

Н.Н. КАЧАНОВ

ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ



Scan by mynog

Н. Н. Качанов

Прокаливаемость стали

**Издание второе,
переработанное и дополненное**

Handwritten signature



Москва «Металлургия» 1978



ПРЕДИСЛОВИЕ

Создание прочных и надежных машин, агрегатов и сооружений, обладающих оптимальной массой и наибольшей долговечностью, — одна из важнейших задач, поставленных перед инженерно-техническими работниками различных отраслей машиностроения XXV съездом КПСС. Условием успешного решения этой задачи является научно обоснованная разработка составов конструкционных сталей и их рациональное назначение.

Рациональный выбор конструкционных сталей подразумевает обязательный учет всего комплекса технологических свойств сталей и особенно их прокаливаемости. Однако практика показывает, что прокаливаемость, являющуюся одним из важнейших технологических свойств стали, учитывают лишь в редких случаях. Между тем опыт отдельных заводов отечественного машиностроения (автомобильных, подшипниковых), а также зарубежный опыт свидетельствуют о том, что назначение стали в связи с ее прокаливаемостью позволяет получить значительный технико-экономический эффект. При этом не только снижается брак из-за термической обработки деталей и улучшаются показатели работы термического оборудования, но и существенно повышается качество и особенно надежность и долговечность машин, агрегатов и т. п. Увеличение долговечности приводит в свою очередь к снижению расходов на ремонт машин и агрегатов и, как следствие этого, к снижению эксплуатационных расходов.

Анализ литературных данных показывает, что, несмотря на то, что проблема прокаливаемости изучается давно, многие вопросы ее до конца не выяснены. В частности, оказалось, что весьма целесообразно проведение работ в области комплексного легирования, которое открывает широкие возможности для создания сталей, обладающих глубокой (и весьма глубокой) прокаливаемостью и не содержащих (или содержащих в малом количестве) дефицитных легирующих элементов, особенно никеля.

Накопленные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что некоторые представления, относящиеся к проблеме

прокаливаемости и основанные на результатах ранее проведенных работ, нуждаются в уточнении и пересмотре. К таким представлениям относятся, например, деление сталей по типу прокаливаемости, представление о соотношении глубины прокаливаемости литой и прокатанной неотожженных сталей, представление о влиянии дисперсности карбидной фазы на прокаливаемость высокоуглеродистой легированной стали и некоторые другие.

При ознакомлении с книгой читатель, несомненно, обратит внимание на то, что при доказательстве ряда положений автор оперирует главным образом данными, относящимися к подшипниковым и инструментальным сталям. Это объясняется тем, что в подшипниковой и инструментальных отраслях промышленности эта проблема за последние годы приобрела наибольшую остроту. В связи с этим в указанных отраслях промышленности за последние 10—15 лет выполнен большой объем научно-исследовательских работ по изучению прокаливаемости стали и факторов, оказывающих на нее влияние.

Работая над вторым изданием книги, автор стремился рассмотреть возможно более широкий круг вопросов, относящихся к проблеме прокаливаемости. С этой целью в книгу введены новые главы и разделы. Это гл. I «Физические основы прокаливаемости стали. Классификация сталей по прокаливаемости», пп. 2, 3, 7 и 9 гл. II, в которых рассмотрены влияние легирования комплексом элементов, колебаний химического состава, скорости кристаллизации стали при затвердевании и химической микронеоднородности твердого раствора на прокаливаемость стали соответственно, гл. III «Пути управления прокаливаемостью» и п. 5 гл. IV, в котором рассмотрен метод определения прокаливаемости путем моделирования реальных условий охлаждения крупных поковок.

При подборе материала и его расположении автор стремился сохранить более или менее обоснованную последовательность.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ. КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ ПО ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

1. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ

Под прокаливаемостью понимают способность стали воспринимать закалку на определенную глубину [1, 2]. Прокаливаемость стали определяется величиной верхней критической скорости закалки v_k и фактической скоростью охлаждения закаливаемого изделия.

Из понятия прокаливаемости следует, что процессы, ее определяющие, непосредственно связаны с явлениями, протекающими в твердом растворе до закалки и при закалке стали. Следовательно, прокаливаемость стали определяется устойчивостью переохлажденного аустенита. Устойчивость аустенита количественно характеризуется диаграммами изотермического распада переохлажденного аустенита (при постоянной температуре) и термокинетическими диаграммами (при непрерывном охлаждении). Величина прокаливаемости стали находится в определенной связи с расположением областей устойчивости переохлажденного аустенита на диаграммах распада (рис. 1).

В зависимости от состава стали диаграммы изотермического распада имеют одну или две температурные области минимальной устойчивости аустенита — в перлитной и промежуточной областях. Факторы, определяющие устойчивость переохлажденного аустенита в указанных областях, определяют и прокаливаемость стали.

Перлитное превращение протекает в верхней температурной области. Как и всякий кристаллизационный процесс, происходящий в твердом состоянии при переохлаждении, это превращение совершается путем зарождения центров превращения и последующего роста кристаллов новой фазы. Поэтому перлитное превращение определяется двумя параметрами: скоростью зарождения центров превращения с. з. ц. ($\text{мм}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$) и линейной скоростью роста кристаллов из этих центров л. с. р. ($\text{мм} \cdot \text{с}^{-1}$) [1].

Движущей силой перлитного превращения является стремление переохлажденного аустенита к состоянию с наименьшей энергией. Таким состоянием при переохлаждении в верхней температурной области (см. рис. 1) обладает перлит.

При температуре A_1 аустенит и перлит находятся в термодинамическом равновесии и этого превращения не происходит. Для того чтобы перлитное превращение началось, необходимо аустенит переохлаждать ниже A_1 .

Поскольку перлит — это смесь кристаллов феррита и цементита, ведущей фазой в процессе его образования может быть либо феррит, либо цементит. Большинство исследователей считают ведущей фазой цементит.

Таким образом, чтобы превращение переохлажденного аустенита в перлит началось и получило развитие, необходимо обеспечить условия, благоприятствующие не только образованию центров кристаллизации, но и последующему росту кристаллов цементита из этих центров.

Для того чтобы зародыши цементита были способны к росту, они должны иметь размеры, не меньшие некоторой величины, называемой критической. За-

родыши, размер которых меньше критического, термодинамически неустойчивы и потому растворяются в аустените¹.

Образование зародыша критического размера требует затраты значительной энергии (около $\frac{1}{3}$ поверхностной энергии). Энергия, необходимая для совершения работы образования зародыша цементита критического размера в замкнутой физико-химической системе, может возникнуть только вследствие флуктуации энергии.

Атомы в твердом теле постоянно совершают хаотические колебательные движения относительно центров равновесия. Поэтому в переохлажденном аустените постоянно образуются и исчезают группы атомов, кинетическая энергия которых превышает средний уровень энергии. Это превышение может оказаться достаточным для обеспечения энергетических затрат на работу образования критического зародыша цементита.

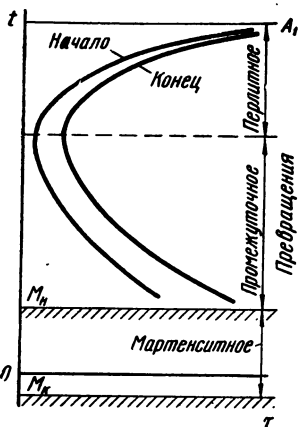
Указанное превышение энергии, возникающее в группах атомов, подчиняется закономерностям статистической физики. Оно называется флуктуацией энергии.

Поскольку цементит существенно отличается от аустенита по составу, для образования критического зародыша цементита необходимо появление в аустените объемов, имеющих состав, соответствующий составу цементита. Такие объемы могут появиться только вследствие флуктуации концентрации.

Таким образом, критическим зародышем цементита является объем, состоящий из группы атомов, возникший в переохлажденном аустените вследствие флуктуаций и имеющий размер не меньше критического; запас энергии не ниже определенного уровня; состав, соответствующий составу цементита.

Размер критического зародыша и (особенно) работа его образования уменьшаются с увеличением степени переохлаждения аустенита. Поэтому чем больше степень переохлаждения

Рис. 1. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита эвтектоидной стали (схема)



аустенита, тем меньшая по уровню энергии и объему необходима флуктуация, служащая зародышем цементита, и тем больше таких флуктуаций. Вследствие этого с увеличением степени переохлаждения аустенита возрастает число критических зародышей цементита, образующихся в единицу времени в единице объема. Иными словами, с. з. ц. зависит от степени переохлаждения аустенита. От степени переохлаждения зависит также и л. с. р.

Следовательно, устойчивость переохлажденного аустенита обусловлена степенью переохлаждения: по мере снижения температуры перлитного превращения устойчивость аустенита уменьшается. При температуре $\sim 550^\circ \text{C}$ переохлажденный аустенит эвтектоидной стали обладает наименьшей устойчивостью.

В качестве меры устойчивости аустенита принята продолжительность периода от начала изотермической выдержки при соответствующей температуре до появления фиксируемого с помощью соответствующей методики количества перлита. Началом превращения обычно считают момент, к которому образуется заданное количество перлита (например, 0,5; 1,0; 1,5%). Время от начала выдержки до начала превращения называют инкубационным периодом.

При температуре, соответствующей изгибу линий начала и конца превращения (см. рис. 1), инкубационный период имеет наименьшую продолжительность. При этой температуре превращение протекает с наибольшей скоростью.

¹ Это объясняется тем, что рост таких зародышей повлечет за собой увеличение энергии. Это термодинамически не выгодно.

Снижение устойчивости аустенита и повышение скорости его распада с увеличением степени переохлаждения определяются физическими процессами, протекающими при перлитном превращении.

Выше говорилось, что движущая сила перлитного превращения — стремление системы к состоянию с наименьшей свободной энергией. Однако при малом переохлаждении различие в уровнях свободной энергии аустенита и перлита незначительно, причем оно тем меньше, чем меньше степень переохлаждения. По этой причине превращение переохлажденного аустенита в перлит при небольшом переохлаждении сопровождается малым выигрышем в свободной энергии. Этот выигрыш тем меньше, чем меньше степень переохлаждения. Вследствие этого при небольших степенях переохлаждения в единице объема аустенита за единицу времени образуется незначительное число зародышей цементита критического размера, причем их тем меньше, чем меньше переохлаждение.

С увеличением степени переохлаждения различие в уровнях свободной энергии аустенита и перлита возрастает и поэтому растет также выигрыш в свободной энергии при перлитном превращении. По этой причине, как уже отмечалось выше, размер критического зародыша, уровень энергетической флуктуации и размер объемной флуктуации уменьшаются. Число критических зародышей, возникающих при этом в единице объема за единицу времени, а также л. с. р. кристаллов растут. В результате этого скорость перлитного превращения возрастает. Для обеспечения роста критических зародышей цементита необходимый постоянный подвод атомов углерода. Следовательно, диффузионное перераспределение углерода в перлитном превращении играет важную роль.

Механизм образования перлита может быть представлен с помощью схемы (рис. 2). На шлифе пластинчатый перлит, как известно, выглядит в виде чередующихся пластинок цементита и феррита. Поэтому на схеме рис. 2, а, б показан механизм роста пластинчатой структуры перлита. Зародыш цементита, образовавшийся на границе зерна аустенита, растет от границы вглубь зерна.

Рост цементитного кристалла сопровождается увеличением его длины и толщины. Утолщение цементитной пластины приводит к диффузии атомов углерода из объемов аустенита, расположенных по боковым сторонам пластины. Обеднение боковых объемов аустенита углеродом создает благоприятные условия для зарождения пластинок феррита путем $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Боковой рост пластины феррита сопровождается «отгеснением» в аустенит атомов углерода, что в свою очередь облегчает появление новых пластинок цементита. Многократное повторение этого процесса приводит к возникновению перлита. Многократное повторение этого процесса приводит к возникновению перлита. Образования перлита в виде чередующихся пластинок цементита и феррита (см. рис. 2, а, б) называются перлитными колониями. Перлитная колония может зародиться не только на границе зерна аустенита, но и на границе колонии перлита, т. е. развиваться по схеме 4, 5 (см. рис. 2, а). Размер перлитных колоний зависит от отношения л. с. р./с. з. ц. Поскольку с увеличением степени переохлаждения аустенита с. з. ц. возрастает быстрее, чем л. с. р., указанное отношение становится меньше. Поэтому перлитные колонии с увеличением переохлаждения уменьшаются.

Теоретический анализ процесса образования зародышей новой фазы в твердом состоянии и экспериментальные данные свидетельствуют о том, что в твердых

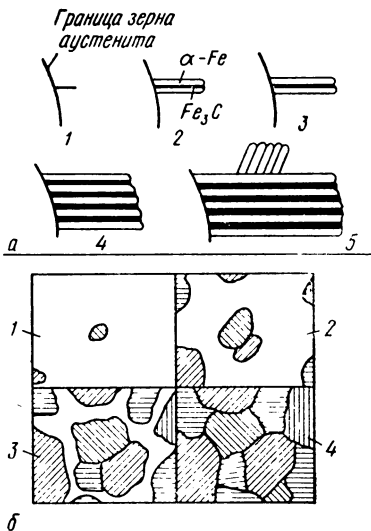


Рис. 2. Схемы зарождения и роста перлитных колоний (а) и последовательность образования перлита из аустенита (б); 1—5 — последовательность развития зерен перлита

растворах всегда имеются микрообъемы, в которых условия образования критических зародышей цементита более благоприятны, чем во всех остальных микрообъемах. К таким местам предпочтительного зарождения относятся: границы зерен, включения (неметаллические включения, избыточные карбиды и т. п.), дефекты кристаллического строения.

Зарождение критического зародыша цементита на границе зерен облегчено по следующим причинам. При образовании зародыша цементита исчезает некоторая часть исходной межзеренной границы, т. е. часть границы с более высоким уровнем энергии. Это сопровождается высвобождением свободной энергии, которая расходуется на совершение работы образования зародыша. Следовательно, энергетические затраты системы на образование критического зародыша цементита при возникновении его на границе зерен исходного аустенита меньше, чем при образовании зародыша внутри зерна.

Как следует из положений термодинамики, атомы углерода (образующие твердый раствор внедрения) должны обогащать межзеренную границу аустенита. Это экспериментально подтверждено. Поскольку межкристаллитные границы обогащены атомами углерода, следовательно, в межкристаллитных прослойках существуют более благоприятные условия для возникновения флуктуаций концентрации углерода, играющего, как отмечалось, важную роль в перлитном превращении.

Удельные объемы аустенита и цементита различаются. Поэтому зародыши цементита испытывают сопротивление упругой среды, на преодоление которого система должна затратить определенное количество энергии. Упругое сопротивление межкристаллитной границы меньше, чем упругое сопротивление зерен. Это объясняется тем, что приграничные зоны содержат значительно большее количество дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий). Это также способствует предпочтительному зарождению цементита на границах.

В переохлажденном аустените всегда присутствуют неметаллические включения (окислы, сульфиды, силикаты и др.). В ряде случаев содержатся также карбиды, нитриды и карбонитриды. Если поверхностная энергия на границе зародыша с включением меньше, чем на границе зародыша с аустенитом, то на такой границе возможно образование критического зародыша, и такое включение может явиться местом предпочтительного зарождения.

Неметаллические включения и аустенит имеют различные коэффициенты термического расширения. Поэтому при температуре изотермической выдержки в аустените (вокруг включений) возможно появление напряжений, величина которых может оказаться достаточной для создания дислокаций, могущих служить местами предпочтительного зарождения. Известно, что вокруг краевой дислокации кристаллическая решетка аустенита упруго деформирована. В зоне, расположенной ниже края неполной атомной плоскости (экстраплоскости), кристаллическая решетка растянута, а в зоне, в которой расположена экстраплоскость, — сжата. Из энергетических соображений следует, что атомам углерода, растворенным в аустените по принципу внедрения, выгоднее переместиться из объемов аустенита, где отсутствуют дислокации, в зоны, расположенные у дислокаций. При таком перемещении атомов углерода уровень свободной энергии системы снижается. Такое перемещение приводит к созданию скоплений атомов углерода у дислокаций, вследствие чего создаются более благоприятные условия для возникновения концентрационных флуктуаций и, следовательно, облегчаются условия для образования критических зародышей цементита. Преимущественное зарождение цементита на дислокациях обнаружено экспериментально.

Установлено, что скорость диффузии атомов углерода по дислокациям существенно выше, чем по зерну аустенита. Вследствие этого кристаллы цементита, зародившиеся на дислокациях, растут значительно быстрее, чем кристаллы, появившиеся в матрице. Следовательно, дислокации повышают как с. з. ц., так и л. с. р.

Одной из причин, тормозящих образование и рост зародыша цементита, является несоответствие кристаллических решеток цементита и аустенита.

Поскольку в зоне, расположенной ниже неполной атомной плоскости, кристаллическая решетка аустенита упруго растянута, несоответствие кристаллических решеток зародыша и аустенита может быть частично (или даже полностью)

скомпенсировано, что приведет к созданию более благоприятных условий для зарождения. Это обстоятельство также способствует тому, что дислокации являются местами преимущественного зарождения цемента.

Выше было рассмотрено перлитное превращение в эвтектондной стали. При изотермической выдержке в области температур $A_3 - A_1$ из аустенита доэвтектондной стали выделяется феррит (рис. 3, а), называемый избыточным. Вследствие этого аустенит обогащается углеродом. В области температур $A_1 - T_m$ протекает такой же процесс. По истечении периода, продолжительность которого тем меньше, чем больше степень переохлаждения, обогащенный углеродом аустенит превращается в перлит.

В области температур $A_{cm} - A_1$ из аустенита заэвтектондной стали выделяется избыточный цементит, вследствие чего аустенит обедняется углеродом (рис. 3, б). Этот процесс протекает и в переохлажденном аустените в области температур $A_1 - T_m$. По истечении некоторого времени, определяемого температурой изотермической выдержки, обедненный аустенит превращается в перлит. Кинетика и механизм перлитного превращения в до- и заэвтектондных сталях такие же, как и в эвтектондной. Легирующие элементы оказывают весьма существенное влияние на перлитное превращение. Это влияние проявляется в изменении формы диаграммы изотермического превращения и в положении линий начала и конца превращения. Такие элементы, как Ni, Si, Mn, Cu и Co, не изменяют вида диаграммы изотермического превращения, смещая положение линий диаграммы относительно оси ординат: либо снижая скорость изотермического превращения аустенита (Ni, Si, Mn и Cu), либо повышая ее (Co).

Диаграммы изотермического распада аустенита сталей, легированных указанными элементами, качественно подобны приведенной на рис. 1.

Карбидообразующие элементы Cr, Mo, W, V и некоторые другие снижают скорость изотермического превращения аустенита в интервале $A_1 - 500^\circ\text{C}$; в интервале $400 - 300^\circ\text{C}$ они ускоряют превращение. В области от 500 до 400°C сохраняется малая скорость превращения. Таким образом, влияние Cr, Mo, W, V и других элементов на кинетику распада аустенита проявляется в том, что на диаграммах изотермического превращения наблюдаются две температурные области минимальной устойчивости аустенита.

Легирующие элементы оказывают сложное влияние на кинетику и механизм перлитного превращения. Многие детали механизма их влияния не ясны.

Для сопоставления влияния легирующих элементов на механизм перлитного превращения удобно легированные стали разделить условно на следующие три группы:

- 1) стали, легированные элементами, не образующими карбиды (в сталях);
- 2) стали, легированные элементами, не образующими карбидов, и элементами, образующими их;
- 3) стали, легированные элементами, образующими карбиды.

Рассмотрим кратко некоторые данные о влиянии легирующих элементов на перлитное превращение.

Стали первой группы. М. Е. Блантер [1] установил, что в сталях, содержащих 0,4% C; 3,97% Ni и 0,35% C; 3,16% Co, никель и кобальт не перераспределяются ни до наступления превращения, ни в процессе его. Аналогичные результаты были получены и Хультгреном на никелевой и кобальтовой сталях [1].

Таким образом, перераспределение никеля и кобальта в указанных случаях не является обязательным при перлитном превращении.

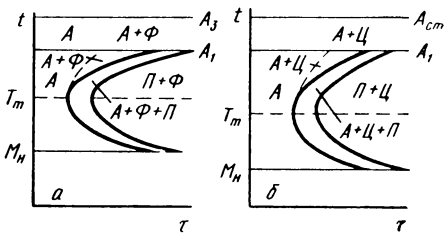


Рис. 3. Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита доэвтектондной (а) и заэвтектондной (б) сталей (схемы)

7
Стали второй группы. Хульгрен [см. 1] установил, что в стали с 0,50% C, 1,66% Si и 0,69% Mn перераспределение кремния и марганца не предшествовало перлитному превращению и, следовательно, оно не было обязательным.

Стали третьей группы. М. Е. Блантер [1] установил следующие изменения в сталях трех составов: 1) 1,54% C и 1,16% Cr; 2) 1,05% C и 8,72% Cr; 3) 0,43% C и 11,52% Cr. При изотермической выдержке перераспределение хрома, начавшись до перлитного превращения, протекало также и в процессе превращения. В стали состава 1 перераспределение хрома продолжалось и после окончания превращения.

Аналогичные данные получены Вефером и Кохом на стали, содержащей 0,45% C и 3,50% Cr [1].

Следовательно, в указанных сталях предварительное перераспределение хрома должно предшествовать перлитному превращению и потому оно обязательно.

Следовательно, в одних сталях перлитному превращению предшествует перераспределение легирующих элементов, в других нет.

Следует отметить, что приведенные выше экспериментальные данные о влиянии легирующих элементов на перлитное превращение не раскрывают всех особенностей этого влияния. В зависимости от концентрации легирующего элемента в стали и степени переохлаждения перлитное превращение может сопровождаться карбидным.

Все растворенные в аустените легирующие элементы (за исключением кобальта) тормозят перлитное превращение. Причины этого состоят в следующем.

Выше указывалось, что диффузионное перераспределение некоторых легирующих элементов — обязательное условие превращения. Поскольку диффузионная подвижность легирующих элементов чрезвычайно низка, это перераспределение протекает с очень малой скоростью и потому тормозит образование специальных карбидов и карбидов цементитного типа.

Некоторые легирующие элементы (Cr, Ni) тормозят полиморфное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, являющиеся необходимой частью перлитного превращения.

Такие элементы, как молибден и вольфрам, снижают скорость диффузии углерода в аустените. Следовательно, эти элементы, с одной стороны, тормозят перераспределение углерода, а с другой — замедляя его диффузионную подвижность, тормозят образование карбидной фазы.

Известно, что никель и кремний вызывают перемещение атомов углерода из объемов, в которых они присутствуют. Следовательно, присутствие этих элементов затрудняет перераспределение углерода и образование цементита, без чего невозможно перлитное превращение в таких сталях. Это служит одной из причин замедления перлитного превращения указанными элементами.

Мартенситное превращение играет особенно важную роль в технологии термической обработки сталей, определяя возможность улучшения свойств, практического решения задач, стоящих перед закалкой. Оно протекает в интервале температур. На рис. 1 этот интервал ограничен горизонталями M_n и M_k , которые соответствуют температурам начала и конца превращения. Положение интервала температур мартенситного превращения зависит от химического состава стали.

Мартенсит образуется путем полиморфного превращения аустенита, переохлажденного до температур, при которых диффузионный распад становится невозможным.

Содержание углерода в мартенсите такое же, как и в исходном аустените. Поскольку растворимость углерода в α -железе при комнатной температуре ничтожно мала, мартенсит представляет собой пересыщенный углеродом α -твердый раствор.

Углерод растворен в мартенсите по принципу внедрения. Поэтому чем больше углерода зафиксировано закалкой в мартенсите, тем больше тетрагональность его решетки.

Мартенсит метастабилен во всем диапазоне температур, расположенном ниже температуры M_n .

Как известно, структура углеродистых и легированных сталей, находящихся в равновесном состоянии при температурах ниже температуры эвтектоид-

ного превращения, состоит из двух фаз — феррита и цементита. Эти фазы в указанных условиях находятся в термодинамическом равновесии. Следовательно, система, которую они образуют, обладает наименьшим запасом свободной энергии. Аустенит, наоборот, имеет наибольший запас свободной энергии (при температуре ниже A_1).

Таким образом, по запасу свободной энергии мартенсит занимает некоторое промежуточное положение между аустенитом (переохлажденным) и ферритоцементитной смесью (рис. 4).

Как показали работы Г. В. Курдюмова, мартенситное превращение можно рассматривать как обычное фазовое превращение в однокомпонентной системе, усложненное некоторыми особенностями. Поэтому движущей силой мартенситного превращения является стремление системы (переохлажденного аустенита) к состоянию с наименьшей свободной энергией.

Однако, поскольку при мартенситном превращении диффузия невозможна, термодинамические условия, в которых протекает это превращение, таковы, что оно завершается образованием метастабильной фазы, обладающей более низким (но не наименьшим!) запасом свободной энергии (см. рис. 4).

Таким образом, если при перлитном превращении образуется система (феррит, цементит), находящаяся в устойчивом термодинамическом равновесии (т. е. стабильная система фаз), обладающая минимумом свободной энергии, то при мартенситном превращении образуется термодинамически неустойчивая (т. е. метастабильная) фаза, имеющая меньший по сравнению с аустенитом запас свободной энергии.

Мартенситное превращение, как и перлитное, реализуется путем образования зародыша и последующего его роста.

Существуют две группы гипотез зарождения кристаллов мартенсита: гипотеза гомогенного и гипотезы гетерогенного зарождения.

Согласно гипотезе гомогенного (самопроизвольного) зарождения критический зародыш мартенсита образуется в переохлажденном аустените вследствие флуктуационных процессов. Например, предполагается, что мартенсит зарождается в объемах аустенита, обедненных углеродом, появляющихся вследствие флуктуаций. Эта гипотеза отвергает какую бы то ни было роль в зародышеобразовании поверхностей раздела (границы зерен, межфазные границы) и дефектов кристаллического строения.

