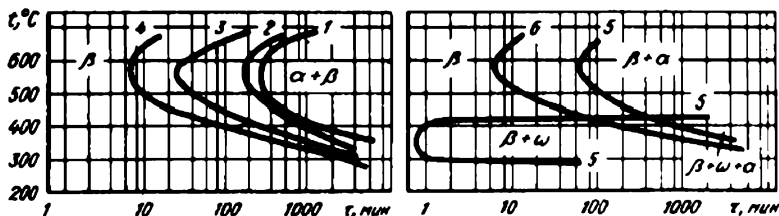
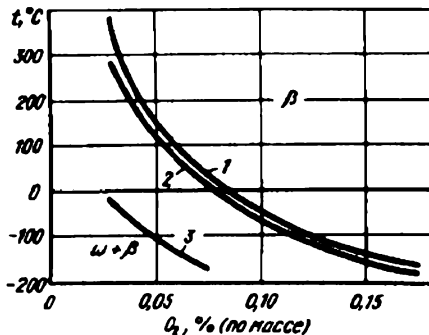


Рис. 771. С-кривые распада β -фазы в сплаве VT15 с различным содержанием кислорода (а) и азота (б) [143]:

1 — 0,08 % O_2 ; 2 — 0,16 % O_2 ; 3 — 0,34 % O_2 ; 4 — 0,53 % O_2 ; 5 — 0,01 % N_2 ; 6 — 0,10 % N_2

Рис. 772. Влияние содержания кислорода на температуру начала выделения ω -фазы в сплавах Ti — V [157]:

1 — 17 % V; 2 — 18 % V; 3 — 19 % V



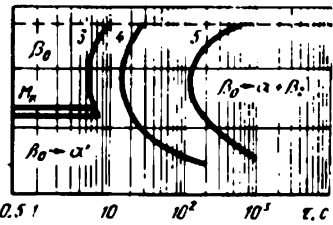
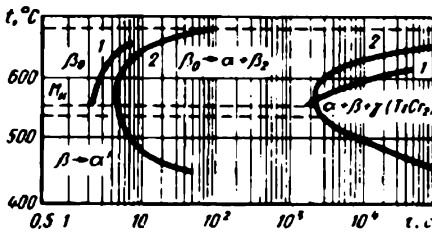


Рис. 773. Влияние хрома и марганца на устойчивость переохлажденного β-твердого раствора [150]:

1 — 2,35 % Cr; 2 — 7,54 % Cr; 3 — 2,91 % Mn; 4 — 7,72 % Mn; 5 — 12,3 % Mn

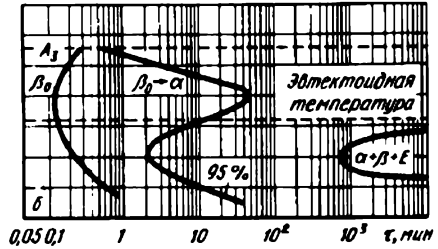
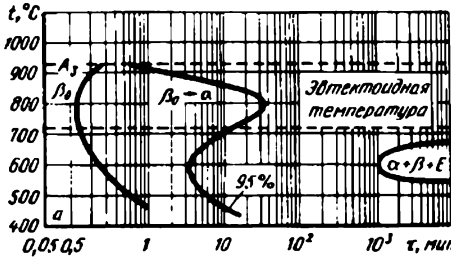


Рис. 774. Влияние алюминия на превращение β-твердого раствора в сплавах Ti — Al — 2 % Cr [172]:

а — в сплаве с 2 % Al; б — 4 % Al; в — 6 % Al

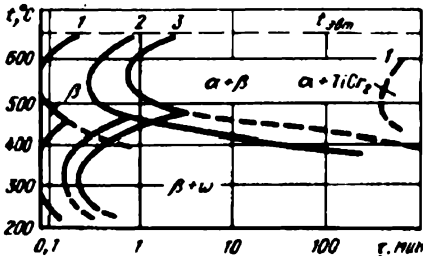
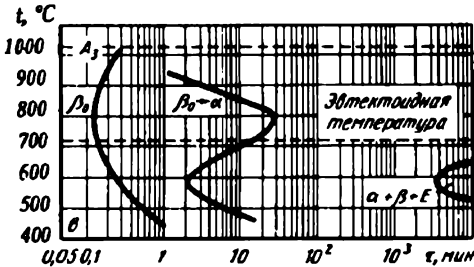


Рис. 775. Диаграммы изотермического превращения β-фазы в сплавах с 5,5 % Cr (1); 8,0 % Cr (2) и 10 % Cr (3) [140]

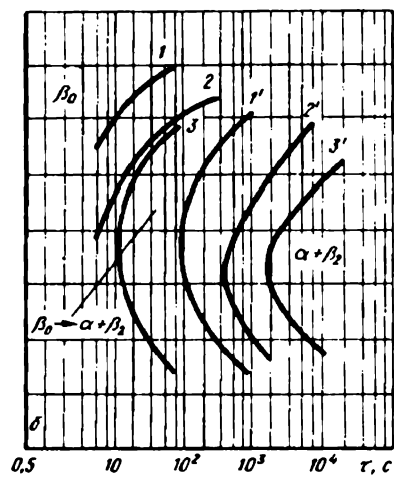
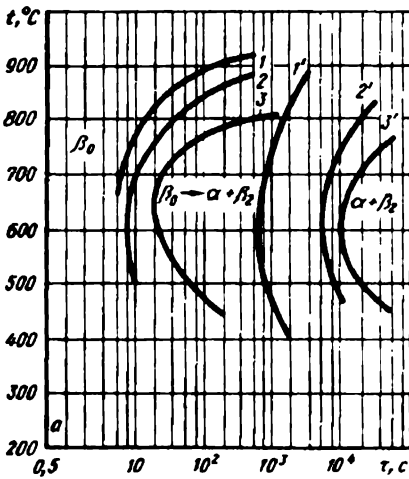


Рис. 776. Влияние молибдена на изотермическое превращение β -фазы в сплавах Ti-2% Al-Mo (а) и Ti-6% Al-Mo (б) [172]:
1 - 2% Mo; 2 - 6% Mo; 3 - 10% Mo

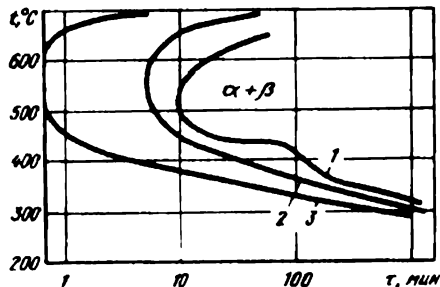
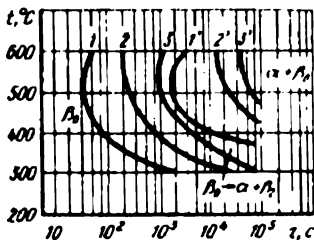


Рис. 777. Влияние хрома на изотермическое $\beta \rightarrow \alpha$ превращение при старении сплавов системы Ti-3% Al-7% Mo-Cr:
1 - 2,54% Cr; 2 - 5,6% Cr; 3 - 11,5% Cr

Рис. 778. С-кривые начала распада β -фазы в сплаве VT15 после холодной деформации [143]:
1 - $\epsilon = 0\%$; 2 - $\epsilon = 15\%$; 3 - $\epsilon = 40\%$

В некоторых случаях на диаграммах распада метастабильных фаз указывают не только фазовый состав, но и морфологию выделяющихся фаз. При этом учитывают и механизм распада, и места преимущественного зарождения. По нашему мнению, наиболее полно диффузионное и промежуточное превращения на таких диаграммах можно отобразить на следующей схеме (рис. 779) [154]. При низких температурах распада (область I) в условиях заторможенной диффузии и большого

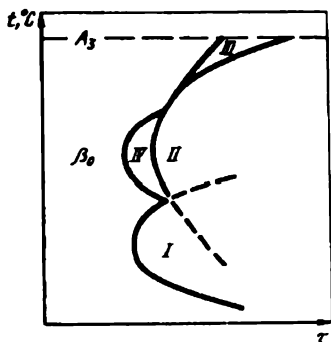


Рис. 779. Схематическая диаграмма распада метастабильной β -фазы в высоколегированных сплавах [154]

числа мест зарождения новой фазы частицы выделяются по промежуточному механизму. При этом они распределены равномерно по объему зерен, и процесс превращения является гомогенным. Форма

выделений близка к равноосной, а тип выделяющихся частиц — ω или α (α'') — определяется легированностью метастабильного β -твердого раствора и температурно-временными параметрами процесса.

Повышение температуры распада приводит к гетерогенному механизму зарождения выделений, которыми преимущественно являются частицы α -фазы. При относительно низких температурах зарождение в виде тонких пластин (см. рис. 768, б, в) идет по дислокациям, дефектам упаковки (область II), а при повышении температуры распада местами преимущественного зарождения являются границы субзерен и зерен (область III) (см. рис. 768, а). Форма выделяющихся частиц из тонкопластинчатой постепенно становится более равноосной, глобулярной.

Гетерогенному выделению частиц может предшествовать расслоение β -твердого раствора (область IV). В областях, обогащенных β -стабилизирующими элементами (β_2), в случае легированных сплавов возможно образование упорядоченной структуры типа B2 [155] или дефектной B2, например A_7B [156]. Поскольку такие диаграммы в основном приводятся в зарубежной литературе, на приведенных в справочнике диаграммах для обозначения морфологических особенностей фаз нами сохранены использованные там обозначения; GB_α — выделение по границам; W_α — видманштеттова структура α -фазы; F_α — тонкопластинчатые выделения.

При работе с данным разделом Справочника необходимо учитывать следующие обстоятельства:

1. Авторы сочли возможным привести к общим обозначениям различные состояния β -твердого раствора. Так, на диаграммах, приведенных в атласе, β_0 означает метастабильный β -твердый раствор; β_1 — обедненный β -стабилизаторами твердый раствор; β_2 — обогащенный β -стабилизаторами твердый раствор, который в данных условиях стремится к равновесному состоянию.

2. В связи с тем, что в Справочнике приведены диаграммы распада не только для отечественных сплавов, но и для зарубежных, обозначения которых в разных странах существенно различны, авторы сочли возможным при обозначении состава сплава использовать принципы обозначения сталей, когда после каждого легирующего элемента указывается его ориентировочная массовая доля в процентах. Для отечественных сплавов в скобках дается принятое обозначение.

3. Диаграммы изотермического распада β -фазы, где температуры M_n и T_ω лежат ниже комнатной (VI – IX типы, рис. 767), можно использовать как при анализе процессов распада переохлажденной β -фазы, так и при изучении процессов старения. Однако в последнем случае следует учитывать, что длительность инкубационного периода резко сокращается из-за повышенного числа мест зарождения выделений. В связи с этим в Справочнике помещены не только диаграммы распада переохлажденной β -фазы, но для высоколегированных сплавов и диаграммы распада при изотермическом старении. В этом случае в подрисуночных подписях указывается не температура нагрева t_n , а температура закалки $t_{зак}$.

4. В промышленности большинство полуфабрикатов предварительно подвергают значительным пластическим деформациям. Очень часто последующий отжиг не обеспечивает полного протекания рекристаллизационных процессов. Это приводит к понижению устойчивости переохлажденной β -фазы, и поэтому линии на диаграммах распада, как правило, сдвигаются влево.

5. Многие авторы, приводя диаграммы распада метастабильных фаз, не указывают содержание элементов внедрения в изученных сплавах, что не позволяет часто сопоставлять результаты различных исследований. Кроме того, в практической деятельности необходимо иметь в виду, что повышенная активность титана при взаимодействии с элементами внедрения может приводить к существенному насыщению сплавов, особенно для изделий малых размеров, примесными атомами и тем самым к изменению кинетики процессов распада.

4.2. ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ И ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ
РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНОГО β -ТВЕРДОГО РАСТВОРА
В СПЛАВАХ

Сплав TiCr4,5 [159]

A_3	t_H
850	900

Состав в пределах марки

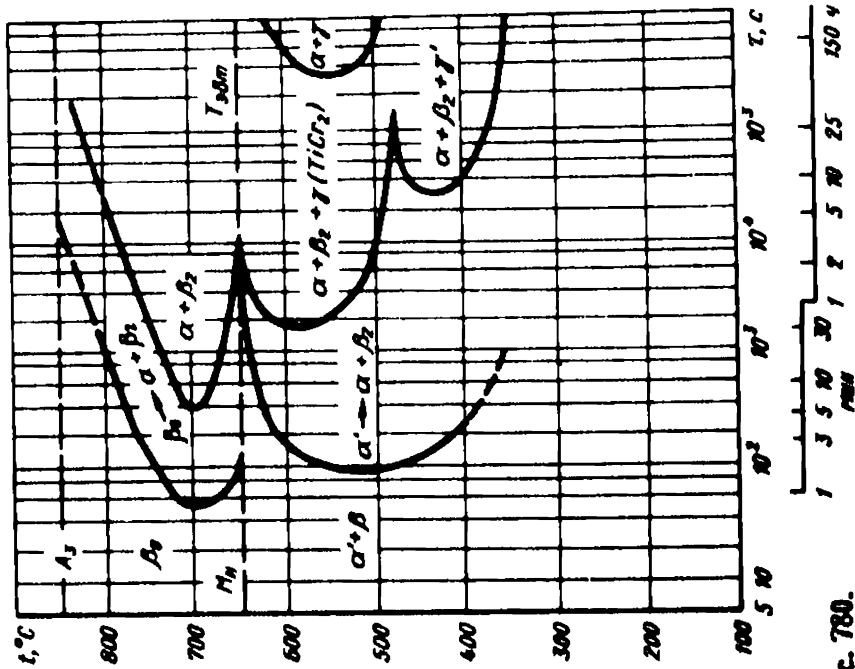


Рис. 780.

Сплав TiMn6 [160]

Mn	Fe	O	C	H	N	A_3	t_H
6,5	0,18	—	0,05	0,005	0,043	800	900

Состав в пределах марки

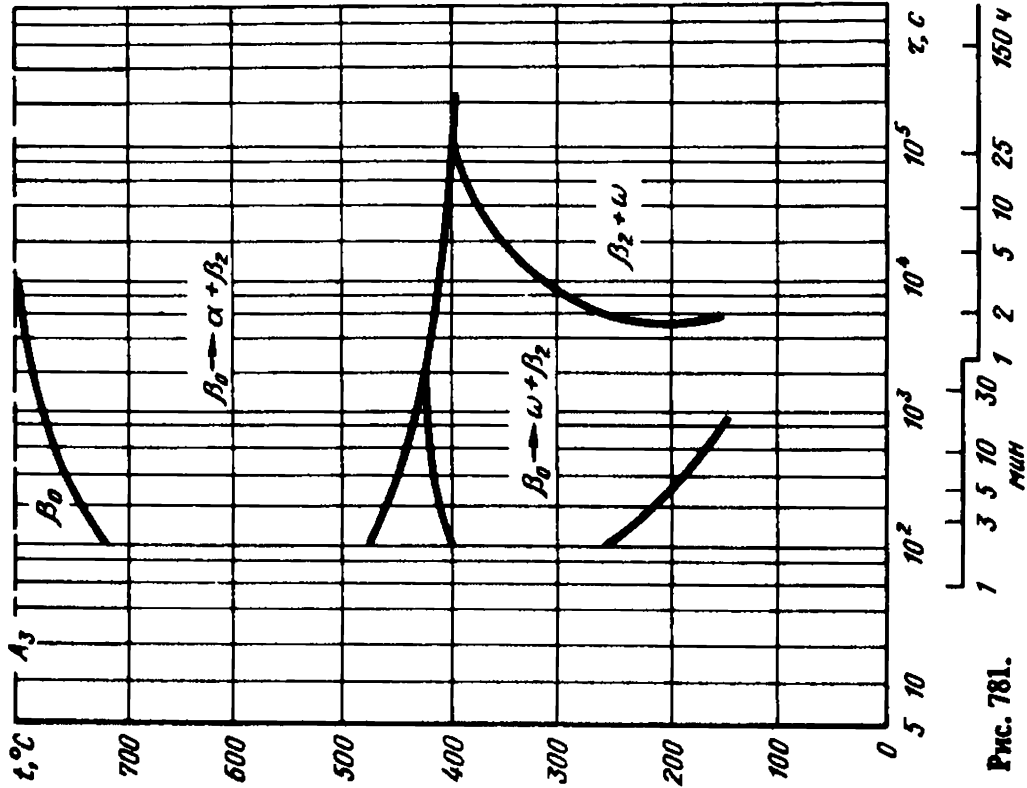


Рис. 781.

Средне ТТIV13 [161]

V	O	C	H	N	A ₃	t _H
12,5	-	-	-	-	725	975

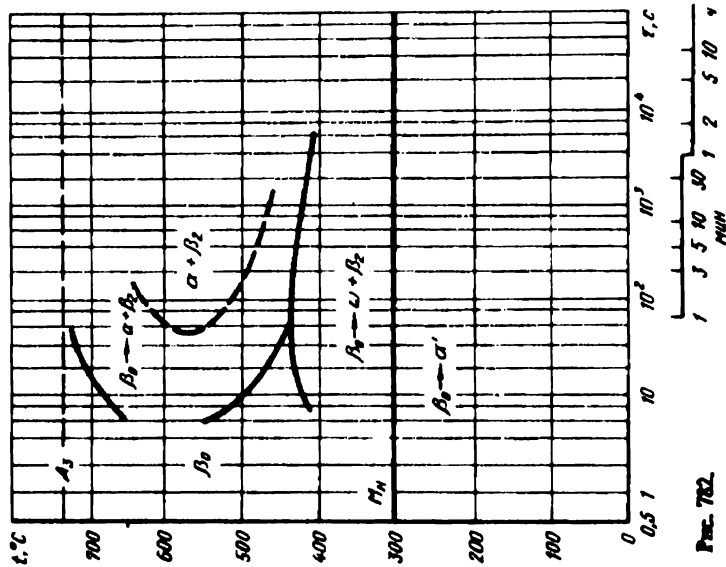


Рис. 782.

Средне ТТIV20 [161]

V	O	C	H	N	A ₃	t _H
20,16	0,06	0,02	0,012	0,03	670	975

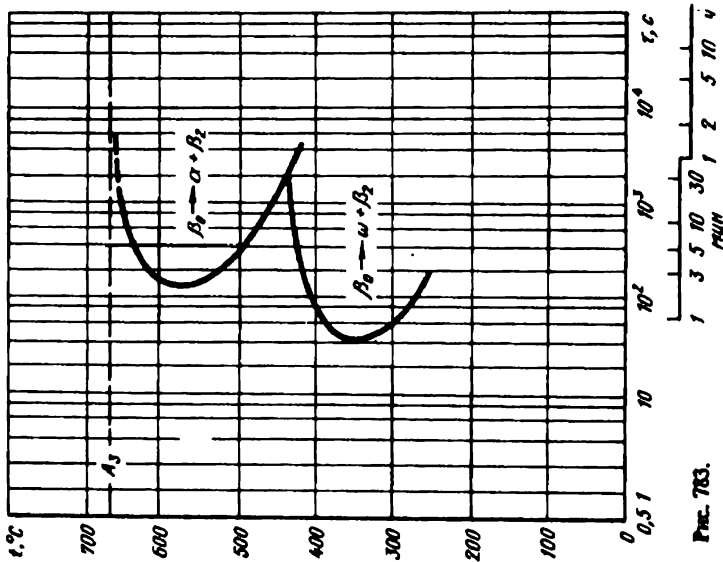


Рис. 783.

Сплав TiW24 [161]

V	O	C	H	N	A ₃	t _H
24	-	-	-	-	-	975

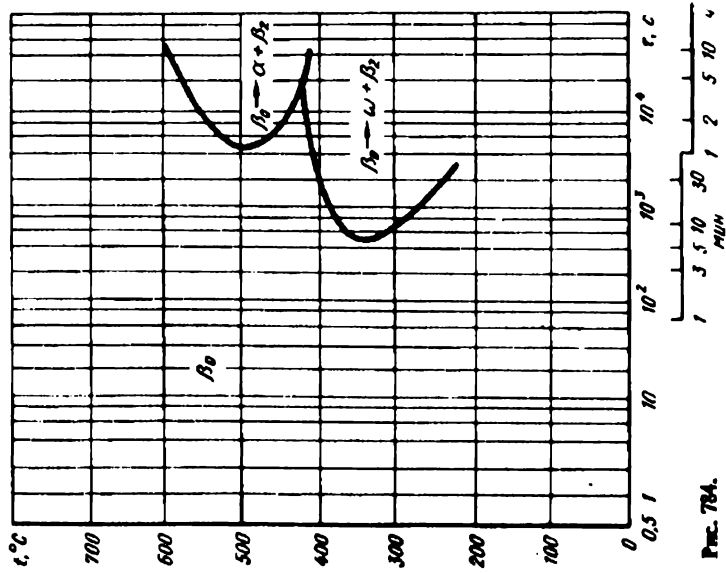


Рис. 784.

Сплав TiMo2 [162]

Mo	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
2,27	0,04	0,224	0,03	< 10 ⁻⁴	0,007	880	900

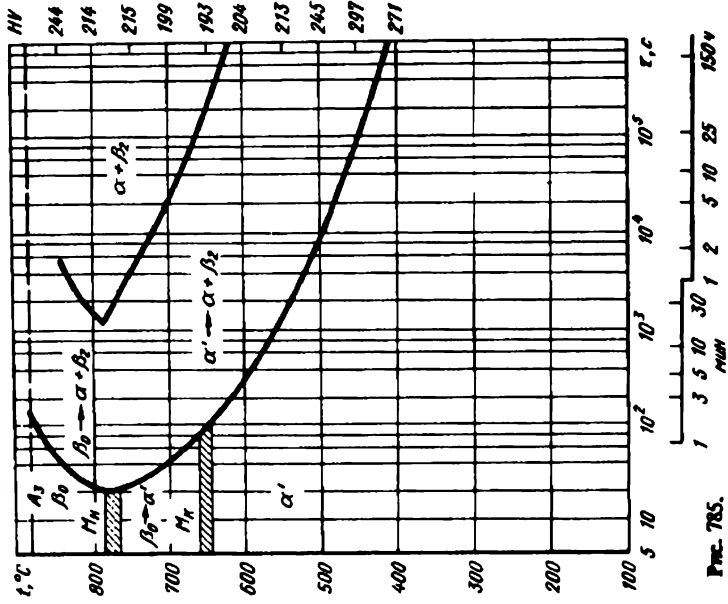


Рис. 785.

Сплав TiMo2 [162]

Mo	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
2,27	0,04	0,224	0,03	< 10 ⁻⁴	0,007	880	900

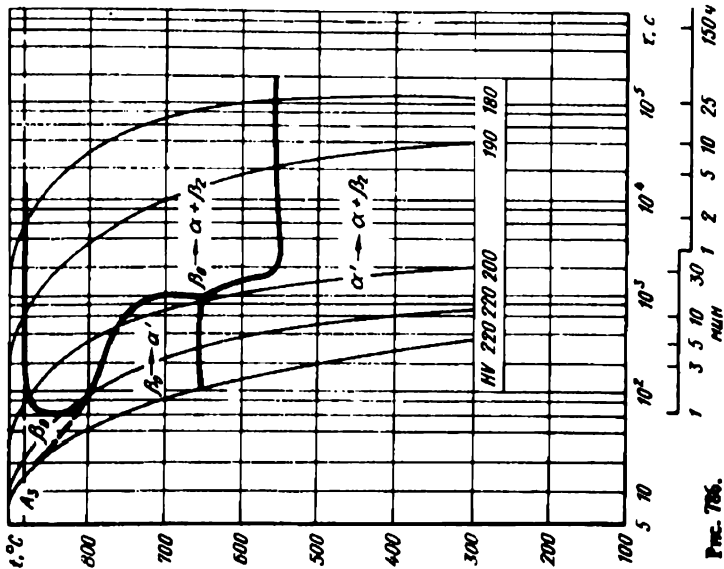


Рис. 766.

Сплав TiMo4 [162]

Mo	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
4,22	0,06	0,26	0,01	< 10 ⁻⁴	0,004	850	900

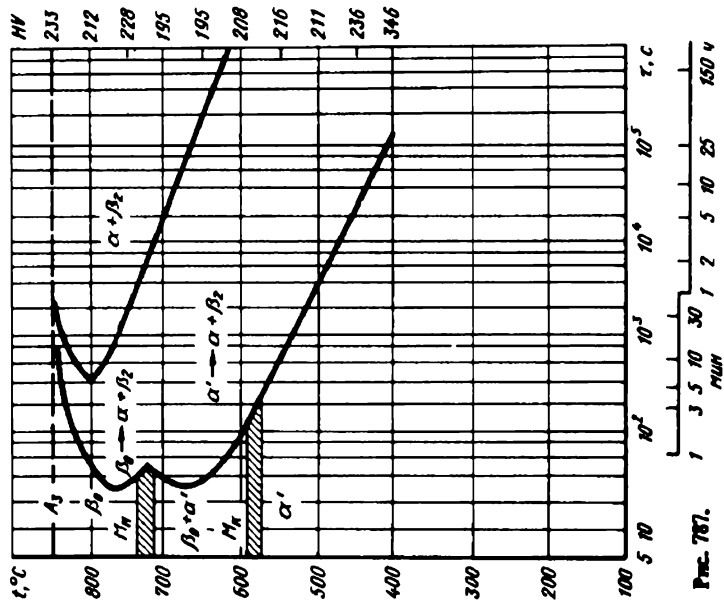


Рис. 767.