Большинство исследователей, изучающих мартенситные превращения, разделяют гипотезу гетерогенного зарождения. Однако Б. Я. Любов [6] на основе теоретического анализа термодинамики процесса зародышеобразования мартенсита пришел к выводу, что отклонение гипотезы гомогенного зарождения мартенсита недостаточно обосновано.

Гипотезы гетерогенного (несамопроизвольного) зарождения мартенсита базируются на положении о возможности образования зародышей мартенсита на готовых подложках (границы зерен, межфазные границы, поверхность нерастворившихся частиц) и на дефектах кристаллического строения (дислокации, дефекты упаковки).

Гипотезы гетерогенного зарождения, таким образом, исходят из наличия в переохлажденном аустените микрообъемов, характеризующихся особым строением. Эти микрообъемы служат зародышами мартенсита.

В последнее время достаточно интенсивно развиваются гипотезы, в которых решающая роль в образовании зародышей отводится дислокациям. Согласно одной из гипотез зародыши мартенсита образуются на особым образом расположенных в переохлажденном аустените дислокациях, которые играют роль «подзародышей» (по терминологии Б. Я. Любова).

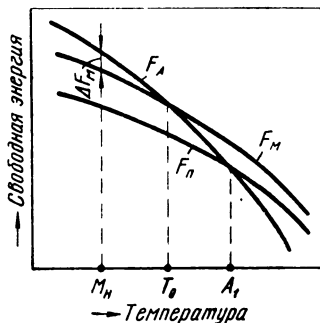


Рис. 4. Зависимость свободных энергий аустенита (F_A), мартенсита (F_M) и перлита (F_P) от температуры (схема)

Согласно другой гипотезе зародыши мартенсита возникают вследствие перегруппировки дислокаций и образования групп атомов, расположение которых облегчает образование критических зародышей.

Наконец, предложена еще одна гипотеза, связывающая зарождение мартенсита с дислокациями. Она базируется на следующем предположении. В аустените при достаточно высоких температурах возникают объемы с определенной группировкой дислокаций. Пока твердый раствор сохраняет температуру, превышающую M_n , эти объемы себя не проявляют, т. е. не являются активными. Но как только температура переохлажденного аустенита падает ниже M_n , указанные объемы становятся активными центрами превращения.

Все гипотезы гетерогенного зарождения мартенсита исходят из допущения, согласно которому в переохлажденном аустените появляются объемы, отличающиеся от него либо составом, либо строением.

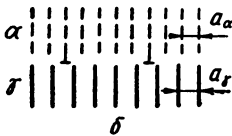
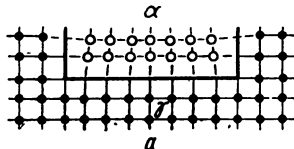


Рис. 5. Строение когерентной (а) и полукogerентной (б) граници между кристаллами аустенита γ и мартенсита α (схема)

вильных перемещений в одну и ту же сторону получается сдвиг [7]. При этом перемещение атомов совершается таким образом, что соседи любого атома в аустените остаются соседями того же атома в мартенсите. Следствие приведенной выше важнейшей особенности мартенситного превращения — когерентность решеток растущего кристалла мартенсита и аустенита (рис. 5). По мере роста кристалла мартенсита на когерентной границе накапливается несоответствие решеток (поскольку периоды решеток аустенита и мартенсита различаются), что приводит к росту упругой деформации. По достижении предела текучести энергия упругих напряжений вызывает разрыв когерентности, в результате чего рост мартенситного кристалла прекращается.

Кристаллы мартенсита растут с огромной скоростью (порядка 1 км/с) при любых температурах, в том числе и при температурах, близких к абсолютному нулю. Столь высокая скорость роста и независимость ее от температуры обусловлены указанными выше особенностями мартенситного превращения.

Исследования показали, что при росте мартенситного кристалла на его границе вследствие несоответствия кристаллических решеток фаз появляются дислокации, называемые структурными или дислокациями несоответствия. В результате этого межфазная граница из полностью когерентной (утолщенная линия на рис. 5, а) превращается в частично когерентную или полукogerентную (рис. 5, б).

Существуют два способа перемещения дислокаций — скольжение и переползание [109].

Скользящее движение дислокаций совершается без переноса массы и потому может осуществляться при минимальном воздействии когерентных напряжений. Поэтому мартенситный кристалл с полукogerентной границей растет с той же скоростью, что и кристалл с полностью когерентной границей. При этом образующиеся в процессе роста кристалла дислокации скользят вместе с его границей.

Движение путем переползания связано с переносом массы и потому совершается с малой скоростью.

Существенно важной особенностью мартенситного превращения в сталях является сохранение при превращении строго определенного ориентационного соответствия между решетками аустенита и мартенсита. Это соответствие экспериментально впервые было установлено в работах Г. В. Курдюмова. Было показано, что в углеродистых сталях (0,6—1,4% С) плоскость кристаллической решетки аустенита (111) параллельна плоскости (101) решетки мартенсита, а направление $[1\bar{1}0]$ решетки аустенита параллельно направлению $[11\bar{1}]$ решетки мартенсита. Это соответствие, называемое ориентационным соотношением Курдюмова—Закса, записывается в следующей форме: $(111)_A \parallel (101)_M$ и $[1\bar{1}0]_A \parallel [11\bar{1}]_M$.

Кристаллографическое соответствие вытекает из принципа структурного соответствия и объясняется следующим образом. Плоскость (111) решетки аустенита по своему атомному строению наиболее близка к плоскости (101) решетки мартенсита (обе они являются плоскостями плотнейшей упаковки). Направления $[1\bar{1}0]$ решетки аустенита и $[11\bar{1}]$ решетки мартенсита являются направлениями плотнейших упаковок решеток и, следовательно, близки между собой по атомному строению.

Ориентационные соотношения зависят от состава сплава. Так, в случае сплавов Fe — 22% Ni — 0,8% С справедливо соотношение Нишиямы: $(111)_A \parallel (101)_M$ и $[\bar{1}21]_A \parallel [10\bar{1}]_M$.

По данным работы [166], в углеродистых сталях 40 и 50 и умеренно легированных конструкционных сталях 12Х2Н4А, 18ХНВА, 37ХНЗА, 40ХН, 53ХНЗТ, 78ХНЗ плоскости $(111)_A$ практически параллельны плоскости $(101)_M$. Однако направление плоскости габитуса (т. е. плоскости, разделяющей мартенситные и аустенитные кристаллы) несколько иное: нормаль к плоскости габитуса близка к направлению $[557]_A$, которое отклоняется на 8° от направления $[111]_A$.

Кристаллографический анализ показал, что существуют 24 ориентации кристаллов аустенита и мартенсита, удовлетворяющие соотношению Курдюмова—Закса [31].

При закалке на плоской полированной (до обработки) поверхности стального образца всегда появляется рельеф, видимый невооруженным глазом. Изучение рельефа и анализ его связи с кристаллогеометрией мартенситного превращения показали, что плоскость габитуса макроскопически приблизительно инвариантна — она не искажается и не вращается в процессе превращения. Это объясняется тем, что упругие деформации, возникающие при превращении, минимальны.

Тип плоскости зависит от состава стали и, в частности, от содержания углерода и температуры образования мартенсита. Так, плоскостями габитуса являются в низкоуглеродистых сталях — плоскость (111) аустенита; в сталях с 0,5—1,4% С — плоскость (225) аустенита и в сплавах с 1,5—1,8% С — плоскость (259) аустенита. Изменение типа габитуса с изменением содержания углерода происходит плавно.

Таким образом, несмотря на то, что мартенситное превращение сопровождается изменением типа кристаллической решетки и деформацией элементарной ячейки, плоскость раздела фаз (габитусная плоскость) остается неизменной (инвариантной).

На рис. 6 схематически показаны виды деформаций, возможных при мартенситном превращении. На рис. 6, а изображен некоторый объем аустенита до превращения, а на рис. 6, б — тот же объем после превращения, сопровождавшегося изменением типа решетки. Видно, что все элементарные ячейки претерпели одинаковую (по форме и по величине) деформацию, называемую поэтому однородной. Однородная деформация на уровне элементарных ячеек (т. е. в микроскопическом масштабе), последовательно суммируясь, привела в итоге к макроскопическому изменению формы всего измененного объема.

На рис. 6, в показан тот же объем, но макроскопическое изменение в этом случае достигнуто в результате скольжения отдельных микрообъемов. И хотя граница макрообъема в данном случае содержит ряд микроступенек, образовав-

шихся при скольжении микрообъемов, в целом она сохранила тот же макроскопический наклон (указан пунктирными линиями), что и на рис. 6, б. Поскольку макрограница содержит микроступеньки, постольку габитусная плоскость мартенситного кристалла (пунктирными линиями условно изображены следы этих плоскостей на плоскости рисунка) приблизительно инвариантна макроскопически. Рис. 6, г иллюстрирует возможность сохранения формы исходного объема макроскопически неизменной при фазовом превращении (тип решетки на рис. 6, г отличается от исходного, а макроформа осталась неизменной). Это обусловлено сочетанием двух видов деформации — деформации путем скольжения

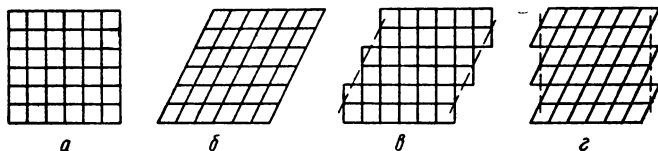


Рис. 6. Виды деформации при мартенситном превращении (схема) по Билби и Кристьяну

(что привело к появлению микроступенек) и двойникования (что привело к изменению типа решетки). Как и в предыдущем случае, пунктирными линиями показано положение макрограницы.

Следовательно, и в этом случае боковая поверхность габитуса новой фазы инвариантна только в макромасштабе.

Микроструктура мартенсита зависит от состава стали.

В закаленных низко- и среднеуглеродистых сталях, а также в большинстве конструкционных легированных сталей мартенсит имеет форму тонких, параллельно расположенных, вытянутых в одном направлении образований, напоминающих форму рек. За это сходство мартенсит и назван речечным (его также называют массивным, высокотемпературным или недвойникованным). Речечный мартенсит отличается сложной субструктурой, характеризующейся дислокационными сплетениями при высокой плотности дислокаций (порядка 10^{11} — 10^{12} см⁻²).

В закаленных высокоуглеродистых сталях кристаллы мартенсита имеют форму тонких линзообразных пластин. Мартенсит этого вида называют пластинчатым, а также игольчатым, низкотемпературным или двойникованным (игольчатую форму имеет сечение мартенситных пластин в поперечном направлении плоскости металлографического шлифа). Кристаллы пластинчатого мартенсита располагаются под некоторым углом друг к другу.

Кристаллы (пластины) мартенсита, образующиеся при закалке первыми, проходят через все аустенитное зерно, разделяя его на части. Через границу аустенитного зерна кристалл мартенсита пройти не может, что обусловлено механизмом его образования. Поэтому максимальный размер мартенситных кристаллов ограничен размером аустенитных зерен.

Кристаллы пластинчатого мартенсита, как и речечного, имеют сложное строение (субструктуру). Рассматривая пластины мартенсита в световой микроскоп, очень часто можно видеть тонкую линию, идущую приблизительно по их середине (в направлении длины) и имеющую более темную окраску. Эта линия, т. е. зона повышенной травимости¹, в действительности состоит из плотно расположенных параллельных двойниковых прослоек. По обе стороны от этой двойникованной зоны расположены зоны, содержащие дислокации, плотность которых достигает 10^9 — 10^{10} см⁻².

Таким образом, мартенситная пластина состоит из средней двойникованной зоны и боковых зон скольжения. Подобное строение мартенситной пластины

¹ Она называется также мидрибом, от английского слова *midrib*, полученного путем сокращения *middle ribbon* (средняя полоска).

послужило основанием для предложения гипотезы о двустадийном образовании кристалла мартенсита. В соответствии с этой гипотезой вначале образуется средняя часть пластины, при этом главную роль играет дополнительная деформация двойникованием (см. рис. 6, г), а затем боковые, когда двойникование сменяется дислокационным скольжением. Изменение механизма роста связано с тем, что пластина растет с огромной скоростью, и теплота превращения не успевает отводиться, вследствие чего температура на поверхности растущей пластины сильно повышается.

А. Л. Ройтбурд, исходя из результатов термодинамического анализа изменения соотношения поверхностной и объемной энергий в процессе роста мартенситной пластины, считает, что причиной смены механизма дополнительной деформации является изменение указанного соотношения. Пока толщина пластины мала, дополнительная деформация двойникованием энергетически выгоднее скольжения, так как проигрыш в объемной энергии перекрывается выигрышем в поверхностной энергии. Однако по мере увеличения толщины пластины растет протяженность дефектов упаковки, создаваемых двойнивающими дислокациями. Это приводит к более заметному повышению уровня объемной энергии по сравнению с поверхностной.

Начиная с некоторой толщины пластины, энергетическое соотношение поверхностной и объемной энергий становится таким, что дополнительная деформация путем скольжения полных дислокаций оказывается более выгодной, чем двойникованием. Это и приводит к смене механизма дополнительной деформации.

Протекающее в углеродистых и легированных конструкционных сталях¹ мартенситное превращение относится к так называемому атермическому превращению. Его характерные особенности:

плавное увеличение количества мартенсита при непрерывном охлаждении в мартенситной области, всегда завершается сохранением некоторого количества аустенита, называемого остаточным;

увеличение количества мартенсита с понижением температуры превращения идет за счет вновь образовавшихся кристаллов, а не за счет подрастания ранее образовавшихся;

кристаллы мартенсита растут с огромной скоростью (порядка 10^3 м/с), после практически мгновенного роста до некоторого конечного размера дальнейший рост кристалла прекращается;

прекращение охлаждения (т. е. изотермическая выдержка) вызывает остановку превращения, для его возобновления необходимо дальнейшее понижение температуры;

превращение носит автокаталитический характер: образование первых пластин мартенсита сопровождается появлением второй порции пластин, которые в свою очередь инициируют образование следующей их порции и т. д.

Прекращение превращения при изотермической выдержке и возобновление его при охлаждении до более низкой температуры предположительно объясняют следующим.

Поскольку мартенситное превращение развивается путем образования все новых и новых порций пластин, прекращение его можно рассматривать как свидетельство исчерпания активных (при данной температуре превращения) зародышей. Для возобновления превращения нужно активизировать новые зародыши, т. е. увеличить разность свободных энергий, для чего необходимо дополнительно охладить твердый раствор. Последовательное дополнительное охлаждение активизирует всякий раз новые группы зародышей, вызывая превращение в мартенсит дополнительных порций аустенита. Однако, как отмечено выше, при охлаждении аустенита до температуры, более низкой, чем M_K , некоторая часть его всегда остается непревращенной.

Промежуточное превращение протекает между температурными областями перлитного и мартенситного превращений (см. рис. 1). Это превращение называют также бейнитным и игольчато-трооститовым.

¹ Температура M_{II} этих сталей выше 100°C .

Максимальная температура, при которой на диаграмме изотермического распада впервые появляется бейнит, обозначается точкой B_n , а минимальная, ниже которой промежуточное превращение не протекает — точкой B_k .

Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита углеродистых сталей, а также конструкционных сталей, легированных никелем, кремнием или марганцем (или комплексом, состоящим из этих элементов), не имеют четкого разделения областей перлитного и промежуточного превращений, и поэтому они качественно подобны диаграмме, изображенной на рис. 1.

Введение в сталь карбидообразующих элементов приводит к полному или частичному разделению областей превращения. В случае полного разделения областей превращения между ними появляется район высокой устойчивости

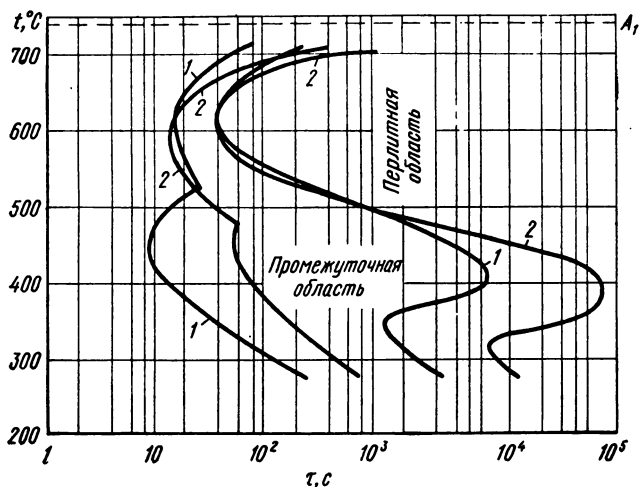


Рис. 7. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали ШХ15ГС (плавка 1 — прокаливаемость 14,0 мм; плавка 2 — прокаливаемость 18,5 мм). Цифры на кривых — номера плавок

переохлажденного аустенита, при выдержке в котором перлитный распад не наступает в течение весьма длительного времени, а для наступления промежуточного превращения степень переохлаждения еще недостаточна. Имеются стали, на диаграммах которых области перлитного и промежуточного превращений частично перекрываются. Примером могут служить диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита двух плавок стали марки ШХ15ГС (рис. 7).

В результате распада переохлажденного аустенита в промежуточной области образуется феррито-карбидная смесь, называемая игольчатым трооститом, или бейнитом. Бейнит, образующийся в верхней части температурного интервала промежуточной области, называется верхним, а бейнит, образующийся в нижней части, — нижним. Верхний бейнит имеет перистое строение и в некоторой степени напоминает перлит, а нижний — отличается достаточно четко выраженным игольчатым (мартенситоподобным) строением.

В сталях, у которых области перлитного и промежуточного превращений не обособлены (см. рис. 1), превращение (при изотермической выдержке в бейнитной области) начинается с образования бейнита, а затем при дальнейшей изотермической выдержке возникает перлит. В результате комбинаций двух типов превращения структура стали состоит из верхнего бейнита и тонкопластинчатого перлита. Доля перлита по мере понижения температуры превращения уменьшается и, начиная с некоторой температуры, расположенной ниже изгиба S-кривой, образуется только бейнит.

В сталях с частичным перекрытием областей превращения (см. рис. 7) превращение в верхней части области промежуточного превращения при изотермической выдержке также начинается с образования верхнего бейнита и заканчивается образованием тонкопластинчатого перлита.

Легирующие элементы оказывают влияние на устойчивость переохлажденного аустенита в промежуточной области, но это влияние не одинаково.

Так, никель, вводимый в конструкционную сталь в обычных количествах, повышает устойчивость аустенита и снижает температурный интервал промежуточного превращения.

Никель, кремний, марганец, молибден, вольфрам и ванадий повышают устойчивость аустенита в промежуточной области. Хром, марганец, молибден, вольфрам и ванадий, кроме того, сдвигают эту область в район более низких температур. При этом под действием молибдена, вольфрама и ванадия промежуточная область превращения обособляется от перлитной.

Углерод также оказывает влияние на промежуточное превращение. Так, увеличение содержания углерода от 0,08 до 1,28% в хромистой стали (3,0% Cr) сопровождается смещением области промежуточного превращения к более низким температурам и повышением устойчивости аустенита [1]. Увеличение содержания углерода от 0,18 до 0,89% в углеродистых сталях приводит к повышению температуры точки B_{II} от 375 до 450°С; увеличение содержания углерода до 1,44% вновь снижает температуру точки B_{II} до 400°С [1].

Положение промежуточной области по шкале температур, а также устойчивость аустенита в указанной области, по-видимому, зависят не только от химического состава, но и от технологии изготовления стали. К этому заключению можно прийти, сравнивая диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита двух плавок стали марки ШХ15СГ, приведенные на рис. 7. Отожженная по одному режиму сталь имела следующий состав, %: плавка 1 — 1,04 С; 1,10 Mn; 0,52 Si; 1,50 Cr; 0,16 Ni; плавка 2 — 0,99 С; 1,10 Mn; 0,49 Si; 1,53 Cr; 0,18 Ni. Величина зерна аустенита стали обеих плавок была равна 8—9 баллам стандартной шкалы. Температура аустенитизации и длительность выдержки при ней были одинаковыми. Однако, несмотря на то, что сталь обеих плавок была одинакового химического состава и находилась в одинаковом состоянии, диаграммы превращения этих плавок заметно различаются. Промежуточное превращение в стали плавки 1 начинается при более высокой температуре, а инкубационный период при температуре минимальной устойчивости имеет меньшую продолжительность. Это различие, по-видимому, объясняется различиями в технологии производства и переработки стали указанных плавок. Сталь была выплавлена на разных заводах, в печах разной емкости, слитки были также различного сечения, следовательно, степень обжатия стали была неодинаковой.

Установлено, что промежуточное превращение представляет собой совокупность следующих основных процессов: перераспределения углерода, выделения карбидной фазы и $\gamma \rightarrow \alpha$ -перестройки решетки.

Последовательность, в которой совершаются указанные процессы, по-видимому, определяется составом стали и температурой превращения.

Так, в высокоуглеродистых сталях 140СЗ, 140С и 140СЗМ при 450—300°С и в стали 140ХС при 300°С сначала происходит перераспределение углерода, затем протекает $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, после чего обогащенный углеродом аустенит распадается на феррито-карбидную смесь.

В стали же ХВГ при 300°С и в стали 140ХС при 370°С в начале распада выделяется карбидная фаза, что приводит к обеднению углеродом аустенита, который далее распадается на феррито-карбидную смесь. Наконец, в тех же сталях (ХВГ — при 300°С и 140ХС — при 370°С) происходит двухфазный распад аустенита на феррито-карбидную смесь без предварительного выделения α -фазы или карбида [164].

Следовательно, в процессе промежуточного превращения может быть и обогащение, и обеднение аустенита углеродом.

По своему характеру кинетические кривые промежуточного превращения подобны кинетическим кривым перлитного превращения (рис. 8). Общими признаками для них являются: наличие инкубационных периодов (отрезки $0-I$, $0-2$ и др. на осях времени), постепенное вначале увеличение объема распавшегося

аустенита, затем ускорение превращения и, наконец, последующее замедление и остановка. Однако, если при перлитном превращении аустенит распадается на феррито-карбидную смесь полностью (см. рис. 8, б), то при промежуточном превращении некоторая его часть остается непревращенной. Это обстоятельство существенно отличает промежуточное превращение от перлитного и придает ему сходство с мартенситным, для которого характерно наличие остаточного аустенита. Кроме того, как это обнаружено при мартенситном превращении, по мере снижения температуры промежуточного превращения количество остаточного аустенита уменьшается (см. рис. 8, а).

Продукты промежуточного превращения, как отмечено выше, представляют собой феррито-карбидную смесь, следовательно, их фазовый состав тождествен

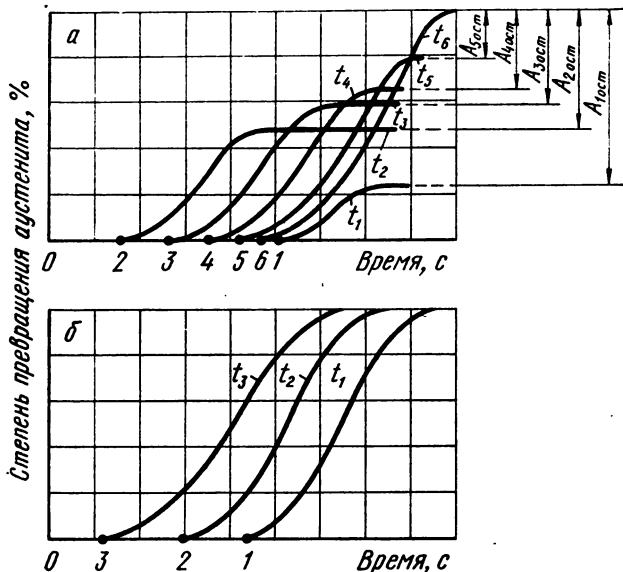


Рис. 8. Кинетические кривые изотермического превращения аустенита в промежуточной (а) и перлитной (б) областях (схемы)

фазовому составу перлита. Однако несмотря на то, что образованию феррито-карбидной смеси при промежуточном превращении предшествует диффузионное перераспределение углерода в аустените, образующийся при этом феррит является α -твердым раствором, пересыщенным углеродом, что определяется особенностями механизма его образования. Очевидно, что предварительное перераспределение углерода в аустените придает промежуточному превращению сходство с перлитным, а сохранение пересыщенности феррита углеродом — сходство с мартенситным превращением.

Кристаллы феррита при промежуточном превращении растут так, что между решетками исходной и образующейся фаз сохраняется когерентность и строго определенное ориентационное соответствие.

Так, при превращении углеродистой стали при температуре 250°C сохраняется ориентационное соответствие Курдюмова—Закса: $(111)_A \parallel (101)_F$ и $[1\bar{1}0]_A \parallel [11\bar{1}]_F$, а при промежуточном превращении аустенита углеродистой и марганцевой (1,0% С, 2,0% Мп) сталей при $350\text{—}450^\circ\text{C}$ (верхняя часть промежуточной области) — ориентационное соответствие Нишиямы: $(111)_A \parallel (110)_F$ и $[112]_A \parallel [011]_F$.

Таким образом, при образовании кристаллов феррита в процессе промежуточного превращения между решетками аустенита и α -твердого раствора сохра-

яется кристаллогеометрическое соответствие, свойственное и мартенситному превращению.

Рельеф, обнаруживаемый на полированной поверхности после закалки, является экспериментальным доказательством сдвигового характера промежуточного превращения.

Таким образом, важнейшая особенность промежуточного превращения — наличие признаков механизмов превращения, характерных и для перлитного, и для мартенситного превращений. Это свидетельствует о близости механизма и кинетики промежуточного превращения к механизму и кинетике перлитного и мартенситного превращений.