Crusius TiMod [162]

Mo	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
4,22	0,06	0,26	0,01	< 10 ⁻⁴	0,004	850	900

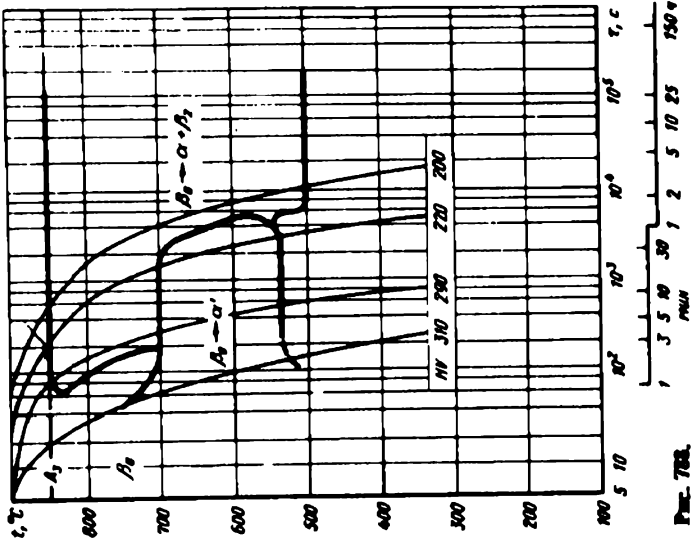


Fig. 768.

Crusius TiMod8 [162]

Mo	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
8,57	0,08	0,192	0,02	< 10 ⁻⁴	0,026	790	900

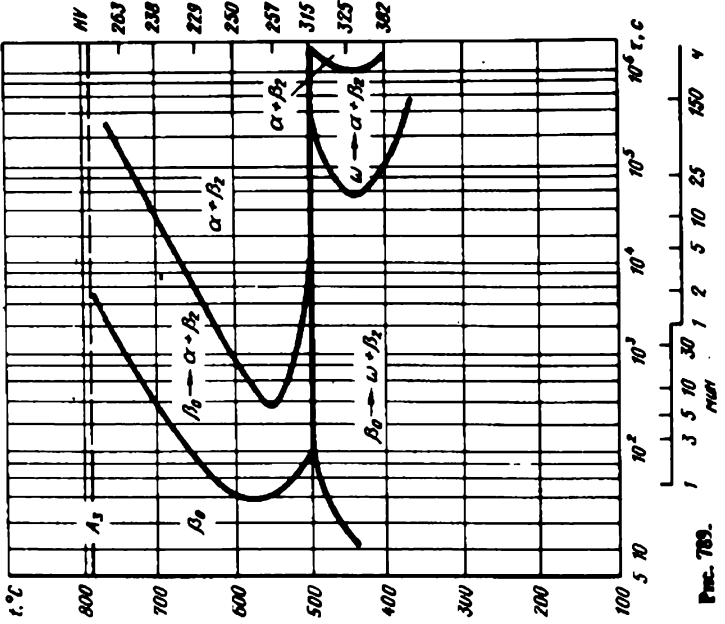


Fig. 769.

Сплав Ti-16Al [162]

Mg	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
8,57	0,08	0,192	0,02	< 10 ⁻⁴	0,026	790	900

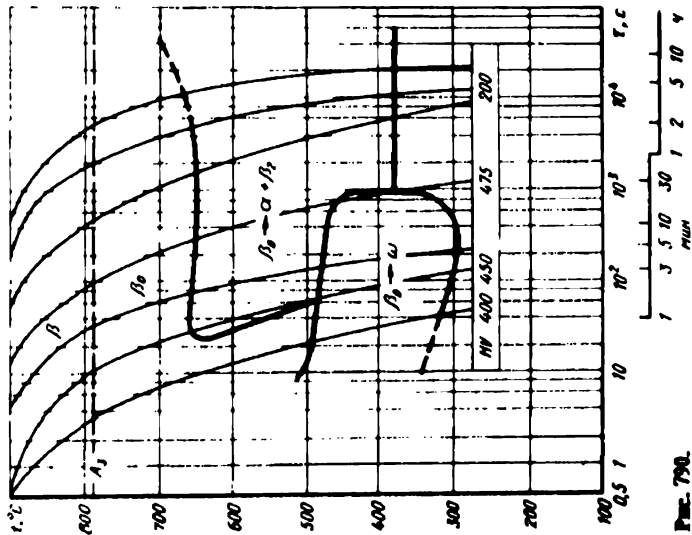


Рис. 790.

Сплав TiAl3V2,5 [163]

Al	V	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
3,1	2,4	0,064	0,079	0,006	0,004	0,07	940	970

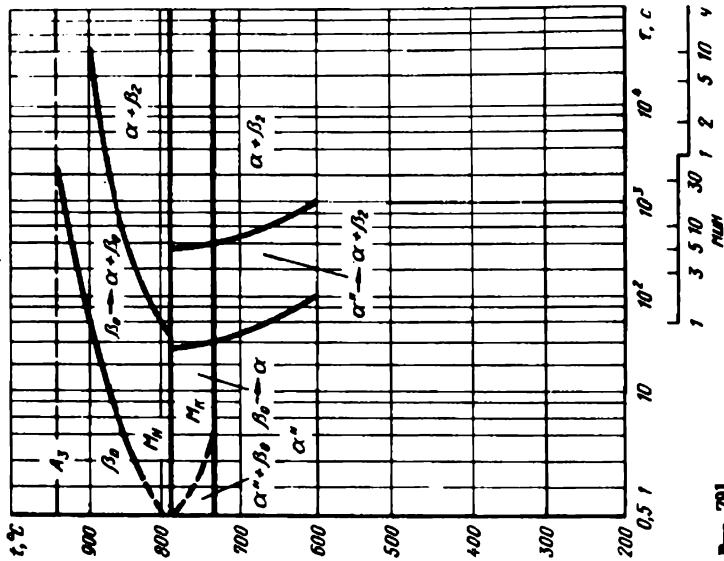


Рис. 791.

Сплав TiAl3V7.5 [163]

Al	V	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
3.1	2.4	0.864	0.079	0.006	0.004	0.007	940	970

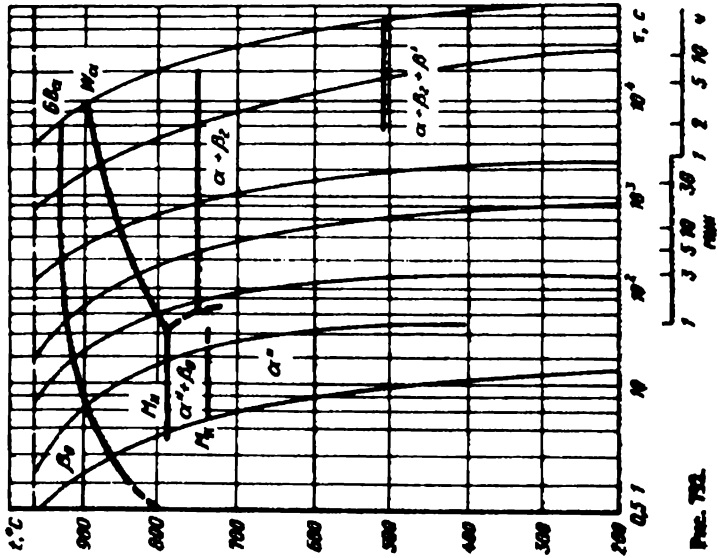


Рис. 752

Сплав TiAlMn0.1V1 [164]

Состав в пределах марки	A ₃	t _H
	1040	—

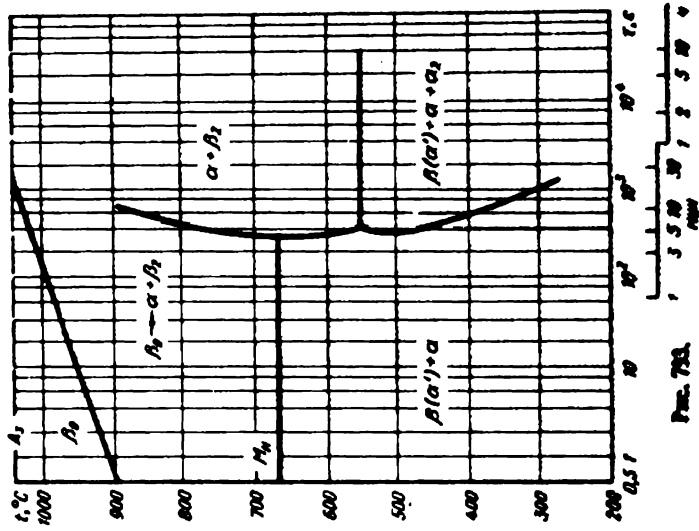


Рис. 753

Сплав ТИА6V4 [165]

Состав в пределах марки	
A_3	t_H
980	1000

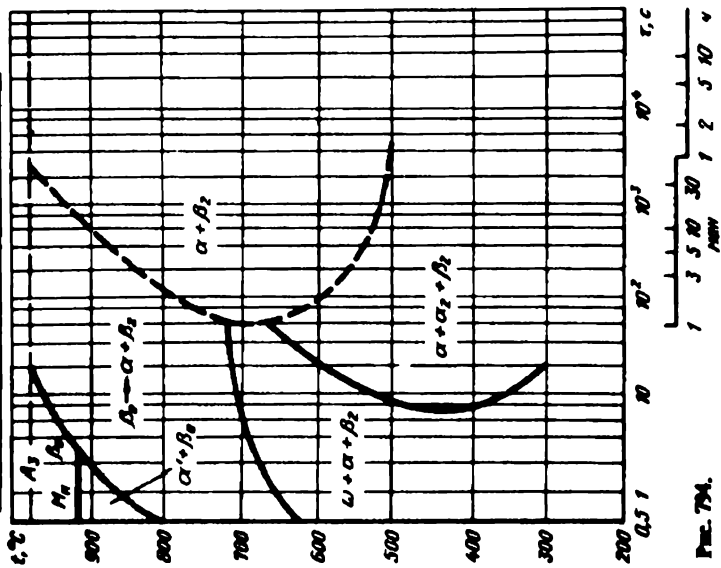


Рис. 794.

Сплав ТИА6V4 [166]

Al	V	Fe	O	C	H	N	A_3	t_H
5,8	4,19	0,08	0,20	0,03	0,013	0,033	980	1025

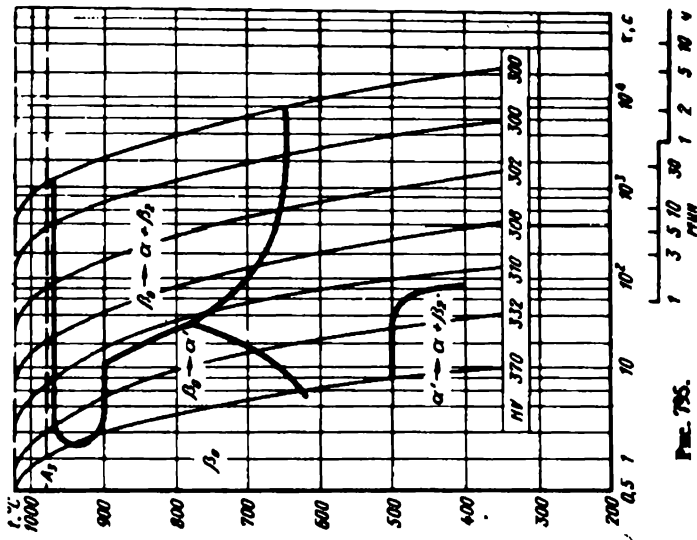


Рис. 795.

Сплав ТИА6V4 (576) [167]

Al	V	Fe	Si	A ₃	t _г
6,3	4,2	0,32	0,05	—	900

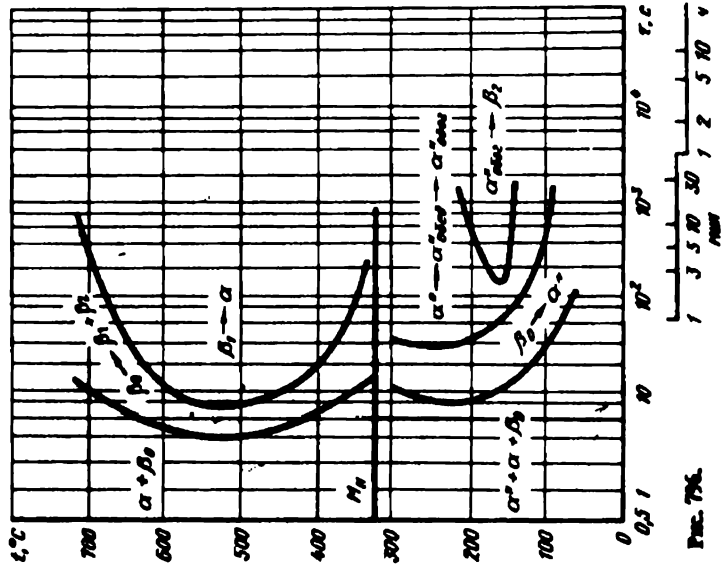


Рис. 756.

Сплав ТИА6V4 [168]

Al	V	Fe	Si	O	C
6,5	3,9	0,45	< 0,4	0,183	2 · 10 ⁻⁴

H	N	A ₃	t _г
2 · 10 ⁻⁵	0,085	980	1025

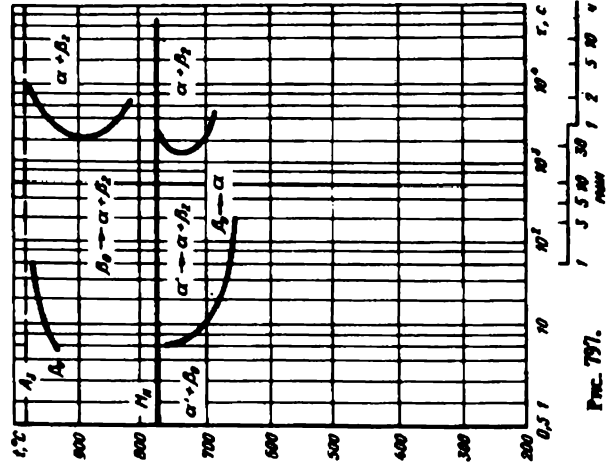


Рис. 757.

Сплав ТИАЖУ4 (ВТГ-4) [147]

Al	V	Fe	Si	C	H	N	A ₃	t _н
6,1	4,8	0,28	0,1	0,15	0,09	0,015	0,05	900-1200

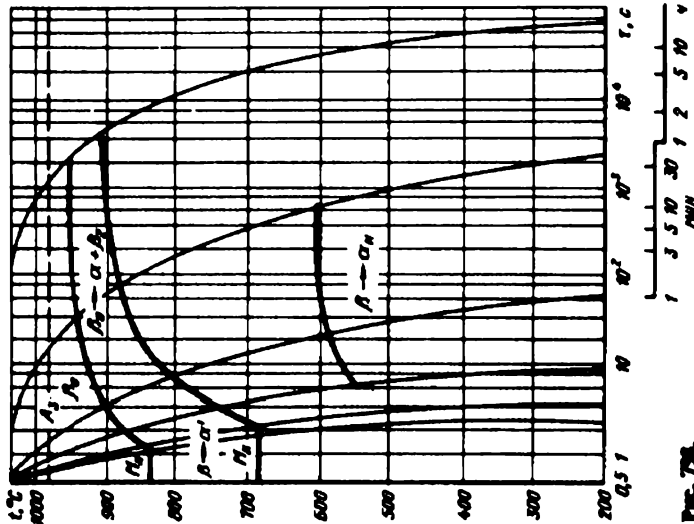


Рис. 798.

Сплав ТИАЖ5,5Ж3 (ВТГ-5) [148]

Al	Mo	Fe	Si	A ₃	t _н
6,8	2,9	0,16	0,30	-	940

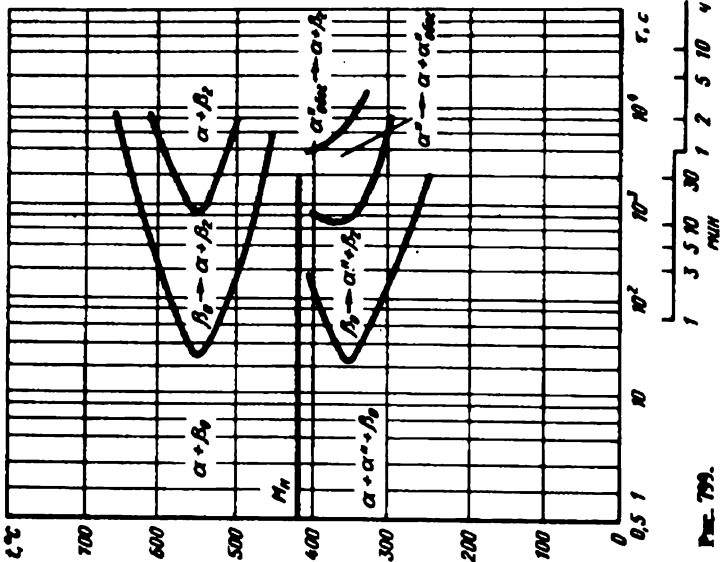


Рис. 799.

Сплав ТИАМ-5Мс3 (ВТ0) [169]

Al	Mo	Fe	Si	A ₃	t _H
6,8	2,9	0,16	0,30	—	820

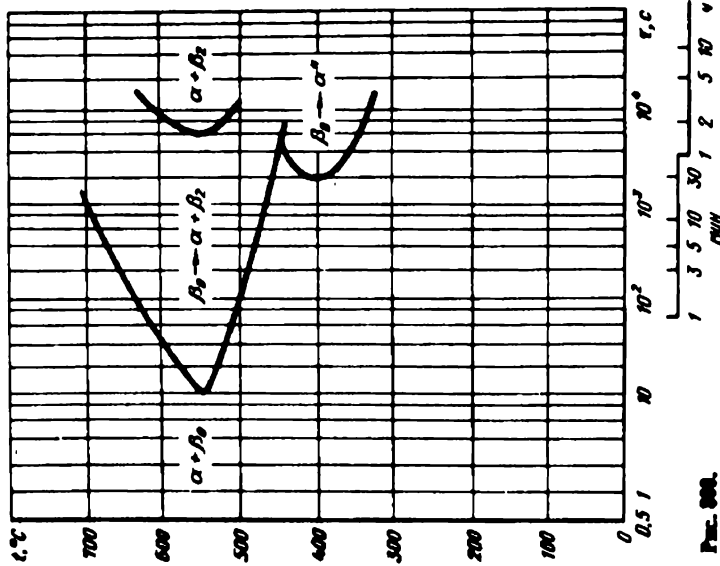


Рис. 800.

Сплав ТИАТ7Сс3 [166]

Al	C	Fe	O	H	N	A ₃	t _H
6,88	3,17	0,09	0,19	0,01	0,013	0,016	990 1075

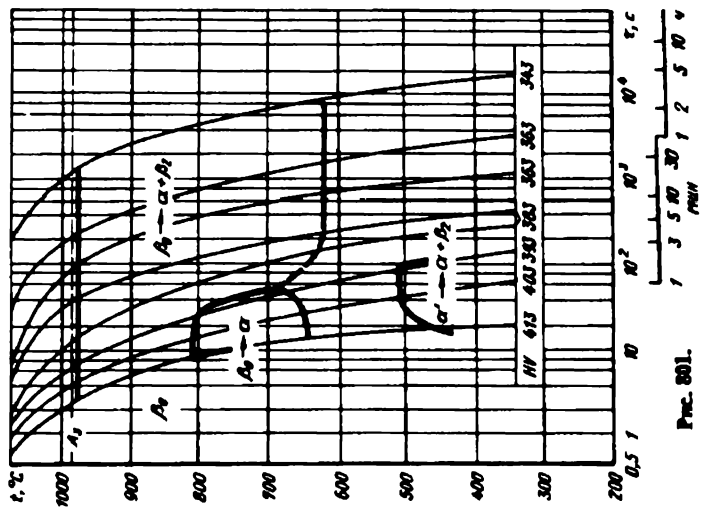


Рис. 801.

Сплав TiAl_{0.5}Mo_{0.3}Zr_{0.2} (DT9) [170]

Al	Mo	Fe	Zr	Si	C	N	A ₃	t _B
6,8	3,1	0,13	1,6	0,32	0,02	0,01	990	920

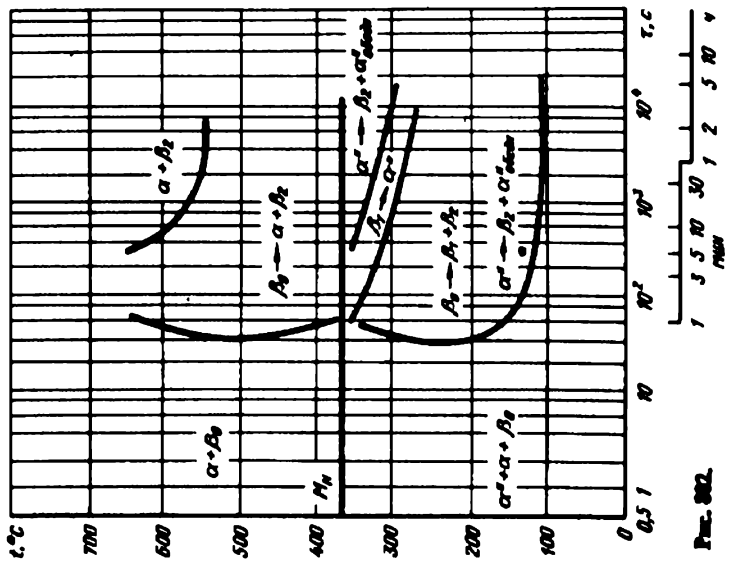


Рис. 882.

Сплав TiAl_{0.6}V_{0.6} [166]

Al	V	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _B
6,14	5,81	0,07	0,20	0,01	0,005	0,034	970	1050

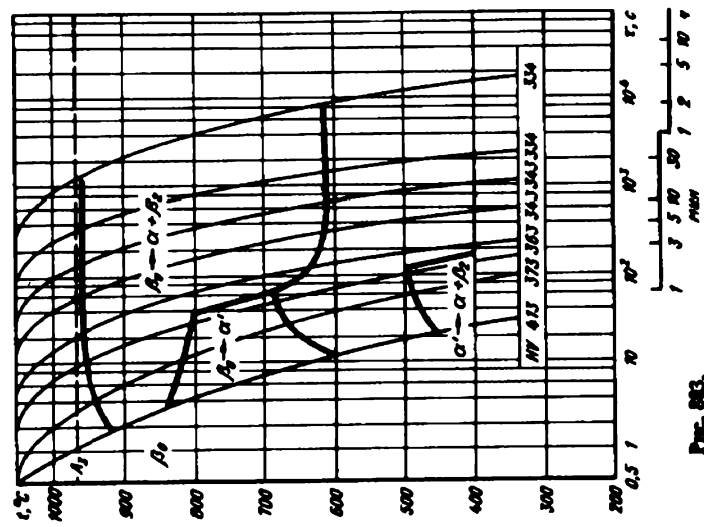


Рис. 883.

Сплав TiAl6V6Sn2Zr6 [171]

Al	V	Fe	Zr	Sn	Cu	A ₃	t _H
6,56	5,25	0,76	6,4	1,99	0,76	925	975

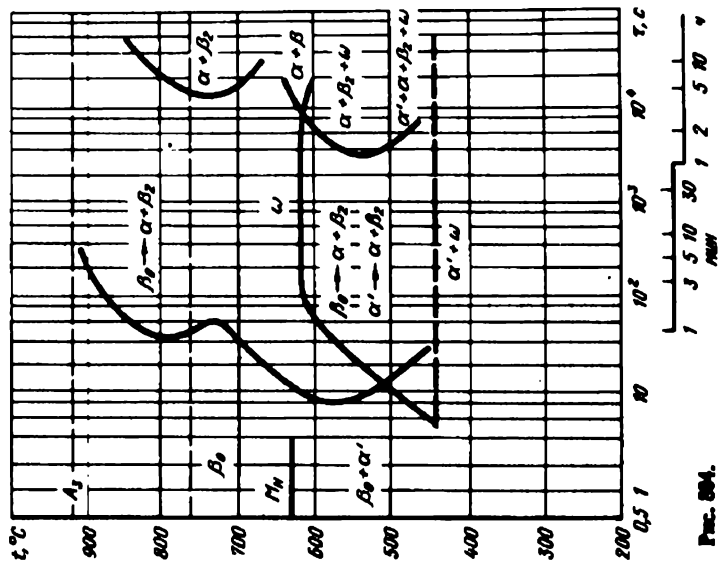


Рис. 884.

Сплав TiAl6V6Sn2Zr6 [171]

Al	V	Fe	Zr	Sn	Cu	A ₃	t _H
6,56	5,25	0,76	6,4	1,99	0,76	925	975

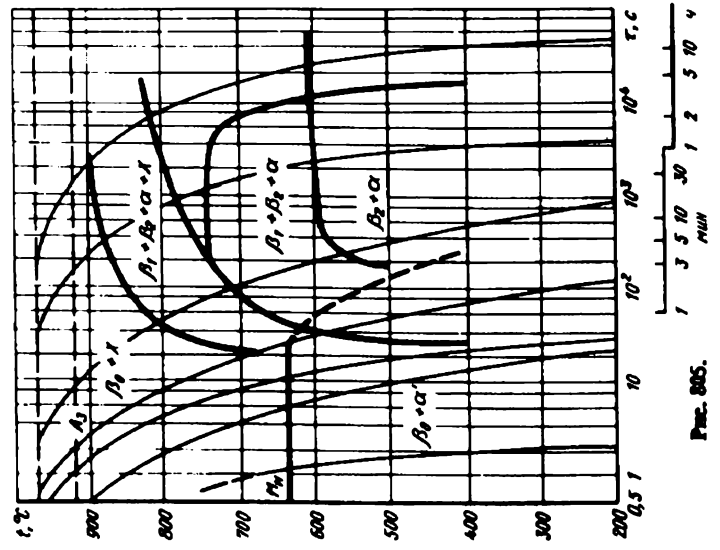


Рис. 885.

Сплав ТИА17Мод [166]

Al	Mg	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _н
6,82	3,94	0,05	0,14	0,03	0,005	0,012	1005	1100

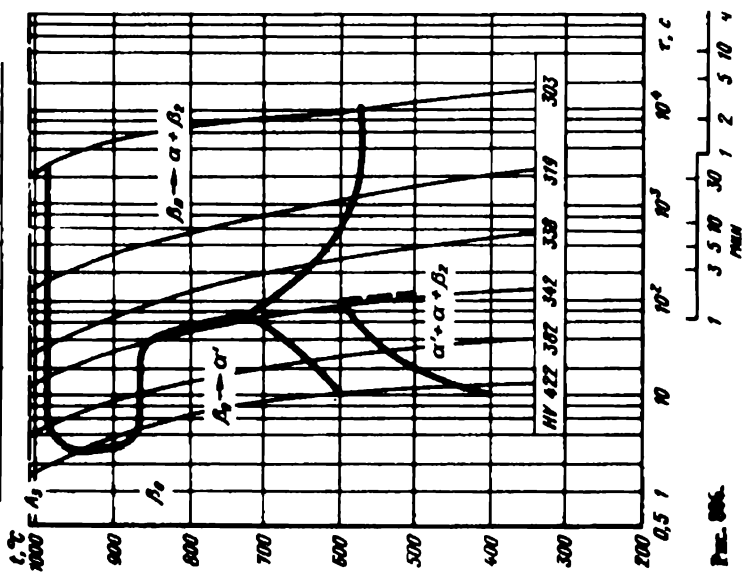


Рис. 806.

Сплав ТИАММ63VI (BT14) [4]

Al	Mg	V	Fe	H	N	A ₃	t _н
4,23	3,0	1,12	0,20	0,006	0,02	980	1050

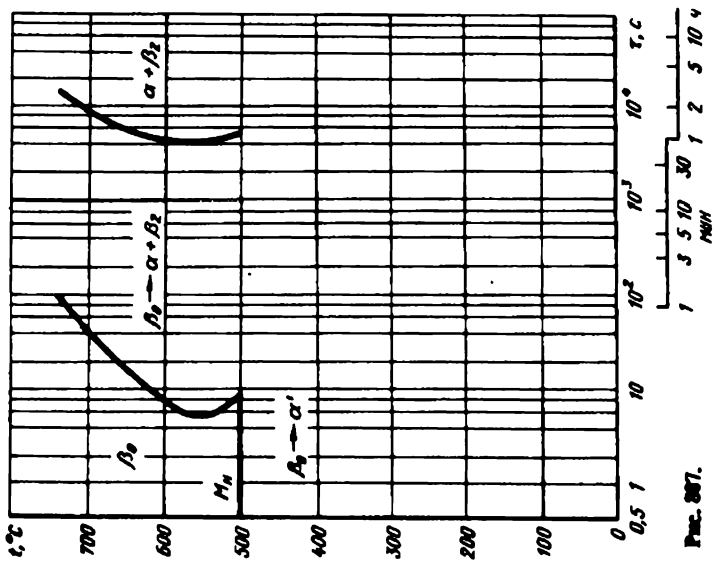
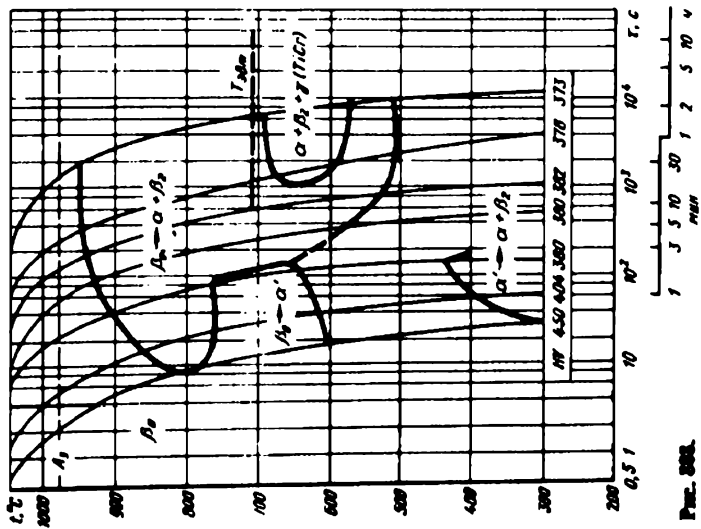


Рис. 807.

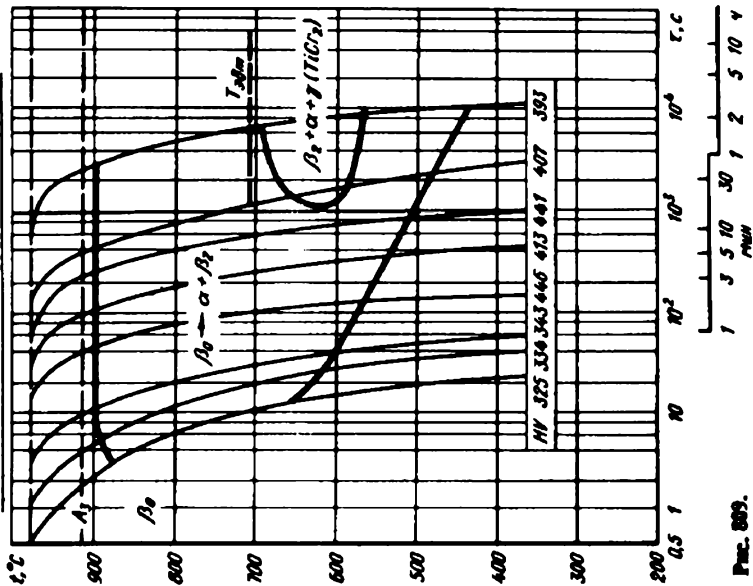
Сплав TiAlCr-4 [166]

Al	Cr	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
5,62	4,28	0,05	0,19	0,01	0,012	0,036	980	1050



Сплав TiAlCr-6 [166]

Al	Cr	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _H
6,17	6,07	0,09	0,29	0,05	0,012	0,005	910	975



Сплав TiAl3Fe2,5 [173]

Al	Fe	Si	O	H	N	A ₃	t _H
5,5	2,45	0,01	0,4	0,023	0,09	950	1000

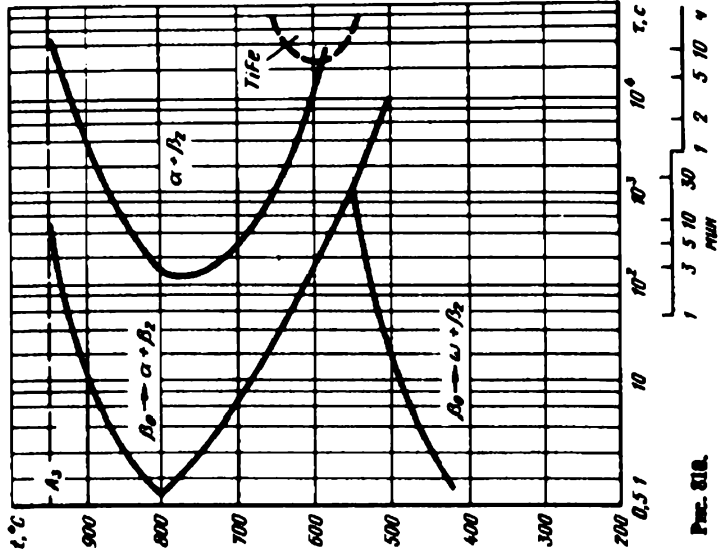


Рис. 810.

Сплав TiAl3Mo4Zr2SnCu

Al	Mo	Fe	Zr	Sn	Si	Cu	A ₃	t _H
3,6	3,89	0,10	2,12	1,56	0,05	1,56	-	840

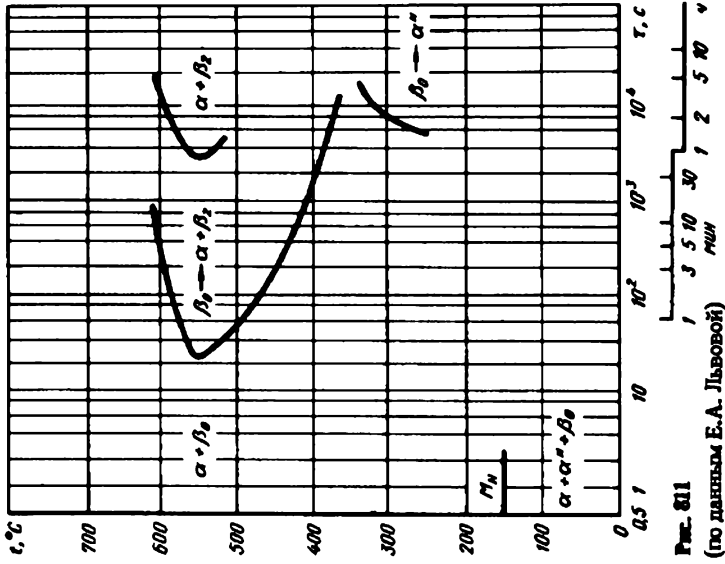


Рис. 811
(по данным Е.А. Лыковой)

Сплав TiAl3Mo4Zr3SnCu

Al	Mo	Fe	Zr	Sn	Si	Cu	A ₃	t _г
3,6	3,89	0,10	2,12	1,56	0,05	1,56	—	800

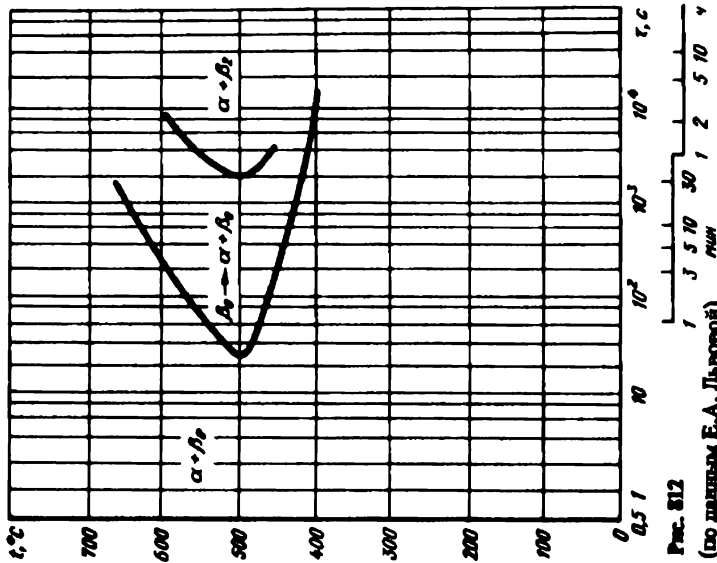


Рис. 812

(по данным Е.А. Львовой)

Сплав TiAl3Cr5 [165]

Состав в пределах марши	A ₃	t _г
	910	925

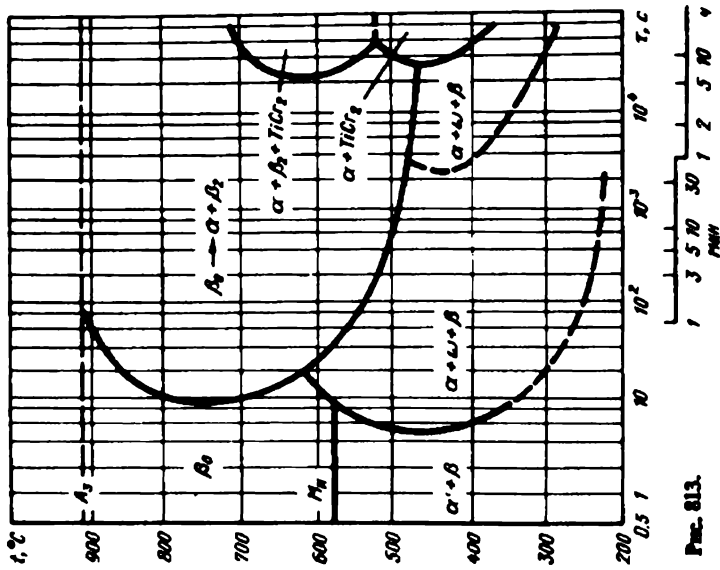


Рис. 813.

Сплав TiAlVSiCrNiFe [166]

Al	Mo	Fe	O	C	H	N	A ₃	t _В
6,09	5,04	0,07	0,20	0,01	0,018	0,019	960	1025

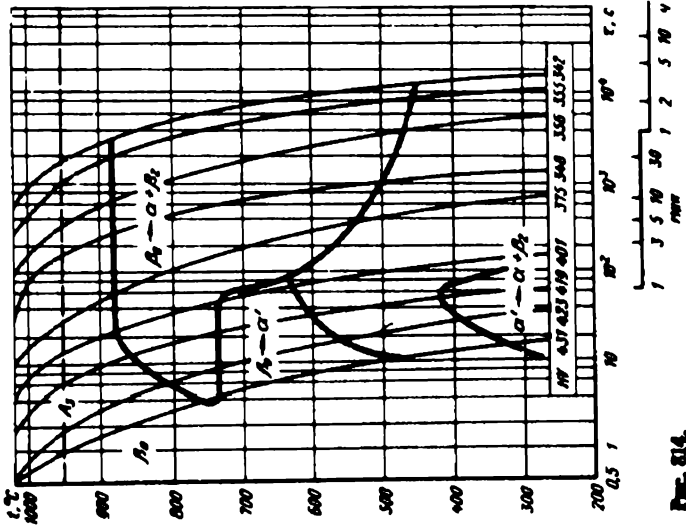


Рис. 814.

Сплав TiAlVSiCrNiFe [141]

Состав в пределах марки	A ₃	t _В
—	940	—

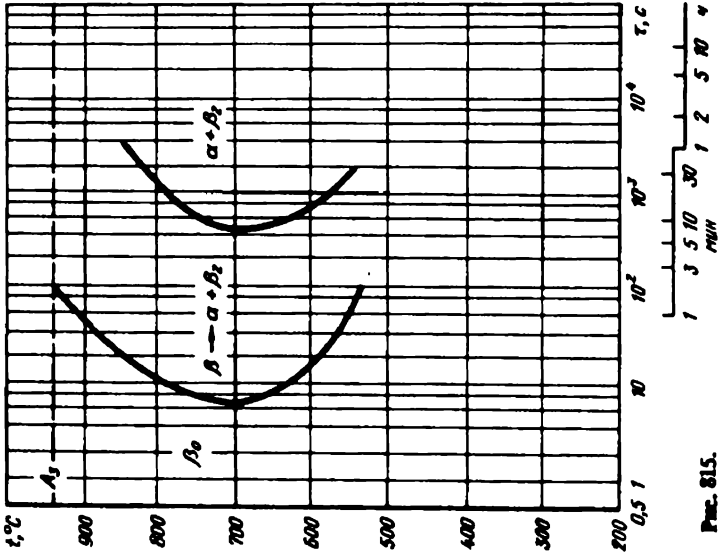


Рис. 815.

Сплав TiAl₆SiMo₃Cr (BT3-1) [145]

Al	Mo	Cr	Fe	Si	A ₃	t _H
6,4	2,7	1,6	0,37	0,26	—	860

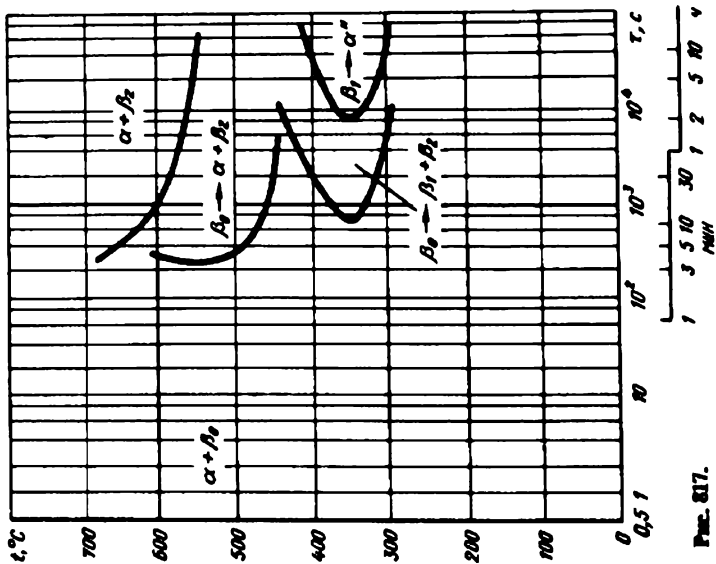


Рис. 817.

Сплав TiAl₆SiMo₃Cr (BT3-1) [145]

Al	Mo	Cr	Fe	Si	A ₃	t _H
6,4	2,7	1,6	0,37	0,26	—	900

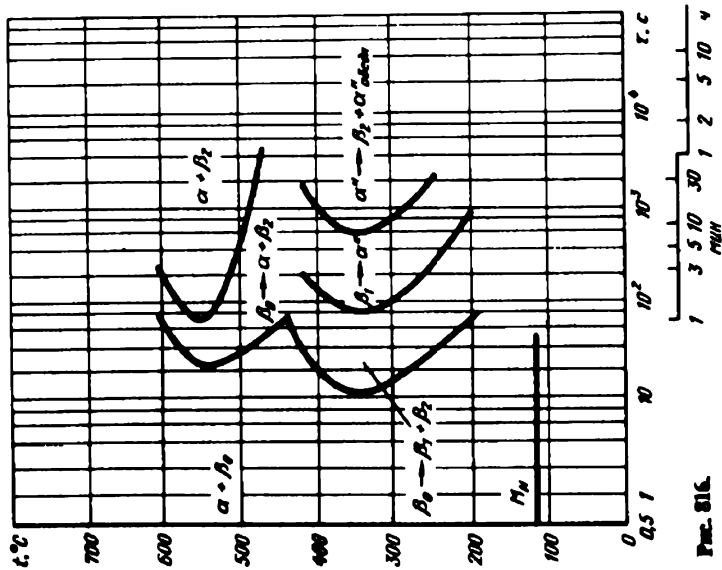


Рис. 816.

Сплав TiAl7,5Mo2,5Cr2 [174]

Al	Mo	Cr	Fe	Si	Mn	C	A ₁	t _B
7,5	2,5	1,79	0,38	0,15	0,04	0,3	820	940

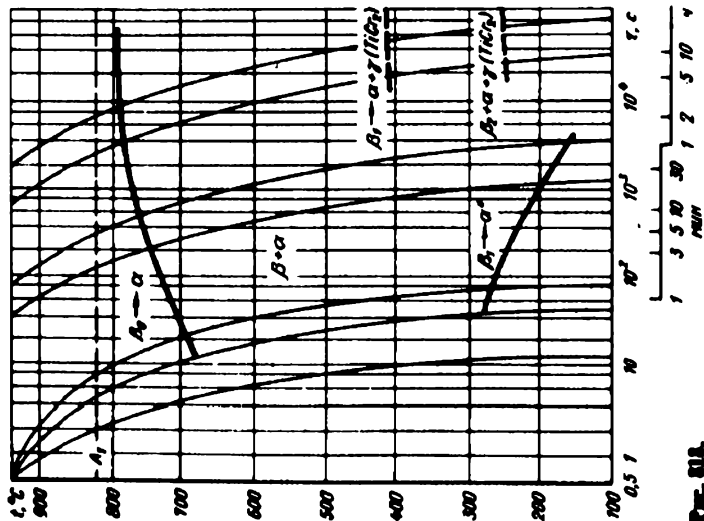


Рис. 818.

Сплав TiAl12,5Mo7 [4]

Al	Mo	Fe	C	A ₃	t _B
2,6	7,0	0,09	0,04	860	900

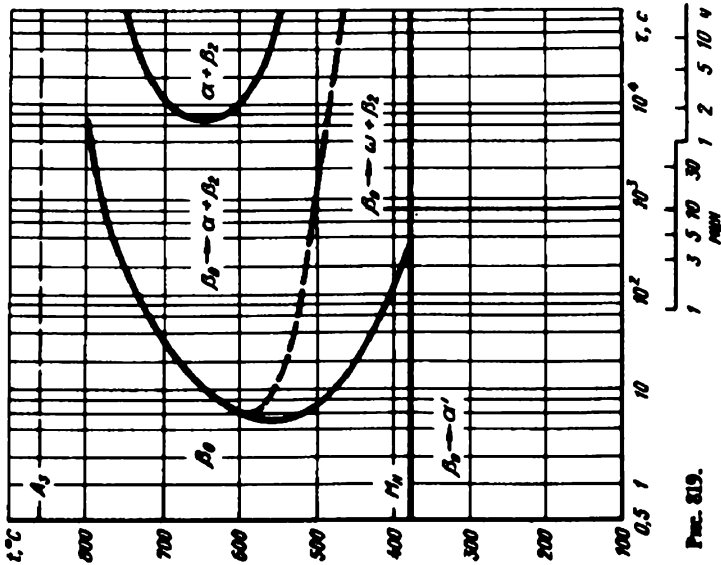
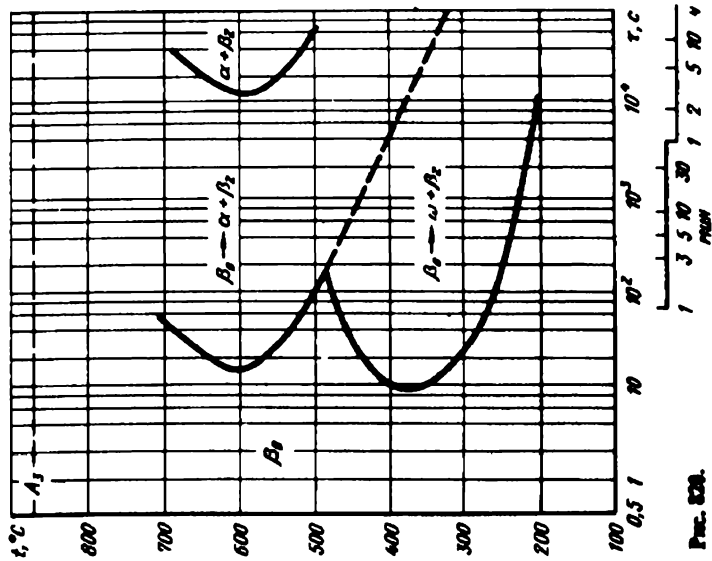


Рис. 819.

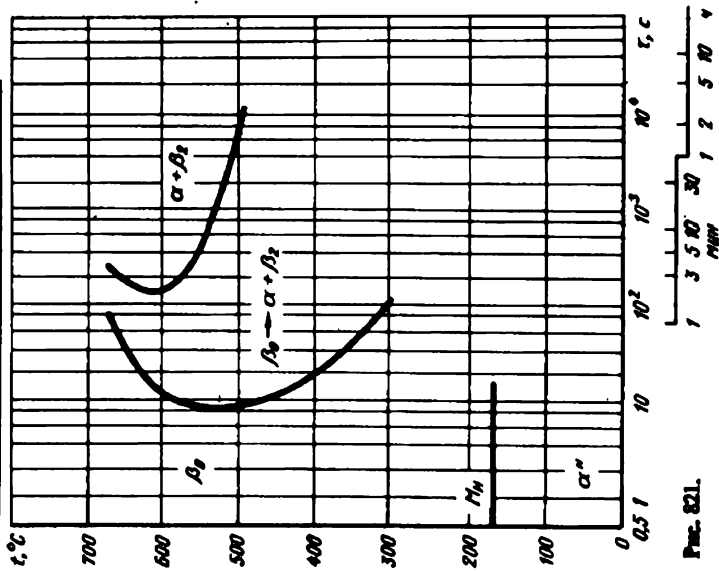
Сплав TiAl3Mo3 [4]

Al	Mo	Fe	H	A ₃	t _H
3,47	8,1	0,15	0,005	870	950



Сплав TiAl6Mo2,5V4CrFe (BTZ) [169]

Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	A ₃	t _H
6,3	2,6	4,3	1,2	0,74	0,25	-	940



Сплав TiAlNi₂5V4CrFe (BTZ) [169]

Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	A ₃	t _B
6,3	2,6	4,3	1,2	0,74	0,25	-	840

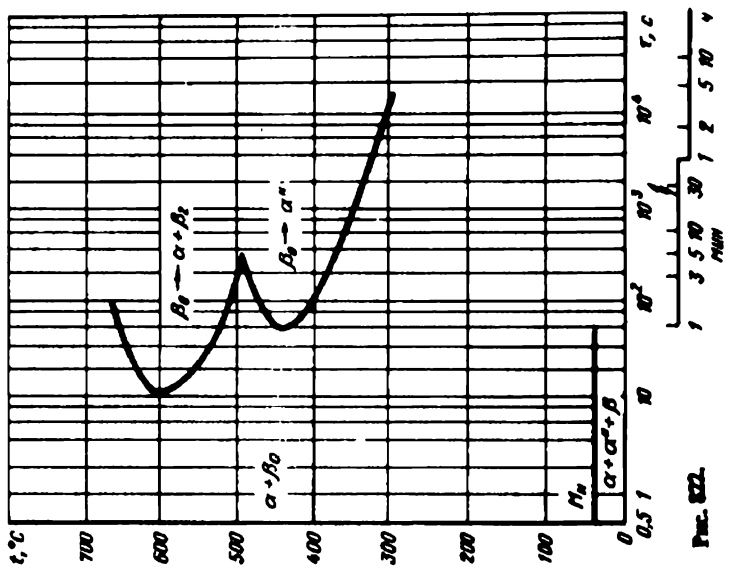


Рис. 822.