Известно, что минимальная температура рекристаллизации железа $\sim 450^\circ \text{C}$. Из анализа диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита следует, что температурная область промежуточного превращения расположена ниже минимальной температуры рекристаллизации железа. Поэтому диффузия атомов легирующих элементов, а также самодиффузия атомов железа при промежуточном превращении невозможны. Вследствие этого $\gamma \rightarrow \alpha$ -перестройка кристаллической решетки по диффузионному механизму при этом превращении также невозможна. Следовательно, перестройка решетки может идти только по сдвиговому (мартенситному) механизму путем направленного движения групп атомов с сохранением когерентности кристаллических решеток аустенита и феррита.

Сдвиговой (мартенситный) механизм превращения реализуется, по-видимому, следующим образом.

При температуре промежуточной области ($200\text{—}500^\circ \text{C}$) с заметной скоростью протекает диффузия углерода. Достаточно высокая диффузионная подвижность атомов углерода обеспечивает перераспределение его в аустените, в результате чего возникают объемы, обогащенные и обедненные этим элементом. Обеднение объемов углеродом идет до тех пор, пока состав аустенита не достигнет концентрации, для которой точка M_n окажется равной температуре превращения (т. е. температуре изотермической выдержки). Например, в углеродистых сталях, у которых температура M_n по мере уменьшения содержания углерода повышается, степень обеднения объемов аустенита углеродом тем больше, чем выше температура изотермического распада аустенита в промежуточной области.

По достижении необходимой степени обеднения углеродом в обедненных объемах начинается $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение по сдвиговому механизму. Однако это превращение протекает со значительно меньшей скоростью, чем собственно мартенситное, что обусловлено необходимостью диффузионного отвода углерода (для создания обедненных объемов). Следовательно, скорость $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения определяется скоростью диффузионного отвода атомов углерода. Поскольку феррит, образующийся по сдвиговому механизму, является, как отмечено выше, α -твердым раствором, пересыщенным углеродом, а температура превращения достаточно высока, сразу же после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения начинается выделение карбидной фазы из α -раствора, т. е. отпуск.

Карбидная фаза может также выделяться и из обогащенных углеродом объемов аустенита, возникающих при перераспределении углерода перед $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Образующиеся при этом обедненные объемы аустенита будут претерпевать $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение по сдвиговому механизму.

Выше отмечалось, что верхний бейнит имеет перистое строение, а нижний — игольчатое. Это различие в микроструктуре бейниту придают кристаллы феррита. Однако феррит в бейните может и не иметь игольчатой формы. Встречается бейнит зернистый и столбчатый. Если температура отпуска мартенсита совпадает с температурой промежуточного превращения, то микроструктура бейнита и отпущенного мартенсита имеет большое сходство, затрудняющее идентификацию бейнита. Характер расположения карбидных частиц в кристаллах верхнего и нижнего бейнита различен: в верхнем бейните карбидные частицы расположены между пластинами феррита, а в нижнем — только внутри пластин. Замечено, что карбидные частицы в углеродистых сталях имеют вид маленьких стержней, одинаково ориентированных в пределах одного первичного зерна аустенита. Однако в различных зернах ориентация частиц различна.

В низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных сталях феррит верхнего бейнита ($>500^\circ \text{C}$) имеет форму пластин, совершенно свободных от кар-

бидов. Структура бейнита, образующегося при температуре t ($500 > t > 400^\circ \text{C}$), представляет собой ферритные рейки, между которыми расположены слои цемента. При температуре, близкой к M_H (400°C), феррит также имеет форму реек, т. е. отличается от феррита нижнего бейнита высокоуглеродистых сталей, имеющего игольчатую форму [164]. Кристаллы феррита, входящего в состав бейнита кремнистой стали, могут иметь и округлую форму [163].

Таким образом, морфология бейнита зависит от состава сталей и температуры промежуточного превращения.

2. КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ ПО ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

В соответствии с температурными областями устойчивости переохлажденного аустенита (перлитная и бейнитная) конструкционные стали в настоящее время принято подразделять на две группы: стали, обладающие перлитной прокаливаемостью, и стали, обладающие бейнитной прокаливаемостью (рис. 9, а и б). Между тем прокаливаемость может лимитироваться устойчивостью аустенита также в перлитной и бейнитной областях одновременно (рис. 9, в).

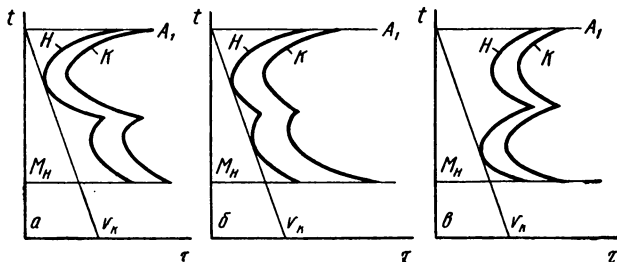


Рис. 9. Возможные положения минимумов устойчивости аустенита (схемы)

Следует отметить, что в данном случае рассматривается соотношение прокаливаемости и критической скорости закалки, обеспечивающее закалку, в результате которой получается 100% мартенсита¹.

Деление сталей по данному критерию можно назвать классификацией сталей по прокаливаемости на основе критерия «закалка на 100% мартенсита» (сокращенно обозначим — критерий «100% М»).

В соответствии с этим (см. рис. 9) по критерию «100% М» стали могут иметь прокаливаемость: перлитную (П); перлитно-бейнитную (ПБ); бейнитную (Б).

На возможность существования прокаливаемости, характеризуемой рис. 9, б, указывалось в работе [10], а в работе [9] приведены случаи, экспериментально подтверждающие это.

Кроме критерия «100% М», на практике в качестве критерия прокаливаемости широко используют критическое расстояние или критический диаметр. Под критическим расстоянием пони-

¹ Практически всегда имеющийся в закаленной стали остаточный аустенит нами не учитывается.



мают расстояние от поверхности закаленного изделия до полумартенситной зоны, под критическим диаметром d_k — диаметр стального цилиндра, в центре которого при закалке образуется полумартенситная структура.

В основу деления сталей по типам прокаливаемости может быть положено получение полумартенситной зоны при закалке (критерий «50% М»).

Используя оба критерия — «100% М» и «50% М», рассмотрим термокинетические диаграммы сталей типа 75С2Г, 45ХГМФ, 20Г, 40СГ, 30НЗ, У8, 60ХГСФ и 55СВФ, приведенные на рис. 10—17 [9]. На первых шести диаграммах нанесены графики, при охлаждении по которым полностью исключается распад в перлитной и бейнитной областях, т. е. обеспечивается закалка на 100% мартенсита, и график, при охлаждении по которому образуется 50% мартенсита и 50% продуктов распада.

Следовательно, разделяя указанные стали по типу прокаливаемости, используя первый график охлаждения, мы будем классифицировать их по критерию «100% М», а используя второй график — по критерию «50% М».

При охлаждении стали 75С2Г (см. рис. 10) со скоростью, меньшей, чем критическая скорость закалки (график охлаждения, обеспечивающий получение 100% М), будет протекать распад аустенита как в перлитной, так и в бейнитной областях. Следовательно, по критерию «100% М» сталь 75С2Г обладает перлитно-бейнитной (ПБ) прокаливаемостью. Такой же прокаливаемостью обладает эта сталь и при оценке по критерию «50% М». Из диаграммы также видно, что при охлаждении стали по графику 50% М образуется структура, состоящая в действительности из 50% мартенсита, а также из перлита и троостита, составляющих в сумме 50%.

Очевидно, что название «полумартенситная зона» в данном случае не будет соответствовать действительному составу структуры указанной зоны.

Анализируя подобным образом диаграммы и графики охлаждения по критерию «100% М», можно отметить, что стали 45ХГМФ (см. рис. 11), 20Г (см. рис. 12), 60ХГСФ (см. рис. 16) и 55ХСВ2Ф (см. рис. 17) обладают бейнитной прокаливаемостью (Б); стали 40СГ (см. рис. 13), 30НЗ (см. рис. 14) — феррито-бейнитной (ФБ), а сталь У8 (см. рис. 15) — перлитной прокаливаемостью (П).

Графики скоростей охлаждения, обеспечивающих закалку на полумартенситную структуру, на диаграммах сталей 20Г (см. рис. 12) и 40СГ (см. рис. 13) проходят через области образования феррита, перлита и бейнита. Следовательно, стали 20Г и 40СГ по критерию «50% М» обладают феррито-перлитно-бейнитной прокаливаемостью (ФПБ). Поэтому и в структуре полумартенситных зон указанных сталей вместо 50% троостита присутствуют феррит, перлит и игольчатый троостит, сумма которых равна 50%.

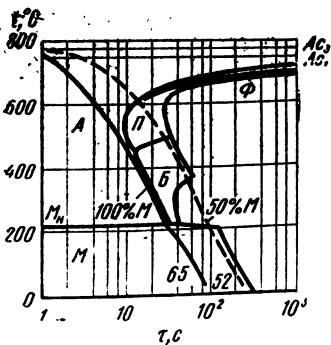


Рис. 10. Термокинетическая диаграмма стали 71Si7 (75C2Г). А, Ф, П, Б, М — зоны аустенита, феррита, перлита, бейнита и мартенсита соответственно. Числа 65 и 52 у окончаний графиков скорости охлаждения — твердость (HRC) продуктов, образующихся при охлаждении по соответствующим графикам (HRC 65 = 100% М; HRC 52 = 50% М). Состав стали: 0,73% С; 1,62% Si; 0,73% Mn

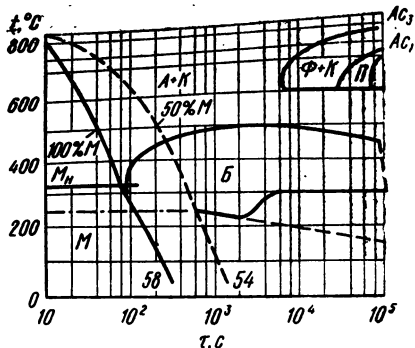


Рис. 11. Термокинетическая диаграмма стали 45CrMoV67 (45XГМФ). Состав стали: 0,43% С; 0,27% Si; 0,75% Mn; 1,31% Cr; 0,72% Mo; 0,23% V. Обозначения те же, что и на рис. 10

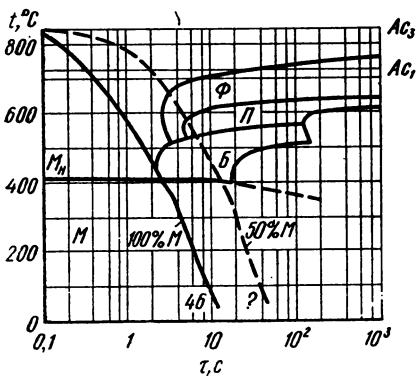


Рис. 12. Термокинетическая диаграмма стали 19Mn5 (20Г). Состав стали: 0,23% С; 0,45% Si; 1,32% Mn. Обозначения те же, что и на рис. 10

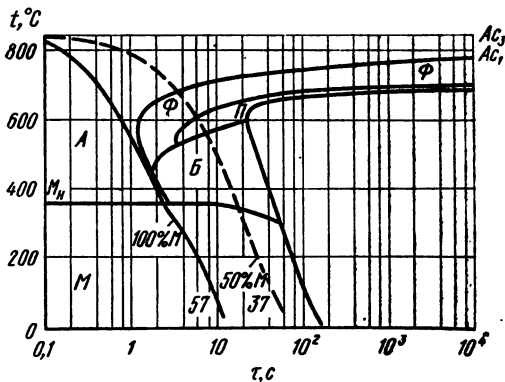


Рис. 13. Термокинетическая диаграмма стали 38Si6 (40Г). Состав стали: 0,38% С; 1,37% Si; 0,79% Mn. Обозначения те же, что и на рис. 10

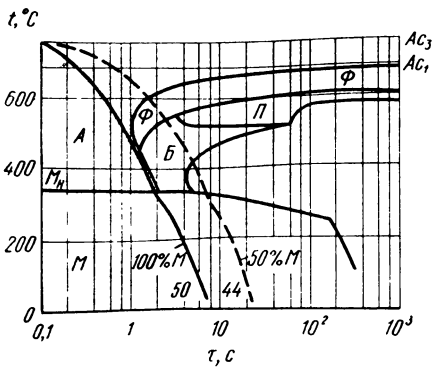


Рис. 14. Термокинетическая диаграмма стали состава: 0,30% [C; 0,32% Si; 0,51% Mn; 3,03% Ni (30Н3). Обозначения те же, что и на рис. 10

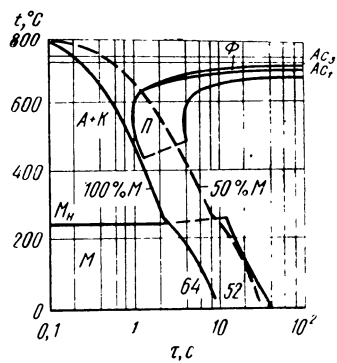


Рис. 15. Термокинетическая диаграмма стали С70W1 (У8). Состав стали: 0,76% С 0,22% Si; 0,29% Mn. Обозначения те же, что и на рис. 10

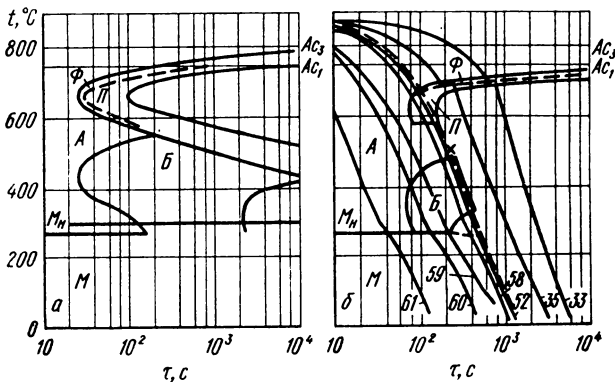


Рис. 16. Изотермическая (а) и термокинетическая б) диаграммы превращения аустенита стали 61CrSi5 (60ХГСФ). Состав стали: 0,58% С; 0,89% Si; 0,81% Mn; 1,27% Cr; 0,11% V. Обозначения те же, что и на рис. 10

Сталь 30Н3 (см. рис. 14) имеет феррито-бейнитную прокаливаемость (ФБ), сталь У8 (см. рис. 15) — перлитную (П). Стали 75С2Г (см. рис. 10) и 60ХГСФ (см. рис. 16) обладают перлитно-бейнитной прокаливаемостью (ПБ). Очевидно, что и в этих случаях называть указанную зону полумартенситной в обычном смысле этого термина оснований нет. И только две стали из перечисленных, а именно 45ХГМФ (см. рис. 11) и 55ХСВ2Ф (см. рис. 17), по критерию «50% М» обладают бейнитной прокаливаемостью (Б) и, следовательно, состав структуры полумартенситных зон в этих случаях соответствует своему названию.

Несоответствие действительного состава структуры полумартенситных зон различных сталей имеет важное практическое значение.

В табл. 1 приводятся сведения о типе прокаливаемости сталей, полученные нами на основе анализа данных работы [9]. Тип прокаливаемости в зависимости от критерия классификации («100% М» и «50% М») указан в графах 12 и 13.

Как видно из таблицы, перечисленные в ней стали обладают одним из следующих типов прокаливаемости:

а) по критерию «100% М»: перлитной (П); перлитно-бейнитной (ПБ); феррито-бейнитной (ФБ); бейнитной (Б);

б) по критерию «50% М»: бейнитной (Б); феррито-бейнитной (ФБ); феррито-перлитно-бейнитной (ФПБ), перлитной (П).

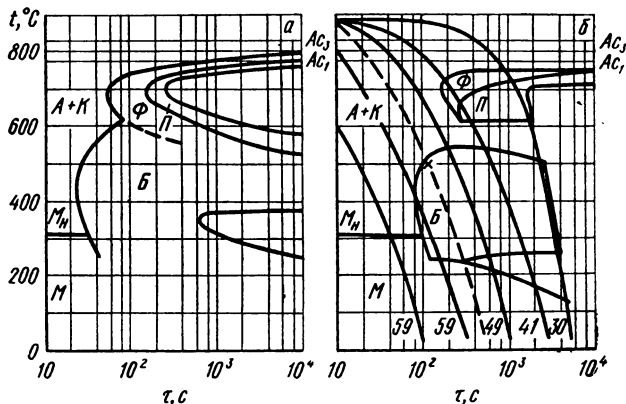


Рис. 17. Изотермическая (а) и термокинетическая (б) диаграммы превращения аустенита стали 60WCrV7 (55ХСВ2Ф). Состав стали: 0,55% С; 0,94% Si; 0,34% Mn; 1,27% Cr; 0,18% V; 2,10% W. Обозначения те же, что и на рис. 10

Следовательно, существующая классификация типов прокаливаемости не охватывает всех ее разновидностей также и по критерию «50% М».

Учитывая сказанное и имея в виду, что классификация типов прокаливаемости базируется по существу на критерии «100% М», конструкционные стали по типу прокаливаемости, по нашему мнению, более целесообразно делить на стали, имеющие прокаливаемость: перлитную (П); перлитно-бейнитную (ПБ), феррито-бейнитную (ФБ), бейнитную (Б).

Предлагаемая классификация сталей по типу прокаливаемости имеет, по нашему мнению, то преимущество, что она полностью охватывает реально существующие типы прокаливаемости и, кроме того, указывает на природу продуктов распада аустенита, если закалка протекает со скоростью, меньшей критической.

Выше отмечалось, что понятия «полумартенситная зона» и «критический диаметр d_k » на практике используются достаточно широко. Поскольку в действительности структура полумартенситной зоны в ряде случаев не соответствует этому названию, необходимо обратить внимание на возможные последствия использования указанных понятий на практике.

Таблица 1

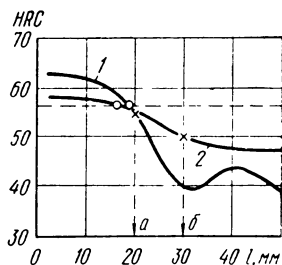
Классификация сталей по типу прокаливаемости

Марка стали по		Содержание элементов, %									Прокаливаемость по критерию	
DIN 17006	ГОСТ	C	Si	Mn	Cr	Cu	Mo	Ni	V	W	«100% М»	«50% М»
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
38Si6	40C2Г	0,38	1,37	0,79	0,15	0,10	—	0,16	—	—	ФБ	ФПБ
—	30H3	0,30	0,32	0,51	—	—	—	3,03	—	—	ФБ	ФБ
—	45H5	0,43	0,24	0,43	—	—	—	5,00	—	—	ФБ	ФПБ
C70W1	У8	0,76	0,22	0,29	—	0,17	—	0,07	—	—	П	П
C100W1	У10	1,03	0,17	0,22	—	0,14	—	0,10	—	—	П	П
71Si7	75C2Г	0,73	1,62	0,73	0,10	0,19	—	0,12	—	—	ПБ	ПБ
37MnSi5	40CГ	0,38	1,05	1,14	0,23	—	—	—	—	—	Б	ФБ
105WCr6	ХВГ	1,03	0,28	0,97	1,05	0,25	—	0,13	—	1,15	Б	ПБ
—	20ГНД	0,20	0,38	1,20	—	0,91	—	0,55	—	—	Б	ФБ
—	15	0,13	0,26	0,56	—	0,20	—	—	—	—	Б	ФБ
19Mn5	20Г	0,19	0,42	1,20	—	0,21	—	—	—	—	Б	ФБ
19Mn5	20Г	0,20	0,53	1,20	—	0,17	—	—	—	—	Б	ФБ
19Mn5	20Г	0,23	0,40	1,53	—	—	—	—	—	—	Б	ФПБ
19Mn5	20Г	0,23	0,45	1,32	—	—	—	—	—	—	Б	ФПБ
25CrMo4	20ХМ	0,22	0,25	0,64	0,97	0,16	0,23	0,33	—	—	Б	ФБ
145Cr6	140ХФ	1,42	0,37	0,61	1,37	—	—	—	0,18	—	Б	ПБ
61CrSiV5	60ХГСФ	0,58	0,89	0,81	1,27	0,14	—	—	0,11	—	Б	ПБ
50CrV4	45ХГФ	0,47	0,35	1,04	1,20	0,16	—	—	0,12	—	Б	ФБ
—	50Г2	0,48	0,28	1,98	—	—	—	—	—	—	Б	ФБ
50CrV4	45ХГФ	0,47	0,35	0,82	1,20	0,14	—	—	0,11	—	Б	ФБ
27MnCrV4	25ХГФ	0,24	0,21	1,00	0,79	0,17	—	0,18	0,10	—	Б	Б
42CrMo4	40ХМ	0,38	0,23	0,64	0,99	0,17	0,16	—	—	—	Б	Б
16MnCr5	20ХГ	0,16	0,22	1,12	0,99	—	—	—	—	—	Б	ФБ

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
28NiCrMo7-4	30XH2M	0,30	0,24	0,46	1,44	0,20	0,37	2,06	—	—	Б	Б
—	20ГНМД	0,19	0,38	1,12	0,28	0,98	0,27	0,79	—	—	Б	Б
—	40Г2	0,42	0,27	1,82	—	—	—	—	—	—	Б	Б
41Cr4	45ХГ	0,44	0,22	0,80	1,04	0,17	—	0,26	—	—	Б	Б
42CrV6	45Х2ГФ	0,44	0,26	0,75	1,70	0,18	—	0,17	0,09	—	Б	Б
36Cr6	35Х2	0,36	0,25	0,49	1,54	0,16	—	0,21	—	—	Б	Б
34Cr4	35Х	0,35	0,23	0,65	1,11	0,18	—	0,23	—	—	Б	Б
20MnMo4	20ГМ	0,17	0,27	0,79	—	0,16	0,47	0,45	—	—	Б	Б
50CrV4	55ХГФ	0,55	0,22	0,98	1,02	—	—	—	0,11	—	Б	Б
100Cr6	ШХ15	1,04	0,26	0,33	1,53	0,20	—	0,31	—	—	Б	Б
42MnV7	45Г2Ф	0,43	0,28	1,67	0,32	—	—	—	0,10	—	Б	Б
22CrMo5-4	25ХМ	0,23	0,47	0,68	0,96	—	0,39	—	—	—	Б	Б
34CrMo4	30ХМ	0,30	0,22	0,64	1,01	0,19	0,24	—	—	—	Б	Б
—	15ХФ	0,15	0,48	0,67	1,20	0,18	—	0,25	0,31	—	Б	Б
X45NiCrMo4	45Х2Н4В	0,46	0,24	0,50	1,53	0,20	0,07	3,96	—	0,59	Б	Б
X30WCrV9-3	30Х3В9Ф	0,28	0,11	0,36	2,57	—	—	—	0,35	8,88	Б	Б
50CrMo4	50ХГМ	0,50	0,32	0,80	1,04	0,17	0,24	—	—	—	Б	Б
60WCrV7	55ХСВФ	0,55	0,94	0,34	1,27	—	—	—	0,18	2,10	Б	Б
15CrNi6	15Х2М2	0,13	0,31	0,51	1,50	—	—	1,55	—	—	Б	Б
18CrNi6	15Х2Н2	0,16	0,31	0,50	1,95	—	—	2,02	—	—	Б	Б
45CrVMoW5-8	40ХМВФ	0,39	0,58	0,45	1,45	—	0,47	0,13	0,70	0,55	Б	Б
56NiCrMoV7	50ХН2МФ	0,52	0,29	0,70	1,09	—	0,43	1,72	0,14	—	Б	Б
45CrMoV6-7	45ХГМФ	0,43	0,27	0,75	1,31	—	0,72	0,11	0,23	—	Б	Б
—	20ХМ	0,18	0,25	0,62	0,80	0,18	0,40	0,14	—	—	Б	Б
X45NiCrMo4	40ХН4М	0,40	0,20	0,35	1,27	0,16	0,24	4,03	—	—	Б	Б
X30WCrV5-3	30Х2В4Ф	0,28	0,16	0,39	2,35	—	—	—	0,53	4,10	Б	Б
—	10Х2М	0,11	0,21	0,47	2,29	0,18	1,02	0,14	—	—	Б	Б
45CrMoV6-7	45ХМФ	0,43	0,27	0,75	1,31	—	0,72	—	0,23	—	Б	Б
—	15ХМФ	0,13	0,32	0,63	0,95	—	0,86	—	0,19	—	Б	Б

В структуре полумартенситной зоны, как указывалось, кроме мартенсита и троостита, в тех или иных количествах могут присутствовать феррит и перлит. Присутствие этих структурных составляющих, свойства которых заметно отличаются от свойств троостита, не может не повлечь за собой при определенных условиях изменений прочностных свойств закаленных деталей. Так, твердость полумартенситной зоны стали 40СГ должна быть равна *HRC* 42—43. В действительности же она равна *HRC* 37 (см. рис. 13), т. е. заметно ниже. Очевидно, что в этом случае действительная прочность деталей, изготовленных из указанной стали,

Рис. 18. Графики прокаливаемости стали 50CrV4 (50ХГФ). Крестиками отмечена твердость полумартенситной зоны, а точками *a* и *b* — расстояния от торца до указанных зон. Штриховой линией показана нижняя граница твердости зоны с 95% мартенсита этой стали. Состав стали, %:
 1 — 0,55 С; 0,22Si; 0,98 Mn; 1,02 Cr; 0,11 V;
 2 — 0,47 С; 0,35Si; 0,82 Mn; 1,20 Cr; 0,11 V



выбранной по величине критического диаметра (т. е. по критерию «50% М»), окажется заметно заниженной.

Существует точка зрения, согласно которой большей глубине залегания полумартенситной зоны соответствует и большая глубина мартенситной зоны и наоборот. Эта точка зрения, лежащая в основе выбора стали по прокаливаемости на основе критического диаметра, подтверждается на практике далеко не всегда.

На рис. 18 приводятся кривые прокаливаемости стали 50ХГФ (50 Cr V4) [9]. Видно, что меньшему расстоянию от охлаждаемого торца до полумартенситной зоны соответствует большее расстояние до зоны со структурой 95% мартенсита.

Таким образом, выбрав сталь, имеющую большее критическое расстояние (или больший критический диаметр), и ожидая получить после закалки и большую глубину зоны со структурой мартенсита, можно на практике изготовить деталь, менее прочную, чем нужно.

Стремлением избежать указанной ошибки, по-видимому, и объясняется тот факт, что за последние годы вместо традиционного критерия «расстояние до полумартенситной зоны» все большее применение находят другие критерии, например «расстояние от поверхности закаливаемого изделия до зоны со структурой, содержащей 80, 90, 95 или 99,9% мартенсита».

Анализ классификации сталей по прокаливаемости свидетельствует о том, что она базируется главным образом на термокинетических диаграммах, а также на диаграммах изотермического распада переохлажденного аустенита. Следовательно, важной задачей является разработка единых стандартных методик построения указанных диаграмм.

ФАКТОРЫ, ОКАЗЫВАЮЩИЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ

1. ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ И ПРИМЕСИ

Принято считать, что химический состав стали является фактором, оказывающим наиболее сильное влияние на прокаливаемость.

Так, в работах [17, 168] указывается, что прокаливаемость среднелегированной конструкционной стали обуславливается ее химическим составом при равной величине зерна и не зависит от исходных сырьевых материалов, технологии выплавки (мартен или электропечь), разливки (сифон, разливка сверху), а также формы и массы слитков. Под нормами марочной прокаливаемости следует понимать пределы колебания твердости по длине закаленного стандартного торцового образца, обуславливаемые пределами марочного химического состава.

В соответствии с изложенной точкой зрения предпринимались попытки строить полосы прокаливаемости для стали той или иной марки по результатам испытания образцов стали, взятых из металла плавки, имеющих предельное содержание элементов, предусмотренное стандартом. Эти попытки не увенчались успехом. Оказалось, что встречаются случаи, когда сталь менее легированной плавки обладает более глубокой прокаливаемостью, чем сталь более легированной плавки. На практике при массовых испытаниях прокаливаемости конструкционных сталей подобные случаи встречаются очень часто.

В табл. 2 приводятся данные о прокаливаемости стали марок ШХ15 и ШХ15СГ некоторых плавки [29].

Таблица 2

Прокаливаемость сталей ШХ15 и ШХ15СГ

Номер плавки	Содержание элементов, %					А, баллы	П, мм
	С	Si	Mn	Cr	Ni		
Сталь ШХ15							
36190	1,02	0,30	0,34	1,47	0,08	7—8	4,0
36725	1,00	0,33	0,38	1,44	0,25	8—7	10,7
Сталь ШХ15СГ							
316055	1,01	0,62	1,17	1,46	0,15	6—7	12,5
326316	1,03	0,50	1,07	1,46	0,15	7—8	21,7

Примечания: 1. В качестве критерия прокаливаемости подшипниковой стали принимают расстояние от охлаждаемого торца образца до последней точки, имеющей твердость HRC 61. 2. Исходная структура — балл 3 по ГОСТ 801—60. 3. А — величина зерна аустенита. 4. П — прокаливаемость.

Приведенные в табл. 2 данные свидетельствуют о том, что при одинаковом составе и структуре и равной величине зерна колебания прокаливаемости могут быть весьма значительны. В работе [10] также отмечены случаи, когда менее легированные плавки сталей ХВГ и 9ХС имели прокаливаемость, вдвое и втрое превосходящую прокаливаемость более легированных плавков. При этом сталь одинаково легированных плавков имела как глубокую, так и низкую прокаливаемость.

В результате испытания большого количества плавков упомянутых сталей Е. И. Малинкина и В. Н. Ломакин пришли к выводу, что сравнение данных о химическом составе различных плавков сталей ХВГ не дает возможности установить определенной зависимости между содержанием легирующих элементов и прокаливаемостью [10].

Очевидно, что в отмеченных случаях на прокаливаемость стали оказывал влияние фактор (или факторы), действие которого было более эффективным, чем действие химического состава.

Сказанное не следует рассматривать как попытку вообще отрицать влияние химического состава на прокаливаемость стали. Приведенные примеры иллюстрируют только тот факт, что при определенных условиях влияние химического состава на прокаливаемость стали может быть подавлено другим, более сильным фактором и что указанная выше точка зрения, высказанная в работах [17, 168], подтверждается далеко не всегда.

Влияние углерода. Установлено [1, 3, 18, 22], что с увеличением содержания углерода в углеродистых и легированных сталях критическая скорость закалки сначала уменьшается, а затем по достижении эвтектоидного содержания значительно возростаёт, что объясняется зародышевым действием карбидов. Поэтому с увеличением содержания углерода в доэвтектоидных сталях их прокаливаемость возрастает.

Ниже приводятся данные А. М. Холла [18] о зависимости критической скорости закалки от содержания углерода в углеродистой и никелевой сталях:

С, %	0,20	0,40	0,60	0,80	1,00	1,20
$v_{кр}$, °С/с, сталей:						
углеродистой	700	510	335	160	180	230
с 3% Ni	43	34	23	18	22	28

Из приведенных данных видно, что с увеличением содержания углерода (до 1,00%) в углеродистой и никелевой сталях критическая скорость закалки уменьшается, а при увеличении содержания углерода она возрастает. Следовательно, при увеличении содержания углерода в сталях до 1,00% прокаливаемость возрастает, а при дальнейшем увеличении — снижается.

Изменение характеристик прокаливаемости легированных сталей марок 20X и 38X характеризуется следующими данными [19]:

	20X	38X
Критическое расстояние от торца, мм	5,0/7,5	7,5/10,0
Идеальный критический диаметр, мм	42,0/52,0	52,0/65,0
Действительный критический диаметр, мм, при охлаждении:		
в спокойной воде	22,0/29,0	31,0/43,0
в спокойном масле	11,0/16,0	15,0/23,0

Эффективность воздействия углерода на величину прокаливаемости легированных сталей зависит от природы присутствующих в стали легирующих элементов и их сочетания.

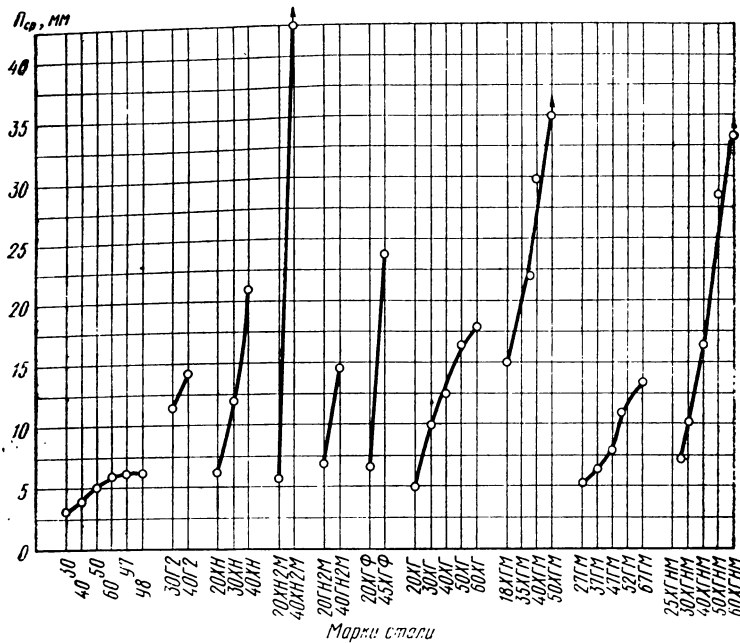
На рис. 19 приведены данные о величине средней прокаливаемости углеродистых и легированных сталей некоторых марок, полученные на основе нормированных полос прокаливаемости, приведенных в работе [20]. Из графиков видно, что, например, с увеличением содержания углерода в хромоникельмолибденовой стали с 0,20 до 0,40% прокаливаемость возросла от 5,7 мм (сталь 20ХН2М) до величины, большей 45 мм (сталь 40ХН2М), т. е. почти в 8 раз. При таком же увеличении содержания углерода в марганцевоникельмолибденовой стали ее прокаливаемость возросла с 6,9 (сталь 20ГН2М) до 14,6 мм (сталь 40ГН2М), т. е. всего в 2,1 раза. У хромомарганцевомолибденовой стали прокаливаемость изменилась от 14,9 (сталь 18ХГМ) до 30,0 мм (сталь 40ХГМ), т. е. в 2 раза. У марганцевомолибденовой стали при таком же относительном изменении содержания углерода (0,20%) прокаливаемость увеличилась в еще меньшей степени. Так, если прокаливаемость стали 27ГМ равна 5,2 мм, то у стали 47ГМ она составляет 7,8 мм, т. е. выше всего в 1,5 раза.

Весьма наглядно характеризует различное интенсифицирующее влияние легирующих элементов на эффективность воздействия углерода рис. 20. Видно, что при содержании углерода ~ 0,27% прокаливаемость сталей типа ХГМ и ХГНМ (кривые 3 и 6) одинакова. Однако при увеличении содержания углерода до 0,45% прокаливаемость стали типа ХГМ возрастает существенно больше, чем прокаливаемость стали типа ХГНМ. Так, если для стали типа ХГМ при содержании углерода 0,45% твердость, равная HRC 45, на 1/2 R обеспечивается при закалке в масле прутка диаметром около 85 мм, то при закалке в тех же условиях стали типа ХГНМ та же твердость обеспечивается в сечении, равном 50,8 мм, т. е. на 30% меньше.

Следовательно, наименее эффективно повышает положительное влияние углерода на прокаливаемость легированных сталей марганец. Причины такого влияния марганца неясны, и для выяснения этого необходимы исследования.

Влияние никеля. Никель повышает устойчивость аустенита и, следовательно, увеличивает прокаливаемость стали [1, 18, 22],





Марки стали

Рис. 19. Средняя прокаливаемость стали различных марок (стрелки у некоторых точек означают, что величина прокаливаемости больше, чем указывается точкой)

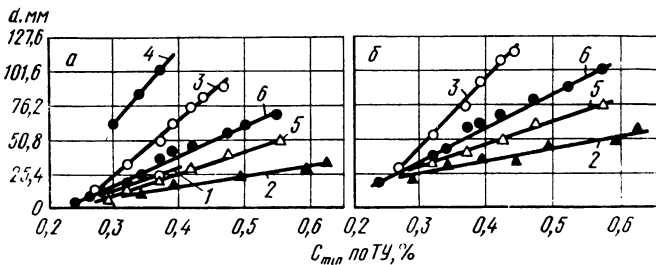


Рис. 20. Влияние углерода и суммы легирующих элементов (при минимальном содержании углерода C_{min}) на прокаливаемость (d — диаметр прутка, в котором обеспечивается получение при закалке твердости $HRC\ 45$ на расстоянии $0,5R$) стали отдельных групп (a — закалка в масле; $б$ — в воде) [23]: 1 — сталь типа Г2 (1300 по AISI); 2 — сталь типа ГМ (1400 по AISI); 3 — сталь типа ХГМ (4100 по AISI); 4 — сталь типа ХГН2М (4300 по AISI); 5 — сталь типа ХГ (5100 по AISI); 6 — сталь типа ХГНМ (8600 по AISI)

снижая скорость зарождения и скорость роста перлитных зерен. Однако единого мнения о влиянии никеля на устойчивость аустенита в различных температурных областях нет. По мнению Р. И. Энтина [22], никель в наибольшей степени повышает устойчивость аустенита в перлитной области, т. е. повышает перлитную прокаливаемость, а по мнению А. М. Холла [18], никель наиболее сильно повышает устойчивость аустенита в игольчато-трооститовой области, т. е. повышает бейнитную прокаливаемость.

По данным Мела [1], никель заметно снижает скорость роста перлитных зерен при перлитном превращении, повышая тем самым устойчивость аустенита и, следовательно, прокаливаемость стали. Такие же результаты получены В. И. Зюзиным [1].

В работе [24] установлено, что введение никеля в углеродистую сталь с 0,8% С приводит к снижению температуры промежуточного превращения и повышению устойчивости аустенита в указанной области превращения. Следует отметить, что введение в указанную сталь 5% Ni вызвало незначительное повышение устойчивости аустенита; введение же в ту же сталь 7,5 и особенно 10% Ni вызвало весьма заметное повышение устойчивости аустенита.

Таким образом, никель повышает устойчивость аустенита как в перлитной, так и в промежуточной областях превращения. Однако его влияние на устойчивость аустенита в промежуточной области зависит от количества этого элемента.

Ниже приводятся данные Беннека о влиянии небольших добавок никеля на глубину закалки углеродистой стали с 0,9% С [20] при закалке с 820° С:

Содержание никеля, %	0	0,04	0,11	0,20
Глубина закалки, мм	3,5	4,1	4,9	7,6

Таким образом, даже незначительные добавки никеля в углеродистую сталь существенно повышают ее прокаливаемость.

Брофи и Миллер [20] считают, что в углеродистых сталях, содержащих 0,35—0,50% С, влияние никеля (при содержании его до 0,4%) практически не зависит от содержания углерода.

В легированных и особенно в сложнелегированных сталях количественно и качественно оценить влияние никеля на прокаливаемость часто трудно.

Для иллюстрации сказанного в табл. 3 приводятся данные о предельных колебаниях величины прокаливаемости некоторых марок двух групп стали. Эти данные получены нами на основе полос прокаливаемости, опубликованных в работах [20, 21].

Из табл. 3 видно, что замена марганца в хромомарганцевой стали никелем привела к заметному (особенно в стали с 0,40% С) повышению прокаливаемости. Этот факт полностью согласуется с представлениями о положительном влиянии никеля на прокаливаемость стали. Дополнительное легирование хромомарганцево-молибденовой стали никелем привело, как это видно из табл. 3,

Предельные колебания величины прокаливаемости стали некоторых марок

Марка стали	H , мм	Марка стали	H , мм	Марка стали	H , мм
30ХГ	5,8—14,0	40ХН	10,0—31,8	45ХГМ	21,0— \gg 50,0
30ХН	7,0—16,8	35ХГМ	11,4—32,5	45ХГНМ	12,0—28,8
35ХГ	6,0—16,8	35ХГНМ	8,5—18,7	50ХГМ	25,0— \gg 50,0
35ХН	8,2—18,3	40ХГМ	12,5—47,0	50ХГНМ	13,8—43,4
40ХГ	7,5—17,5	40ХГНМ	10,8—22,5		

не к повышению, а к очень существенному снижению прокаливаемости, что противоречит указанной выше точке зрения. Причины подобного влияния никеля на прокаливаемость хромомарганцевомолибденовых сталей неясны.

В связи со значительными затруднениями, связанными с определением прокаливаемости вновь создаваемых марок стали, были предприняты попытки оценить влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали особыми коэффициентами-множителями [18, 20, 25, 26].

На рис. 21 приведены коэффициенты прокаливаемости для некоторых элементов, используемые при оценке бейнитной прокаливаемости стали, содержащей 1,0% С [26]. Никель при его содержании в стали до 1,5% практически равноценен хрому. Однако это справедливо только в том случае, когда указанные легирующие элементы присутствуют в стали отдельно. При одновременном присутствии в стали влияние этих элементов на прокаливаемость может измениться.

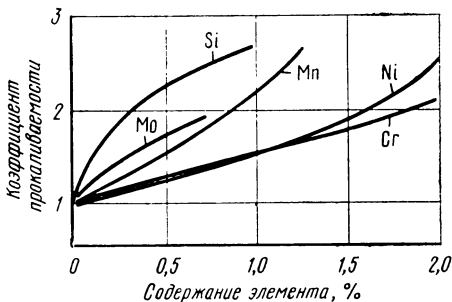


Рис. 21. Влияние Si, Mo, Mn, Ni и Cr на бейнитную прокаливаемость углеродистой стали с 1% С

Влияние хрома. Влияние хрома на устойчивость аустенита зависит от температурной области превращения и состава стали. В случае углеродистых сталей хром, как установил В. И. Зюзин, повышает устойчивость аустенита в перлитной и средней температурной областях (600—450° С) [1]. Хром сильно уменьшает скорость роста перлитных зерен при большом переохлаждении. В хромистых сталях с повышением содержания углерода от 0,5 до 1,0% устойчивость аустенита в перлитной области снижается, а в промежуточной, наоборот, существенно возрастает [22].

По данным Лемана и Трояно [1], введение хрома в углеродистую сталь с содержанием 1% С приводит к заметному повышению устойчивости аустенита в промежуточной области и к снижению температуры промежуточного превращения. Введение в сталь 9% Сг полностью тормозит распад аустенита в этой области. Однако тормозящее влияние хрома на указанное превращение проявляется, начиная с некоторого минимального количества углерода в стали. Так, по данным Бишоффа, при содержании в стали 0,3% С, хром не оказывает влияния на промежуточное превращение.

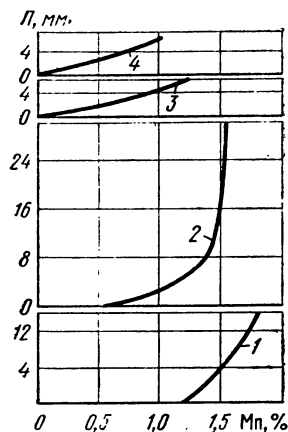


Рис. 22. Влияние хрома на прокаливаемость инструментальной стали при различном содержании марганца. Прокаливаемость определяли на образце диаметром 60 мм. Содержание хрома, %: 0,1 (1); 0,4—0,6 (2); 0,9—1,2 (3); 1,35—1,55 (4)

По данным В. В. Половникова [20], прокаливаемость инструментальной стали, содержащей различное количество марганца, наиболее сильно возрастает при содержаниях хрома до 0,6—0,8% (рис. 22). Эффективность влияния хрома наиболее высока при содержании в стали 1,4—1,6% Мп.

В работе [26] изучали влияние хрома на прокаливаемость инструментальной стали. Для этой цели авторы вводили в сталь (0,95—1,05% С; 0,75—0,82% Мп; 0,15—0,17% Мо) хром в количестве от 0,03 до 2,04%. Установлено, что введение до 1,10% Сг сопровождается заметным все возрастающим увеличением прокаливаемости. При дальнейшем же увеличении содержания хрома прокаливаемость стали снижается.

На основании литературных данных можно полагать, что отмеченное в работе [26] некоторое снижение эффективности положительного воздействия хрома при увеличении его содержания в стали сверх 1,10% случайно и объясняется, по-видимому, особенностями эксперимента.

Наиболее резкое снижение критической скорости закалки углеродистой стали хром вызывает при содержаниях до 1,0—1,5%. Дальнейшее повышение содержания хрома (до 3,0%) вызывает относительно небольшое ее снижение. Наибольший эффект в снижении критической скорости закалки углеродистых сталей достигается при сравнительно небольших содержаниях в них углерода (до 0,5—0,6%).

Уменьшение эффективности повышения прокаливаемости хромом при увеличении его содержания сверх 1,0—1,5% объясняется тем, что при таком его количестве критическая скорость закалки уменьшается незначительно.

Прокаливаемость инструментальной углеродистой стали (1,0% С) при относительно небольших содержаниях хрома (до 0,40%) возрастает пропорционально его содержанию [27].

Установлено, что добавка в подшипниковую сталь типа ШХ15 свыше 2,0—2,2% Cr мало эффективна.

Прокаливаемость стали ШХ3М, содержащей 0,94% C; 0,30% Si; 2,70% Cr; 0,47% Mn; 0,42% Mo, оказалась равной 34 мм [28].

Введение в сталь ШХ15 > 2,2% Cr сопровождается образованием специальных карбидов хрома, оказывающих зародышевое действие и снижающих эффективность действия хрома. Из рис. 21 следует, что прокаливаемость углеродистой стали, содержащей 1,0% C, с увеличением содержания хрома до 2,0% возрастает пропорционально количеству введенного хрома.

Следует иметь в виду, что данные, приведенные на рис. 21, справедливы для случая полного растворения карбидов, чего, как известно, на практике при закалке заэвтектоидных сталей не наблюдается. Данные об эффективности влияния на прокаливаемость хрома и марганца приводятся в табл. 4 [20, 21].

Из данных таблицы видно, что прокаливаемость стали 40Г лишь незначительно превышает прокаливаемость стали 40. Это объясняется тем, что в стали 40Г содержится примерно на 0,1—0,15% больше марганца, чем в стали 40. Введение практически в такую же сталь, как 40Г, дополнительно около 1,0% Cr привело к увеличению прокаливаемости в 1,5—2 раза. У сталей 50X и 40XН2М положительное влияние хрома на прокаливаемость проявляется в еще большей степени (в 2—3 раза). Из сравнения угла

Таблица 4

Прокаливаемость стали некоторых марок

Марка стали	Содержание элементов, %						d_K , мм	
	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	min	max
40	0,37— 0,45	0,17— 0,37	0,50— 0,80	≤0,25	—	≤0,25	19,0	30,0
40X	0,37— 0,45	0,17— 0,37	0,50— 0,80	≤0,25	—	0,80— 1,10	34,0	70,0
40Г	0,37— 0,45	0,17— 0,37	0,70— 1,00	≤0,25	—	≤0,25	20,0	33,0
50X	0,45— 0,55	0,17— 0,37	0,50— 0,80	≤0,25	—	0,80— 1,10	45,0	87,0
50Г	0,48— 0,56	0,17— 0,37	0,70— 1,00	≤0,25	—	≤0,25	24,0	33,0
40XН2М	0,37— 0,44	0,20— 0,35	0,60— 0,95	1,55— 2,00	0,20— 0,30	0,65— 0,95	150,0	≥150,0
40ГН2М	0,37— 0,44	0,20— 0,35	0,50— 0,90	1,55— 2,00	0,20— 0,30	≤0,25	53,0	80,0

наклона кривых 2, 3 и 5 (см. рис. 20) следует, что эффективность повышения прокаливаемости стали при введении хрома возрастает в присутствии молибдена.

По-видимому, это объясняется взаимным усилением действия указанных легирующих элементов. Прокаливаемость стали 40ХН2М значительно повышалась еще и потому, что под влиянием присутствующего в ней молибдена усилилась легированность твердого раствора хромом.

Влияние марганца. Марганец повышает устойчивость аустенита углеродистой стали в перлитной и промежуточных областях [1, 3, 9, 20, 22, 25]. Показано, что при введении этого элемента в сталь заметно снижается скорость роста перлитных зерен [8].

Интенсивность повышения устойчивости аустенита в промежуточной области зависит от количества введенного в сталь марганца [29].

Ниже приводятся данные о времени начала и конца распада аустенита (при температуре его минимальной устойчивости) в сталях, содержащих различное количество марганца (с):

	Начало	Конец
0,59% С; 0,30% Мп [25]	0,4	1
0,54% С; 0,45% Мп [25]	0,4	2
0,50% С; 0,91% Мп [25]	0,6	5
0,64% С; 1,13% Мп [25]	0,8	20
0,65% С; 1,32% Мп [25]	2,1	30
0,76% С; 0,22% Si; 0,29% Мп [9]	0,7	2
0,98% С; 0,08% Si; 0,84% Мп [9]	2,5	200

По этим данным нами построен график (рис. 23) зависимости начала распада аустенита при изотермической выдержке от содержания марганца в первых пяти сплавах. Наиболее резкое повышение устойчивости аустенита наступает при содержании марганца не менее 1,1—1,2% *.

Данные о влиянии марганца на прокаливаемость инструментальной стали, полученные В. В. Половниковым, приводятся на рис. 24 [61, 66]. По этим данным нами построены графики, приведенные на рис. 25, из которых видно, что существенное увеличение прокаливаемости исследованной инструментальной стали наступает также при содержании марганца, превышающем 1,1—1,2%.

Обращает на себя внимание совпадение выводов, вытекающих из рис. 23 и 25, хотя эти графики построены по данным разных авторов.

По данным [68], аналогичным образом марганец влияет также на прокаливаемость никелевой стали.

* Ранее отмечалось, что в присутствии марганца влияние углерода на прокаливаемость мало. Поэтому можно, по-видимому, считать, что и в рассматриваемом случае влияние изменения содержания углерода было также незначительным и его можно не учитывать.

Ниже приводятся значения величины критического диаметра d_k для некоторых марганцевых сталей (в числителе — минимальные значения, в знаменателе — максимальные):

40 (0,50—0,80% Mn) [31]	2,7/5,2
40Г (0,70—1,00% Mn) [32]	3,3/5,8
40Г2 (1,45—2,05% Mn) [21]	8,2/20,5
47Г (0,65—1,10% Mn) [23]	5,5/9,4
46Г2 (1,40—1,80% Mn) [31]	6,8/19,4

Повышение содержания марганца в сталях от 1,0 до 1,5—2,0% привело к значительному увеличению прокаливаемости.

Исследовалось влияние марганца на прокаливаемость заэвтектоидной стали. В хромомолибденовую заэвтектоидную сталь (0,95—1,03% С; 1,52—1,56% Cr; 0,15—0,17% Mo) вводили от 0,06 до 1,22% Mn. При введении до 0,9—1,0% Mn прокаливаемость стали увеличивалась практически пропорционально количеству этого элемента. При дальнейшем увеличении содержания марганца интенсивность повышения прокаливаемости возросла [26]. Таким образом, в этой работе получены данные, совпадающие с результатами В. В. Половникова [61, 66].