Сплав TiAlNi₂5V4CrFe (BTZ) [169]

Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	A ₃	t _B
6,3	2,6	4,3	1,2	0,74	0,25	-	780

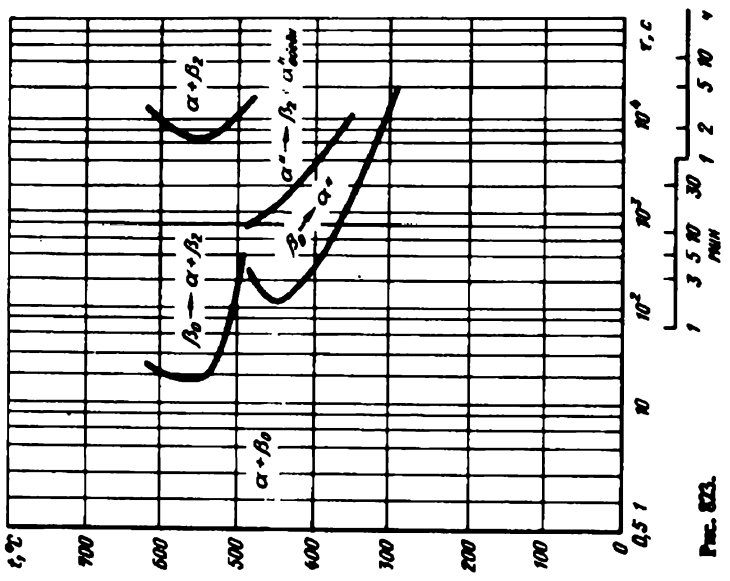


Рис. 823.

Сплав TiAl5Mo2V4.5CrFe (BTZ) [147]

Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	O	H	A ₃	t _H
5,2	1,7	4,7	0,9	1,0	0,08	0,1	0,1	920	1200

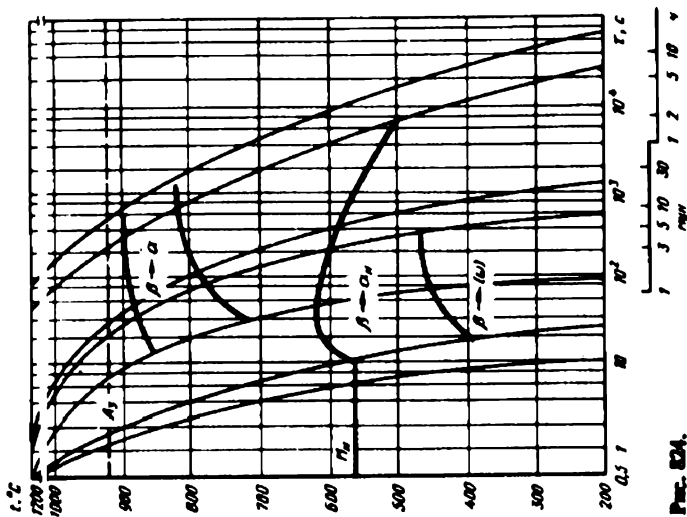


Рис. 824.

Сплав TiAl5Mo4Cr4Zr2Sn2 [175]

Al	Mo	Cr	Fe	Zr	Sn	O	A ₃	t _H
4,8	4,0	4,0	0,004	1,9	1,8	0,114	880	930

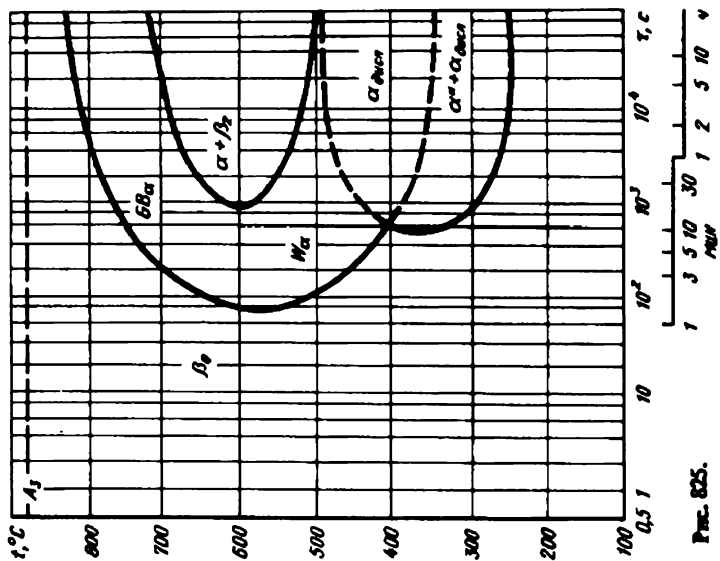


Рис. 825.

Сплав TiAl₂Sn₂Cr₂Zr₂Sn₂ [175]

Al	Mn	Cr	Fe	Zr	Sn	O	A ₃	t _B
4,8	4,0	4,0	0,004	1,9	1,8	0,114	880	930

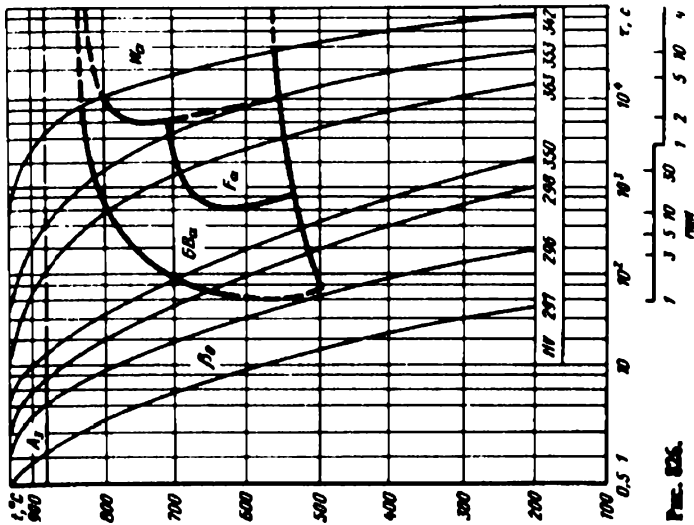


Рис. 826.

Сплав TiAl₂Sr₂V₂ [161]

Al	V	O	C	H	N	A ₃	t _B
2,75	15,01	0,06	0,02	0,012	0,03	700	975

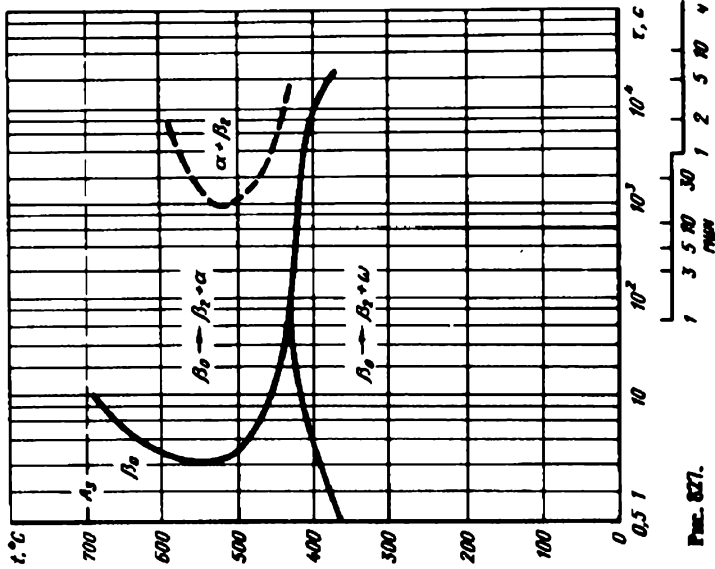


Рис. 827.

Сплав TiAl3V16 [176]

Al	V	Fe	H	N	A ₃	t _H
3,3	15,5	0,151	0,023	0,015	760	950

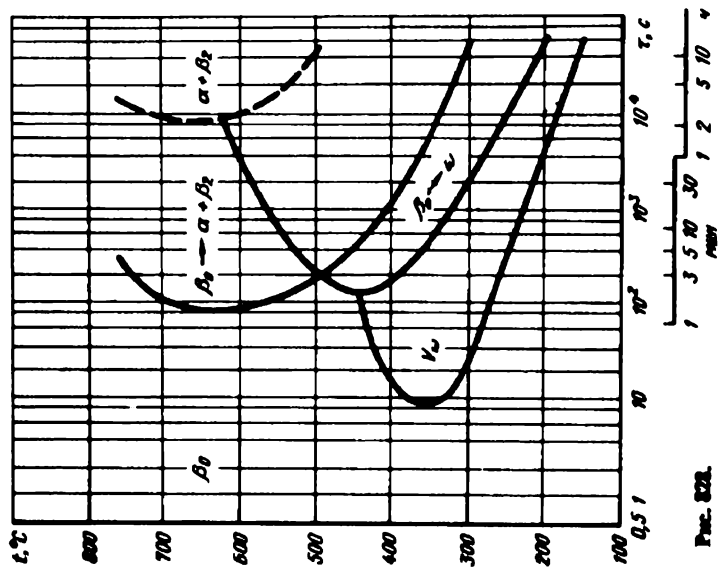


Fig. 828.

Сплав TiAl4Mo5V5CrFe [177]

Al	Mo	V	Cr	Fe	A ₃	t _H
3,9	5,0	5,2	1,4	1,6	850	900

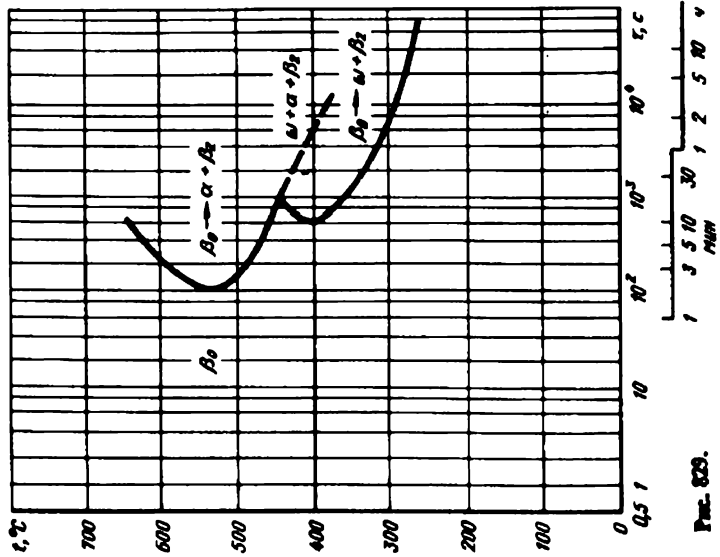


Fig. 829.

Состав TiAlSi4Mo5V5CrFe (BTZZ) [148]

Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	A ₃	t _B
5,8	5,2	5,0	1,5	0,9	0,06	890	1200

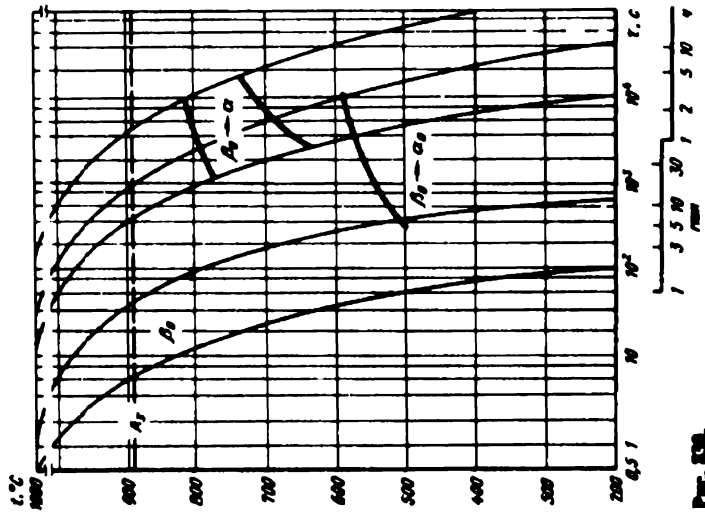


Рис. 828.

Состав TiAlSi4Mo5V5CrFe (BTZZ)

Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	A ₃	t _B
5,3	4,4	4,5	1,27	1,4	0,11	880	970

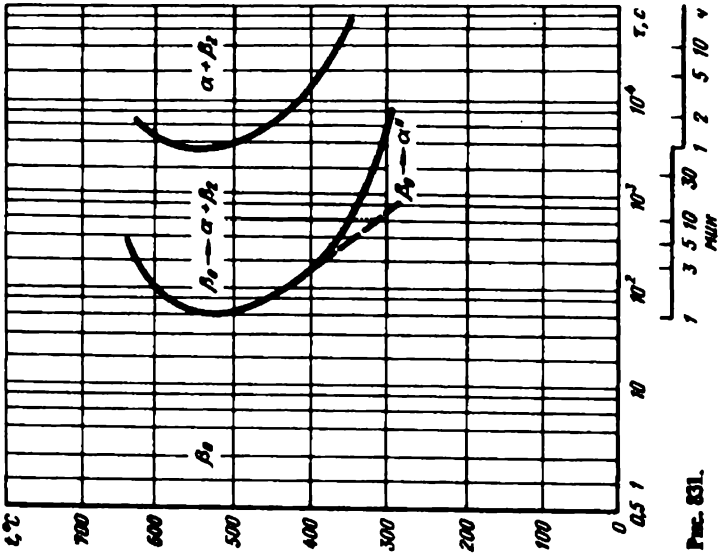


Рис. 831.

Сплав TiMo11,5Zr6Sn4,5 [179]

Mo	Zr	Sn	A ₃	t _{max}
11,5	6,0	4,5	750	770

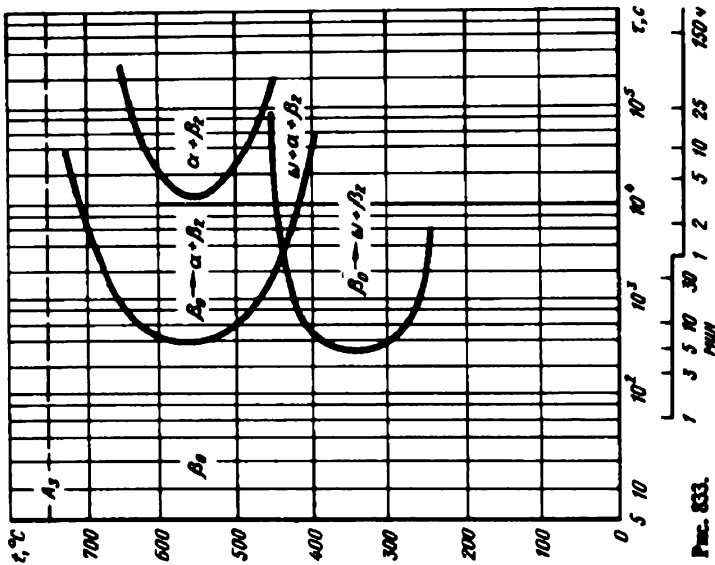


Рис. 833.

Сплав TiAl3V16Cr2 [178]

Al	V	Fe	O	H	N	A ₃	t _B
2,98	9,70	2,08	0,113	0,0035	0,016	790	860

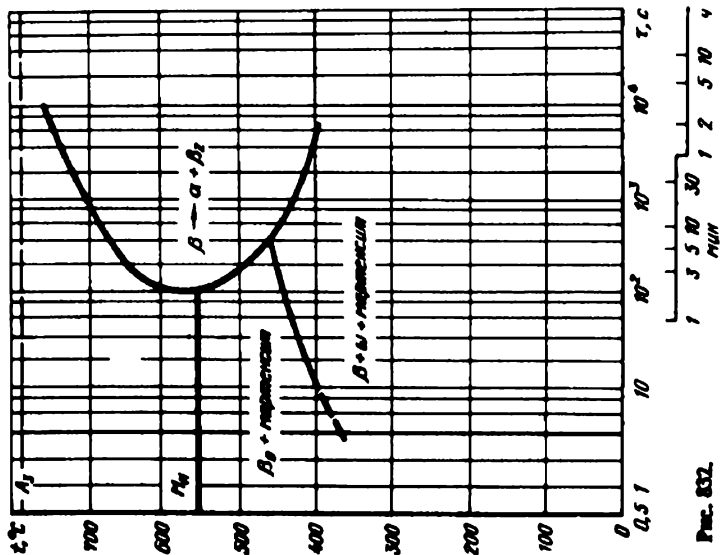


Рис. 832.

Сплав Ti-6Al-4V [100]

Mo	Fe	Zr	Sn	O	H	A ₃	t _{3ax}
11,2	0,01	6,3	4,7	0,13	0,008	750	850

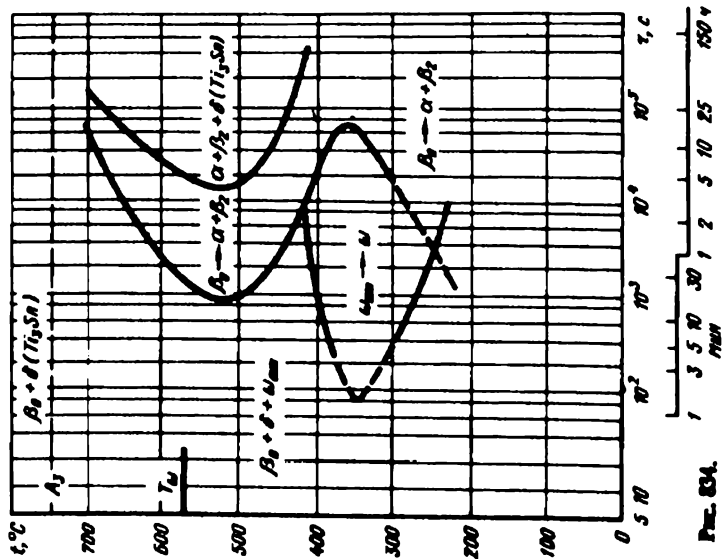


Рис. 834.

Сплав Ti-13V-10Cr-4 [101]

Al	V	Mn	A ₃	t _B
2,57	9,65	3,84	850	900

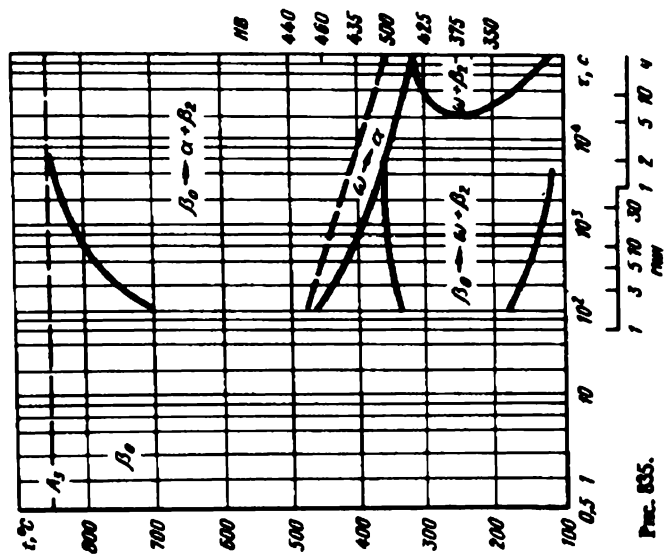


Рис. 835.

Сплав TiAl3Mo4V8C6Zr4 [182]

Al	Mo	V	Cr	Fe	Zr	O	A ₃ 3ак
3,4	4,2	8,3	5,8	0,06	3,9	0,105	— 927

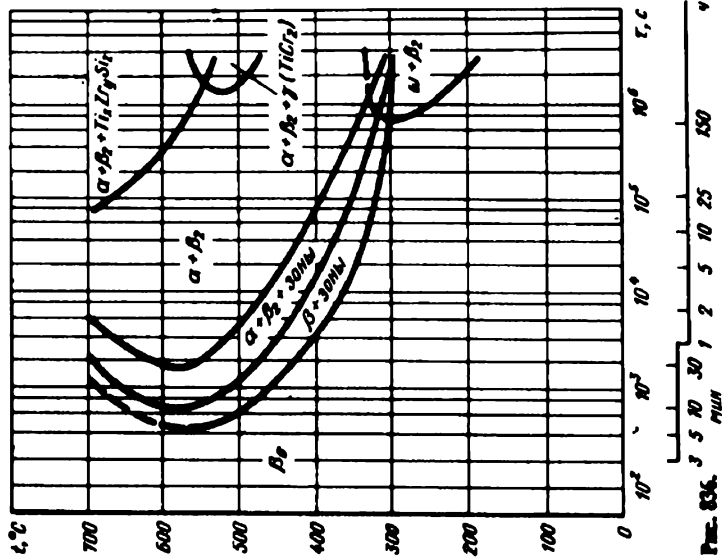


Рис. 836.

Сплав TiAl3Mo15Zr5 [183]

Al	Mo	Fe	Zr	O	H	N	A ₃ 3ак
2,8	15,48	0,031	5,08	0,097	0,009	0,003	— 850

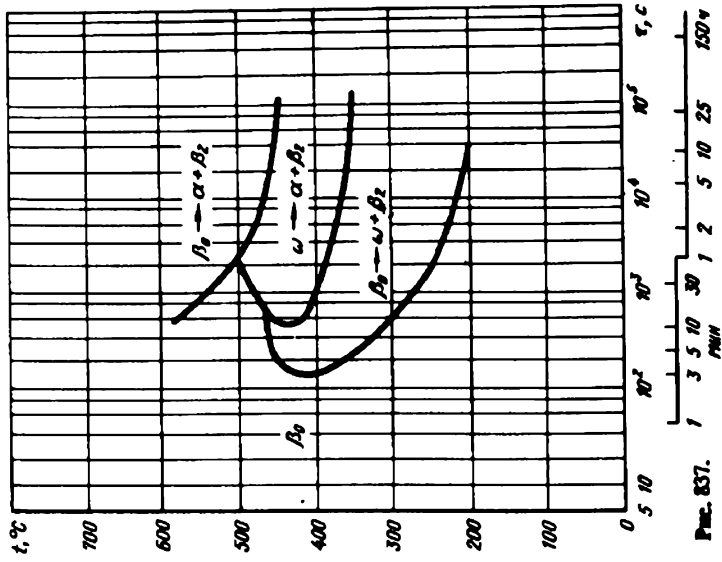


Рис. 837.

Сплав TiAl3Mo5V5CrFe (BT32) [148]

Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	A ₃	t _H
3,1	9,0	8,9	1,2	1,1	0,07	780	1200

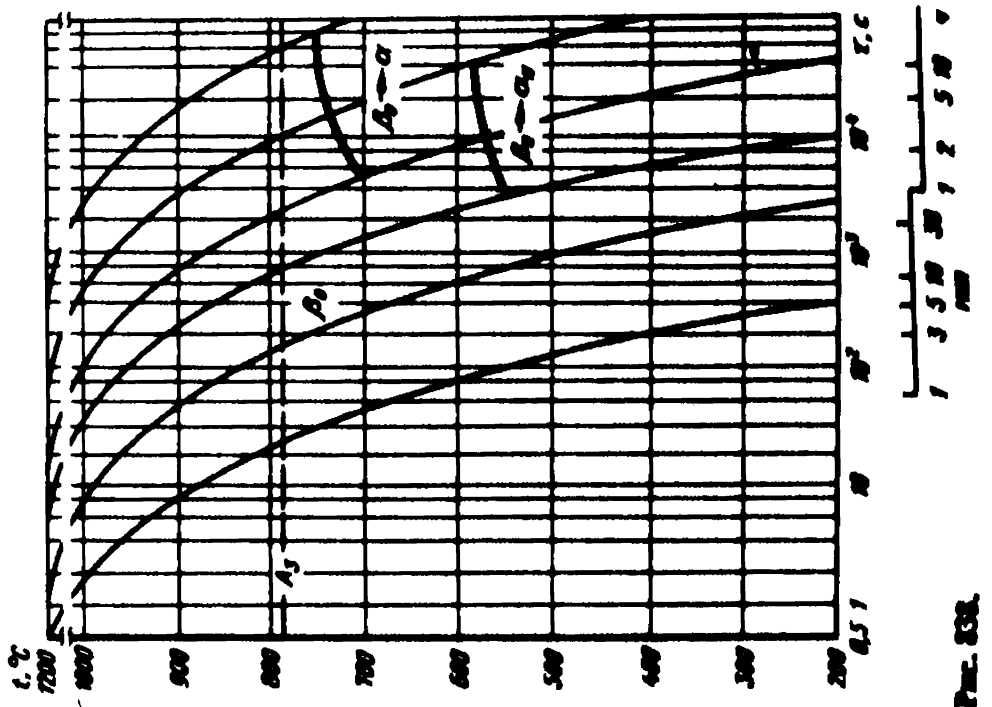


Рис. 838.