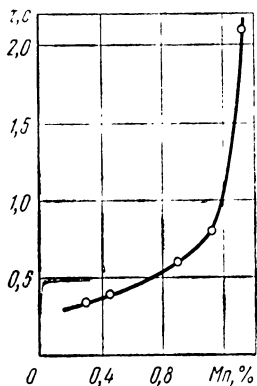


Рис. 23. Влияние марганца на устойчивость аустенита углеродистой стали (τ — продолжительность инкубационного периода)

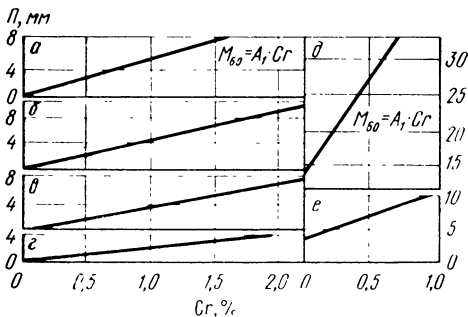
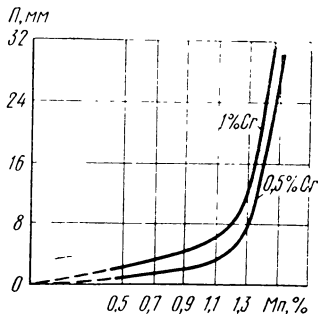


Рис. 24 Влияние марганца и хрома на прокаливаемость стали (диаметр образцов 60 мм): а — 1,0—1,2% Mn; $A_1 = 5,4$; б — 0,8—1,0% Mn; $A_1 = 4,4$; в — 0,6—0,8% Mn; $A_1 = 3,6$; г — 0,4—0,6% Mn; $A_1 = 2,0$; д — 1,6—1,8% Mn; $A_1 = 15,0$; е — 1,2—1,4% Mn; $A_1 = 7,0$

Рис. 25. Влияние марганца на прокаливаемость инструментальной стали



Влияние марганца на бейнитную прокаливаемость углеродистых сталей видно из рис. 21: при содержании до 1,0—1,2% Mn прокаливаемость стали увеличивается пропорционально количеству введенного марганца; при введении марганца сверх указанного количества эффективность его влияния возрастает.

По-видимому, значительное воздействие на прокаливаемость стали марганец оказывает лишь при содержании его не менее 1,2—1,3%.

Влияние молибдена. Молибден, повышая устойчивость аустенита, увеличивает прокаливаемость стали.

Установлено, что молибден, присутствующий в стали, резко снижает скорость зарождения и роста перлитных зерен при перлитном превращении [8]. Так, введение в сталь 0,32% Mo снижает скорость зарождения на три порядка. В промежуточной области молибден также тормозит превращение переохлажденного аустенита. Однако задержка превращения аустенита в промежуточной области менее эффективна, чем в перлитной [1]. Вследствие резкого торможения превращения в перлитной области молибден обособляет область промежуточного превращения.

Количественное влияние молибдена на прокаливаемость некоторых сталей показано на рис. 26—29.

Из рис. 26 и 27 видно, что при введении в хромистую сталь 0,25% Mo прокаливаемость увеличилась примерно на 25%. Введение такого же количества молибдена в марганцовистую конструкционную сталь увеличило ее прокаливаемость примерно в 1,5 раза. При введении в ту же сталь 0,41% Mo ее прокаливаемость возросла в 3,7—3,8 раза.

Ниже приводятся данные [21, 23] о влиянии молибдена на прокаливаемость хромомарганцевой стали (в числителе — минимальные значения, в знаменателе — максимальные), мм:

35ХГ	6,8/16,8	45ХГМ	21,0/50,0
35ХГМ	11,4/32,5	50ХГ	9,1/23,8
40ХГ	7,5/17,5	50ХГМ	25,0/50,0
40ХГМ	12,5/47,0	47Г	4,9/9,0
45ХГ	8,1/23,0	48ГМ	5,2/10,4

Следовательно, введение в сталь 35ХГ и 40ХГ 0,15—0,25% Mo и незначительного количества хрома (в сталь 40ХГ) привело к увеличению минимальной прокаливаемости на 65—70%, а такое же легирование молибденом стали 45ХГ и 50ХГ вызвало повышение минимальной прокаливаемости примерно на 120%. При введении практически такого же количества молибдена в сталь 47Г минимальная прокаливаемость возросла с 4,9 мм до 5,2, а максимальная с 9,0 до 10,4 мм, т. е. всего лишь на 7 и 15% соответственно.

Влияние молибдена на прокаливаемость стали марки ШХ15СГ (1,04% С; 1,05% Mn; 0,46% Si; 1,3% Cr) было исследовано нами совместно с Р. И. Шукюровым и З. Г. Мамедовым [33]. Прокаливаемость ее составляла 14,0 мм. Введение 0,37% Mo привело к более

чем трехкратному увеличению прокаливаемости. Молибден существенно повысил также прокаливаемость стали ШХ15 (рис. 29).

Таким образом, эффективность влияния молибдена на прокаливаемость стали зависит от ее состава и может колебаться в широких пределах. При этом в отдельных случаях (например, в стали типа 47Г) влияние молибдена очень незначительно. Установлено, что введение в сталь (0,99—1,05% С; 0,92—1,02% Cr) молибдена от 0,01 до 0,51% сопровождается заметным увеличением ее прокаливаемости [26]. Однако прокаливаемость стали с 0,70% Мо

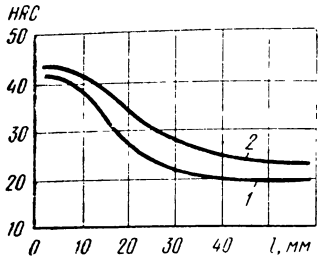


Рис. 26. Влияние молибдена на прокаливаемость хромистой стали [9]. Состав стали, %:
 1 — 0,35 С; 0,65 Mn; 1,11 Cr; 0,23 Ni; 0,05 Mo; 2 — 0,37 С; 0,65 Mn; 1,08 Cr; 0,27 Ni; 0,25 Mo

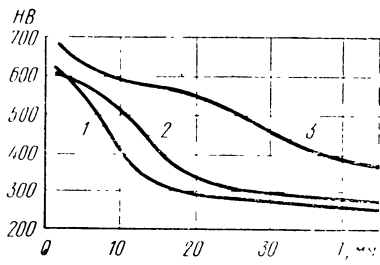


Рис. 27. Влияние молибдена на прокаливаемость марганцевых сталей [30]. Состав стали, %:
 1 — 0,33 С; 0,23 Si; 1,54 Mn; 0,18 Ni; 0,15 Cr; 0,05 Mo; 2 — 0,33 С; 0,18 Si; 1,48 Mn; 0,26 Ni; 0,16 Cr; 0,27 Mo; 3 — 0,38 С; 0,25 Si; 1,48 Mn; 0,24 Ni; 0,14 Cr; 0,41 Mo

Рис. 28. Влияние молибдена на прокаливаемость хромоникелевых сталей с повышенным содержанием кремния [Udy, Rosental]. Содержание стали, %:
 1 — 0,29 С; 0,73 Mn; 0,38 Si; 0,54 Ni; 0,51 Cr; 0 Mo; 2 — 0,29 С; 0,72 Mn; 0,36 Si; 0,53 Ni; 0,52 Cr; 0,10 Mo; 3 — 0,27 С; 0,75 Mn; 0,35 Si; 0,52 Ni; 0,51 Cr; 0,19 Mo; 4 — 0,30 С; 0,71 Mn; 0,39 Si; 0,53 Ni; 0,52 Cr; 0,30 Mo

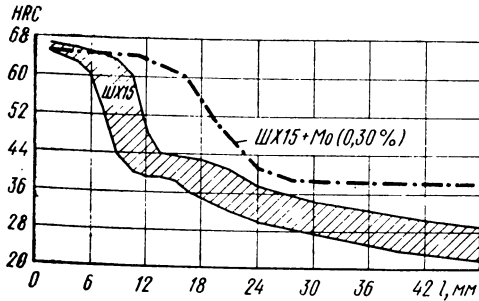
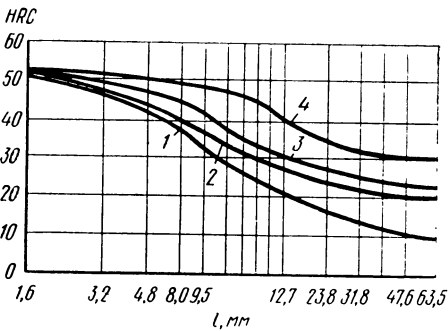


Рис. 29. Влияние молибдена на прокаливаемость стали ШХ15 [34]

оказалась равной прокаливаемости той же стали, но с 0,51% Мо. Таким образом, введение в высокоуглеродистую хромистую сталь более 0,50% Мо с точки зрения повышения прокаливаемости не дало результата. Эффективность повышения прокаливаемости стали молибденом зависит от ее состава и количества молибдена. Поэтому при применении молибдена с целью повышения прокаливаемости стали следует учитывать ее состав:

Анализируя результаты определения прокаливаемости стали с молибденом, увеличение прокаливаемости обычно объясняют влиянием на нее молибдена, находящегося в твердом растворе.

Карбидный анализ, выполненный в работе [33], показал, что в твердом растворе стали ШХ15СГМ содержится 0,14% Мо, а остальная часть молибдена (0,23%) связана в карбидах. Следовательно, 0,14% Мо, перешедшего в твердый раствор, увеличили прокаливаемость, а 0,23% Мо, связанного в карбиды, снизили прокаливаемость, так как усилилось зародышевое действие более тугоплавких карбидов, в которых растворен молибден.

Таким образом, если встать на точку зрения о решающем влиянии молибдена, находящегося в твердом растворе, на прокаливаемость, то необходимо допустить, что в рассматриваемом случае 0,14% Мо вызвали увеличение прокаливаемости стали с 14 мм до величины, превышающей 50 мм (т. е. не менее чем в 3,5 раза). Такое допущение вряд ли обосновано.

Резкое увеличение прокаливаемости стали ШХ15СГ происходит, по-видимому, не только под влиянием той части молибдена, которая находится в твердом растворе (0,14%), но и главным образом под влиянием части молибдена, связанной в карбидной фазе.

Механизм влияния молибдена, связанного в карбидной фазе, состоит, по нашему мнению, в следующем.

При введении молибдена в сталь, содержащую хром, значительная часть его переходит в карбидную фазу, вытесняя из нее хром [1]. Вытесненные из этой фазы атомы хрома переходят в твердый раствор, дополнительно легируя его, т. е. повышая устойчивость аустенита и, следовательно, прокаливаемость стали. Кроме того, переход некоторой части атомов хрома из карбидных частиц в твердый раствор должен неизбежно сопровождаться уменьшением градиента концентрации хрома вблизи карбидных частиц, т. е. уменьшением химической микронеоднородности твердого раствора. По этой причине прокаливаемость стали также должна повыситься.

Микрорентгеноспектральный анализ, выполненный на микроанализаторе «Камека» в 500 точках, показал, что под действием введенного в сталь молибдена колебания концентрации хрома и марганца значительно уменьшились. Так, если в стали ШХ15СГ, не содержащей молибдена, концентрация хрома колебалась в пределах 0,60—3,80%, а марганца в пределах 0,50—2,40%, то после введения молибдена эти колебания находились в пределах 1,20—2,70% и 0,90—1,70% соответственно. Следовательно, интервалы



колебаний концентрации хрома и марганца, являющиеся показателями степени развития химической микронеоднородности, уменьшились более чем в два раза.

Таким образом, введенный в сталь молибден (0,37%) существенно уменьшил химическую микронеоднородность, что и послужило, вероятно, одной из важных причин, вызвавшей резкое повышение прокаливаемости стали ШХ15СГ.

Другая причина существенного повышения прокаливаемости стали при введении молибдена — большая легированность твердого раствора хромом (вследствие перехода части его из карбидов под действием молибдена). Выше отмечалось, что хром весьма эффективно тормозит распад переохлажденного аустенита как в перлитной, так и в промежуточной областях, в то время как молибден эффективно тормозит распад аустенита в перлитной области. Поэтому переход некоторой части хрома из карбидной фазы в твердый раствор дополнительно повысил устойчивость переохлажденного аустенита в перлитной и промежуточной областях, т. е. прокаливаемость стали.

Разумеется, что часть молибдена, растворенная в твердом растворе, во всех перечисленных случаях оказывала положительное влияние на прокаливаемость стали. Однако можно полагать, что это влияние было незначительным.

Влияние вольфрама. Качественно влияние вольфрама на характер превращения аустенита аналогично влиянию молибдена. Вольфрам весьма существенно замедляет распад переохлажденного аустенита в перлитной области. В области промежуточного превращения его влияние выражено слабо [1].

Вольфрам, перешедший в твердый раствор, повышает устойчивость аустенита, снижает критическую скорость закалки и, следовательно, увеличивает прокаливаемость стали. Вместе с тем, образуя труднорастворимые карбиды, оказывающие зародышевое действие и снижающие устойчивость аустенита, при определенных условиях вольфрам уменьшает прокаливаемость.

Влияние вольфрама на прокаливаемость сталей 30X2H2 и 30X2HM при закалке с 860°С в масле изучали в работе [35]. Исследование показало, что с увеличением содержания вольфрама до 0,7—1,1% прокаливаемости стали 30X2H2 возрастает. При дальнейшем повышении содержания вольфрама прокаливаемость увеличивается все меньше и при содержании 2,2% W становится равной прокаливаемости этой же стали без вольфрама. Добавка вольфрама в сталь 30X2HM (0,37% Mo) приводит к некоторому снижению прокаливаемости, что, по-видимому, можно объяснить зародышевым действием карбидов вольфрама.

На рис. 30 приведены кривые прокаливаемости сталей двух составов, %: 1 — 0,58 C; 0,81 Mn; 0,89 Si; 1,27 Cr; 0,14 Cu; 0,02 Mo; 0,06 Ni; 0,11 V ($t_{\text{зак}} = 870^\circ\text{C}$); 2 — 0,55 C; 0,34 Mn; 0,94 Si; 1,27 Cr; 0,22 Cu; 0,05 Mo; 0,12 Ni; 0,18 V; 2,10 W ($t_{\text{зак}} = 880^\circ\text{C}$).

Видно, что заметно снизилась прокаливаемость стали состава 2. В этой стали углерода примерно в два раза больше, чем в стали 30X2NM, а следовательно, в ней больше труднорастворимых карбидов вольфрама. Этим, очевидно, и объясняется более заметное по сравнению со сталью 30X2NM снижение прокаливаемости.

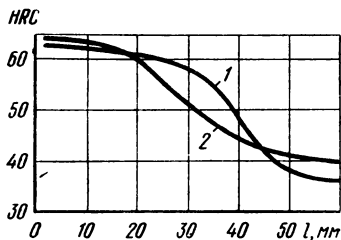


Рис. 30. Влияние вольфрама на прокаливаемость стали [9]

На рис. 31 приведены данные о влиянии вольфрама на глубину закалки высокоуглеродистой стали, содержащей 1,20% С; 0,15—0,20% Si и 0,30% Mn [25]. Видно, что вольфрам снизил прокаливаемость стали типа 60XГСФ.

Влияние вольфрама на прокаливаемость стали 35XГ изучали в работе [36, с. 80—86].

Из рис. 32 видно, что вольфрам вызвал снижение прокаливаемости стали 35XГ. Это снижение связано, вероятно, с образова-

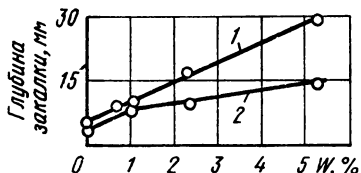


Рис. 31. Влияние вольфрама на глубину закаленного слоя высокоуглеродистой стали (Гудремон, Шрадер):
1 — образцы диаметром 30 мм;
2 — образцы диаметром 60 мм

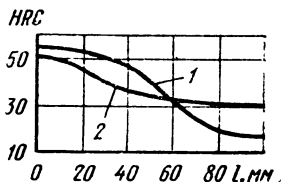


Рис. 32. Влияние вольфрама на прокаливаемость стали 35XГ [36]
Состав сталей, %:
1 — 0,37 С; 1,28 Mn; 0,33 Si;
1,06 Cr; 2 — 0,33 С; 1,08 Mn;
0,21 Si; 1,17 Cr; 0,79 W

нием тугоплавких карбидов вольфрама WC ($T_{пл} = 2720^{\circ}C$), оказавших зародышевое действие. Об этом свидетельствует тот факт, что максимальная твердость торцовых образцов (у охлаждаемого торца) из стали 35XГВ ниже, чем твердость образцов из стали 35XГ. Следовательно, в мартенсите стали 35XГВ зафиксировано меньше углерода, чем в мартенсите стали 35XГ. Очевидно, что этот недостаток углерода в мартенсите стали 35XГВ был связан в нерастворившихся карбидах вольфрама.

Показано, что при введении в сталь 0,65 и 0,82% W прокаливаемость стали ШХ15 возрастает примерно в 1,5 и 2 раза соответственно [116]. При введении 1,13% W прокаливаемость стали марки ШХ15 несколько меньше прокаливаемости той же стали,

но содержащей 0,82% W. Таким образом, при введении более 0,8—0,9% W его положительное влияние на прокаливаемость стали марки ШХ15 уменьшается. Одновременное введение вольфрама (0,62%) и никеля (0,72%) увеличило прокаливаемость стали ШХ15 более чем в три раза.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что влияние вольфрама на прокаливаемость зависит от состава стали, температуры заковки и выдержки при температуре заковки. Анализ литературных данных позволяет сделать вывод, что влияние вольфрама на прокаливаемость стали изучено недостаточно.

Влияние ванадия. Влияние ванадия аналогично влиянию молибдена и вольфрама. В сталях, содержащих углерод, ванадий образует карбиды, которые растворяются лишь при 1200—1300° С [37]. Вследствие этого влияние ванадия на прокаливаемость стали определяется содержанием в стали углерода, температурой нагрева под заковку и длительностью выдержки при нагреве. В случае заковки ванадиевых сталей с нормальных температур нерастворенные карбиды ванадия, оказывая зародышевое действие, снижают прокаливаемость [3]. Применяя повышенную или высокую температуру нагрева под заковку, можно повысить прокаливаемость. Зародышевое действие карбидов ванадия проявляется при всех прочих равных условиях тем более заметно, чем больше углерода в стали. Поэтому роль температуры нагрева и выдержки при этой температуре тем значительнее, чем больше в стали углерода и ванадия.

На рис. 33 приводятся данные о влиянии ванадия на прокаливаемость высокоуглеродистой стали в зависимости от температуры заковки. Из графика видно, что при заковке стали эвтектоидного состава с 815° С ванадий практически не увеличивает прокаливаемость. При заковке той же стали с 1050° С обнаруживается положительное влияние ванадия на прокаливаемость. Следует иметь в виду, что заковка сплава 1 (см. рис. 33), т. е. сплава, не содержащего ванадия, с 1050° С сопровождалось бы некоторым повышением прокаливаемости. Отсюда следует, что даже при заковке с 1050° С ванадий повышает прокаливаемость практически незначительно.

Установлено, что влияние ванадия на прокаливаемость стали марки ШХ15 зависит от введенного количества. При добавке 0,11% V практически не происходит увеличения прокаливаемости; при 0,20% V прокаливаемость возрастает, а при 0,34% V изменения прокаливаемости не наблюдается.

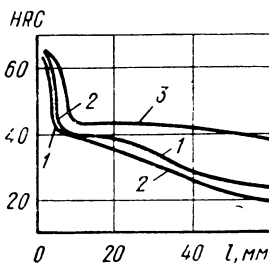


Рис. 33. Влияние ванадия на прокаливаемость сталей [30]:

1 — 0,89% C; 0,29% Mn;
 $t_{\text{зак}} = 815^\circ \text{C}$; 2 — 0,87% C;
 0,30% Mn; 0,27% V; $t_{\text{зак}} =$
 $= 815^\circ \text{C}$; 3 — то же, $t_{\text{зак}} =$
 $= 1050^\circ \text{C}$

Влияние ванадия на прокаливаемость подшипниковой стали марки ШХ15СГ исследовалось нами совместно с Р. И. Шукюровым и З. Г. Мамедовым. Результаты приведены на рис. 34, из которого следует, что введение в указанную сталь 0,34% V увеличило ее прокаливаемость с 14 до 24 мм [33].

Таким образом, в данном случае прокаливаемость стали увеличилась примерно в 1,7 раза.

Приведенные данные позволяют сделать вывод, что влияние ванадия на прокаливаемость зависит также и от состава стали.

В целом же можно сказать, что влияние ванадия на прокаливаемость стали изучено совершенно недостаточно.

Влияние бора. Бор относится к числу элементов, наиболее эффективно влияющих на прокаливаемость стали. По данным [38], присутствие одного атома бора на 25 тыс. атомов железа почти вдвое увеличивает прокаливаемость стали. Этим объясняется многочисленность работ, в которых изучалось влияние бора на прокаливаемость.

Установлено, что малые добавки бора заметно увеличивают прокаливаемость стали. Это объясняется тем, что бор существенно повышает устойчивость аустенита [39]. Показано, что наиболее сильно

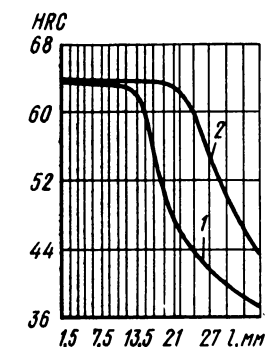


Рис. 34. Влияние ванадия на прокаливаемость стали ШХ15СГ: 1 — 0% V; 2 — 0,34% V

бор повышает прокаливаемость низкоуглеродистых сталей и что на прокаливаемость эвтектоидных углеродистых сталей он влияния не оказывает [38, 40, 155]. В работе [40] получена следующая формула коэффициента прокаливаемости для бора: $F_B = 1 + 1,5(0,9 - \% C)$, где F_B — коэффициент прокаливаемости бора; % C — содержание углерода в стали.

Из формулы следует, что с увеличением содержания в стали углерода влияние бора уменьшается и при эвтектоидном содержании углерода оно равно нулю.

В работе [39] утверждается, что влияние бора на прокаливаемость стали не зависит от содержания в ней углерода: Кноултон полагает, что эффект влияния бора на прокаливаемость стали тем меньше, чем выше содержание углерода в ней [20].

А. Г. Рахштадт, О. Н. Мещеринова и В. А. Зикеев пришли к выводу, что бор наиболее сильно повышает прокаливаемость стали с 0,50% C и что на прокаливаемость стали, содержащей 0,80% C, бор не оказывает влияния [127, с. 132—148].

Противоположные результаты получены в работе А. М. Тарасова. По данным А. М. Тарасова, прокаливаемость стали при введении бора повышается тем больше, чем больше содержится в стали углерода. При увеличении содержания углерода сверх эвтектоид-

ного прокаливаемость стали при введении бора не повышается [127, с. 80—91].

На рис. 35—38 приводятся графики прокаливаемости для сталей 20; 20Х; 30; 50 и У8. Из рисунков следует, что с увеличением содержания углерода эффект повышения прокаливаемости стали от введения бора уменьшается и становится равным нулю при ~ 0,80% С.

Таким образом, следует считать, что бор увеличивает прокаливаемость дозвектоидных углеродистых сталей тем меньше, чем больше в сталях углерода. Положительное влияние бора на прокаливаемость легированных сталей зависит от их типа. При введении в хромистую сталь бор повышает ее прокаливаемость. Считают, что марганец уменьшает, а кремний нейтрализует положительное влияние бора. Последнее подтверждается данными рис. 39. Предполагается, что марганец и кремний уменьшают растворимость бора в твердом растворе, что приводит к снижению содержания бора в аустените, и эффективность его действия уменьшается.

Влияние бора на прокаливаемость ряда сталей показано на рис. 40—45, из которых следует, что бор повышает прокаливаемость стали всех указанных марок, но в различной степени. Представляют интерес данные рис. 42. Выше отмечалось, что марганец и особенно кремний снижают степень влияния бора на прокаливаемость. Поэтому можно было бы ожидать, что введение бора в сталь 55СГ2, в которой содержатся и марганец, и бор, не вызовет повышения прокаливаемости. В действительности же прокаливаемость этой стали весьма существенно возросла при введении бора.

На прокаливаемость стали марки 55С2 бор влияния не оказал (см. рис. 39). Причины подобного влияния бора на прокаливаемость марганцевокремнистой и кремнистой сталей, по-видимому, кроются в механизме влияния бора на устойчивость аустенита. В работе [41] показано, что введение бора в стали типа 40ХМ и 40Г в два раза увеличило их прокаливаемость.

Бор также повышает прокаливаемость никельмолибденовой (см. рис. 43), марганцевомолибденовой (см. рис. 44) и молибденовой (рис. 46) сталей.

В случае марганцевомолибденовой стали влияние 0,0015% В равноценно влиянию 0,35—0,40% Мо (см. рис. 43 и 44). Следовательно, по своему влиянию на прокаливаемость стали бор более чем в 200 раз эффективнее молибдена.

В работе [159] показано заметное повышение прокаливаемости сталей типа 30ХГНМ, 20ХГМ и 20ХГН при введении бора в количестве около 0,002%. По данным [160], при добавке около 0,002% бора прокаливаемость низколегированных конструкционных сталей повышается более чем в три раза. При введении более 0,002% (до 0,006%) бора прокаливаемость снижается. Дальнейшее увеличение содержания бора (до 0,012%) не вызывает снижения прокаливаемости.