Сплав TiAl3V13Cr11 [184]

Al	V	Cr	C	H	N	A ₃	t _H
2,9	13,6	10,5	0,03	0,0086	0,02	-	788

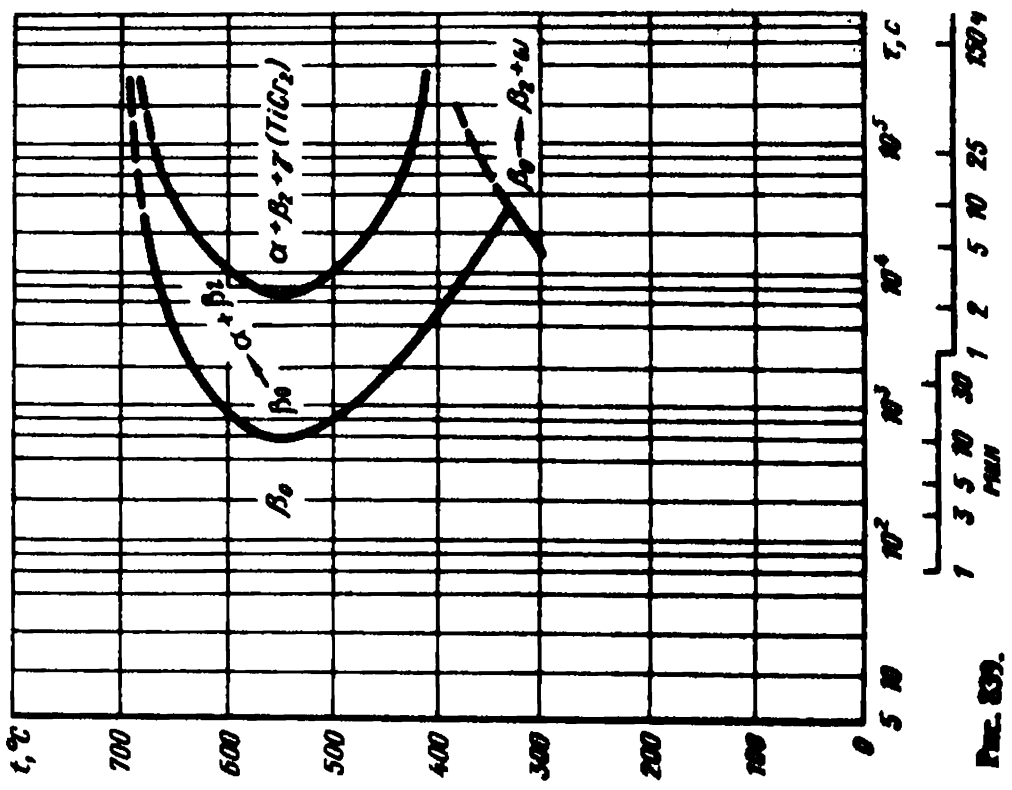


Рис. 839.

5. ХИМИЧЕСКИЕ СОСТАВЫ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ТИТАНА

5.1. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Углеродистые стали

Сталь	C	Si	Mn	Cr	S	Другие элементы	$t_{Нр}$ °C	Балл по зерну
Fe*	0,03	Сл.	Сл.	—	—	—	960	—
05кп	0,05	—	0,25	—	—	—	950	—
08кп	0,10	—	0,40	—	0,02	—	950	7
10Р	0,096	0,32	0,66	0,01	—	0,0048 В	915	—
10	0,13	0,22	0,65	—	0,031	—	910	—
10	0,13	0,26	0,56	0,07	—	0,20 Cu	920	—
15	0,18	0,20	0,45	—	0,02	—	900	6/7
20кп	0,18	Сл.	0,49	—	0,03	—	910	—
20Р	0,19	—	—	—	—	0,0087 В; 0,034 Al	900	—
20Р	0,19	—	—	—	—	0,0087 В; 0,034 Al	1200	—
35	0,36	0,27	0,66	0,21	—	0,22 Cu	850	10/11
35	0,36	0,27	0,66	0,21	—	0,22 Cu	1300	1
40	0,40	0,23	0,62	—	0,02	—	850	—
40	0,40	0,20	0,70	—	0,02	—	850	8
40	0,44	0,22	0,66	0,15	—	0,02 Cu	880	9
40	0,44	0,22	0,66	0,15	—	0,02 Cu	1050	5
50	0,51	0,30	0,75	—	0,02	—	830	8
55	0,53	0,18	0,49	—	0,024	—	1100	—
55	0,53	0,18	0,49	—	0,024	—	900	—
60Ц	0,59	0,34	0,78	—	—	0,15 Zr	830	—

* Электротехническое.

Марганцовистые стали

Сталь	C	Si	Mn	Cr	S	Другие элементы	$t_H, ^\circ\text{C}$	Балл по зерну	
08Г	0,065	0,20	0,78	—	0,012	—	920	—	
20Г	0,19	0,20	1,20	—	0,02	—	870	8/9	
20Г	0,19	0,42	1,20	0,08	0,025	0,01 V	900	7/8	
20Г	0,20	0,53	1,20	0,08	0,025	0,17 Cu	900	7/8	
30Г	0,33	0,30	1,12	0,11	0,027	0,19 Cu	850	8/9	
30Г	0,33	0,30	1,12	0,11	0,027	0,19 Cu	1300	1	
50Г	0,50	—	0,91	—	—	—	900	—	
10Г2	0,10	0,18	1,48	—	0,016	—	900	—	
09Г2	0,11	0,22	1,60	—	—	0,01 N	900	—	
10Г2Р	0,088	0,35	1,45	0,01	—	0,0055 B	880	—	
15Г2Б	0,15	0,25	1,40	—	—	0,08 Nb	950	8	
20Г2	0,20	—	1,88	—	—	—	930	7/8	
20Г2*	0,40	—	1,88	—	—	—	930	7/8	
20Г2*	1,20	—	1,88	—	—	—	930	6/8	
20Г2Р		Состав в пределах маркн						920	—
20Г2	0,23	0,40	1,53	0,03	—	—	900	—	
30Г2	0,29	0,26	1,67	0,12	—	0,11 Cu	860	8	
35Г2	0,33	0,23	1,54	0,15	—	0,18 Cu	860	8	
35Г2	0,35	—	1,88	—	—	—	840	—	
40Г2	0,39	0,36	1,46	0,03	—	0,01 Ni	830	—	
40Г2	0,42	0,27	1,82	—	0,019	—	860	6/7	
45Г2	0,47	0,36	1,37	0,15	0,011	0,19 Cu	875	6	
45Г2	0,48	0,28	1,98	—	0,025	—	850	—	
50Г2	0,50	0,20	1,58	—	—	0,14 Ni	820	—	
A12	0,10	0,20	1,10	—	0,250	0,01 V	900	—	
A40Г	0,38	0,35	1,40	—	0,121	—	850	—	
A40Г	0,44	0,20	1,50	—	0,250	—	850	—	

* Цементованная.

Хромистые стали

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t_H , °C	Балл по зерну
04X	0,04	—	—	1,02	0,13	—	—	1000	—
15X	0,13	0,13	0,03	0,74	0,18	—	—	915	—
20X	0,19	0,25	0,60	0,92	0,11	—	—	880	—
20X	0,20	0,30	0,72	0,79	0,27	0,02	—	850	—
30X	0,30	0,25	0,50	1,28	0,09	—	0,05 V	875	—
30X	0,30	0,20	0,70	1,05	—	—	—	860	9/10
30X	0,32	0,30	0,76	1,08	0,26	0,02	—	850	—
35X	0,35	0,23	0,65	1,11	0,23	0,05	—	850	9
35X	0,35	0,23	0,65	1,11	0,23	0,05	—	1050	3/4
40X	0,38	0,26	0,74	0,90	0,26	0,04	—	850	—
40X	0,42	0,16	0,68	0,93	0,07	—	—	840	—
45X	0,44	0,22	0,80	1,04	0,26	0,04	—	840	7
45X	0,44	0,22	0,80	1,04	0,26	0,04	—	1050	2/3
07X2	0,07	Сп.	0,06	1,65	0,21	—	—	960	—
35X2	0,36	0,25	0,49	1,54	0,21	0,03	—	860	7/8
35X2	0,36	0,25	0,49	1,54	0,21	0,03	—	1050	3/4
45X2	0,43	0,29	0,69	1,68	0,25	—	—	850	7
45X3	0,43	0,14	0,04	3,52	—	—	0,14 Al	1050	3

Никелевые стали

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _{нр} °C	Балл по серву
30H	0,33	0,21	0,62	0,10	0,89	0,05	—	845	7/8
50H	0,48	—	0,59	—	1,08	—	—	880	—
55H	0,55	0,20	0,65	—	0,65	—	—	830	10/12
10H2	0,08	0,16	0,29	0,08	2,06	0,02	—	900	10/11
40H2	0,38	0,22	0,73	0,09	1,89	—	—	850	—
12H3	0,11	0,21	0,36	0,28	2,89	0,09	—	770	< 8
12H3	0,11	0,21	0,36	0,28	2,89	0,09	—	865	8
12H3*	0,95	0,25	0,40	0,36	2,95	0,08	—	770	< 8
12H3*	0,95	0,25	0,40	0,36	2,95	0,08	—	865	8
25H3	0,30	0,32	0,51	0,07	3,03	—	0,03 Al	850	12
30H3	0,33	0,23	0,74	0,07	3,47	—	—	840	7/8
12H4	0,10	0,26	0,53	0,05	3,65	—	—	840	8
12H4	0,11	0,22	0,44	0,10	3,47	—	—	900	—
13H5	0,14	—	—	—	5,24	—	—	—	—
40H5	0,43	0,24	0,43	0,04	5,00	—	—	850	12
50H5	0,50	—	—	—	4,97	—	—	1300	—
12H9	0,09	0,27	0,51	—	9,00	0,06	—	790	—
12H9	0,10	0,28	0,77	—	8,56	—	—	800	—
12H2Д	0,12	—	0,39	—	1,87	—	1,05 Cu	900	—
20H2Д	0,19	—	0,71	—	1,80	—	0,97 Cu	900	—

* Цементованная.

Молибденовые стали

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _{нр} °C	Балл по зерну
10MP	0,097	0,36	0,70	—	—	0,26	0,005 B	960	—
15M	0,16	0,26	0,60	—	—	0,31	0,03 V	950	—
15MP	0,18	—	0,57	0,31	0,31	0,15	0,0009 B	930	8
20M	0,22	0,25	0,60	—	—	0,50	—	850	—
20M	0,17	0,27	0,79	0,08	0,45	0,41	—	910	7/8
35M	0,35	—	0,80	—	—	0,25	—	850	7
40M	0,41	—	0,69	—	—	0,29	—	845	—
40M	0,44	—	0,65	—	—	0,15	—	845	—
50M	0,54	0,31	0,21	—	—	0,54	—	1300	—
50M	0,54	0,27	0,34	—	—	0,82	—	1300	—
35M1	0,36	0,28	0,13	0,18	0,17	1,06	—	1100	—
45M2	0,45	0,19	0,47	0,31	0,32	2,42	—	1050	—
40M3	0,41	0,26	0,12	0,14	0,17	3,18	—	1100	—
45M5	0,45	0,34	0,12	0,14	0,15	5,44	—	1100	—

Вольфрамовые стали

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	t _{нр} °C
35B	0,34	0,33	0,13	0,14	0,16	0,88 W	1100
50B	0,49	—	—	—	—	0,45 W	1300
45B3	0,45	0,37	0,16	0,14	0,016	2,77 W	1100
45B5	0,45	0,34	0,16	0,18	0,16	4,41 W	1100

Ванадиевые стали

Сталь	C	Si	Mn	Другие элементы	$t_{Нr}$, °C
35Ф	0,34	0,10	0,07	0,26 V	875
35Ф	0,34	0,10	0,07	0,26 V	975
35Ф	0,34	0,17	0,11	0,82 V	1025
50Ф	0,52	—	—	0,24 V	1300

Стали с титаном

Сталь	C	Si	Mn	Другие элементы	$t_{Нr}$, °C
66Т	0,065	0,20	0,79	0,072 Ti	920
66Т	0,065	0,20	0,79	0,072 Ti	1300
66Т	0,06	0,20	0,80	0,120 Ti	920
66Т	0,06	0,20	0,80	0,120 Ti	1300
66Т	0,062	0,18	0,80	0,184 Ti	920
66Т	0,062	0,18	0,80	0,184 Ti	1300

Стали с медью или алюминием

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	$t_{Нr}$, °C	Балл по зерну
35П	0,36	0,22	0,58	—	—	0,50 Cu	825	—
50П	0,53	0,35	0,70	—	—	0,52 Cu	825	—
30П	0,32	0,22	0,64	—	—	1,14 Cu	1100	4/5
50П	0,49	0,20	0,57	0,02	0,06	0,97 Cu	850	—
50П	0,49	0,20	0,54	—	—	1,49 Cu	850	5/8
50П	0,50	—	—	—	—	1,05 Al	1300	—

Марганцовистые стали с кремнием, ванадием, хромом, молибденом или никелем

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	t _{нр} , °C	Балл по зерну
Кремнемарганцовистая сталь								
15ГС	0,15	0,93	1,08	0,05	0,08	—	900	—
17Г1С	0,17	0,60	1,48	—	—	—	1130	—
17Г1С-У	0,17	0,61	1,48	—	—	—	930	—
27ГС	0,29	1,30	1,33	—	0,12	0,12 Cu	925	9
35ГС	0,38	1,05	1,14	0,23	—	0,02 V	860	9
35ГС	0,38	1,05	1,14	0,23	—	0,02 V	1050	4
35ГС	0,38	1,37	0,79	0,23	—	0,02 V	880	7/10
68Г2С	0,09	0,88	2,00	0,17	0,24	—	930	—
16Г2С	0,10	0,96	1,54	—	—	—	1000	—
15Г2С	0,15	1,02	1,43	—	—	0,004 B	900	—
25Г2СР	0,25	0,81	1,45	—	—	—	920	—
35Г2С	0,37	1,11	1,45	—	—	—	850	—
40Г2С	0,40	1,75	0,85	—	—	—	910	—
65Г2С2	0,056	1,90	1,80	—	—	—	970	—
65Г2С2	0,056	1,90	1,80	—	—	—	800	—
40Г2С2	0,41	1,52	1,42	0,01	—	0,02 Mo	860	—
Марганцовованадиевая сталь								
16ГФР	0,14	0,40	1,36	—	—	0,04 V; 0,003 B	930	—
09Г2ФБ	0,08	0,22	1,50	—	—	0,065 V; 0,023 Nb	—	—
12Г2ФР	0,11	0,44	1,37	—	—	0,082 V; 0,005 B	920	—
16Г2АФ	0,17	0,36	1,44	—	—	0,011 V; 0,0153 N	950	—
17Г2АФ	0,21	0,40	1,52	—	—	0,13 V; 0,019 N	900	—
17Г2АФ	0,21	0,49	1,46	—	—	0,08 V; 0,02 N	1000	—
35Г2Ф	0,35	0,28	1,65	0,27	0,20	0,15 V	850	—
40Г2Ф	0,43	0,28	1,67	0,32	0,11	0,10 V; 0,03 Mo	870	8
40Г2Ф	0,43	0,28	1,67	0,32	0,11	0,10 V; 0,03 Mo	1050	3/4

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие элементы	t _{нр} , °C	Балл по зерну
Хромомерзниковистая сталь								
18ХГ	0,16	0,22	1,12	0,99	0,12	0,02 Mo	870	6
18ХГ	0,16	0,22	1,12	0,99	0,12	0,02 Mo	1050	2/3
18ХГ	0,16	0,25	1,15	0,95	—	—	870	10/12
20ХГ	0,20	0,25	1,25	1,15	—	0,02 Mo	870	10/12
20ХГ	0,22	0,21	1,10	0,60	0,18	—	880	10/12
20ХГ	0,23	0,37	1,13	1,17	—	—	870	—
20ХГ*	0,95	0,37	1,13	1,17	—	—	870	—
50ХГ	0,48	0,25	0,86	0,98	0,18	0,04 Mo	860	5/6
35ХГ2	0,38	0,40	1,50	0,77	—	0,04 Mo	825	—
35ХГ2	0,39	0,56	1,44	0,53	0,06	0,02 Mo	825	—
50ХГ2	0,48	0,59	1,30	0,54	0,06	0,02 V	825	—
Мерзниковоомолибденовая сталь								
20ГМ	0,24	0,30	0,90	—	—	0,23 Mo	900	10/12
20ГМ	0,24	0,47	0,94	0,34	0,30	0,14 Mo	900	—
30Г2М	0,27	0,20	1,55	—	—	0,28 Mo	845	7/9
30Г2М	0,30	0,49	1,63	0,44	—	0,33 Mo	850	—
30Г2М	0,33	0,18	1,48	0,16	0,26	0,27 Mo	845	7/8
35Г2М	0,35	0,20	1,55	—	—	0,28 Mo	845	7/8
40Г2М	0,38	0,25	1,49	0,14	0,24	0,41 Mo	845	8
40Г2М	0,38	0,25	1,50	—	—	0,45 Mo	845	8
40Г2М	0,39	0,37	1,45	0,01	—	0,49 Mo	835	—
Мерзниковоникелевая сталь								
16ГН	0,14	0,39	1,25	0,08	0,42	—	920	—
40ГН	0,43	0,21	0,95	0,15	0,93	—	850	—
16Г2Н2	0,16	0,25	1,40	—	1,50	0,05 Mo	840	8

* Цементованная.

Хромистые стали с кремнием, ванадием, вольфрамом или молибденом

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Другие элементы	t _н , °C	Балл по зерну
Хромокремнистые стали									
12XC	0,12	0,46	0,45	0,62	0,31	—	0,12 P; 0,26 Cu	900	5/6
33XC	0,36	1,19	0,45	1,65	—	—	—	880	—
38XC	0,41	1,36	0,50	1,41	—	—	—	900	—
39XC	0,42	1,01	0,38	1,50	0,25	—	—	910	—
Хромоникелевые стали									
15X ϕ	0,15	0,48	0,67	1,20	0,25	0,31	0,18 Cu	920	8/9
30X ϕ	0,32	0,21	0,40	1,30	—	0,12	—	875	11
40X ϕ	0,38	0,21	0,41	1,29	—	0,12	—	925	9/10
50X ϕ	0,47	0,35	0,82	1,20	0,04	0,11	—	880	10/11
50X ϕ	0,47	0,35	0,82	1,20	0,04	0,11	—	1050	4
50X ϕ	0,51	0,27	0,72	0,94	—	0,20	—	875	7
45X2 ϕ	0,44	0,26	0,75	1,70	0,17	0,09	—	850	9/10
30X3A ϕ	0,36	—	0,60	2,54	—	0,15	0,03 N	950	—
30X ϕ 1	0,30	0,35	0,60	1,30	—	1,10	—	1125	—
Хромовольфрамовые стали									
35XB	0,34	0,32	—	0,99	0,28	—	0,68 W	850	—
Хромомолибденовые стали									
15XAM	0,11	—	0,56	0,84	—	0,48	0,011 N	945	—
15XM	0,18	0,25	0,62	0,80	—	0,40	—	920	10
15XM	0,18	0,21	0,62	0,81	—	0,27	—	875	—
15XM*	1,08	0,21	0,62	0,81	—	0,27	—	875	—
20XM	0,22	0,25	0,64	0,97	0,33	0,23	0,16 Cu	875	9/10
20XM	0,22	0,25	0,64	0,97	0,33	0,23	0,17 Cu	1050	3/4
20XM	0,23	0,47	0,68	0,96	—	0,39	—	930	6

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _{нр} °C	Балл по зерну
30ХМ	0,30	0,22	0,84	1,01	0,11	0,24	0,19 Cu	850	9
35ХМ	0,37	0,30	0,79	1,00	0,17	0,18	0,072 As	850	—
35ХМ*	0,38	0,23	0,64	0,99	0,08	0,16	0,17 Cu	860	8/9
35ХМ	0,38	0,23	0,64	0,99	0,08	0,16	0,17 Cu	1050	2/3
40ХМ	0,41	0,23	0,67	1,01	0,23	0,23	—	860	8
45ХМ	0,44	0,22	0,60	1,19	0,37	0,37	—	850	—
45ХМ	0,46	0,22	0,50	1,00	0,26	0,21	0,01 V	850	8
50ХМ	0,50	0,32	0,80	1,04	0,11	0,24	0,01 V	850	7/8
50ХМ	0,50	0,32	0,80	1,04	0,11	0,24	0,01 V	1050	2/3
60ХМ	0,60	0,25	0,85	0,80	—	0,30	—	850	10
Хромоникелевые и никельмолибденовые стали									
20ХН	0,20	0,15	0,71	0,80	1,13	0,05	—	865	6/7
20ХН*	0,96	0,26	0,74	0,81	1,19	0,09	—	800	8
20ХН*	0,96	0,26	0,74	0,81	1,19	0,09	—	865	6/7
40ХН	0,38	0,21	0,72	0,50	1,30	—	—	845	—
40ХН	0,44	0,31	0,80	0,96	0,46	0,05	0,18 Cu	850	9
50ХН	0,50	0,40	0,70	0,52	0,48	0,03	0,12 Cu	825	10
12ХН2	0,11	0,30	0,50	0,64	1,59	0,10	0,31 Cu	925	9
20ХН2	0,19	0,30	0,55	0,81	1,52	0,10	0,20 Cu	900	10/11
12ХН3	0,11	0,13	0,38	0,87	3,26	0,08	—	860	8
12ХН3	0,11	0,13	0,38	0,87	3,26	0,08	—	770	8
12ХН3*	1,00	0,12	0,30	0,90	3,27	0,07	—	770	8
12ХН3*	1,00	0,12	0,30	0,90	3,27	0,07	—	860	8
12ХН3	0,13	0,33	0,35	0,86	3,42	0,08	0,16 Cu	850	10/13
12ХН3	0,14	0,28	0,36	0,68	3,18	—	—	840	—

* Цементовая.

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Другие элементы	t _{гр} °C	Балл по зерну
30XH3	0,32	0,20	0,57	1,15	3,00	—	—	840	8/9
12XH4	0,15	0,15	0,40	1,15	4,10	—	—	810	8
12XZH2	0,13	0,31	0,51	1,50	1,55	0,06	—	870	8
12XZH2	0,13	0,31	0,51	1,50	1,55	0,06	0,01 V	1050	3/4
15XZH2	0,16	0,31	0,50	1,95	2,02	0,03	0,01 V	870	8
12XZH4	0,11	0,09	0,38	1,33	4,15	0,07	—	770	8
12XZH4	0,11	0,09	0,38	1,33	4,15	0,07	—	865	7
12XZH4*	0,89	0,19	0,39	1,58	4,00	—	—	800	—
12XZH4*	0,89	0,19	0,39	1,58	4,00	—	—	1100	—
35XZH4	0,38	0,32	0,53	1,86	3,74	0,05	—	850	9/10
40XZH4	0,42	0,41	0,60	1,25	4,40	0,05	0,13 Cu	850	11/12
15HM	0,16	0,18	0,53	—	1,56	0,25	—	770	8
15HM	0,16	0,18	0,53	—	1,56	0,25	—	865	8
15HM*	0,99	0,29	0,56	0,33	1,64	0,29	—	770	8
15HM*	0,99	0,29	0,56	0,33	1,64	0,29	—	865	8
20HM	0,21	—	0,70	—	1,08	0,49	—	930	10
20H2M	0,17	0,20	0,55	—	1,80	0,25	—	840	8
40H2M	0,40	0,15	0,48	0,15	1,75	0,25	—	845	6/7
40H3M	0,40	0,26	0,62	0,23	3,45	0,10	—	860	8/9

* Цементовая.

Марганцовокремнистые стали с молибденом или ванадием

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Mo	Другие элементы	t _н , °C	Балл по зерну
30Г2СМ	0,29	1,11	1,70	0,01	0,13	—	—	—
45Г2СМ	0,45	1,34	1,50	—	0,10	0,04 V	925	8/10
15Г2СФР	0,16	0,67	1,40	—	—	0,098 V; 0,002 B	920	—
17Г2СФ	0,19	0,51	1,36	—	—	0,07 V	950	—

Марганцовоникелевые стали с молибденом, ванадием или медью

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _н , °C	Балл по зерну
16ГНМ	0,17	0,27	0,79	—	0,45	0,41	—	910	—
20ГНМ	0,19	0,14	1,37	0,20	0,56	0,31	—	870	6/8
20Г2НМ	0,19	0,20	1,60	—	0,55	0,25	—	870	9
20Г1НФ	0,20	—	1,44	—	0,49	—	0,16 V	845	—
20Г2НАФ	0,19	0,41	1,58	—	0,59	—	0,17 V; 0,019 N	900	—
20Г1Д	0,20	0,38	1,20	0,06	0,55	—	0,91 Cu	870	6/8
20Г2МД	0,19	0,38	1,12	0,28	0,79	0,27	0,98 Cu	870	5

Марганцовомолибденовые стали

Сталь	C	Si	Mn	Mo	Другие элементы	t _н , °C	Балл по зерну
05Г2МФ	0,055	0,29	1,91	0,29	0,091 V	740	—
05Г2МФ	0,055	0,29	1,91	0,29	0,091 V	800	—
08Г2МФБ	0,07	0,22	1,60	0,23	0,07 V; 0,05 Nb	1050	—

Хромокремнемарганцевые и хромокремнемолибденовые стали

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t_{H^*} , °C	Балл по зерну
14ХТС	0,13	0,56	1,05	0,52	—	—	—	920	—
20ХТСР	0,19	0,67	1,24	0,70	—	—	0,003 В	920	—
30ХТС	0,28	1,49	0,92	0,99	0,12	—	—	925	9
30ХТС	0,29	1,05	0,98	0,91	0,13	—	—	900	—
30ХТС	0,33	1,19	0,95	0,93	—	—	—	890	—
38ХТС	0,41	1,57	0,98	1,28	—	—	—	850	—
45ХТС	0,43	1,38	0,95	1,06	0,03	0,10	0,03 W	925	9/10
45ХТС	0,48	0,59	1,30	0,54	0,06	—	—	825	—
20ХТС2	0,18	2,46	1,21	0,97	—	—	—	1000	—
30ХСМ	0,28	1,25	0,59	0,92	0,05	0,22	—	925	9/10
45ХСМ	0,45	1,31	0,55	0,60	0,21	0,22	0,05 V	900	11

Хромомарганцевые стали с никелем, титаном, ванадием или молибденом

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t_{H^*} , °C	Балл по зерну
18ХГН	0,17	0,22	0,88	0,59	0,86	0,05	—	830	6
18ХГН	0,17	0,22	0,88	0,59	0,86	0,05	—	870	6
18ХГН*	0,92	0,30	0,93	0,57	0,90	0,03	—	830	8
18ХГН*	0,92	0,30	0,93	0,57	0,90	0,03	—	870	8
38ХГН	0,37	0,28	0,89	0,63	1,24	0,05	—	845	8
38ХГН	0,39	0,46	0,93	1,32	0,70	—	—	900	—

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Другие элементы	$t_{\text{нр}}, ^\circ\text{C}$	Балл по зерну
18Х1Т			Состав в пределах марки					560	—
40Х1Т			Состав в пределах марки					900	—
40Х1Т			То же					1000	—
25Х1Ф	0,24	0,21	1,08	0,79	0,18	0,02	0,10 V	880	9
25Х1Ф	0,24	0,21	1,08	0,79	0,18	0,02	0,10 V	1050	4/5
60Х1Г2ФБ	0,074	1,06	2,05	—	—	—	0,11 V; 0,036 Nb	950	—
40Х1ГФ	0,43	—	1,02	0,48	0,31	0,15	0,0009 B	845	7

* Цементованная.