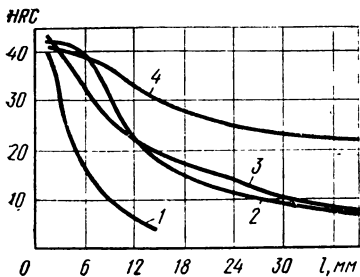


Рис. 35. Влияние бора на прокаливаемость сталей 20 и 20X (И. И. Прокофьева);

1, 2 — сталь 20 (1 — 0,20% С; 0,28% Si; 0,50% Mn; 0,06% Cr; 0,39% Ni; 2 — 0,22% С; 0,32% Si; 0,63% Mn; 0,05% Cr; 0,32% Ni; 0,003% В); 3, 4 — сталь 20X (3 — 0,22% С; 0,27% Si; 0,45% Mn; 0,87% Cr; 0,30% Ni; 4 — 0,22% С; 0,25% Si; 0,66% Mn; 1,02% Cr; 0,37% Ni; 0,006% В)

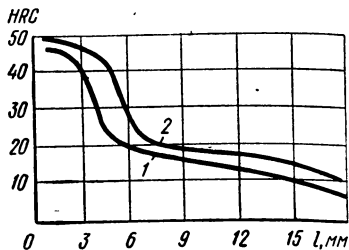


Рис. 36. Влияние бора на прокаливаемость стали 30 (Я. Е. Гольдштейн);

1 — без бора; 2 — с бором

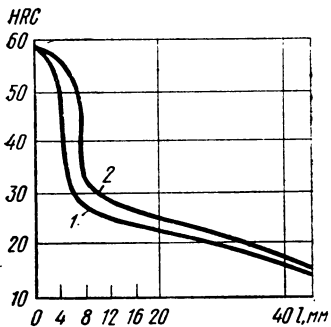


Рис. 37. Влияние бора на прокаливаемость углеродистой стали 50 (А. Г. Рахштадт и др.). Состав стали, %:

1 — 0,45 С; 0,074 Si; 0,18 Mn; 2 — то же + 0,003 В

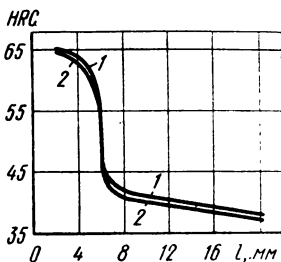


Рис. 38. Влияние бора на прокаливаемость стали У8 (А. Г. Рахштадт и др.). Состав стали, %:

1 — 0,82 С; 0,25 Si; 0,40 Mn; 2 — то же + 0,0028 В

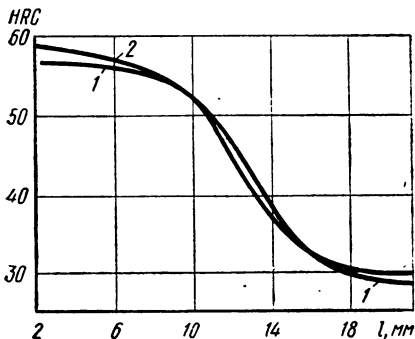


Рис. 39. Влияние бора на прокаливаемость стали 55С2 (А. Г. Рахштадт и др.). Состав стали, %:

1 — 0,54 С; 1,82 Si; 0,82 Mn; 2 — то же + 0,0039 В

Рис. 40. Влияние бора на прокаливаемость стали 55ХГ (А. Г. Рахштадт и др.). Температура закалки 830° С. Состав стали, %:
 1 — 0,57 С; 1,06 Мн; 0,25 Si; 1,03 Cr; 2 — то же + 0,003 В

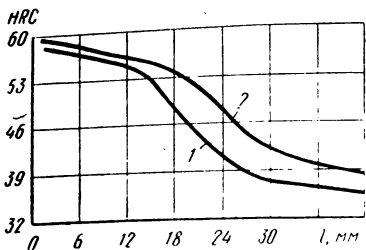
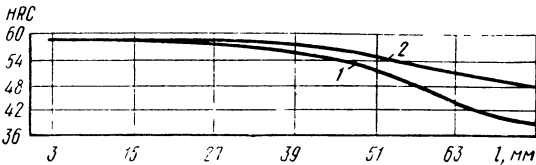


Рис. 41. Влияние бора на прокаливаемость стали 50ХФА (А. Г. Рахштадт и др.). Температура закалки 850° С. Состав стали, %:
 1 — 0,48 С; 0,70 Мн; 0,25 Si; 0,96 Cr; 0,21 V; 2 — то же + 0,0023 В

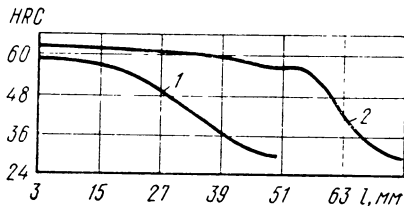


Рис. 42. Влияние бора на прокаливаемость стали 55СГ2 (А. Г. Рахштадт и др.). Температура закалки 850° С. Состав стали, %:
 1 — 0,54 С; 1,66 Мн; 1,23 Si; 0,02 Cr; 2 — то же + 0,002 В

Рис. 43. Влияние бора на прокаливаемость никельмолибденовой стали [30]. Состав стали, %:
 1 — 0,17 С; 0,57 Мн; 0,45 Cr; 1,87 Ni; 0,24 Мо; 2 — 0,14 С; 0,81 Мн; 0,49 Cr; 1,81 Ni; 0,27 Мо; 0,003 В

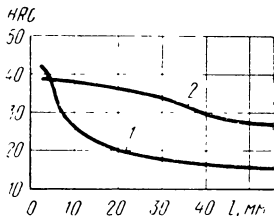
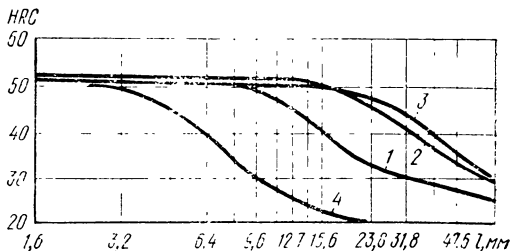


Рис. 44. Влияние бора на прокаливаемость марганцево-молибденовых сталей (Уди, Розенталя). Состав стали, %:
 1 — 0,30 С; 1,53 Мн; 0,22 Si; 0,38 Мо; 2 — 0,31 С; 1,58 Мн; 0,26 Si; 0,20 Мо; 0,0015 В;
 3 — 0,030 С; 1,57 Мн; 0,21 Si; 0,21 Мо; 0,003 В; 4 — 0,30 С; 1,61 Мн; 0,23 Si



Многочисленными исследованиями [см. 20] установлено, что бор повышает прокаливаемость при введении его в количестве $\leq 0,006-0,007\%$. Дальнейшее увеличение содержания бора уменьшает степень повышения прокаливаемости.

Наиболее эффективно влияние бора при введении его в количествах $0,0015-0,003\%$. Однако для каждого типа стали существует, по-видимому, свое оптимальное количество введенного бора, при котором в наибольшей степени повышается прокали-

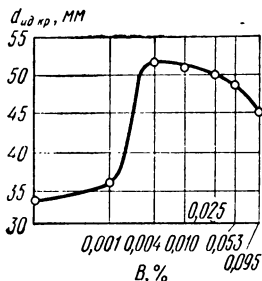


Рис. 45. Влияние бора на прокаливаемость стали 35 [45]

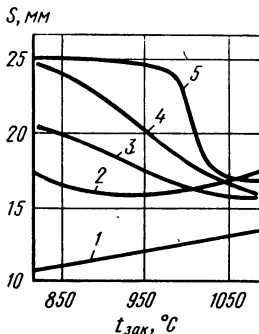


Рис. 46. Влияние бора на прокаливаемость молибденовой стали состава, %:

0,38 С; 0,79 Мп; 0,34 Сг; 0,50 Ni; 0,15 Мо; S — расстояние от поверхности до зоны с твердостью HRC 40 [Clere]:

1 — 0% В; 2 — 0,010% В; 3 — 0,006% В; 4 — 0,003% В; 5 — 0,0005% В

ваемость. Подтверждением тому служат приведенные на рис. 45 данные, полученные С. М. Винаровым при исследовании влияния бора на прокаливаемость стали 35 (табл. 5).

Из рис. 45 видно, что с увеличением содержания в стали бора от 0,0010 до 0,004% ее прокаливаемость резко возрастает. При дальнейшем увеличении содержания бора (до 0,095%) прокаливаемость снижается, хотя вплоть до 0,095% В остается более высокой, чем в случае 0,0010% В.

Таблица 5

Состав стали 35, %

Плавка	С	Mn	Si	Cr	В	Плавка	С	Mn	Si	Cr	В
1	0,36	0,67	0,23	0,18	0	5	0,38	0,63	0,21	0,18	0,026
2	0,39	0,48	0,26	—	0,001	6	0,37	0,60	0,21	0,14	0,053
3	0,38	0,56	0,20	0,17	0,004	7	0,36	0,64	0,23	0,14	0,095
4	0,37	0,49	0,28	—	0,010						

Установлено, что для углеродистой стали, содержащей 0,48—0,51% С, оптимальное количество бора равно $0,00033 \pm 0,00005\%$ [43]. Это количество отвечает пределу растворимости бора в стали.

Влияние бора на прокаливаемость зависит от тщательности раскисления стали, а также от того, насколько полно связан азот, присутствующий в стали, алюминием и титаном в нитриды [44]. Установлено также, что бор более эффективно повышает прокаливаемость стали, содержащей несколько легирующих элементов.

Эффективность влияния бора определяется также способом выплавки стали, порядком введения бора и природой борсодержащих веществ. Установлено, что 0,001—0,003% В при введении его из грейнала повышает прокаливаемость стали марки 35ХНМ; если же ввести такое же количество бора из ферробора, прокаливаемость указанной стали уменьшается (Б. Е. Сомин).

Показано, что если в борсодержащую сталь марки 30 ввести еще и азот, то прокаливаемость стали окажется даже несколько ниже, чем прокаливаемость той же стали без бора [42].

Вероятно, присутствующий в стали азот связывает бор в нитриды, которые, оказывая зародышевое влияние, снижают прокаливаемость стали.

Влияние бора на прокаливаемость стали зависит также и от условий ее раскисления при выплавке. Так, в случае предварительного раскисления сталей 20 и 45 силикокальцием и алюминием (вводили 0,03% Al, остаточное количество алюминия 0,015%) с последующим введением бора (вводили 0,006% В, остаточное количество бора 0,0018%) достигается их наиболее глубокая прокаливаемость [42]. В той же работе показано, что введение малых добавок циркония усиливает положительное влияние бора на прокаливаемость рассматриваемых сталей. Эти результаты согласуются с данными работы [44]. Введение 0,006% В в подшипниковую сталь марки ШХ15 не повлияло на ее прокаливаемость (А. С. Шейн и С. Ф. Белков; С. Ф. Белков и др.). Установлено, что с увеличением температуры закалки прокаливаемость стали с бором снижается (рис. 47). Таким образом, влияние бора на прокаливаемость стали зависит также и от температуры закалки.

Поскольку длительность выдержки действует в том же направлении, что и температура закалки, можно ожидать, что с увеличением длительности выдержки при нагреве под закалку эффективность влияния бора на прокаливаемость стали должна снижаться.

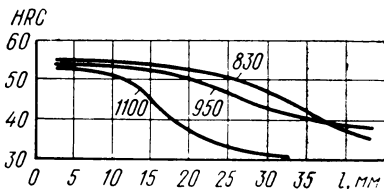


Рис. 47. Влияние бора на прокаливаемость стали в зависимости от температуры закалки (Я. Е. Гольдштейн)

Механизм влияния бора на прокаливаемость стали изучали в ряде работ. Наиболее ранние работы выполнены Гренджем и Гарвеем [38] и С. М. Винаровым [45, 169, 170].

По мнению Гренджа и Гарвея, весьма эффективное повышение прокаливаемости стали при введении незначительных присадок бора обусловлено тем, что в его присутствии по границам зерен образуются особые выделения. Наличие этих выделений повышает устойчивость твердого раствора и, как следствие этого, прокаливаемость стали.

Согласно С. М. Винарову [45, 169, 170], механизм влияния бора на прокаливаемость стали состоит в следующем. Бор — поверхностно активный элемент по отношению к γ -твердому раствору. Поэтому при введении малых количеств бора на поверхности зерен аустенита образуется адсорбционный слой. Если соотношение количества атомов бора и общей площади поверхности границ зерен аустенита является оптимальным, то на поверхности образуется одноатомный или близкий к этому адсорбционный слой. По этой причине свободная поверхностная энергия зерен уменьшается, что приводит к увеличению термодинамической устойчивости аустенита, т. е. к увеличению прокаливаемости стали.

По мнению В. И. Архарова [46], улучшающее влияние бора на прокаливаемость стали связано с образованием на поверхности границ зерен аустенита адсорбционного слоя толщиной по меньшей мере порядка критического размера устойчивого зародыша.

Общим моментом точек зрения С. М. Винарова и В. И. Архарова является то, что при введенной бора, по их мнению, на *всей* (подчеркнуто нами — *Н. К.*) поверхности зерен аустенита образуется адсорбционный слой. По В. И. Архарову, адсорбционный слой представляет собой переходную зону, состоящую из атомов основного компонента и бора с полупорядоченным расположением атомов.

Следует, однако, подчеркнуть, что наличие сплошного адсорбционного слоя на поверхности границ, существование которого предполагается в работах С. М. Винарова и В. И. Архарова, экспериментально пока не подтверждено.

В работах [38, 39, 47—49] также изучали механизм влияния бора на прокаливаемость стали. Согласно этим данным, атомы бора, имеющие малый диаметр, концентрируются в дефектных местах кристаллической решетки и понижают уровень ее энергии, что снижает вероятность зарождения и роста кристаллов новой фазы. По этой причине повышается прокаливаемость стали.

Представления о механизме влияния бора на прокаливаемость стали, изложенные в работах [38, 39, 47—49], заслуживают большего предпочтения, чем точки зрения С. М. Винарова и В. И. Архарова, по следующим причинам. Общеизвестно, что превращение, как правило, начинается по границам зерен аустенита, причем не по всей поверхности границ, а лишь на отдельных их участках,



где условия для образования зародышей критических размеров и последующего их роста более благоприятны. Начавшееся в нескольких местах границы превращения распространяется в глубь зерна. С течением времени охлаждения в процесс превращения вовлекаются все новые и новые объемы пограничного раствора.

Все это может быть подтверждено экспериментальными данными.

Из сказанного следует, что по степени подготовленности к превращению, а значит, и по уровню свободной энергии разные участки границ зерен существенно различаются. Следовательно, чтобы снизить уровень свободной энергии отдельных участков границ зерен до уровня, обеспечивающего устойчивость против преждевременного распада, к ним необходимо подвести также большее количество атомов бора. Если же согласиться с точкой зрения В. И. Архарова и особенно С. М. Винарова, то следует сделать допущение о том, что атомы бора, расположенные на различных участках границ зерен, обладают различной способностью снижать уровень свободной энергии системы, т. е. обладают различными свойствами. Очевидно, что такое допущение не обосновано.

В работе [50] с помощью нейтронной радиографии исследовали микрораспределение бора в стали 20 Мо Сг 4 (типа 20ХМ). Установлено, что бор в этой стали распределяется неравномерно. Эти данные можно считать экспериментальным подтверждением механизма влияния этого элемента на прокаливаемость стали, предложенного в работах [38, 39, 47—49].

По данным [160], прокаливаемость борсодержащей стали зависит от количества боридов (Fe_2B) и карбоборидов $[Fe_{23}(CB)_6]$, способствующих образованию феррита и тем самым снижающих устойчивость аустенита. При содержании в малолегированной конструкционной стали более 0,002% В количество карбоборидов и боридов, образующихся по границам бывших зерен аустенита, существенно возрастает, вследствие чего прокаливаемость снижается.

Образование карбоборидов и боридов по границам бывшего аустенита, установленное в работе [160], подтверждает гипотезу о преимущественном скоплении атомов бора на границах зерна.

Подытоживая рассмотрение влияния бора на прокаливаемость, можно отметить следующее:

влияние бора на прокаливаемость стали зависит от тщательности раскисления стали при ее выплавке, от состава стали, температуры закалки и, по-видимому, от продолжительности выдержки при температуре закалки;

с увеличением содержания углерода положительное влияние бора на прокаливаемость углеродистой стали уменьшается, и при 0,8—0,9% С оно прекращается;

кремний и марганец (каждый в отдельности) снижают положительное влияние бора на прокаливаемость кремнистой и сост-

ответственно марганцевой стали; однако бор, введенный в кремне-марганцевую сталь (0,54% С, 1,23% Si и 1,66% Mn), весьма резко повышает ее прокаливаемость;

прокаливаемость кремнистой стали (55С2) при введении бора не изменяется;

прокаливаемость хромомарганцевой, хромомарганцевоникеле-молибденовой, хромованадиевой, хромомарганцевомолибденовой, никелемолибденовой, марганцевомолибденовой, хромомарганцевоникелевой и молибденовой сталей при введении бора повышается;

с повышением температуры закалки положительное влияние бора на прокаливаемость стали уменьшается;

добавки малых количеств циркония увеличивают положительное влияние бора на прокаливаемость углеродистых сталей 20 и 45;

оптимальное количество бора, оказывающее наибольшее положительное влияние на прокаливаемость стали, зависит от ее состава и находится в пределах 0,0003—0,004%.

Влияние титана. Титан относится к числу элементов, образующих в стали труднорастворимые карбиды, не переходящие в твердый раствор даже при нагреве до 1250—1300° С. Вследствие этого при закалке с относительно низких температур большая часть титана остается связанной в виде карбидов и лишь незначительная его часть переходит в твердый раствор. Проявляя зародышевое действие и связывая углерод в карбиды, титан оказывает отрицательное влияние на прокаливаемость стали. Часть титана, перешедшая в твердый раствор, увеличивает прокаливаемость.

Результатирующее влияние титана на прокаливаемость определяется соотношением растворенной и связанной частей титана, температурой закалки и продолжительностью выдержки при этой температуре.

Как показано в работе [22], введение в сталь марганца (до 2,0—2,5%), или хрома, или обоих элементов одновременно способствует растворению титана в аустените и тем самым повышает его устойчивость, а следовательно, и прокаливаемость.

Таким образом, влияние титана на прокаливаемость стали зависит от его содержания, от присутствия других элементов в стали и температуры закалки. Этим, по-видимому, и объясняется противоречивость данных о влиянии титана на прокаливаемость стали [в литературе имеются данные и о том, что титан снижает (Крамер, Хафнер и Толеман) прокаливаемость, и о том, что он повышает ее (Крафтс, Ламонт)].

Как видно из рис. 48, прокаливаемость высокоуглеродистой стали (1,0% С) при закалке с температур до 1000° С включительно снижается, даже при введении небольших количеств титана. При закалке с 1050° С и выше отрицательное влияние титана на прокаливаемость начинает сказываться лишь при введении > 0,20% Ti. Причина снижения прокаливаемости стали титаном

при его содержаниях более 0,20% и при закалке с температур выше 1050° С не выяснена.

Из рис. 49 видно, что девятикратное (от 20 до 180 мин) увеличение длительности нагрева при 880° С не изменяет прокаливаемости. Этот факт свидетельствует о том, что при нагреве измене-

Рис. 48. Влияние титана и температуры закалики на прокаливаемость высокоуглеродистой стали. Диаметр образца 28 мм (Гудремон и др.). Температура закалики, °С:

1 — 750; 2 — 800; 3 — 850; 4 — 900; 5 — 950; 6 — 1000; 7 — 1050; 8 — 1100; 9 — 1200

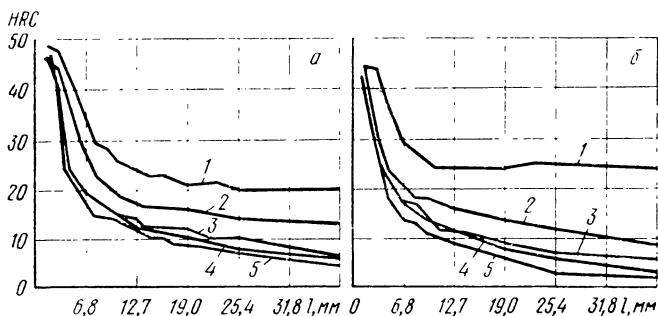
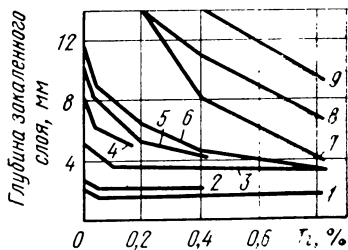


Рис. 49. Влияние титана на прокаливаемость сталей, содержащих 0,37% С; 0,63% Mn; 0,33% Si; 0,36% Ti (а) и 0,36% С; 0,66% Mn; 0,38% Si; 0,78% Ti (б):

1 — 1200° С; 20 мин; 2 — 1080° С; 20 мин; 3 — 880° С; 20 мин; 4 — 880° С; 60 мин; 5 — 880° С; 180 мин

ний состояния твердого раствора стали не происходило. Можно также полагать, что при этом карбиды титана не растворялись. Из рис. 48 и 49 видно, что совместное влияние температуры и количества титана, содержащегося в стали, на ее прокаливаемость зависит от состава стали и, по-видимому, от количества углерода, присутствующего в ней.

Влияние циркония. Цирконий, как и титан, образует в стали труднорастворимые карбиды, поэтому влияние его на прокаливаемость стали аналогично влиянию титана.

Считают, что цирконий при совместном его введении с элементами, образующими легкорастворимые карбиды, повышает устойчивость аустенита и поэтому увеличивает прокаливаемость стали [3, 22]. Так, введение около 0,08% Zr в сталь 30ХГТ вызвало повышение ее прокаливаемости в 1,6—1,7 раза.

Данные о влиянии циркония на прокаливаемость подшипниковой стали марки ШХ15, полученные А. С. Шейном и С. Ф. Бел-

Влияние циркония на прокаливаемость стали ШХ15

Zr, %	—Температура закалки, °С					
	830		850		870	
	А	Б	А	Б	А	Б
0,00	6,5	—	8,4	—	9,0	—
0,03	6,5	0	8,6	2,0	10,0	11,0
0,13	8,4	29,0	9,6	14,0	10,0	11,0
0,21	8,4	29,0	10,2	21,0	10,2	13,0
0,31	10,0	54,0	10,0	19,0	10,8	20,0

Примечания: 1. Прокаливаемость определяли торцовым методом (ГОСТ 5657—69), выдержка при температуре закалки 1 ч. 2. В качестве критерия прокаливаемости принято расстояние от торца до зоны, имеющей твердость не ниже HRC 60. 3. Прокаливаемость определяли на образцах, подвергнутых отпуску при 150° С в течение 2 ч. 4. А — прокаливаемость, мм; Б — увеличение прокаливаемости по сравнению с прокаливаемостью стали ШХ15 без циркония, %.

ковым [121, с. 337—412], приводятся в табл. 6. Видно, что цирконий повышает прокаливаемость стали марки ШХ15. С повышением температуры закалки положительное влияние циркония на прокаливаемость стали уменьшается. Наиболее сильно положительное влияние циркония на прокаливаемость стали проявляется при введении его в сталь с меньшим содержанием углерода (сталь 30ХГТ).

Исследовалось влияние циркония на прокаливаемость сталей 35ХГ, 35ХГР и 35ХГВ [36, с. 80—86]. Из рис. 50 и 51 видно, что цирконий при содержаниях 0,05; 0,06 и 0,25% значительно повышает прокаливаемость сталей 35ХГ и 35ХГР. Введение в сталь 35ХГ циркония в количестве 0,58% оказалось по эффективности равноценным 0,25% Zr. Таким образом, в сталь типа 35ХГ вводить циркония больше 0,25% с целью повышения прокаливаемости не целесообразно.

Из рис. 51 следует, что прокаливаемость стали 35ХГВ при введении 0,09% Zr повысилась незначительно.

Выше было изложено объяснение механизма положительного влияния циркония на прокаливаемость стали типа 30ХГТ, данное в работах [3, 22]. Однако накопившиеся к настоящему времени данные о влиянии различных элементов на прокаливаемость стали позволяют предложить другой механизм более эффективного положительного влияния циркония на прокаливаемость стали, содержащей хром и марганец (или только один из этих элементов), при пониженном содержании углерода по сравнению с такой же сталью, но с повышенным содержанием углерода.

Цирконий — более сильный карбидообразователь, чем титан, железо, хром и тем более марганец. Поэтому при введении в сталь 30ХГТ цирконий и титан (наиболее сильные карбидообразователи

в данной стали) образуют тугоплавкие карбиды ZrC ($t_{пл} = 3530^\circ C$) и TiC ($t_{пл} = 3150^\circ C$), т. е. связывают определенное количество углерода. При этом на образование легированного хромом и марганцем цементита остается меньше углерода и, следовательно, меньшее количество хрома и марганца будет связано в карбиды и, наоборот, большее количество этих элементов перейдет в твердый раствор. Иными словами, в присутствии циркония в стали 30ХГТ твердый раствор в большей степени легирован хромом и марганцем, чем в отсутствие этого элемента. Кроме того, можно предполагать, что цирконий, будучи сильным карби-

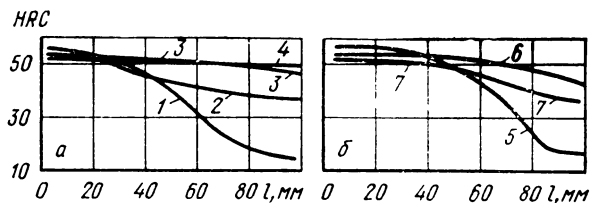


Рис. 50. Влияние циркония на прокаливаемость сталей 35ХГ (а) и 35ХГР (б). Температура закалки $860^\circ C$ [36]:
 1 — 0% Zr; 2 — 0,05% Zr; 3 — 0,25% Zr; 4 — 0,58% Zr;
 5 — 0% Zr; 6 — 0,06% Zr; 7 — 0,25% Zr

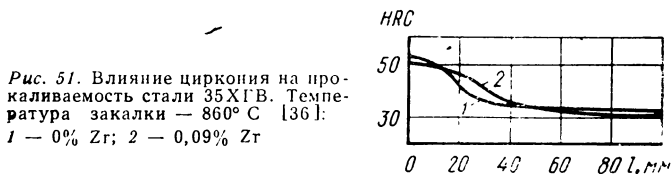


Рис. 51. Влияние циркония на прокаливаемость стали 35ХГВ. Температура закалки — $860^\circ C$ [36]:
 1 — 0% Zr; 2 — 0,09% Zr

дообразователем, частично растворяется в цементите, замещая в нем некоторую часть атомов хрома и марганца, способствуя тем самым еще большей легированности твердого раствора указанными элементами. Вследствие большей легированности твердого раствора хромом и марганцем сталь с цирконием обладает более глубокой прокаливаемостью, чем сталь без циркония.