Хромомолибденовые стали с ванадием или алюминием

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	$t_{\text{нр}}, ^\circ\text{C}$	Балл по зерну
18Х3АМФ	0,17	0,25	0,40	2,77	—	0,27	0,0187 N; 0,12 V	940	—
30Х3АМФ	0,29	0,37	0,61	2,47	0,11	0,21	0,14 V; 0,0109 N	900	—
30ХМФ	0,33	0,30	0,65	1,15	—	0,20	1,00 Al	900	10/12
30ХМФ	0,39	—	—	1,37	—	0,25	0,96 Al	950	—
30Х2МФ	0,31	0,30	0,55	1,60	—	0,20	1,10 Al	900	10/12
30Х2МФ	0,41	—	0,57	1,57	—	0,36	1,26 Al	930	7/8
30Х2МФ	0,42	0,30	0,65	1,65	—	0,33	1,00 Al	900	10/12
30ХМФ	0,38	—	—	1,63	—	0,21	0,91 Al	—	—

Хромоникелевые стали с молибденом, кремнием, вольфрамом или ванадием

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _{нр} °C	Балл по зерну
20X1HM	0,17	0,28	0,63	0,49	1,13	0,13	0,10 Cu	850	10
20X1HM*	1,18	0,28	0,63	0,49	1,13	0,13	0,10 Cu	850	—
20X1HMР	0,19	—	0,77	0,40	0,42	0,12	0,0018 B	900	7/8
30X1HM	0,33	0,24	0,72	0,54	1,22	0,17	0,22 Cu	850	10/11
35X1HM	0,38	0,20	0,69	0,95	1,58	0,26	—	835	6/7
40X1HM	0,39	0,23	0,62	1,11	1,44	0,18	—	845	7
40X1HM	0,42	—	—	0,80	1,80	0,30	—	845	—
45X1HMР	0,46	—	0,79	0,77	0,91	0,18	0,0021 B	845	—
68X1HM	0,10	0,25	0,83	1,00	1,49	0,30	—	850	—
20X1HMР	0,14	0,20	0,80	0,49	1,81	0,27	0,0030 B	930	4/7
35X1HM	0,37	0,26	0,59	0,94	2,54	0,12	0,20 Cu	850	10/13
12X1HM	0,11	0,26	0,33	0,68	3,02	0,19	0,12 Cu	850	9
12X1HM	0,15	0,35	0,32	0,84	3,09	0,14	0,12 Cu	850	8/9
12X1HM	0,16	0,20	0,46	1,02	3,02	0,26	0,12 Cu	850	9/10
30X1HM	0,31	—	0,55	1,05	3,00	0,28	—	830	—
30X1HM	0,32	0,28	0,61	0,63	3,22	0,22	—	830	7
30X1HM	0,33	0,21	0,34	0,76	2,92	0,18	—	850	10/11
34X1HM	0,36	0,27	0,51	0,91	2,80	0,24	—	880	—
34X1HM	0,36	0,27	0,51	0,91	2,80	0,24	—	1100	—
12X1HM	0,13	0,20	0,50	0,85	3,40	0,18	—	820	8/9
12X1HM	0,14	0,19	0,46	1,11	3,55	0,12	—	770	8
12X1HM	0,14	0,19	0,46	1,11	3,55	0,12	—	860	6/7
35X1HM	0,35	0,24	0,52	0,84	3,95	0,38	—	870	—
35X2HM	0,32	0,35	0,43	1,49	1,46	0,25	—	870	—
35X2HM	0,35	0,35	0,56	1,33	1,34	0,19	—	860	—
35X2HM	0,38	0,27	0,47	1,56	1,45	0,24	—	870	—
15X2HM	0,17	0,20	0,60	1,55	2,00	0,20	—	830	8/9
15X2HM	0,16	0,25	0,50	1,65	1,55	0,30	—	860	8
20X2HM	0,20	0,23	0,61	1,65	2,00	0,19	—	800	8

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _н , °C	Балл по зерну
20X2H2M	0,20	0,23	0,61	1,65	2,00	0,19	-	870	7
20X2H2M*	0,93	0,38	0,71	1,70	2,10	0,20	-	800	7
20X2H2M*	0,93	0,38	0,71	1,70	2,10	0,20	-	870	7
30X2H2M	0,30	0,24	0,46	1,44	2,06	0,37	-	850	8/9
30X2H2M	0,30	0,24	0,46	1,44	2,06	0,37	-	1050	4/5
30X2H2M	0,36	0,25	0,70	1,50	1,50	0,25	-	850	7/8
38X2H2M	0,40	0,25	0,60	1,20	1,50	0,15	-	850	7/8
12X2H4M	0,15	0,20	0,38	1,15	4,33	0,17	-	770	8
12X2H4M	0,15	0,20	0,38	1,15	4,33	0,17	-	865	7
12X2H4M*	0,93	-	0,50	1,18	4,25	0,16	-	770	8
12X2H4M	0,93	-	0,50	1,18	4,25	0,16	-	865	8
35X2H4M	0,32	-	0,47	1,21	4,13	0,30	-	820	7
35X2H4M	0,36	-	0,39	1,65	3,70	0,23	0,12 Cu	850	10/12
35X2H4M	0,38	0,22	0,44	1,50	3,40	0,15	-	925	8
20X3HM	0,19	0,20	0,64	2,84	0,69	0,34	-	880	-
25X3HM	0,26	0,24	0,68	3,11	0,70	0,46	-	880	-
40X2H5C	0,41	1,39	0,08	1,65	4,54	-	-	850	-
15XCHД	0,17	0,44	0,58	0,73	0,35	-	0,28 Cu	930	-
35XH1B	0,36	0,31	0,51	1,34	1,40	-	0,80 W	900	-
18X2H4B	0,16	0,19	0,31	1,51	4,30	-	0,86 W	900	-
20X2H2Ф	0,16	0,28	0,49	1,86	1,68	-	0,09 V	920	-

* Целекеновая.

Хромоорганицовомолибденовая сталь с никелем, ванадием или титаном

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _H , °C	Балл по зерну
12X17H1M	0,15	0,20	0,80	0,50	0,55	0,20	—	830	—
16X17H1MБ	0,14	—	0,97	0,51	1,15	0,25	0,04 Nb	950	—
20X17H1M	0,18	0,26	0,93	1,11	1,34	0,11	—	800	8
20X17H1M*	0,18	0,26	0,93	1,11	1,34	0,11	—	870	8
20X17H1M*	1,00	0,26	0,98	1,12	1,42	0,11	—	800	8
20X17H1M*	1,00	0,26	0,98	1,12	1,42	0,11	—	870	8
20X17H1M	0,22	0,20	0,95	0,40	0,51	0,23	—	880	—
23X17H1M	0,23	0,22	1,25	0,56	0,43	0,21	—	880	—
23X17H1M	0,23	0,22	1,25	0,56	0,43	0,21	—	1000	—
25X17H1M	0,27	0,24	1,35	0,45	0,75	0,20	—	850	—
30X17H1M	0,38	0,25	1,40	0,50	0,75	0,20	—	850	—
38X17H1M	0,40	0,21	1,34	0,53	1,03	0,22	—	845	6
45X17H1M	0,44	0,25	0,90	0,54	0,44	0,22	—	840	6
45X17H1M*	0,45	—	0,89	0,66	0,59	0,12	0,0015 B	845	6/7
50X17H1M	0,52	0,28	1,19	0,51	0,53	0,35	—	840	—
60X17H1M	0,60	0,25	0,85	0,50	0,55	0,20	—	845	8/9
15X17H2M	0,16	0,20	0,80	1,05	1,80	0,15	—	850	8
20X17H2M	0,19	0,21	0,90	1,08	1,87	0,18	—	820	8
20X17H2M	0,19	0,21	0,90	1,08	1,87	0,18	—	870	8
20X17H2M*	0,97	0,33	1,00	1,13	1,93	0,23	—	820	8
20X17H2M*	0,97	0,33	1,00	1,13	1,93	0,23	—	870	8
08X17H1M	0,045	0,27	1,65	0,56	0,78	0,38	—	1300	—
15X17H1MФ*	0,10	0,24	1,05	0,60	0,60	0,20	0,11 V; 0,005 B	900	—
25X17H1MТБ	0,28	0,34	1,43	0,76	0,76	0,20	0,03 Ti; 0,03 Nb	—	—
35X17MФ	0,35	0,24	1,02	1,10	—	0,27	0,08 V	865	—
35X17MФ	0,35	0,24	1,02	1,10	—	0,27	0,08 V	915	—
15X17MФ	0,18	—	0,97	1,95	—	0,23	0,10 V	—	—
40X17MФ	0,41	—	1,26	1,85	—	0,25	0,10 V	850	—
30X17BT	0,33	0,42	1,17	1,10	—	—	0,75 W; 0,09 Ti	870	—

* Цементованная.

Хромомolibденованадиевые стали с вольфрамом, никелем или кремнием

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _в , °C	Балл по зерну
30X2B4MΦ	0,31	0,20	0,54	2,14	—	0,29	0,57 V; 3,94 W	—	—
55X2MΦБ	0,55	0,32	0,60	1,86	—	0,51	0,26 V; 0,10 Nb	900	—
20X3MΦ	0,22	—	—	2,80	0,33	0,41	0,65 V; 0,46 W	1000	—
15X2HMΦ	0,18	—	—	1,90	1,15	0,25	0,12 V	—	—
25X2HΦ	0,22	0,29	0,42	1,96	0,97	—	0,27 V; 1,35 W	950	—
12X2MΦC	0,11	1,16	0,52	1,84	—	0,28	0,32 V; 0,009 N	1040	—
12X2MΦCP								980	—

Состав не указан; в пределах марки

Хромокремнемарганцовомolibденовые стали с никелем или ванадием

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _в , °C	Балл по зерну
20X1CM	0,17	0,66	0,90	0,85	—	0,34	—	950	—
20X1CM	0,17	0,66	0,90	0,85	—	0,34	—	1300	—
40X1CHM	0,38	0,70	1,08	0,40	0,34	0,11	0,03 Zr	860	—
40X1CHM	0,38	0,66	1,45	0,52	0,57	0,19	0,01 Zr	825	—
40X1CH2MΦ	0,43	1,55	0,83	0,91	1,84	0,40	0,12 V	855	—
20X1CMΦP	0,19	0,77	0,85	0,56	—	0,38	0,11 V; 0,028 B	940	—
25TC2H2M	0,25	1,50	1,30	—	1,80	0,40	—	870	—

Стали с повышенным содержанием молибдена

Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Другие элементы	t _н , °C	Балл по зерну
Хромомолибденовая сталь										
12МХ	0,12	0,21	0,50	0,49	0,15	0,48	—	—	880	—
12МХ	0,12	0,21	0,50	0,49	0,15	0,48	—	—	760	—
12МХ с У	0,12	0,25	0,55	0,40	—	0,60	0,25	—	920	5/6
12МХ с У	0,12	0,30	0,44	0,43	—	0,60	0,30	—	980	7
12МХ	0,14	0,25	0,55	0,60	—	0,55	—	—	920	7
12МХ	0,12	0,30	0,45	0,85	—	0,60	—	—	960	7
30ХМ	0,27	0,13	0,60	0,74	0,19	0,55	—	—	875	6/7
30ХМ	0,41	0,29	0,58	1,39	0,15	0,74	—	—	870	7/8
12Х2М1	0,11	0,21	0,47	2,29	—	1,02	—	—	980	—
15Х2М	0,14	0,40	0,42	2,20	—	0,93	—	—	900	—
15Х2М	0,15	0,44	0,36	2,24	—	0,85	—	—	975	—
15Х2М1	0,14	0,23	0,46	2,28	0,21	1,05	—	—	900	7
12Х3АМ1	0,10	0,24	0,49	2,43	—	1,06	0,01	0,012 N	970	—
25Х3М	0,26	0,21	0,55	3,34	0,25	0,54	—	—	900	7/8
Хромомолибденово-ванадиевая сталь										
12Х1М⊕	0,11	0,29	0,60	1,20	—	0,90	0,28	—	1050	—
12Х1М1⊕	0,13	0,32	0,63	0,95	—	0,86	0,19	—	960	—
12Х1М1⊕	0,15	0,26	0,53	1,04	0,11	1,05	0,25	—	960	9/11
15Х1М1⊕	0,16	0,35	0,64	1,47	—	0,95	0,29	—	1050	—
15Х1М1⊕1	0,15	0,33	0,52	1,01	—	0,49	0,71	—	1030	—
20Х1АМ1⊕	0,16	0,15	0,77	1,32	—	0,85	0,20	0,10 N	950	—
24ХМ1⊕	0,25	0,30	0,65	1,50	—	0,50	0,20	—	900	—
30ХМ1⊕	0,32	0,32	0,74	1,04	—	1,20	0,24	—	950	—
40ХМ⊕	0,37	0,29	0,62	1,19	0,13	0,59	0,22	—	950	7/9
Состав в пределах марок										
12Х2М⊕Б	0,26	0,31	0,47	1,65	—	0,63	0,28	—	945	—
25Х2М⊕	0,20	0,23	0,40	3,23	—	0,60	0,53	—	1015	—

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Другие элементы	$t_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	Балл по серьге
25Х3АМФ	0,24	0,28	0,38	3,12	—	0,53	0,53	—	1025	—
40Х3МФ	0,39	0,15	0,60	3,25	—	0,95	0,20	—	950	—
25Х5МФ	0,27	0,28	0,82	4,69	—	0,51	0,51	—	1000	—
15ХМФ1П	0,15	0,35	0,65	0,85	—	0,57	0,69	0,07 Ti; 0,0021 B	1030	—
Хромомolibденовая сталь с никелем, марганцем или вольфрамом										
18ХНМФ	0,21	0,35	—	0,82	0,77	0,53	0,096	—	—	—
20ХНМ1Ф	0,24	0,14	0,75	1,26	0,70	1,02	0,27	—	950	—
30ХНМ1Ф	0,28	0,22	0,73	1,04	0,75	0,75	0,35	—	950	—
25ХН3МФ	0,25	0,15	0,52	1,14	3,33	0,65	0,16	0,16 Cu	830	8
16ХНМР	0,15	0,26	0,92	0,50	0,88	0,46	0,05	0,0031 B	915	6/7
16ХН2М	0,12	0,33	0,85	0,76	1,41	0,48	—	—	850	—
20Х3ГМВФ	0,23	—	1,12	2,92	—	0,47	0,64	0,38 W	1000	—
20Х3ГМВФР	0,24	—	1,04	3,02	—	0,45	0,62	0,42 W; 0,006 B	1000	—
Хромоникельмolibденовая сталь										
45ХНМ1	0,45	0,25	0,80	1,15	0,55	1,00	0,05	—	900	—
35ХН2М	0,31	0,20	0,62	0,64	2,63	0,58	—	—	830	6/7
40ХН2М	0,42	0,31	0,67	0,72	2,53	0,48	—	—	830	6/7
35ХН3М	0,31	0,25	0,60	0,65	2,55	0,55	—	—	850	7/8
35ХН3М	0,31	0,28	0,50	1,20	3,33	0,50	—	—	850	11
35ХН2М	0,32	0,27	0,55	1,80	1,90	0,58	—	0,16 Cu	875	10
35ХН3М	0,30	0,10	0,35	1,65	3,00	0,60	—	0,16 Cu	850	13
35ХН3М	0,34	0,37	0,52	1,80	2,65	0,53	—	—	900	10/11
18Х2Н4М	0,17	—	—	1,44	4,40	0,50	—	—	—	—
30Х3НМ	0,31	0,30	0,67	3,00	0,94	0,51	—	—	900	7/9

Хромокремнемолибденовая сталь и хромокремнемолибденовая сталь с марганцем

40Х2С2М	0,44	1,63	0,79	2,10	—	0,54	0,06	—	960	—
35Х1СМ	0,39	1,49	1,41	0,74	—	0,51	—	—	885	—
30Х1МТ	0,28	0,32	1,10	1,84	—	0,49	—	0,08 Ti	870	—
12ХНМФ	0,11	0,26	0,98	0,06	2,67	0,50	0,05	—	920	—

5.2. РВСОРОНО-ПРУЖИННАЯ СТАЛЬ

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Другие элементы	t _д , °C	Балл по зерну
65	0,68	0,22	0,34	—	—	—	—	1300	—
75	0,75	0,33	0,70	0,17	0,20	—	—	800	5/6
75	0,75	0,24	0,75	—	0,43	—	0,56 Cu	800	8/12
50С	0,50	0,53	0,23	0,05	—	—	—	845	7—80 %; 2/3—20 %
60С	0,57	1,08	0,81	0,09	0,18	—	—	880	—
40С2	0,42	1,78	0,62	0,05	0,18	—	0,03 Ti	975	8/9
55С2	0,54	1,90	0,85	0,10	—	—	0,02 Mo	910	7/8
55С2	0,55	1,74	0,87	0,10	0,16	—	0,02 Mo	915	7/8
60С2	0,59	1,90	0,85	—	—	—	—	910	7
60С2	0,62	2,01	0,82	0,07	—	—	—	880	6/7
70С2	0,73	1,62	0,73	0,10	0,12	—	0,19 Cu	845	7/8
50С4	0,51	3,80	0,25	0,32	—	—	—	1040	7—70 %; 3—30 %
65Т	0,64	0,10	1,13	—	—	—	—	840	—
70Т	0,74	0,26	1,11	Сл.	0,10	—	—	825	—
60Т	0,63	—	0,87	—	—	—	—	815	7/8
65ТМ	0,68	—	0,87	—	—	—	0,0018 B	900	7/8
60С2М	0,60	1,90	0,85	0,30	—	—	0,24 Mo	910	10/12
55С2ГФ	0,55	1,62	1,13	0,01	0,06	0,30	0,25 Mo	880	—
55С2ГФч	0,55	1,68	1,15	0,01	0,05	0,30	0,10 Ce	880	—

Продолжение табл.

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _в , °C	Балл по серву
70C2X	0,72	1,47	0,72	—	—	—	—	900	—
55X17	0,57	0,36	1,03	1,14	—	—	0,037 B; 0,057 Ti	850	—
55X17	0,57	0,36	1,03	1,14	—	—	0,037 B; 0,057 Ti	1100	—
60X1	0,61	—	0,94	0,88	—	—	—	845	7
60X17	0,64	—	0,88	0,83	—	—	0,0006 B	845	6/7
50X10	0,50	0,26	0,91	1,07	0,06	0,12	—	840	—
50X10	0,47	0,38	1,04	1,20	0,06	0,18	—	880	11/12
50X10	0,47	0,38	1,04	1,20	0,06	0,18	—	1050	4
55X10	0,55	0,22	0,98	1,02	0,01	0,11	—	880	10/11
55X10	0,55	0,22	0,98	1,02	0,01	0,11	—	1050	4/5
55X10	0,57	0,24	0,76	1,07	0,45	0,19	—	925	—
50X10M	0,50	1,48	1,05	1,20	—	—	0,20 Mo	875	8/9
65X10	0,58	0,89	0,81	1,27	—	0,11	—	870	6/7
65X10	0,64	0,69	0,78	1,18	—	0,12	—	870	—

5.3. СТАЛЬ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ (ТЕПЛОСТОЙКАЯ, КОРРОЗИОННОСТОЙКАЯ, ЖАРОПРОЧНАЯ, ВЗРОСОСТОЙКАЯ)

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	t _н , °C	Балл по серу
<i>Хромомолибденовая сталь</i>									
15X5M	0,08	-	0,26	4,82	-	0,56	0,05 V	920	-
15X5M	0,10	0,47	0,54	5,37	-	0,58	-	945	-
15X5M	0,14	0,26	0,45	4,66	-	0,56	-	920	8/9
15X5MC	0,08	0,68	0,53	6,31	-	0,56	-	930	-
15X6M2	0,19	0,34	0,46	7,89	-	2,02	-	1050	-
12X9M1	0,09	0,62	0,30	9,29	-	1,01	-	970	-
12X9M	0,12	0,30	0,70	9,00	-	1,00	-	1000	9/8
<i>Сложнолегированная сталь</i>									
Состав в пределах марки									
12X6M1PΦБP								980	-
15X9CMΦ	0,11	0,75	0,59	9,22	-	0,94	0,30 V	980	-
18X12AMHΦ	0,18	0,28	0,54	12,07	0,63	0,90	0,03 N; 0,31 V	1050	-
20X12BNMΦ	0,19	0,46	0,86	12,12	0,92	1,09	0,28 V; 0,58 W	1050	-
20X12BNAMΦ	0,23	0,49	0,26	12,7	0,44	1,01	0,32 V; 0,46 W; 0,038 N	-	-
<i>Высокохромистая и высокомарганцевистая сталь</i>									
68X13	0,05	0,35	0,20	13,43	0,09	-	-	980	-
68X13	0,07	0,40	0,50	13,0	0,20	-	-	980	9/10
12X13	0,13	0,37	0,18	13,53	-	-	-	1040	-
20X13	0,22	0,47	0,44	13,5	0,03	0,05	-	1020	-
20X13	0,24	0,37	0,27	13,8	0,32	-	-	960	7
30X13	0,25	0,37	0,29	13,4	0,13	-	-	980	-
30X13	0,32	0,30	0,30	13,0	0,20	-	-	960	10

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	$t_{\text{нр}}, ^\circ\text{C}$	Балл по зерну
40X13	0,44	0,30	0,20	13,12	0,31	—	—	900	10/11
40X13	0,44	0,30	0,20	13,12	0,31	—	—	1050	9/10
20X20 с азотом	0,17	0,56	0,46	20,96	0,35	—	0,12 N	1260	—
25X25 с азотом	0,24	0,42	0,46	24,85	0,26	—	0,17 N	1260	—
20X17H2	0,15	0,41	0,67	17,3	2,40	—	—	1050	—
110T13	1,18	0,26	12,28	—	—	—	—	1050	—
110T13	0,83	0,62	13,1	0,11	0,15	—	—	1050	—
110T13	1,28	0,35	12,4	—	0,28	—	0,23 Cu	1050	—

5.4. ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СТАЛЬ

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	$t_{\text{нр}}, ^\circ\text{C}$	Балл по зерну
У7	0,73	0,04	0,25	0,12	—	—	0,07 V	900	—
У7	0,75	0,33	0,70	—	—	—	—	850	5/6
У8	0,76	0,22	0,29	0,11	0,07	—	—	810	7/8
У8	0,76	0,22	0,29	0,11	0,07	—	—	860	6/7
У9	0,93	0,11	0,31	0,12	0,20	—	0,62 Cu	800	11/12
У10T	0,96	0,32	0,55	0,11	0,08	—	—	700	5
У10	1,03	0,17	0,22	0,07	0,10	0,01	0,14 Cu	790	8/9
У10	1,03	0,17	0,22	0,07	0,10	0,01	0,14 Cu	860	6/7
У12	1,15	0,17	0,55	—	—	—	—	820	—
У13	1,29	0,27	0,20	0,04	0,09	—	—	825	—
У13	1,29	0,27	0,20	0,04	0,09	—	—	1200	1

Углеродистые стали

Легированные стали, содержащие ≤ 0,8 % С

Хромистая и хромоникелевая сталь

7X3	0,68	0,50	—	3,49	—	—	—	950	—
4XФ	0,45	—	0,70	1,00	—	—	0,20 V	900	—

Молибденовая сталь и молибденовая сталь с кремнием или никелем

5СМ	0,50	1,00	0,35	0,11	0,19	0,50	—	845	8
6С2М	0,60	1,90	0,75	0,25	—	0,30	—	900	—
1М3	0,10	0,26	0,50	—	—	2,95	—	1010	—
2М3	0,24	0,30	0,68	—	—	2,95	—	1040	—
2М3Н3	0,22	0,30	0,50	—	2,80	2,95	—	104Ф	—

Хромокремниевомолибденовая сталь

5Х1М	0,53	0,38	1,53	0,76	0,30	0,17	—	900	—
5Х1М	0,50	0,40	1,17	0,76	0,34	0,21	—	850	—
5Х1М	0,59	0,41	1,42	0,85	0,10	0,16	—	850	—