Таким образом, в присутствии циркония, как и титана, прокаливаемость стали увеличивается, по-видимому, не только и не столько вследствие увеличения легированности твердого раствора атомами этого элемента, сколько вследствие более существенного увеличения легированности атомами хрома и марганца.

Выигрыш в прокаливаемости в результате повышения легированности твердого раствора полностью компенсирует потери в прокаливаемости от зародышевого действия тугоплавких карбидов циркония, а также обуславливает значительное ее повышение. Очевидно, чем больше в стали тугоплавких карбидов (а это возможно только с увеличением содержания либо циркония, либо углерода, либо обоих элементов одновременно), тем в большей степени проявляется их зародышевое действие, тем меньший общий выигрыш в прокаливаемости. Этим, вероятно, и объясняются

данные о влиянии циркония на прокаливаемость стали ШХ15 и ее изменение с изменением температуры закалки.

Следует отметить, что влияние циркония на прокаливаемость стали различных типов изучено недостаточно.

Влияние ниобия. Обладая большим, чем хром, марганец и ванадий, родством к углероду, ниобий является более сильным карбидообразователем, чем эти элементы. Карбид ниобия существенно более устойчив, чем карбиды хрома и марганца. Он также более устойчив, чем карбиды ванадия и титана (температура плавления карбидов: Cr_{23}C_6 1550° С, Cr_7C_3 1665° С, Cr_3C_2 1895° С, Mn_3C 1520° С, Fe_3C 1650° С, VC 2810° С, TiC 3150° С, NbC 3480° С). Поэтому влияние ниобия на устойчивость аустенита и на критическую скорость закалки определяется состоянием, в котором находится ниобий: ниобий, перешедший в твердый раствор, снижает критическую скорость закалки [40], а ниобий, связанный в карбиды, оказывающие зародышевое действие и обедняющие твердый раствор по содержанию углерода и ниобия и измельчающие зерно, повышает критическую скорость закалки.

Установлено, что ниобий снижает прокаливаемость стали с 0,20% С и 1,5% Мп [51]. Причиной этого автор считает образование карбидов ниобия, оказывающих зародышевое действие и вызывающих заметное измельчение зерна. Введение в хромомарганцевокремнистую сталь (0,22% С; 1,3% Cr; 1,25% Мп; 1,1% Si) 0,1% Nb весьма существенно повысило ее прокаливаемость [52]. По данным М. П. Брауна, ниобий обеспечил получение твердости HRC 45 при закалке профиля сечением до 75 мм на расстоянии более 0,5 радиуса от поверхности.

Таким образом, в зависимости от условий аустенитизации ниобий может оказать положительное или отрицательное влияние.

По данным [22], введение около 2,0—2,5 % Мп способствует переходу ниобия в твердый раствор и приводит к увеличению устойчивости последнего.

Не отрицая указанного механизма влияния ниобия на устойчивость аустенита, можно предполагать, что существует и другой. Вероятно, при определенных условиях (состав стали и особенно наличие в стали хрома и кремния) термодинамическая активность ниобия оказывается такой, что вызывает перераспределение хрома между карбидами и твердым раствором (ниобий способствует переходу хрома из карбидной фазы в твердый раствор). Не последнюю роль, по нашему мнению, в этом механизме играет кремний. Однако эти предположения нуждаются в экспериментальной проверке.

Влияние тантала. Тантал, так же как цирконий и ниобий, образует труднорастворимые карбиды (температура плавления карбидов тантала: Ta_2C 3400° С, TaC 3880° С). Поэтому влияние тантала на прокаливаемость стали аналогично влиянию циркония и ниобия.

Введение в сталь марганца или хрома (или марганца и хрома одновременно) способствует растворению карбидов тантала, т. е. переходу последнего в твердый раствор, что в свою очередь способствует повышению прокаливаемости.

Карбиды тантала, оказывая зародышевое действие, снижают прокаливаемость. Результирующее влияние тантала на прокаливаемость стали определяется соотношением изменения критической скорости закалки под влиянием указанных факторов.

Влияние церия. Исследовалось влияние церия на прокаливаемость литой стали марки 40Л [42]. Из рис. 52 следует, что введение церия в сталь 40Л заметно повысило ее прокаливаемость. В этой же работе установлено, что введение в указанную сталь церия в количестве (остаточное), равном 0,05%, несколько снизило прокаливаемость этой стали, а введение церия в количестве, равном 0,09%, практически не повлияло на эту характеристику. Таким образом, малые добавки (<0,09%) церия снижают, а более или менее значительные (>0,010%) повышают прокаливаемость литой углеродистой стали 40Л.

По мнению Я. Е. Гольдштейна, механизм положительного влияния церия на прокаливаемость стали состоит в повышении чистоты стали и особенно пограничных зон, являющихся местами зарождения и роста новых центров кристаллизации. Я. Е. Гольдштейн допускает также, что церий повышает прокаливаемость и как легирующий элемент.

Установлено, что микролегирование стали ШХ15 церием (остаточное количество церия было равно 0,03%) не привело к повышению ее прокаливаемости ни при закалке с 850° С. ни при закалке с 880° С [20].

Отметим, что в отличие от результатов, полученных Я. Е. Гольдштейном на стали 40Л, введение церия в сталь марки ШХ15 привело к увеличению загрязненности ее неметаллическими включениями.

Изучение литературных данных показывает, что влияние ниобия, тантала и церия на прокаливаемость стали практически не изучалось.

Влияние меди. Влияние меди на прокаливаемость стали изучено мало. Установлено, что медь снижает критическую скорость закалки и потому повышает прокаливаемость стали.

Из рис. 53 видно, что влияние меди (при содержании ее от 0,23% и выше) возрастает с увеличением температуры закалки.

Дополнительное легирование хромомарганцевокремнистой стали медью (0,23% С; 1,20% Сг; 1,10% Мп; 1,25% Si; 0,75% Cu)

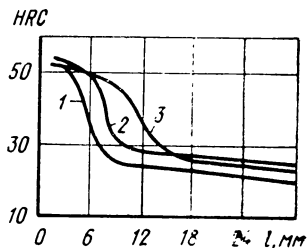


Рис. 52. Влияние церия на прокаливаемость стали 40Л (Я. Е. Гольдштейн). Остаточное содержание церия: 1 — 0%; 2 — 0,14%; 3 — 0,21%.

заметно повышает ее прокаливаемость [52]. Введение в сталь ШХ15 0,25—1,0% Si увеличило ее прокаливаемость, что связано с замедлением превращения в перлитной области [53].

Практика показывает, что в современных сталях любого назначения неизбежно содержится медь, попадающая из шихты. Количество меди при этом нередко достигает 0,25%. Поэтому при оценке влияния тех или иных элементов на прокаливаемость следует учитывать и влияние меди, особенно при закалке с температур выше 800° С.

Влияние кремния. Кремний в том или ином количестве присутствует практически во всех инструментальных и конструкционных сталях. Однако влияние его на процессы превращения аустенита изучено недостаточно.

Показано, что кремний понижает устойчивость аустенита углеродистой стали при 675—700° С и весьма заметно повышает ее ниже 550° С [22].

Введение в среднеуглеродистую сталь (0,5% С) до 1,3% Si увеличивает устойчивость аустенита в области промежуточного превращения и уменьшает устойчивость его в верхней части области перлитного превращения (650—700° С) [54]. Введение 2,8% Si увеличивает скорость перлитного превращения (в верхней части температурной области) и не влияет на

промежуточное превращение. Введение кремния (до 1,2%) в высокоуглеродистую сталь (1,0% С) увеличивает устойчивость аустенита в перлитной и в промежуточной областях.

При введении в ту же сталь 2,5% Si устойчивость аустенита в перлитной области уменьшается, а в промежуточной не изменяется.

В. Д. Садовский установил, что введение до 1,2% Si в хромистую сталь типа 40Х повышает устойчивость аустенита при температурах ниже 600° С и практически не оказывает влияния при температурах выше 600° С.

При введении кремния (0,40—0,65%) в высокоуглеродистую хромомарганцевую сталь устойчивость аустенита ниже 600—550° С увеличивается в большей степени, чем при температуре выше 600° С [55].

Из рис. 54 следует, что в случае закалки углеродистой эвтектоидной стали с 750—850° С практически заметное влияние на прокаливаемость кремний оказывает при содержаниях более 0,35—0,40%; до 0,05—0,20% его влияние практически мало.

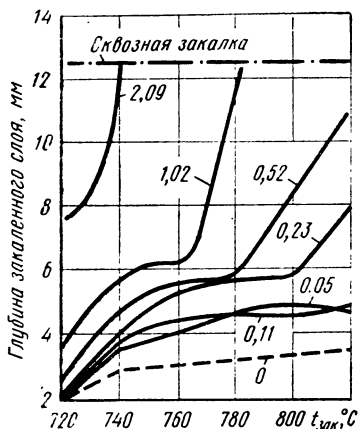


Рис. 53. Влияние меди на глубину закалки углеродистой стали с 0,9% С. Содержания меди, %, указано цифрами у кривых [25]

Данные рис. 55 и 56 свидетельствуют о том, что введение в углеродистую и марганцевую сталь, содержащую 0,40—0,50% С, более 0,40—0,50% Si практически не приводит к заметному повышению прокаливаемости указанной стали.

Изучали влияние кремния на прокаливаемость инструментальной хромистой стали 0,97—1,03% С; 0,47—0,52% Mn; 0,76—0,95% Cr [26]. Установлено, что при введении кремния в количествах 0,07—0,49% прокаливаемость возрастает заметно. Однако сталь с 1,06% Si имела такую же прокаливаемость, как и сталь с 0,49% Si. Таким образом, введение кремния сверх 0,50% (до 1,06%) оказалось неэффективным. Этот результат совпадает с результатом, приведенным в работе [30] применительно к среднеуглеродистой стали. Из рис. 57 видно, что снижение содержания кремния в стали ШХ15 с 0,33% до следов вызвало понижение прокаливаемости. Существенное снижение прокаливаемости, связанное с уменьшением (практически до следов) содержания кремния, не компенсировало даже введение бора. Это снижение оказалось столь существенным, что твердость в центре торцевой поверхности цилиндрических образцов ($h = 15$ мм; $d = 20$ мм), изготовленных из указанной стали и закаленных в масле с 850°C , находилась в пределах HRC 43—60 (после 2-ч отпуска при 150°C), в то время как твердость таких же образцов, но изготовленных из обычной стали и подвергнутых такой же термической обработке, составляла HRC 58—60 [56].

На рис. 58 приведены полосы прокаливаемости для сталей ШХ15СГ [20] и 9ХС [10]. Марочный состав этих сталей, % ($\Sigma_{л.з}$ — сумма легирующих элементов, %):

	С	Si	Mn	Cr	$\Sigma_{л.з}$
ШХ15СГ	0,95—1,05	0,40—0,65	0,90—1,20	1,30—1,65	2,60—3,50
9ХС	0,85—0,95	1,20—1,60	0,30—0,60	0,95—1,25	2,45—3,45

Из этих данных следует, что по степени легированности стали обеих марок практически равноценны. Действительно, если сталь ШХ15СГ по сравнению со сталью 9ХС содержит значительное количество марганца, сильно повышающего прокаливаемость (см. рис. 21), то сталь 9ХС содержит значительно больше, чем ШХ15СГ, кремния, повышающего прокаливаемость при указанных количествах более существенно, чем марганец. Между тем прокаливаемость стали марки 9ХС в два раза меньше прокаливаемости стали марки ШХ15СГ.

Причина этого, по-видимому, состоит в следующем. Установлено, что кремний способствует развитию химической микронеоднородности твердого раствора¹, причем эта микронеоднородность отличается высокой стойкостью: она сохраняется даже после гомогенизации. Можно полагать, что химическая микронеоднород-

¹ Качанов Н. Н. Влияние химической микронеоднородности твердого раствора на прокаливаемость стали. Автореф. докт. дис. М., 1966.

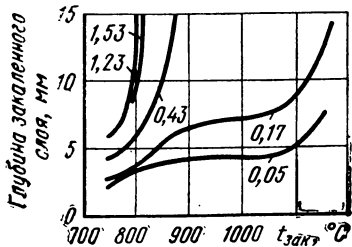


Рис. 54. Влияние кремния на прокаливаемость эвтектоидной стали. Содержание кремния, %, указано цифрами у кривых. Диаметр образцов 30 мм [25]

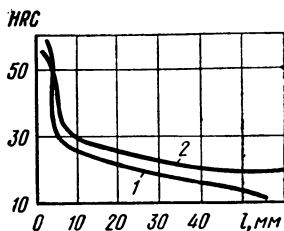


Рис. 55. Влияние кремния на прокаливаемость стали, содержащей 0,50% С и 0,26% Мп. Содержание кремния: 0,53 (1) и 1,27% (2) [30]

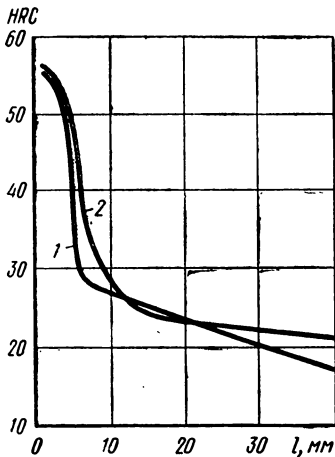


Рис. 56. Влияние кремния на прокаливаемость сталей, содержащих 0,47% С; 0,74% Мп; 0,32% Si (1) и 0,38% С; 0,79% Мп; 1,37% Si (2) [9]

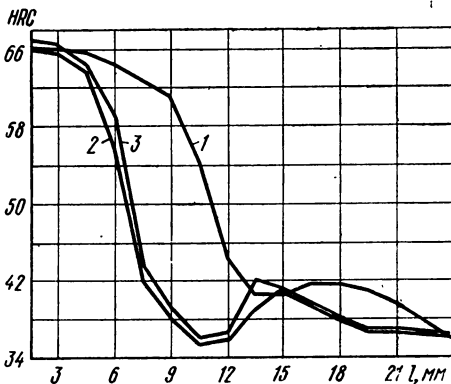


Рис. 57. Влияние кремния и бора на прокаливаемость стали ШХ15. Температура закалки 850° С [20]. Состав стали, %

1 — 0,98 С; 0,29 Мп; 0,33 Si; 1,34 Cr; 0,19 Ni; 0,19 Cu; 2 — 1,02 С; 0,27 Мп; следы Si; 1,36 Cr; 0,13 Ni; 0,14 Cu; 3 — 0,99 С; 0,25 Мп; следы Si; 1,35 Cr; 0,15 Ni; 0,14 Cu; 0,004 В

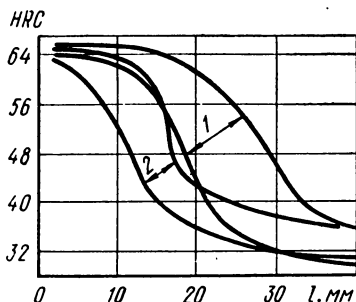


Рис. 58. Полосы прокаливаемости сталей ШХ15СГ (1) и 9ХС (2)

ность твердого раствора стали 9ХС развита очень сильно, что и привело к снижению эффективности положительного воздействия кремния на прокаливаемость стали.

Из рис. 21 следует, что с увеличением содержания кремния в стали (до 1,0%) эффективность его влияния на прокаливаемость постепенно уменьшается. Наиболее эффективно кремний повышает прокаливаемость при малых содержаниях.

Несмотря на то что кремний присутствует практически во всех конструкционных сталях, можно отметить, что систематических исследований его влияния на прокаливаемость этих сталей не проводилось. Механизм влияния кремния на устойчивость аустенита и прокаливаемость стали до конца не выяснен.

В заключение отметим следующее.

Выше указывалось, что наиболее существенное влияние на прокаливаемость кремний оказывает при сравнительно малых содержаниях (см. рис. 57). Можно предположить, что при таких содержаниях ($< 0,20\%$ Si) атомы кремния растворяются преимущественно в граничных объемах зерен металла (т. е. в этом случае кремний является гомофильным элементом, по В. И. Архарову). Растворяясь преимущественно в граничных объемах зерен, атомы кремния «залечивают» дефекты кристаллической решетки твердого раствора, снижают уровень поверхностной энергии и повышают устойчивость аустенита и прокаливаемость стали.

Исходя из этого можно считать, что по мере увеличения содержания кремния в стали все большее количество его растворяется в объеме зерен (после насыщения граничных объемов). По этой причине, с одной стороны, устойчивость аустенита и прокаливаемость стали возрастают благодаря увеличению легированности твердого раствора кремнием, а с другой — уменьшаются из-за искажений кристаллической решетки, возникающих при растворении кремния. Вследствие противоположного действия этих двух факторов при растворении кремния в стали его результирующее положительное влияние на прокаливаемость (с увеличением количества кремния в стали) уменьшается.

Влияние алюминия. Алюминий в стали присутствует либо в качестве компонента твердого раствора, либо в виде соединений — Al_2O_3 ($t_{пл} = 2093^\circ C$) и AlN ($t_{пл} = 2400^\circ C$). Алюминий, входящий в твердый раствор, повышает прокаливаемость стали. Алюминий, образующий указанные соединения, способствует получению мелкозернистой стали, а также снижает склонность к росту зерна аустенита при нагреве и потому уменьшает прокаливаемость. Результирующее влияние алюминия на прокаливаемость зависит от количества кислорода и азота, присутствующих в стали, т. е. от соотношения количества алюминия, растворенного в твердом растворе и связанного в Al_2O_3 и AlN .

Из рис. 59 видно, что при содержаниях алюминия до 0,10—0,12% прокаливаемость стали с 1,0% С уменьшается. Это объясняется тем, что даже незначительные добавки алюминия приводят

к получению мелкозернистой стали, обладающей пониженной прокаливаемостью. При дальнейшем увеличении содержания алюминия (сверх 0,10—0,12%) измельчение зерна прекращается, но так как твердый раствор продолжает обогащаться алюминием, прокаливаемость стали повышается.

Ниже приводятся данные [57] о влиянии алюминия на прокаливаемость стали марки ШХ15 (масса слитков 2000 кг, диаметр проката 42 мм, величина зерна аустенита 7—8 балла; в числителе

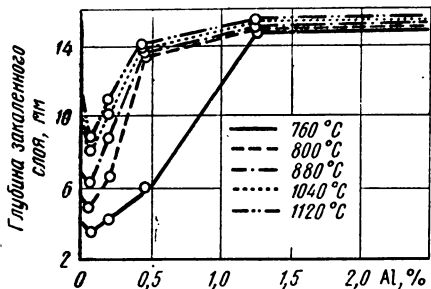


Рис. 59. Влияние алюминия на прокаливаемость углеродистой стали с 1% С. Закалка в воде различных температур

количество введенного в сталь алюминия в килограммах на 1 т, в знаменателе — в процентах):

Номер плавки	Э9238	Э9247	Э9250
Количество алюминия	0,5/0,05	0,5/0,05	1,5/0,15
Прокаливаемость, мм	6,0	6,0	7,6
Номер плавки	Э9253	Э9260	Э9265
Количество алюминия	1,5/0,15	2,0/0,20	2,0/0,20
Прокаливаемость, мм	7,6	8,9	9,1

Сталь всех перечисленных плавков выплавляли и подвергали отжигу на Ижевском металлургическом заводе по единой технологии. Поэтому можно полагать, что изменение прокаливаемости стали связано в основном с изменением количества введенного в плавку алюминия. Из приведенных данных следует, что с увеличением содержания алюминия от 0,05 до 0,20% прокаливаемость стали марки ШХ15 непрерывно возрастает. Это объясняется тем, что уже при введении в сталь 0,2 кг (т. е. 0,02%) алюминия, как это делается при обычной технологии, зерно стали «измельчается» до величины, оцениваемой баллом 7—8; дальнейшее увеличение содержания алюминия не вызывает более «измельчения» зерна, и, следовательно, прокаливаемость не может снизиться. Та же часть алюминия, которая неизбежно переходит в твердый раствор (количество которой с увеличением общего содержания алюминия все возрастает), способствует увеличению прокаливаемости стали. Аналогичные результаты получены в работе [163].

Установлено также, что с увеличением содержания алюминия прокаливаемость стали 35Л незначительно уменьшается, что объясняется «измельчением» зерна и зародышевым действием высокодисперсных окислов и нитридов алюминия [42].

При одновременном содержании алюминия и бора по мере уменьшения содержания алюминия (в пределах 0,02—0,08%) прокаливаемость стали снижается (рис. 60). При этом влияние бора на прокаливаемость стали возрастает по мере увеличения содержания алюминия. Таким образом, алюминий увеличивает эффективность влияния бора на прокаливаемость стали 45.

В Японии запатентован метод производства стали, обладающей высокой прокаливаемостью¹. С целью повышения прокаливаемости в среднеуглеродистую сталь вводят 0,03—0,20% Al. Указанная сталь состава 0,43% С; 0,38% Si; 1,56% Mn; 0,02% P; 0,012% S; 0,32% Cr; 0,12% Ni; 0,04% Mo; 0,098% Al (зерно балла 7,5) имеет идеальный критический диаметр 88,6 мм, а глубина залегания зоны с твердостью, превосходящей твердость полумартенситной зоны, на торцовом образце более 50 мм, в то время как такая же сталь, но содержащая лишь 0,019% алюминия, имеет идеальный критический диаметр 78,7 мм и глубину залегания указанного слоя 12 мм.

В работе [162] установлено, что влияние алюминия на прокаливаемость стали зависит от содержания азота. Если содержание азота не превышает 0,008%, то алюминий повышает прокаливаемость. Если же количество азота находится в пределах 0,012—0,016%, то содержание остаточного алюминия во избежание снижения прокаливаемости не должно превышать 0,015%.

Влияние кобальта. Кобальт увеличивает критическую скорость закалки и потому уменьшает прокаливаемость стали. Установлено, что наиболее сильно кобальт снижает прокаливаемость инструментальной (0,90% С) стали при содержаниях его до 1,5—1,7% и при закалке с температур выше 800° С.

В целом можно отметить, что влияние кобальта на прокаливаемость стали изучено недостаточно.

Влияние теллура. Теллур резко снижает прокаливаемость углеродистой стали 40Л и тем более заметно, чем выше его содержание [42]. Механизм отрицательного действия теллура на прокаливаемость стали не изучен. Полагают, что отрицательное влияние теллура на прокаливаемость вызвано тем, что последний «измельчает» зерно стали и, кроме того, при введении теллура в сталь образуются высокодисперсные теллуриды, оказывающие зародышевое действие [42].

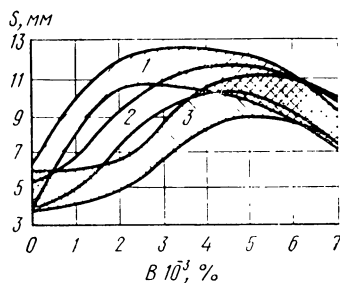


Рис. 60. Совместное влияние алюминия и бора на прокаливаемость стали 45 (Я. Е. Гольдштейн). Остаточное содержание алюминия: 1 — 0,08%; 2 — 0,04%; 3 — 0,02%.

¹ Пат. (Япония), № 28766, 1964.

Влияние мышьяка. Влияние мышьяка на прокаливаемость стали изучено недостаточно.

В работе Т. М. Равицкой показано, что при закалке с 790°C стали, содержащей 0,63% С, твердость в центре образца составляла: при 0,315% As *HRC* 34, при 0,141% As *HRC* 45 и при 0,129% As *HRC* 53. При закалке стали, содержащей 0,78—0,80% С, с 760°C твердость в центре образца составляла: при 0,183% As *HRC* 48, а при 0,018% As *HRC* 60.

С повышением температуры закалки отрицательное влияние мышьяка на прокаливаемость стали уменьшается и при закалке с температуры, на $150\text{—}200^{\circ}\text{C}$ превышающей точку A_{c_3} , прокаливаемость стали с мышьяком и без него была одинаковой.

В работе [154] исследовали влияние мышьяка (0% As, 0,12% As и 0,28% As) на прокаливаемость сталей 20, 35 и 45, находящихся в нормализованном состоянии. Установлено, что при закалке указанных сталей с нормальной температуры (на $30\text{—}60^{\circ}\text{C}$ выше A_{c_3}) мышьяк снижает прокаливаемость, причем тем значительнее, чем выше содержание его в стали. При закалке тех же сталей с более высоких температур (на $100\text{—}120^{\circ}\text{C}$ выше A_{c_3}) прокаливаемость стали, содержащей мышьяк, практически такая же, как и стали, не содержащей этого элемента.

Механизм отрицательного влияния мышьяка на прокаливаемость стали совершенно не изучен.

Влияние серы. Существует мнение, что, связывая некоторую часть марганца в сульфид MnS , имеющий высокую температуру диссоциации, сера снижает прокаливаемость стали.

В работе [161] сделан вывод, согласно которому изменение содержания серы в пределах 0,005—0,06% не влияет на прокаливаемость стали ШХ15.

По данным [163], для обеспечения глубокой прокаливаемости стали ШХ15 необходимо уменьшить ее загрязненность кислородными включениями и увеличить загрязненность сульфидными включениями, т. е. увеличить содержание серы. Вывод авторов [163], по нашему мнению, нуждается в более глубокой и более представительной проверке, так как оценка баллами загрязненности стали неметаллическими включениями при малом числе образцов (т. е. при малой выборке) не исключает влияния случайных причин.

Влияние газов, растворенных в стали. Изучали влияние кислорода, водорода и азота, содержащихся в стали ШХ15, на ее прокаливаемость [34]. Исследования показали, что между прокаливаемостью стали и содержанием кислорода и водорода связи нет.

Между содержанием в стали марки ШХ15 азота и ее прокаливаемостью существует связь, состоящая в том, что с увеличением количества азота, содержащегося в стали, ее прокаливаемость снижается [34].