Хромоникелевая сталь с титаном, молибденом или вольфрамом

5ХНТ	0,52	0,18	0,56	1,15	1,66	—	—	840	—	0,12 Ti
5ХНМ	0,46	0,16	0,68	1,27	1,69	0,30	—	—	—	0,13 V
5ХНМ	0,52	0,29	0,70	1,09	1,72	0,43	—	850	7	0,14 V
5ХНМ	0,52	0,29	0,70	1,09	1,72	0,43	—	950	4/5	0,14 V
5ХНМ	0,55	0,30	0,77	0,87	1,18	0,23	—	880	—	—
4ХН4М	0,40	0,20	0,36	1,27	4,03	0,24	—	860	8	—
4ХН4М	0,40	0,20	0,36	1,27	4,03	0,24	—	950	5/6	—
5ХНВ	0,59	0,38	0,45	1,28	1,10	—	—	870	—	0,50 W
5ХНВ	0,56	0,23	0,59	0,60	1,60	—	—	900	—	0,78 W
5ХН4В	0,46	0,24	0,50	1,53	3,96	—	—	860	8	0,59 W
5ХН5С	0,57	0,50	0,46	1,34	1,16	—	—	870	—	0,47 W

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы	$t_{\text{нр}}$, °C	Балл по зерну
<i>Хромовольфрамовая сталь и хромовольфрамовая сталь с ванадием или кремнием</i>									
4X2B3	0,40	0,26	0,34	2,85	0,12	0,16	3,99 W; 0,26 V	1000	—
3X2B4	0,28	0,16	0,39	2,35	—	—	4,10 W; 0,53 V	1090	4
3X2B8	0,27	0,38	0,26	2,63	0,23	—	8,40 W; 0,45 V	—	—
3X2B8	0,28	0,11	0,36	2,57	0,04	0,03	8,88 W; 0,36 V	1120	7/8
3X2B8	0,34	0,31	0,38	2,86	—	—	8,12 W; 0,17 V	1150	—
3X3B9	0,28	—	—	3,25	—	—	9,00 W; 0,25 V	1150	—
4XB2C	0,40	0,72	0,27	1,20	0,17	—	1,85 W	900	—
5XB2C	0,52	0,80	0,33	1,17	0,16	—	2,25 W	900	2
6XB2C	0,58	0,55	0,32	1,27	0,23	—	2,25 W	900	—
5XB2Ф	0,45	0,20	0,34	1,25	—	—	2,20 W; 0,36 V	950	—
5XB3Ф	0,50	—	—	1,25	—	—	2,75 W; 0,20 V	950	—
5XB2C с V	0,55	0,94	0,34	1,27	0,12	0,05	2,10 W; 0,18 V	880	10/11
5XB2C с V	0,55	0,94	0,34	1,27	0,12	0,05	2,10 W; 0,18 V	950	9/10
5XB2C	0,48	0,67	0,27	1,20	0,14	0,05	2,34 W; 0,13 V	950	9/10
3X2B8 с Si	0,28	0,96	2,80	2,80	0,54	—	8,77 W; 0,24 V	1175	9

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Другие элементы	$t_{\text{нр}}$, °C	Балл по зерну
<i>Хромомагниевованадиевая сталь и хромомагниевованадиевая сталь с кремнием или вольфрамом</i>									
4XМФ	0,38	0,18	0,81	1,54	0,63	—	0,01 Ni	970	4
4XМФ	0,43	0,27	0,75	1,31	0,72	—	0,11 Ni	970	9/10
4XМФ	0,43	0,27	0,75	1,31	0,72	—	0,11 Ni	1650	5

4X140B	0,39	0,58	0,45	1,45	0,47	0,70	0,55 W	1050	5
4X140B	0,39	0,58	0,45	1,45	0,47	0,70	0,55 W	1100	4/5
4X140C	0,39	0,94	0,48	5,53	0,87	0,48	0,20 Cu	1100	4

**Подшипниковые и легированные инструментальные стали
с содержанием $\geq 0,8\% C$**

Подшипниковая сталь

ШХ6	1,05	0,19	0,32	0,54	-	-	-	820	-
ШХ15Ш	0,99	0,36	0,30	1,40	-	-	0,19 Cu	850	-
ШХ15	1,00	0,27	0,30	1,71	-	-	0,21 Ni	850	7/8
ШХ15	1,00	0,27	0,30	1,71	-	-	0,21 Ni	1000	4
ШХ15	1,04	0,26	0,33	1,53	-	-	0,31 Ni; 0,20 Cu	860	8
ШХ15	1,04	0,26	0,33	1,53	-	-	0,31 Ni; 0,20 Cu	1050	4
ШХ15СТ	0,99	0,55	1,00	1,45	-	-	-	850	-
ШХ15СТ	0,99	0,55	1,10	1,35	-	-	-	825	-

Мартеновская, ванадиевая, вольфрамовая и хромистая сталь

9Г2	0,87	0,29	1,78	0,20	0,03	-	0,15 Ni	790	-
Б3	1,32	0,50	0,28	0,22	-	-	3,51 W	845	-
9Ф	0,87	-	0,30	-	-	0,27	-	815	11
9Ф	0,87	-	0,30	-	-	0,27	-	1050	2/3
9Х	0,88	0,24	0,41	0,78	-	-	0,10 Ni	850	-
X	1,01	0,22	0,40	1,36	-	-	0,21 Ni	830	-
9Х2	0,89	0,32	0,30	2,00	-	-	0,13 Ni	860	-
9Х2	0,97	0,32	0,28	1,85	-	-	-	980	-
6Х12	0,55	0,27	0,47	13,90	-	-	0,37 Ni	1150	-
6Х12	0,55	0,27	0,47	13,90	-	-	0,37 Ni	1050	-
X12	2,08	0,28	0,39	11,48	0,02	0,04	0,31 Ni; 0,15 Cu	970	8/9
Х12	2,08	0,28	0,39	11,48	0,02	0,04	0,31 Ni; 0,15 Cu	1050	6/7

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Другие элементы	t _{нр} , °C	Балл по зерну
9X12T	0,94	0,23	1,14	12,45	—	—	0,15 Cu	1150	—
8XΦ	0,83	0,26	0,40	0,63	0,01	0,17	0,26 Ni	850	—
9XΦ	0,86	0,34	0,36	1,62	—	0,17	0,25 Ni	900	12
9XΦ	0,87	—	—	1,63	—	0,18	0,58 Ni	950	—
XB4	0,82	—	—	1,39	—	—	3,23 W	950	—
XΦ	1,42	0,37	0,61	1,37	—	0,18	—	860	7/8
XΦ	1,42	0,37	0,61	1,37	—	0,18	—	950	6
XBГ	0,90	0,30	0,90	0,99	—	—	1,40 W	850	—
XBГ	1,03	0,28	0,97	1,05	0,03	—	1,15 W	815	7
XBГ	1,03	0,28	0,97	1,05	0,03	—	1,15 W	890	4
X12B	2,19	0,26	0,32	11,75	0,12	0,08	0,84 W	970	8/9
XB12	2,19	0,26	0,32	11,75	0,12	0,08	0,84 W	1050	6/7
X12MB	1,78	0,25	0,27	11,70	0,61	0,09	0,35 Ni; 0,63 W	950	12
X12MΦ	1,56	0,20	0,37	12,46	0,54	0,65	0,28 W	1000	11
X12MΦ	2,25	—	—	11,50	0,80	0,20	—	980	—

Быстрорежущие стали

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Другие элементы	t _{нр} , °C	Балл по зерну
P9K4	1,06	—	—	4,43	0,44	10,32	2,32	3,92 Co	1210	—
P12	0,87	0,27	0,32	3,99	0,80	11,91	2,52	0,11 Ni	1210	9/11
P12	0,87	0,27	0,32	3,99	0,80	11,91	2,52	0,11 Ni	1270	8/10
P18	0,81	0,15	0,33	3,77	0,44	18,25	1,07	0,12 Ni	1230	8/11
P18	0,81	0,15	0,33	3,77	0,44	18,25	1,07	0,12 Ni	1290	8/10

P18	0,75	—	—	—	4,25	0,20	17,67	1,45	—	1270	—
P6M3	0,93	—	—	—	4,05	3,64	6,78	2,18	—	1230	—
P6M5	0,85	0,30	0,31	—	4,15	4,79	6,34	2,01	0,18 Ni	1250	8710
P6M5	0,81	0,26	0,24	—	4,10	4,69	5,95	1,64	—	1256	—
P6M5Ф3	0,92	0,35	0,31	—	4,10	4,90	6,20	1,88	—	1240	—
P6M5K5	0,90	0,22	0,34	—	4,29	5,00	6,60	2,00	5,12 Co	1230	—
P9K10	1,30	0,22	0,30	—	4,13	3,58	9,70	3,07	9,90 Co	1190	—
P18K5	0,80	0,23	0,30	—	4,34	0,78	17,89	1,52	4,52 Co	1250	—
P18K5	0,80	0,23	0,30	—	4,34	0,78	17,89	1,52	4,52 Co	1310	—
P18K5Ф2	0,90	—	—	—	4,50	1,00	18,0	2,00	5,00 Co	—	—
P2M10K8	1,13	0,50	0,51	—	4,02	8,80	1,80	1,24	7,90 Co	1170	—

5.5. СПЛАВЫ ТИТАНА

Сплав	Al	Mo	V	Cr	Fe	Zr	Sn	Другие элементы	O	C	H	N	t _{HP} °C
TiCr4,5	—	—	—	—	0,18	—	—	0,07 Si; 6,5 Mn	—	0,05	0,005	0,043	900
TiM6	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	900
TiV13	—	—	12,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	975
TiV20	—	—	20,16	—	—	—	—	—	0,06	0,02	0,012	0,03	975
TiV24	—	—	24,0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	975
TiM62	—	2,27	—	—	0,04	—	—	—	0,224	0,03	< 10 ⁻⁴	0,007	900
TiM64	—	4,22	—	—	0,06	—	—	—	0,26	0,01	< 10 ⁻⁴	0,004	900
TiM68	—	8,57	—	—	0,08	—	—	—	0,192	0,02	< 10 ⁻⁴	0,026	900
TiAl3V2,5	3,1	—	2,4	—	0,064	—	—	—	0,079	0,006	0,004	0,007	970
TiAl8Mo1V1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
TiAl6V4	5,8	—	4,19	—	0,08	—	—	—	0,20	0,03	0,013	0,033	1000
TiAl6V4	6,3	—	4,2	—	0,32	—	—	0,05 Si	—	—	—	—	1025
(BT6)	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	900

ТИА16,5Мn02,5Cr (BT3-1)	6,4 2,7	-	1,6	0,37	-	-	-	0,26 Si	-	-	-	900
ТИА16,5Мn02,5Cr (BT3-1)	6,4 2,7	-	1,6	0,37	-	-	-	0,26 Si	-	-	-	860
ТИА17,5Мn02,5Cr2 (BT3-1)	7,5 2,5	-	1,79	0,38	-	-	-	0,15 Si	0,30	-	-	940
ТИА12,5Мn07	2,6 7,0	-	-	0,09	-	-	-	-	0,04	-	-	900
ТИА13Мn08	3,47 8,1	-	-	0,15	-	-	-	-	-	0,005	-	950
ТИА16Мn02V4CrFe (BT2)	6,3 2,6 4,3	-	1,2	0,74	-	-	-	0,25 Si	-	-	-	940
ТИА16Мn02V4CrFe (BT2)	6,3 2,6 4,3	-	1,2	0,74	-	-	-	0,25 Si	-	-	-	840
ТИА16Мn02V4CrFe (BT2)	6,3 2,6 4,3	-	1,2	0,74	-	-	-	0,25 Si	-	-	-	780
ТИА15Мn02V5CrFe (BT2)	5,2 1,67 4,7	-	0,9	1,0	-	-	-	0,08 Si	0,1	0,07	0,03	1200
ТИА15Мn04Cr02Zn02 4,8 4,0	-	-	4,0	0,04	1,9	1,8	-	-	0,114	0,02	0,009	930
ТИА12,5V15	2,75 -	15,01	-	-	-	-	-	-	0,06	0,02	0,012	975
ТИА13V16	3,3 -	15,5	-	0,151	-	-	-	-	-	-	0,023	950*
ТИА16Мn05V5CrFe	3,9 5,0 5,2	1,4	1,4	1,6	-	-	-	-	-	-	-	900

* Отличная температура закалки из β-области.

Продолжение табл.

V	Cr	Fe	Zr	Sa	Другие элементы	O	C	H	N	t _Н , °C
5,0	1,5	0,9	—	—	0,06 Si	0,09	0,09	0,015	0,02	1200
4,5	1,27	1,4	—	—	0,11 Si	—	0,01	—	0,011	920*
9,70	—	2,08	—	—	—	0,113	0,016	0,004	0,016	860
—	—	—	6,0	4,5	—	—	—	—	—	770*
—	—	0,01	6,3	4,7	—	0,13	—	0,008	—	850
9,65	—	—	—	—	3,84 Mn	—	—	—	—	900
8,3	5,8	0,06	3,9	—	0,12 Si	0,105	0,02	—	0,011	927*
—	—	0,031	5,08	—	—	0,097	0,005	0,009	0,003	850*
8,9	1,2	1,1	—	—	0,07 Si	0,09	0,05	0,12	0,03	1200
13,6	10,5	—	—	—	—	—	0,03	0,009	0,02	788

Салки из β-области.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams: ASM. Metals Park (O). 1977. 422 p.
2. Atkins M. Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels. Rotherhan (Yorkshire): BSC, 1977. 260 p.
3. Cias W. Austenite Transformation Kinetics of Ferrous Alloys. Greenwich: Climax Molybdenum Company, 1979. 83 p.
4. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник термиста. 2-е изд. перераб. и доп. М.: Металлургия, 1965. 495 с.
5. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. T. I. Wever F., Rose A. S. 76. T. II. Rose A., Peter W., Straßburg W., Rademacher L. Düsseldorf: Berichtigter Nachdruck. 1961. 257 Bl.
6. Романов П.В., Радченко В.П. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении стали: Атлас термохимических диаграмм. Новосибирск: Изд-во Сиб. отд. АН СССР, 1960. 230 с.
7. Delbart G., Constant A. Courbes de transformation des aciers de fabrication française. Saint-Germain en Laye: Institut de Recherches de la siderurgie (IRSID), 1956. 140 p.
8. Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B. S. Eng. Steels. London: (Spec. Rep. Iron Steel Inst., № 40). 1 ed. 1949; 3 ed. № 56.
9. Садовский В.Д. Превращения переохлажденного аустенита. Атлас диаграмм. Свердловск: Metallurgizdat, 1947. 56 с.
10. Садовский В.Д., Попов А.А. Металловедение и термическая обработка: Справочник. В 2-х т. / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. Т. 1. М.: Metallurgizdat, 1961. С. 616 — 669.
11. Fernandes F., Denis S., Simon A. / Bull. Cercle Etud metruх, 1985, V. 15. № 10. P. 14/1 — 14/12.
12. Falkenmayer K. // Z. für Wirtschaftliche Fertigung. 1980. Bd 75. № 5. S. 235 — 239.
13. Peter W., Finkler Völklingen // Arch. Eisenhüttenwesen. 1974. Bd 45. № 8. S. 533 — 540.
14. Колосова Э.Л., Сырейщикова В.И., Гольдштейн М.И. и др. // ФММ, 1974. Т. 38, вып. 2. С. 436 — 437.
15. Ruth P., Schabel E., Schwaab P., Huckingen D. // Arch. Eisenhüttenwesen, 1980. Bd 51. № 8. S. 355 — 360.
16. Колосова Э.Л., Гольдштейн М.И., Суслопаров Г.Д. Технология производства черных металлов: Науч. тр. / УНИИчермет. Свердловск, 1971. С. 218 — 226.
17. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Metallургия, 1985. 408 с.
18. Honeycombe R.W.K. // Met. Trans. 1976. A 7, № 7. P. 915 — 936.
19. Davenport E.S. // Trans. ASM. 1939. V. 27. P. 837.
20. Степанов Е.З., Заевьялов А.С. // МитОМ, 1981. № 7. С. 32 — 33.
21. Meunet G. // Rev. Metallurgie. 1954. V. 51. P. 365.
22. Krainer H., Kroneis M., Gatteringer R. // Arch. Eisenhüttenw. 1955. H. 26. S. 131.
23. Романов П.В. // Материалы научно-технической конференции по проблемам закалки в горячих средах и промежуточному превращению. Ярославль: НТО Машпром, 1957. С. 102.
24. Коган Л.И., Клейнер Л.М., Энтин Р.И. // ФММ. 1976. Т. 41. № 1. С. 118 — 124.
25. Chance J., Ridley N. // Met. Trans. 1981. A. 12. № 7. P. 1205 — 1213.
26. Ланская К.А. Высокохромистые жаропрочные стали. М.: Metallургия, 1976. 216 с.
27. Ruth P., Schabel E., Schwaab P., Huckingen D. // Arch. Eisenhüttenw. 1981. Bd 52, № 2. S. 65 — 70.
28. Большаков В.И., Стародубов К.Ф., Тылкин М.А. Термическая обработка строительных сталей повышенной прочности. М.: Metallургия, 1977. 200 с.
29. Ланская К.А., Басаргин О.В., Рахштадт А.Г. // МитОМ, 1983. № 1. С. 3 — 6.
30. Hultgren A. // Rev. Metallurgie. 1953. V. 50. P. 737/60; 847/67.

31. *Cadek J.* // *Hutn. listy.* 1956. Cis. 11. S. 409.
32. *Cadek J.* // *Hutn. listy.* 1955. Cis. 10. S. 587.
33. *Радченко В.П., Куприй С.Ф.* // *Изв. вузов. Черная металлургия.* 1975. № 4. С. 127 — 129.
34. *Malik Hussein I.* // *Arch. Eisenhüttenw.* 1976. Bd 47. № 7. S. 453 — 454.
35. *Sobotka J., Tomasova M., Bardnova B.* // *Hutn. listy.* 1979. Cis. 11. S. 798 — 804.
36. *Гудремон Э.* Специальные стали. В 2-х т. Т. 2: Пер. с нем. / Под ред. А.С. Займовского и М.Л. Бернштейна. М.: Металлургиядат, 1960. С. 957; 1638.
37. *Rose A., Peter W.* // *Stahl und Eisen.* 1952. Bd 72, H. 18. S. 1063.
38. *Казарновский Д.С., Ревущая Т.М.* // *Изв. АН СССР. ОТН.* 1959. № 6. С. 83.
39. *Харченко В.А., Когухов А.Ф.* Проблемы производства черных металлов: Науч. тр. / Донецкий политехнический институт. Киев: Техніка, 1974. С. 155 — 160.
40. *Теран Ю.Н., Яценко А.И., Репина Н.И., Симоненко О.А.* / *МИТОМ* 1979. № 3. С. 60 — 62.
41. *Lübsch J.F., Wen-Pin Chuang., Murphy W.J.* // *Trans. ASM.* 1950. V. 42. P. 121.
42. *Хлестков В.М., Фролова З.В., Энгин Р.П.* // *Изв. вузов. Черная металлургия,* 1984. № 2. С. 67 — 71.
43. *Хлестков В.М., Дорошко Г.К., Подевайский М.С., Плеханов Г.П.* // *Изв. АН СССР. Металлы.* 1980. № 5. С. 108 — 115.
44. *Эюин В.И.* // *Тр. Уральского филиала АН СССР.* 1941. М.: Металлургиядат. 1941. Вып. 10. С. 109.
45. *Панкратова Л.С., Эстрин Э.И.* // *Проблемы металловедения и физики металлов: Тематический отраслевой сборник / ММ СССР.* М.: Металлургия, 1972. № 1. С. 25 — 27.
46. *Счастливцев В.М., Садовский В.Д., Морозов О.П. и др.* // *ФММ.* 1981. Т. 51. Вып. 5. С. 991 — 1001.
47. *Шкляр Р.Ш., Попов А.А.* Проблемы металловедения и термической обработки. Свердловск: Машигиз, 1956. С. 157.
48. *Jayuya Ohmori* // *Trans. Iron. Steel Inst. Japan.* 1971. V. 11, № 5. P. 339 — 348.
49. *Mikulec Z., Gottwaldowa J., Lhotakowa M. a. o.* // *Hutn. listy,* 1979. Cis. 2. S. 110 — 114.
50. *Стародубов К.Ф., Узлов И.Г., Савенков В.Я. и др.* Термическое упрочнение проката / М.: Металлургия, 1970. 368 с.
51. *Hertel J., Günter R., Hamborn D.* // *Arch. Eisenhüttenw.* 1977. Bd 48, № 6. S. 329 — 334.
52. *Матросов Ю.И., Филимонов В.Н., Голованенко С.С.* // *Изв. вузов. Черная металлургия.* 1981, № 7. С. 99 — 103.
53. *Долженков И.Б., Гончаренко Т.Ю., Клименко А.П.* // *Изв. вузов. Черная металлургия.* 1985, № 11. С. 140.
54. *Mazur W., Kukawski A., Przegalinski S.* // *Hutnik.* 1979. Т. 46. № 3. Str. 119 — 135.
55. *Marschall C.W., Hehemann R.F., Trolano A.R.* // *Trans. ASM.* 1962. V. 55. P. 135 — 148.
56. *Eilender W., Mintrop P., Lutz W.* // *Stahl und Eisen.* 1952. Bd 72, H. 19. S. 1149.
57. *Mayer G.* // *Metal Treatment and Drop Forging.* 1956. V. 23, № 134. P. 451.
58. *Полушкин Н.А., Красотская С.Н., Дмитриева В.П. и др.* // *МИТОМ,* 1980. № 11. С. 46 — 48.
59. *Modin H., Modin S.* *Jernkont. ann. ARG.* 1958. V. 139. H. 8. S. 481 — 515.
60. *Поздняков Л.Г., Гензула А.Л., Парусов В.В.* / *Металлургия и коксохимия: Респ. межвед. научн.-техн. сб.* Киев: Техника, 1973. № 36. С. 132 — 136.
61. *Поздняков Л.Г., Евсюков М.Ф.* / *Повышение качества металлопроката путем термической и термомеханической обработки / Материалы II Всесоюзн. научно-техн. конференции.* Днепропетровск, 1985. С. 72.
62. *Плягирский М.Г., Кондратьев Е.Т.* // *МИТОМ.* 1963, № 12. С. 32.
63. *Dortal J.* // *Hutn. listy.* 1977. Cis. 10. S. 708 — 713.
64. *Varzes E., Bold T., Paduch J. a. o.* // *Hitnik,* 1981, 48. № 2. Str. 76 — 87.
65. *Бронфин Б.М., Гольдштейн М.И., Емельянов А.А., Шифман А.З.* // *ФММ.* 1985, Т. 59, вып. 1. С. 145 — 151.
66. *Kraiser H.* // *Arch. Eisenhüttenw.,* 1954. Bd 25. S. 251.
67. *Kraiser H., Kroneis M.* // *Arch. Eisenhüttenw.* 1951. Bd 22. H. 7/8. S. 231.
68. *Поздняков Л.Г., Сербин В.И., Евсюков М.Ф., Чехранов С.В.* // *МИТОМ.* 1981. № 7. С. 54 — 56.

69. Поздняков Л.Г., Бесюков М.Ф., Чехранов С.В. // *МетТом*. 1985. № 9. С. 32 — 34.
70. Bohusova O. // *Hutn. listy*. 1972. Cis. 10. S. 722 — 729.
71. Lis A., Lis J., Bochenek A., Jezlowski L. // *Hutnik*. 1980. Bd 47, № 8 — 9. Str. 329 — 335.
72. Rickett R.L., Gutton J.G., Bernhart C.B., Millikin J.R. // *Trans. ASM*. 1945. V. 35. P. 22 — 45.
73. Steven W., Mayer G. // *Iron and Steel*. 1954. V. 27. P. 317.
74. Поздняков Л.Г., Ганзуля А.П. // *Термическая обработка металлов*: Научн. тр. / МЧМ СССР. М.: *Металлургия*, 1979. № 3. С. 73 — 74.
75. Bühler H., Rose A., Buhles H.E. // *Arch. Eisenhüttenw.* 1963. № 1. S. 69.
76. Сталь с ванадием: Научн. тр. / УНИИЧермет. М.: *Черметинформация*, 1967. С. 13.
77. A Saint-Michel de Manrienne // *Traitement thermique: Special ATTT. Mars*, 1977, № 113. P. 81 — 94.
78. Бронфин Б.М., Гольдштейн М.И., Емельянов А.А. и др. // *Изв. АН СССР. Металлы*, 1985, № 6. С. 61 — 68.
79. Поздняков Л.Г., Ганзуля А.П. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1974. № 4. С. 33 — 35.
80. Бесюков М.Ф., Калмыков В.В., Позднякова Е.В., Гомчаренко Н.Ф. // *МетТом*. 1981. № 8. С. 57 — 59.
81. Скотников В.В. // *Материалы научно-техн. конференции по проблемам закалки в горячих средах и промежуточному превращению*. Ярославль: НТО Машпром, 1957. С. 52.
82. Коноплева Е.В., Эгин Р.И., Абрамов О.В. и др. // *Изв. АН СССР. Металлы*. 1986. № 1. С. 117 — 122.
83. Larcikova J., Vardolova V., Steuerova K. // *Hutn. listy*. 1971. Cis. 3. S. 193 — 198.
84. Козин Л.И., Эгин Р.И. // *МетТом*. 1962. № 1. С. 3.
85. Штейнберг М.М., Злакина А.С., Умова В.М., Молчанов И.П. // *Технология тяжелого машиностроения* // НИИтяжмаш Уралмашзавода. Свердловск. 1961. С. 47 — 51.
86. Amtareller S., Opel P. // *Stahl und Eisen*. 1955. Bd 75. S. 65.
87. Bühler H., Rapp H.A., Rose A. // *Arch. Eisenhüttenw.*, 1974. Bd 45. № 9. S. 635 — 644.
88. Bühler H. // *Arch. Eisenhüttenw.* 1974. Bd 45. № 10. S. 719 — 728.
89. Поздняков Л.Г., Ганзуля А.П. // *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сборник* / МЧМ СССР. М.: *Металлургия*, 1980. № 9. С. 72 — 73.
90. Luduga J., Mazurkiewicz M., Bialecki M. // *Hutnik*, 1981. T. 48, № 2. Str. 66 — 76.
91. Бейлинова Т.А., Зикеев В.Н., Ярошецкая В.Н. и др. // *МетТом*, 1983. № 4. С. 7 — 9.
92. Шукuroв Р.И. // *МетТом*. 1977. № 3. С. 13 — 16.
93. Stepien J., Wiedermann J., Tokarz A., Hoderu B. // *Hutnik*, 1985. T. 52, № 1. Str. 20 — 26.
94. Ланская К.А. Структура и свойства котельных сталей марок 12X1MФ, 12X2MФСР, 12X2MФБ (ЭИ531) и 14X14Н18В2БР (ЭИ695Р). М.: БТИ ОРГЭС, 1966. 153 с.
95. Ковалюк В.В., Верболов В.Д., Салыный С.И. *Термическая обработка металлов*. М.: *Металлургия*, 1974. вып. 3. С. 41 — 44.
96. Glyde E. // *Met. Trans*. 1976. V. 7A, № 11. P. 1800 — 1803.
97. Браун М.П., Винокур Б.В., Кондрашев А.И., Геллер А.Л. // *МетТом*. 1962, № 10. С. 3.
98. Гольдштейн М.И., Бронфин Б.М., Емельянов А.А. // *МетТом*. 1985. № 5. С. 108.
99. Ruth P., Ekkehard S., Paul S. // *Arch. Eisenhüttenw.*, 1981. Bd 52. № 1. S. 27 — 32.
100. Рнкс Т., Руртенский Я., Яковова А. // *Hutn. listy*. 1971. Cis. 1. Str. 51 — 58.
101. Смирнова А.П., Минц И.И., Штейнберг М.М. // *МетТом*, 1982. № 8. С. 52 — 53.
102. Gladis R., Rnks T., Sobotka J. // *Hutn. listy*. 1975. Cis. 12. S. 885 — 893.
103. Карестюк Ю.А., Сорочкин В.Г., Захаров Н.В., Кубачев В.В. // *Повышение эффективности процесса непрерывного литья стали*: Научн. тр. / МЧМ СССР. М.: *Металлургия*, 1983. С. 44 — 49.
104. Werner F.E., Eichelberger T.W., Henn E.K. // *Trans. ASM*. 1960. V. 52. P. 376.
105. Sobotka J., Foldyna V., Brzdil V. // *Hutn. listy*. 1975. Cis. 3. S. 196 — 200.
106. Юберов В.М. // *Труды научно-технического общества черной металлургии*. М.: *Металлургиздат*, 1954. Т. 1. С. 132.
107. Kunitake T. // *Sumitomo Metals*, 1960. V. 12, № 2. P. 497 — 511.
108. Невнов Л.П., Тананко И.А., Гевернек В.В. // *МетТом*. 1968, № 2. С. 6 — 9.

109. Рунов В.В., Рунова А.С., Семенов В.М. // *МирТОМ*. 1972. № 1. С. 55 – 56.
110. Dedek V. // *Hutn. listy*. 1973. Cis. 9. S. 642 – 651.
111. Брон Д.И., Груздов П.Я., Левитес И.И., Рахштадт А.Г. // *МирТОМ*, 1963. № 6. С. 10.
112. Cihal V., Kubelka J., Foldyna V., Jakobova A. // *Hutn. listy*, 1972. Cis. 1. S. 42 – 48.
113. Peter W., Matz W. // *Arch. Eisenhüttenw.*, 1957. Bd 28. H. 12. S. 807.
114. Neherenberg A.E., Lillys P. // *Trans. ASM*. 1954. V. 46. P. 1176.
115. Irwin K.J., Pickering F.B. // *Iron and Steel*, 1956. V. 29. P. 135.
116. Collette F., Crussard C., Kohn A. // *Rev. Metal.*, 1957. V. 54. P. 433.
117. Dedek V. // *Hutn. listy*. 1978. Cis. 10. S. 726 – 732.
118. Попов А.А., Сагарадзе В.С., Хорзов С.Е., Вострикова Е.Ф. Термическая обработка металлов: Научн. тр. / Уральский политехнич. институт. Свердловск: Metallurg-издат, 1954. № 46. С. 87.
119. Попов А.А., Гольдштейн М.И., Олесневич А. // *МирТОМ*, 1960, № 4. С. 32.
120. Corbett R.B., Succor J.A., Feduska A. // *Trans. ASM*. 1954. V. 46. P. 1599.
121. Ващило Т.П., Ярошевская В.Н. // *Металлургия и коксохимия: Респ. межведомств. научно-техн. сб.* Киев: Техника, 1973. № 36. С. 59 – 64.
122. Гуляев А.П. *Металловедение*. 5-е изд. М.: *Металлургия*, 1977. С. 382.
123. Гуляев А.П., Голованенко Ю.С., Зукеев В.Н. // *МирТОМ*. 1978. № 7. С. 60 – 67.
124. Frost P.D., Parris W.M., Hirsch L.L. a. o. // *Trans. ASM*. 1954. V. 46. P. 1056.
125. Тылкин М.А. *Справочник термиста ремонтной службы*. М.: *Металлургия*, 1981. 648 с.
126. Попов А.А., Назорнов Н.П. *Проблемы конструкционной стали*. М.-Л.: ЛОНИТОмаш, 1949. Кн. 12. 187 с.
127. Stewen W., Thorneyeroff D.R. // *J. Iron and Steel Inst.* 1957. V. 187. P. 15.
128. Баранов С.М., Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Каратушин С.И. // *ФММ*. 1972. Т. 33, вып. 1. С. 205 – 207.
129. Kulmburg A. // *Härtereit – Technische Mitteilungen (HTM)*, 1976. Bd 31, № 4. P. 195 – 200.
130. Prado J.M., Catalan J.J. // *Metalurgia y Electricidad*, 1980. T. 44, № 516. P. 35 – 39.
131. Розенштейн Б., Дрзеен Н. // Реф. в журнале *МирТОМ*, 1962. № 8. С. 31.
132. Сорокин В.Г., Карасюк Ю.А., Грубова С.П. и др. А.с. 956604 от 07.05.82 // *Б.И.* № 33.
133. Назорнов Н.П., Попов А.А., Тооборова Н.А., Юшанцева Т.Б. *Металловедение: Научн. тр. / ЦНИИТМАШ*. 1959. № 3. 260 с.
134. Dedek V. // *Hutn. listy*. 1973. Cis. 5. S. 339 – 345.
135. Krawiars J., Pasyna J., Paluszkiwicz T. // *Hutnik*. 1984. № 7 – 8. Str. 277 – 290.
136. Mazur A., Paluszkiwicz T. // *Hutnik*. 1984. T. 51. № 1. Str. 1 – 4 rys.
137. Mazur A., Paluszkiwicz T. // *Hutnik*. 1983. T. 50. № 2. Str. 3 – 4.
138. Колачев Б.А. *Физическое металловедение титана*. М.: *Металлургия*, 1976. 184 с.
139. Цейккер У. *Титан и его сплавы*. М.: *Металлургия*, 1979. 511 с.
140. Носов Г.И. *Фазовые превращения в сплавах титана*. М.: *Металлургия*, 1968. 181 с.
141. *Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Под ред. С.Г. Глазунова и Б.А. Калачева*. М.: *Металлургия*, 1980. 464 с.
142. Гордиенко А.И., Шипко А.А. Структурные и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве. Минск: Наука и техника, 1983. 335 с.
143. Полькин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. М.: *Металлургия*, 1984. 92 с.
144. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. *Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы*. М.: *Металлургия*, 1974. 368 с.
145. Казанович И.Н., Зверева Э.Ф., Дьяков М.А. и др. // *Технология легких сплавов*. 1981. № 4. С. 53 – 56.
146. Калачев Б.А. // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 1977. № 5. С. 102 – 111.
147. Лясоцкая В.С., Лясоцкий И.В., Мещерякова В.Н. и др. // *Изв. вузов. Цветная металлургия*. 1986. № 2. С. 86 – 93.
148. Лясоцкая В.С., Лясоцкий И.В., Мещеряков В.Н. и др. // *Технология легких сплавов*. 1984. № 11 – 12. С. 31 – 35.
149. DeLasaga D.J., Rostoker W. // *Acta Met.* 1953. V. 1. P. 674 – 678.

150. Frost P.D., Parris W.M., Hirsch L.L. // Trans. ASM. 1954. V. 46. P. 1056 – 1074.
151. Калачев Б.А., Вишняков Д.Я., Лясоцкая В.С. // МитОМ. 1967, № 2. С. 21 – 25.
152. Вильямс Дж. // Титан. Металловедение и технология: Сб. Т. 2. М.: ВИЛС, 1978. С. 513 – 525.
153. Нозилов И.И., Полькин И.С., Каспарова О.В. // Изв. АН СССР. Металлы. 1968. № 6. С. 83 – 86.
154. Попов А.А. // Термическая обработка и физика металлов: Научн. тр. / Свердловск: УПИ, 1987. Вып. 10. С. 3 – 8.
155. Böhm H., Löhberg K. // Z. Metallkunde. 1958. V. 49. P. 173 – 178.
156. Попов А.А., Белоглазов В.А., Анисимова Л.И. и др. // Металлофизика. 1986. Т. 8. № 1. С. 81 – 85.
157. Paton N.E., Williams J.C. // Scr. Met. 1973. V. 7, № 6. P. 647 – 649.
158. Треногина Т.Л., Леринман Р.М. / Титан. Металловедение и технология: Сб. Т. 2. М.: ВИЛС. 1978. С. 621 – 628.
159. Bungardt K., Weigand H.H. // Dew. Techn. Berichte. 1962. Bd 2. P. 127 – 143.
160. Дьякова М.А., Бозачев И.И. // ФММ. 1960. Т. 10, вып. 6. С. 1102 – 1105.
161. Harmon E.L., Kozol J., Troiano A.R. // Trans. ASM. 1958. V. 50. P. 413 – 422.
162. Bungardt K., Rüdinger K. // Z. Metallkunde. 1961. Bd 52. H. 2. P. 120 – 135.
163. Anderson T. // Scand J. Metall. 1973. V. 2. P. 251 – 256.
164. Wu K.C. // Trans. ASM. Quarterly. 1968. V. 61. P. 621 – 625.
165. Zwickler U. // Z. Metallkunde. 1956. Bd 47. P. 535 – 548.
166. Weigand H.H. // Z. Metallkunde. 1963. Bd 54. P. 43 – 49.
167. Дьякова М.А., Потемкина Т.Г., Красильников Н.А. // ФММ. 1977. Т. 44, вып. 1. С. 141 – 145.
168. Hochied B., Klima R., Beauvais C., Papin M. // Met. Sci. Rev. Metall. 1970. V. 67, № 9. P. 583 – 590.
169. Дьякова М.А., Львов Е.А., Потемкина Т.Г. // МитОМ. 1982. № 2. С. 42 – 47.
170. Дьякова М.А., Потемкина Т.Г., Махнеев Е.С. // ФММ. 1978. Т. 45, вып. 2. С. 354 – 359.
171. Hourcade M.M., Hochied B., Beauvais C. // Mem. Sci. Rev. Metall. 1974. V. 71, № 2. P. 95 – 104.
172. Kessler H.D., Hansen M. // Trans. ASM. 1954. V. 46. P. 587 – 639.
173. Brene J., Schade W. / Titanium: Sci. and Techn., Munich, 1984. V. 3. Oberursel, 1985. P. 1487 – 1494.
174. Namyslo A., Gorecki T. // Trans. Jap. Inst. Met. 1984. V. 25, № 1. P. 23 – 30.
175. Becket J., Hochied B. / Titanium: Sci. and Techn., Munich, 1984. V. 3. Oberursel. 1985. P. 1613 – 1619.
176. Zwickler U. // Z. Metallkunde. 1962. Bd 53. P. 675 – 687.
177. Полькин И.С., Каспарова О.В., Коробов О.С. и др. // МитОМ, 1971. № 9. С. 47 – 48.
178. Toran J.R., Biederman R.R. / Titanium: Sci. and Techn. Kyoto. 1980. V. 1. N.-Y., 1980. P. 1491 – 1500.
179. Molinier R., Seraphin L., Tricot R. a. o. // Rev. met. (France). 1974. V. 71. № 1. P. 63 – 74.
180. Vial F., Hochied B., Beauvais C. a. o. // Met. Sci. Rev. Metall. 1975. V. 72. № 6. P. 505 – 520.
181. Бозачев И.И., Дьякова М.А. // ФММ. 1961. Т. 12, вып. 4. С. 607 – 612.
182. Headley T., Rock H.J. // Met. Trans. 1979. A. 10, № 7. P. 909 – 920.
183. Yotaro M., Kazuyoshi N., Yoshihira a. o. / Titanium: Sci. and Techn., Munich. 1984. V. 3. Oberursel. 1985. P. 1543 – 1550.
184. Tunner L.E. // Trans. ASM. 1961. V. 53. P. 407 – 410.

Сталь	Номер диаграммы	Сталь	Номер диаграммы
Fe	101	30H3	186
05кп	102	12H4	187, 188
08кп	103	13H5	189
10P	104	40H5	190, 191
10	105, 106	50H5	192
15	107	12H9	193, 194
20кп	108	20H2Д	195
20P	109, 110	12H2Д	196
35	111, 112	10MP	197
40	113—118	15M	198
50	119	15MP	199
55	120, 121	20M	200, 201
60Ц	122	35M	202
08Г	123	40M	203, 204
20Г	124—126	50M	205, 206
30Г	127, 128	35M1	207
50Г	129	45M2	208
10Г2	130	40M3	209
09Г2 с N	131	45M5	210
10Г2P	132	35B	211
15Г2Б	133	50B	212
20Г2	134—136, 138	45B3	213
20Г2P	137	45B5	214
30Г2	139	35Φ	215—217
35Г2	140, 141	50Φ	218
40Г2	142, 143	08Т	219—224
45Г2	144—146	35Д	225
50Г2	147	50Д	226
A12	148	30Д1 с N	227
A40Г	149, 150	50Д1	228, 229
04X	151	50Ю	230
15X	152	15ГС	231
20X	153, 154	17Г1С	232
30X	155, 157	17Г1С-У	233
35X	158—161	27ГС	234
40X	162, 163	35ГС	235—239
45X	164—167	08Г2С	240
07X2	168	10Г2С	241
35X2	169—172	15Г2С	242
45X2	173	25Г2СР	243
45X3	174	35Г2С	244
30H	175	40ГС2	245
50H	176	05Г2С2	246, 247
55H	177	40Г2С2	248
10H2	178	16ГΦP	249
40H2	179	09Г2ΦБ	250
12H3	180—183	12Г2ΦP	251
25H3	184, 185	16Г2AΦ	252

Сталь	Номер диаграммы	Сталь	Номер диаграммы
17Г2АФ	253, 254	20Н2М	358
35Г2Ф	255	40Н2М	359
40Г2Ф	256—259	40Н3М	360
18ХГ	260—264	30Г2СМ	361
20ХГ	265—268	45Г2СМ	362
50ХГ	269	15Г2СФР	363
35ХГ2	270, 271	17Г2СФ	364
50ХГ2	272	16ГНМ	365
20ГМ	273, 274	20ГНМ	366
30Г2М	275—277	20Г2НМ	367
35Г2М	278	20Г1НФ	368
40Г2М	279—281	20Г2НАФ	369
16ГН	282	20ГНД	370
40ГН	283	20ГНМД	371
16Г2Н2	284	05Г2МФ	372, 373
12ХС	285	08Г2МФБ	374
33ХС	286	14ХГС	375
38ХС	287, 288	20ХГСП	376
15ХФ	289, 290	30ХГС	377—379
30ХФ	291	38ХГС	380
40ХФ	292	45ХГС	381, 382
50ХФ	293—297	20ХГС2	383, 384
45Х2Ф	298, 299	30ХСМ	385
30Х3АФ	300	45ХСМ	386
30ХФ1	301	18ХГН	387—390
35ХВ	302	38ХГН	391
15ХАМ	303	38Х2ГН	392
15ХМ	304—306	18ХГТ	393
20ХМ	307—311	40ХГТ	394—396
30ХМ	312, 313, 513, 514	25ХГФ	397—400
35ХМ	314—318	08Х2Г2ФБ	401
40ХМ	319	40ХГМР	402
45ХМ	320, 321	18Х3АМФ	403
50ХМ	322, 323	30Х3АМФ	404
60ХМ	324	38ХМЮ	405, 406
20ХН	325—327	38Х2МЮ	407—410
40ХН	328, 329	20ХНМ	411, 412
50ХН	330	20ХНМР	413
12ХН2	331	30ХНМ	414
20ХН2	332	35ХНМ	415
12ХН3	333—338	40ХНМ	416, 417
30ХН3	339	45ХНМР	418
12ХН4	340	08ХН2М	419
15Х2Н2	341—344	20ХН2МР	420
15Х2Н2	345, 346	35ХН2М	421, 550
12Х2Н4	347—350	12ХН3М	422—424
35Х2Н4	351	30ХН3М	425—427
40Х2Н4	352	34ХН3М	428, 429
15НМ	353—356	12ХН4М	430—432
20НМ	357	35ХН4М	433

Сталь	Номер диаграммы	Сталь	Номер диаграммы	Сталь
35X2HM	434—436	12X2M1	516	719
15X2H2M	437, 438	15X2M	517, 518	720
20X2H2M	439—442	15X2M1	519	721
30X2H2M	443—446	12X3AM1	520, 521	722
38X2H2M	447, 448	25X3M	522	723
12X2H4M	449—452	12X1MΦ	523, 524	724
35X2H4M	453—455	12X1M1Φ	525	725
20X3HM	456	15X1M1Φ	526—528	726
25X3HM	457	20X1AM1Φ	529	727
40X2H5C	458	24XM1Φ	530	728
15XCHД	459	30XM1Φ	531	729
35XH1B	460	40XMΦ	532	730
18X2H4B	461	12X2MΦБ	533	731
20X2H2Φ	462	25X2MΦ	534, 535	732
12XГHM	463	20X3MΦ	536	733
16XГHMB	464	25X3AMΦ	537	734
20XГHM	465—469	40X3MΦ	538	735
23XГHM	470, 471	25X5MΦ	539	736
25XГHM	472	15XMΦ1TP	540	737
38XГHM	473, 474	18XHМΦ	541	738
45XГHM	475	20X1HM1Φ	542	739
45XГHMP	476	30XHМ1Φ	543	740
50XГHM	477	25XH3MΦ	544	741
60XГHM	478	16XГHMP	545	742
15XГH2M	479	16XГH2M	546	743
20XГH2M	480—483	20X3ГMBΦ	547	744
08XГ2HM	484	20X3ГMBΦP	548	745
15XГHMΦP	485	45XHМ1	549	746
25XГHMTБ	486	35XH2M	550	747
35XГMΦ	487, 488	40XH2M	551	748
15X2ГMΦ	489	35XH3M	552, 553	749
40X2ГMΦ	490	35X2H2M	554	750
30XГBT	491	35X2H3M	555, 556	751
30X2B4MΦ	492	18X2H4M	557	752
55X2MΦБ	493	30X3HM	558	753
20X3MBΦ	494, 495	40X2C2M	559	754
15X2HMΦ	496	35XГCM	560	755
25X2HBΦ	497	30X2ГMT	561	756
12X2MΦC	498	12ГH3MΦ	562	757
12X2MΦCP	499	65	563	758
20XГCM	500, 501	75	564, 565	759
40XГCHM	502, 503	50C	566	760
40XГC2H2MΦ	504	60C	567	761
20XГCMΦP	505	40C2	568	762
25ГC2H2M	506	55C2	569, 570	763
12MX	507, 508, 511	60C2	571, 572	764
12MX c V	509, 510	70C2	573, 574	765
12XM	512	50C4	575	766
30XM	513, 514	65Г	576	767
38XM	515	70Г	577	768

Сталь	Номер диаграммы	Сталь	Номер диаграммы
60ГР	578	5ХНМ	656—661
60ГМ	579	4ХН4М	662—665
60С2М	580	5ХНВ	666—668
55С2ГФ	581	5ХН4В	669, 670
55С2ГФп (с Са)	582	5ХНВС	671
70С2Х	583	4Х2В3	672
55ХГР	584, 585	3Х2В4	673, 674
60ХГ	586	3Х2В8	675—678
60ХГР	587	3Х3В9	679
50ХГФ	588—592	4ХВ2С	680, 681
55ХГФ	593—595	5ХВ2С	682, 683
55ХМФ	596	6ХВ2С	684
50ХГСМ	597	5ХВ2С	685
60ХГСФ	598, 599	5ХВ3Ф	686
65ХГСФ	600	5ХВ2С с V	687—691
15Х5М	601—603	3Х2В8 с Si	692
15Х5МС	604	4ХМФ	693—698
15Х8М2	605	4ХМФВ	699—702
12Х9М1	606	4Х5МФС	703, 704
12Х9М	607	ПХ6	705
12Х8М1ВФЕР	608	ПХ15Д	706
15Х9СМФ	609	ПХ15	707—712
18Х12АМНФ	610	ПХ15СТ	713—714
20Х12ВНМФ	611	9Г2	715
20Х12ВНАМФ	612	В3	716
08Х13	613, 614	9Ф	717, 718
12Х13	615	9Х	719
20Х13 с N	616	Х	720
20Х13	617	9Х2	721, 722
30Х13	618, 619	6Х12	723, 724
40Х13	620—623	Х12	725—727
20Х20 с N	624	9Х12Г	728
25Х25 с N	625	85ХФ	729
20Х17Н2	626	9ХФ	730, 731
110Г13	627—630	ХВ4	732
У7	631	ХФ	733—736
У7Г	632	ХВГ	737—741
У8	633—636	Х12В	742, 743
У9	637	Х12МВ	744
У10Г	638	Х12МФ	745, 746
У10	639, 640, 641	Р9 с Со	747
У12	642	Р12	748, 749
У13	643, 644	Р18	750—752
7Х3	645	Р6М3	753
4ХФ	646	Р6М5	754, 755
5СМ	647	Р6М5Ф3	756
6С2М	648	Р6М5К5	757
1М3	649	Р9К10	758
2М3	650	Р18К5	759, 760
2М3Н3	651	Р18К5Ф2	761
5ХГМ	652—654	Р2М10К8	762
5ХНТ	655		

Указатель сплавов титана

Сплав	Номер диаграммы
TiCr4,5	780
TiMn6	781
TiV13	782
TiV20	783
TiV24	784
TiMo2	785, 786
TiMo4	787, 788
TiMo8	789, 790
TiAl3V2,5	791, 792
TiAl8Mo1V1	793
TiAl6V4 (BT6)	794 — 797
TiAl6V4 (BT6c)	798
TiAl6,5Mo3 (BT8)	799, 800
TiAl7Cr3	801
TiAl6,5Mo3Zr2 (BT9)	802
TiAl6V6	803
TiAl6V6Sn2Zr6	804, 805
TiAl7Mo4	806
TiAl4Mo3V1 (BT14)	807
TiAl6Cr4	808
TiAl6Cr6	809
TiAl5Fe2,5	810
TiAl3Mo4Zr2SnCu	811, 812
TiAl3Cr5	813
TiAl6Mo6	814
TiAl6V6Sn2Cu1Fe1	815
1/2 TiAl6,5Mo2,5Cr (BT3-1)	816, 817
TiAl7,5Mo2,5Cr2	818
TiAl2,5Mo7	819
TiAl3Mo8	820
TiAl6Mo2V4CrFe (BT23)	821 — 824
TiAl5Mo4Cr4Zr2Sn2	825, 826
TiAl2,5V15	827
TiAl3V16	828
TiAl4Mo5V5CrFe	829
TiAl5Mo5V5CrFe (BT22)	830, 831
TiAl3V10Fe2	832
TiMo11,5Zr6Sn4,5	833, 834
TiAl3V10Mn4	835
TiAl3Mo4V8Cr6Zr4	836
TiAl3Mo15Zr5	837
TiAl3Mo9V9CrFe (BT32)	838
TiAl3V13Cr11	839

Справочное издание

Людмила Васильевна Попова
Артёмий Александрович Попов

**ДИАГРАММЫ ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В СТАЛЯХ И
БЕТА-РАСТВОРА В СПЛАВАХ ТИТАНА**

Справочник термиста

Редактор издательства Л.М. Гордон
Художественный редактор А.А. Якубенко
Технический редактор Л.С. Гладкова
Корректоры Л.М. Зинченко, В.С. Колгазова

ИБ № 3395

Подписано в печать 18.10.90

Формат бумаги 60 x 881/16

Бумага офсетная № 2

Печать офсетная

Усл. печ. л. 30,87

Усл. кр.-отт. 30,87

Уч.-изд. л. 27,35

Тираж 4460 экз.

Заказ № 774.

Цена 2 р. 80 к.

Изд. № 1655

Набрано в издательстве "Металлургия"
на компьютере "Типолайпер" оператором С.Н. Ставничук

Ордена Трудового Красного Знамени
издательство "Металлургия", 119857, ГСП, Москва, Г-34,
2-й Обыденский пер., д. 14

Московская типография № 8
при Государственном комитете СССР
по печати
101898, г. Москва, Центр, Хохловский пер., д. 7