Причина отрицательного влияния азота на прокаливаемость стали марки ШХ15, по-видимому, состоит в том, что образу-

щиеся в стали нитриды алюминия AlN и хрома Cr_2N ($T_{пл} = 1650^\circ C$) оказывают зародышевое действие. Кроме того, вследствие образования указанных нитридов, обедняется твердый раствор по содержанию хрома и алюминия.

По данным [162], азот, не связанный в нитриды, существенно повышает прокаливаемость стали ШХ15, играя роль микролегирующей добавки.

В целом влияние серы и газов, растворенных в стали (O_2 , H_2 , N_2), на прокаливаемость стали изучено недостаточно.

2. ЛЕГИРОВАНИЕ КОМПЛЕКСОМ ЭЛЕМЕНТОВ

За последние годы появился ряд работ по исследованию влияния на прокаливаемость легированных сталей комплекса элементов [36, с. 41—46, 46—61, 61—67; 52; 62—65; 141; 143].

Эти работы основаны на том, что некоторые легирующие элементы при одновременном введении их в сталь взаимно усиливают положительное влияние на прокаливаемость каждого из них в отдельности.

В качестве комплексных применяют добавки: $Ni + Cu$; $Mo + Ti$; $Mo + Cu + Ti$; $Ni + Cu + Mo + Ti$; $Ni + W + Ti$; $Ni + Mo + Ti$; $W + Ti$ [52, 65].

Комплексное легирование низко- и среднелегированных конструкционных сталей позволяет в ряде случаев получить весьма значительное увеличение прокаливаемости при заметной экономии дефицитного никеля.

Как показали работы М. П. Брауна с сотр., комплексное легирование позволяет не только существенно повысить прокаливаемость при применении менее дефицитных легирующих элементов, но, что не менее важно, добиться выигрыша в общем комплексе свойств сталей и сплавов. В этих же работах показано, что традиционное применение некоторых легирующих элементов далеко не во всех случаях является оптимальным, а в ряде случаев не оправдано.

В качестве примера на рис. 61 приводятся графики прокаливаемости стали марки 30ХГСА, легированной комплексами: $Ni + Cu$ (1); $Mo + Ti$ (2); $Ni + Cu + Mo + Ti$ (3); $Ni + W + Ti$ (4). Для сопоставления на рис. 61 приведена полоса прокаливаемости стали марки 30ХГСА [17, 168].

Видно, что комплексное легирование весьма существенно повысило прокаливаемость указанной стали.

Однако положительное влияние перечисленных комплексов на прокаливаемость стали не равноценно.

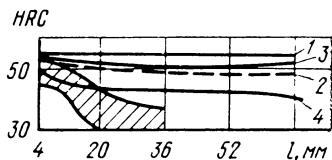


Рис. 61. Влияние комплексного легирования на прокаливаемость хромомарганцевокремнистой стали. Штриховкой обозначена прокаливаемость стали марки 30ХГСА [52, 65]. Состав стали, %:

1 — 0,30 C; 1,00 Cr; 1,20 Mn; 1,25 Si; 1,00 Ni; 0,78 Cu; 2 — 0,33 C; 1,20 Cr; 1,30 Mn; 1,30 Si; 0,18 Mo; 0,11 Ti; 3 — 0,29 C; 1,20 Cr; 1,20 Mn; 1,30 Si; 1,10 Ni; 0,18 Mo; 0,65 Cu; 0,14 Ti; 4 — 0,30 C; 1,30 Cr; 1,34 Mn; 1,10 Si; 1,00 Ni; 0,05 Ti; 0,55 W

Наиболее резко повысил прокаливаемость стали марки 30ХГСА комплекс Ni + Cu (1), в наименьшей степени — комплекс Ni + W + Ti (4). Все комплексы, содержащие карбидообразующие элементы (Mo, W, Ti), повысив прокаливаемость, снизили в определенной степени и твердость стали. Особенно заметное снижение твердости наблюдалось при легировании комплексом Ni + W + Ti, в котором содержится 0,55% W и 0,05% Ti (4). Очевидно, указанные карбидообразующие элементы, связав часть углерода в карбиды, вызвали обеднение твердого раствора по углероду.

В работе [36, с. 46—61] показано, что введение в сталь типа 25ХГС комплекса Ni + Ti (0,7—0,9% Ni; 0,03—0,08% Ti) повысило прокаливаемость так, что полумартенситная зона (HRC 34) оказалась на расстоянии 25 мм от торца образца, а зона с твердостью HRC 30 распространилась на расстояние до 55 мм.

Полумартенситная зона (HRC 32) стали марки 20ХНЗА (с которой сравнивалась сталь 25ХГСНТ) находилась на расстоянии всего лишь 14 мм от торца.

Легирование стали 30ХГ комплексами W + Ti и Mo + Ti позволило создать на базе этой марки стали две новые: 30ХГВТ и 20Х2ГМТ. Свойства новых сталей превзошли свойства не только основы — 30ХГ, но и таких сталей, как 35ХНМ и 40ХН [36, с. 61—67]. Так, торцовый образец из стали марки 30ХГВТ закалился на такую же глубину, как и образец из стали марки 35ХНМ.

Приведенные примеры свидетельствуют о том, что в комплексном легировании заложены резервы значительного повышения прокаливаемости конструкционных сталей, широкие возможности замены дорогих и дефицитных легирующих элементов более дешевыми и менее дефицитными.

Можно предполагать, что в ряде случаев применение комплекснолегированных сталей позволит не только добиться экономии легирующих элементов, но и упростить технологию производства. Поэтому проведение дальнейших исследований в этом направлении, по нашему мнению, весьма желательно.

Поскольку все стали (даже углеродистые) содержат несколько легирующих элементов, целесообразно оценивать суммарный эффект влияния всех элементов, входящих в состав стали той или иной марки.

На рис. 20 приводятся данные о влиянии химического состава некоторых групп стали (при минимальном содержании углерода) на их минимальную прокаливаемость [23]. Суммарное влияние легирующих элементов проявляется в различном наклоне линий.

Представляют интерес следующие два обстоятельства: прямые, характеризующие прокаливаемость всех групп сталей (за исключением бористых), практически сходятся в одной точке (к одинаковому содержанию углерода) и, несмотря на закалку в средах с существенно различающейся охлаждающей способностью (масло, вода), наклон прямых для соответствующих групп

сталей различается мало. Точка, в которой сходятся указанные на рис. 20 прямые, определяет содержание углерода в сталях, начиная с которого его увеличение приводит к увеличению прокаливаемости. Наклон линий характеризует влияние каждой доли процента углерода на диаметр круга, который можно закалить на твердость *HRC* 45 на глубине 0,5 радиуса. Это следует из того, что каждая линия относится к определенной группе сталей, содержание легирующих элементов в которых одинаково, т. е. различающихся только по углероду.

Наклоны указанных линий могут быть выражены через тангенсы углов между линиями и осью абсцисс. Зная величину тангенсов, можно определить диаметры круглых стальных прутков, которые могут быть закалены на твердость *HRC* 45 на глубине 0,5 радиуса при том или ином содержании углерода.

3. КОЛЕБАНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Выше отмечалось, что существует мнение, согласно которому состав среднелегированной конструкционной стали при равной величине зерна аустенита является фактором, определяющим ее прокаливаемость [17, 168].

Из этой точки зрения вытекает следующее положение: если сталь данной плавки содержит все компоненты (углерод и легирующие элементы) на верхнем пределе, то она должна обладать наиболее глубокой прокаливаемостью. Точно так же очевидно и обратное положение: если сталь данной плавки обладает наиболее низкой прокаливаемостью, то содержание легирующих элементов и углерода в этой стали находится на нижнем пределе марочного состава.

Исходя из указанных положений, были предприняты попытки строить полосы прокаливаемости сталей путем подбора промышленных плавов, содержание элементов в которых находилось на верхнем и нижнем пределах марочного состава¹. Эксперименты показали, что среди испытанных плавов были плавки, которые содержали элементы на нижнем пределе, но вместе с тем отличались наиболее глубокой прокаливаемостью. Были также плавки, содержавшие элементы на верхнем пределе, но обладавшие наименьшей прокаливаемостью.

Таким образом, эксперимент не подтвердил указанных положений и от очень простой методики построения полос прокаливаемости пришлось отказаться.

Указанные выше положения нашли отражение и в работе [36, с. 97—104], в которой говорится: «... на наш взгляд, ширина этих полос (полос прокаливаемости — *H. K.*) определяется не только колебаниями в химическом составе (курсив наш — *H. K.*), но и в значительной мере обуславливается насыщенностью стали поверхностью активной примесью. . .».

¹ По данным Л. Н. Давыдовой.

Следовательно, автор [36, с. 97—104] практически разделяет точку зрения, изложенную в работах [17, 168], правда, несколько уменьшая роль колебаний химического состава стали в формировании прокаливаемости.

В связи с обсуждаемым вопросом нельзя не рассмотреть данных работы [67], в которой изучали влияние изменения содержания хрома на прокаливаемость стали ШХ15 (рис. 62, кривая 1).

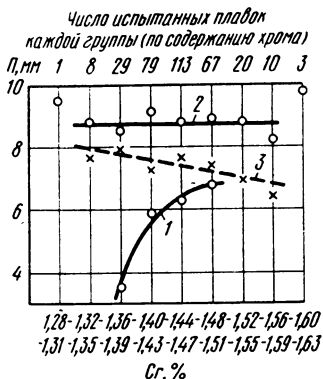
Видно, что увеличение содержания хрома от 1,36 до 1,51% привело к почти двукратному повышению прокаливаемости — от 3,6 до 6,8 мм. На основании этого авторы [67] пришли к выводу, что при увеличении содержания хрома в пределах марочного состава прокаливаемость стали ШХ15 возрастает. К такому же выводу они пришли и в случае стали ХВГ.

Очевидно, что приведенные данные могут считаться экспериментальным доказательством справедливости указанной выше точки зрения о решающем влиянии колебаний химического состава на прокаливаемость стали.

В связи с этим рассмотрим работу [67] более подробно. Следует отметить прежде всего, что авторы ее не указывают числа испытанных

Рис. 62. Влияние содержания хрома на прокаливаемость стали марки ШХ15:

1 — по данным [67]; 2, 3 — по данным автора



плавков стали каждой марки в отдельности, а ограничиваются указанием на то, что исследование проводилось на 140 плавках сталей ХВГ, ШХ15 и 9ХС.

Как известно, на прокаливаемость стали оказывает влияние значительное количество факторов: химический состав, химическая однородность аустенита, исходная структура, величина зерна аустенита, характер распределения карбидной фазы как по объему твердого раствора, так и по размерам частиц и т. д. Следовательно, прокаливаемость стали по своей природе является статистической характеристикой. Поэтому для надежного установления влияния какого-либо фактора на прокаливаемость стали нужны исследования, основанные на испытании достаточно представительного числа плавок.

В работе С. А. Айвазяна показано, что для построения полосы прокаливаемости стали той или иной марки необходимо испытать не менее 140—150 плавок. Это значит, что необходимо установить влияние на прокаливаемость стали какого-либо определенного фактора можно лишь при испытании также не менее 140—150 плавок.

Следовательно, поскольку в работе [67] испытано всего 140 плавок стали трех марок, т. е. примерно по 50 плавок стали

каждой марки, статистическая представительность эксперимента не была обеспечена.

Учитывая сказанное, нами была проведена статистическая обработка данных по прокаливаемости стали ШХ15. С этой целью было отобрано 330 плавков стали, выплавленной на Ижевском металлургическом заводе, разлитых в слитки массой по 2000—3080 кг и прокатанных во всех случаях на прутки диаметром 42 мм. Отжиг стали также проводили на Ижевском заводе. Прокаливаемость определяли по стандартной методике параллельно

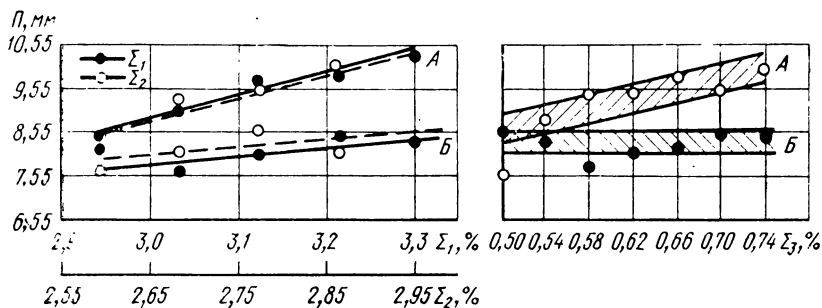


Рис. 62. Влияние колебаний химического состава стали ШХ15 на ее прокаливаемость. Масса слитков, кг: 3050—3080 (А) и 2000 (Б)

в ЦЗЛ завода и в лаборатории Всесоюзного научно-исследовательского института подшипниковой промышленности. Во всех случаях была получена хорошая сходимость данных.

Результаты статистической обработки приведены на рис. 62 (график 2). Сверху графика указано число испытанных плавков в каждой группе. Поскольку крайние группы представлены очень малым числом плавков (плавки 1 и 3), они исключены из анализа.

Как видно из рисунка, с увеличением содержания в стали ШХ15 хрома от 1,32 до 1,59% прокаливаемость стали колеблется около средней (для данных плавков) величины, равной 8,6 мм.

Таким образом, вывод, сделанный в работе [67], вряд ли отвечает действительному положению.

На рис. 63 приведены результаты статистической обработки данных о связи колебаний химического состава стали с ее прокаливаемостью. Эти данные основаны на результатах испытания указанных выше плавков стали ШХ15 Ижевского завода, из которых 150 плавков были разлиты в слитки массой 2000 кг и 180 — в слитки массой 3050—3080 кг.

Влияние колебаний суммы всех элементов (Σ_1), суммы карбидообразующих элементов С, Сг, Мп (Σ_2) и суммы элементов, не образующих карбидов в стали Si, Ni, Cu (Σ_3), на прокаливаемость стали зависит от природы элементов и развеса слитков. т. е., в конечном счете от условий кристаллизации. Так, колебания Σ_1 и Σ_2 оказывают более заметное влияние на прокали-

ваемость стали при ее разливке в слитки массой 3050—3080 кг; при разливке этой стали в слитки массой 2000 кг влияние колебаний сумм Σ_1 и Σ_2 слабее. Колебания Σ_3 оказывают заметное влияние на прокаливаемость стали при разливке ее в слитки массой 3050—3080 кг и не оказывают влияния в случае разливки стали в слитки массой 2000 кг. Из этого факта, а также из того, что изменение прокаливаемости исследованной стали более резко выражено при изменении Σ_1 и Σ_2 можно сделать заключение, что отмеченное изменение прокаливаемости связано с обжатием стали и в конечном счете с дисперсностью карбидной фазы, на которую влияет степень обжатия.

Из рис. 63 видно, что с увеличением суммы карбидообразующих элементов (Σ_2) от 2,94 до 3,30% (т. е. на 0,36%) прокаливаемость стали возросла с 8,55 до 10,4 мм, т. е. в 1,2 раза. Между тем, по данным [67], увеличение содержания одного только хрома всего на 0,15% вызвало увеличение прокаливаемости в 1,95 раза. Таким образом, получены в значительной степени различающиеся результаты.

Причины этого различия неясны. Судя по величине прокаливаемости (в работе [67] она существенно ниже действительной), можно предполагать, что различие связано с недостаточно тщательной подготовкой исходной структуры. Можно предполагать, что сталь, исследованная в работе [67], имела сильно развитую полосчатость, которая снижает прокаливаемость.

В табл. 7 и 8 приводятся данные о химическом составе и прокаливаемости сталей марок ХВГ и 9ХС [10].

Если рассматривать данные табл. 7 и 8 без учета данных рис. 62 (график 2), то можно прийти к заключению о том, что связь между общей легированностью стали и ее прокаливаемостью отсутствует. На этом основании авторы работы [10] сделали вывод, что «... в заэвтектоидных легированных сталях не существует прямой связи между прокаливаемостью и содержанием легирующих элементов в пределах марки стали...». Этот вывод подлежит уточнению.

Таблица 7

Прокаливаемость стали ХВГ

Плавка	Содержание элементов, %				$\Sigma_{л. э.}$ %	П, мм
	С	Мп	W	Cr		
1	0,96	0,98	1,35	0,97	3,30	6,7
2	1,02	0,85	1,35	1,11	3,31	4,6
3	0,94	1,02	1,47	1,04	3,53	16,2
4	0,99	0,95	1,19	1,05	3,18	18,2
5	1,02	0,93	1,35	1,15	3,43	9,6
6	0,98	0,89	1,30	0,99	3,18	16,6

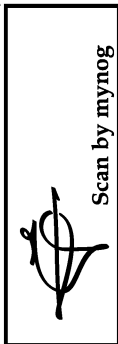


Таблица 8

Прокаливаемость стали 9ХС

Плавка	Содержание элементов, %			$\Sigma_{\text{д.э.}}$, %	H, мм	Плавка	Содержание элементов, %			$\Sigma_{\text{д.э.}}$, %	H, мм
	C	Cr	Si				C	Cr	Si		
1	0,92	0,98	1,31	2,29	7,8	5	0,82	1,09	1,34	2,43	7,2
2	0,86	0,97	1,28	2,25	13,2	6	0,88	1,09	1,40	2,49	13,0
3	0,87	1,01	1,40	2,41	13,2	7	0,94	1,16	1,52	2,68	11,0
4	0,91	1,09	1,63	2,72	5,2	8	0,91	1,01	1,40	2,41	10,6

Рассмотрим данные табл. 9, составленной по результатам работ автора.

Если перечисленные в табл. 9 плавки по содержанию хрома разбить на группы, принятые на рис. 62, и определить среднюю прокаливаемость стали в каждой группе, то получим данные, показанные на рис. 62 пунктирной линией (график 3). Анализируя его, можно прийти к выводу, что с увеличением содержания хрома в тех же пределах, что и в работе [67], прокаливаемость стали ШХ15 снижается, т. е. к ошибочному выводу.

Следовательно, нарушение правила о предостережительности выборки при исследовании статистических характеристик может привести к ошибочным выводам. Этим обстоятельством и объясняются, по-видимому, результаты, полученные в работе [67] (график 1, рис. 62).

Таблица 9

Связь прокаливаемости стали ШХ15 с содержанием хрома

А	Б	В	А	Б	В	А	Б	В
4508	1,33	7,5	6754	1,45	9,3	53831	1,48	7,5
4496	1,34	7,7	54578	1,45	7,5	1745	1,48	5,8
4505	1,37	8,1	4390	1,45	7,5	36249	1,48	9,4
4042	1,37	8,4	30047	1,45	6,0	56607	1,49	9,2
4518	1,38	7,7	30232	1,45	7,0	45300	1,50	7,9
4390	1,39	7,5	36200	1,45	8,0	45176	1,50	7,9
4411	1,40	7,3	36222	1,46	7,9	35902	1,50	7,9
4042	1,41	8,4	36223	1,46	7,6	30186	1,50	6,1
9819	1,42	4,8	54722	1,46	8,0	36212	1,51	7,6
55816	1,42	8,0	33887	1,47	7,5	15948	1,52	7,9
31447	1,42	7,7	36190 *	1,47	4,0	54398	1,53	5,2
36725 *	1,44	10,7	34697	1,48	6,9	35046	1,54	7,5
54674	1,44	7,7	54398	1,48	5,2	31176	1,58	6,2

Примечания: 1. А — номера плавки; Б — содержание хрома в стали данной плавки, % (по массе); В — прокаливаемость, мм. 2. Одной звездочкой отмечена плавка, имеющая наименьшую прокаливаемость, двумя — наибольшую.

Данные, изображенные на рис. 62 графиком 3, мы считаем также не отвечающими действительности и являющимися следствием малого количества включенных в выборку плавок.

На основании сказанного выше можно прийти к следующему выводу о влиянии колебаний химического состава стали на ее прокаливаемость.

Химический состав, безусловно, оказывает влияние на прокаливаемость стали. Однако поскольку на эту характеристику одновременно воздействуют многие факторы, т. е. между колебаниями химического состава стали в пределах марки и ее прокаливаемостью существует не явная (прямая по терминологии [10]), а статистическая связь. Для надежного установления этой связи и других аналогичных связей экспериментальный материал (число испытываемых плавок) необходимо подбирать в соответствии с требованиями математической статистики. Точно так же достоверную полосу прокаливаемости стали можно построить только на основании статистических исследований, т. е. по результатам испытаний стали большого числа плавок.

В заключение отметим следующее.

Проводя сравнение сталей ХВГ и 9ХС, авторы работы [67] пишут: «. . . данные марки (речь идет о сталях ХВГ и 9ХС — Н. К.) имеют практически одинаковый химический состав, но заметно различаются по прокаливаемости. . .».

Очевидно, что с утверждением об одинаковости химического состава сталей ХВГ и 9ХС согласиться нельзя. Как видно из табл. 7 и 8, химический состав указанных сталей различается весьма существенно, особенно по количеству вольфрама, кремния и хрома.

4. ВЕЛИЧИНА ЗЕРНА АУСТЕНИТА

И. Л. Миркин показал, что с увеличением размеров зерна скорость образования центров кристаллизации, а следовательно, и скорость превращения уменьшаются. Крупное зерно способствует также снижению температуры превращения, что также уменьшает скорость превращения, снижает критическую скорость закалки и вследствие этого увеличивает прокаливаемость стали.

Крупнозернистая сталь более чувствительна к воздействию температуры, чем мелкозернистая. Однако с увеличением содержания углерода в стали эффективность влияния температуры нагрева под закалку уменьшается.

И. Н. Голиков и М. И. Виноград показали, что если сталь 30ХМА имеет крупное зерно, то при закалке образца диаметром 52 мм с 800°С в масле глубина залегания зоны с твердостью *HRC* 40 достигает 10—12 мм. Если же сталь мелкозернистая, то при тех же условиях закалки твердость металла, даже на поверхности образца, не достигает *HRC* 40.

Показано, что с увеличением зерна аустенита прокаливаемость сталей 55ППЛ и 45Л возрастает¹.

При повышении содержания углерода в стали роль величины зерна аустенита, как фактора, оказывающего влияние на прокаливаемость, снижается.

В работе [67] сделан вывод о том, что для заэвтектондных легированных сталей величина зерна аустенита не является фактором, определяющим прокаливаемость. Этот вывод мы считаем обоснованным.

Данные наших исследований, как и результаты работы [67], показали, что из двух факторов, оказывающих влияние на прокаливаемость заэвтектондных легированных сталей (величина зерна аустенита и состояние исходной структуры), второй фактор оказывает несравненно более сильное влияние, чем первый.

Роль величины зерна аустенита в формировании свойств прокаливаемости по сравнению с ролью исходной структуры заэвтектондных сталей тем меньше, чем сложнее по составу и более легирована сталь.

Необходимо отметить, что, как показали С. С. Штейнберг и И. В. Лушичев, две стали одного состава, имеющие одинаковую величину зерна аустенита, не всегда обладают равной прокаливаемостью. Большая прокаливаемость наблюдается у той стали, у которой центры кристаллизации образуются на границах зерен, а не в самих зернах.

В заключение отметим, что Розе и Штрассбург [90], исследуя влияние повышения температуры закалки от 850 до 1050°С, установили следующее: у исследованных сталей десяти марок (всего исследовано 19 марок) бейнитная прокаливаемость не изменилась, хотя величина зерна аустенита выросла от 9—10 баллов до 3—4.

Таким образом, хотя величина зерна аустенита и является фактором, влияющим на прокаливаемость стали, ее влияние проявляется не всегда.

5. ИСХОДНАЯ СТРУКТУРА

Микроструктура стали после отжига и нормализации состоит из металлической основы (феррита) и избыточной фазы (карбидов, нитридов и карбонитридов). Соотношение феррита и избыточной фазы (после отжига или нормализации) определяется химическим составом стали, структурой, которая была перед отжигом или нормализацией, и условиями нормализации или отжига. При данном химическом составе стали указанное соотношение определяется условиями нормализации или отжига.

¹ Постников Ю. Я. Разработка и исследование стали пониженной прокаливаемости для деталей точного литья, подвергающихся поверхностной закалке. Автореф. канд. дис. М., 1970.

Процесс нормализации зависит не только от условий нагрева, но и в значительной степени от условий охлаждения прокатанного металла. Очевидно, что скорость охлаждения металла (на воздухе) определяется диаметром проката, скоростью движения воздуха, охлаждающего прокат, тем, каким образом сложен металл, и т. д. Точно так же и при отжиге явления, сопровождающие этот процесс, существенно зависят от массы садки металла, от действительной скорости охлаждения. По этим причинам определения «нормализованное состояние» или «отожженное состояние» не могут дать и не дают полного представления о структуре стали после соответствующей операции технологического процесса. Так, при отжиге инструментальной стали типа ХВГ, 9ХС, Х и подшипниковых сталей по одному и тому же режиму может получиться различная структура — от сорбитообразного до крупнозернистого перлита. При этом указанные колебания структуры могут встретиться не только в разных прутках одной партии металла, но и в одном прутке. В сталях ШХ15 и ШХ15СГ указанные колебания структуры встречаются на расстояниях, не превышающих 75 мм. В ряде случаев в отожженной стали обнаруживаются обрывки карбидной сетки.

Естественно, что влияние такой резкой дифференцированной структуры на прокаливаемость стали различно.

Возможно, что многообразие действительных характеристик скрывающихся за общими определениями (например, нормализованное или отожженное состояние); служит одной из причин того, что в ряде случаев исследование влияния того или иного состояния давало противоположные результаты.

Влияние исходной структуры на прокаливаемость стали, обработанной давлением, изучали достаточно широко. Однако полученные результаты противоречивы.

В работе Вильсона показано, что с повышением температуры нормализации прокаливаемость углеродистой стали 40 возрастает [20].

В работе [69] показано, что нормализация практически не оказывает влияния на прокаливаемость стали марок 45 и 40Х.

Авторы работы [70] также пришли к выводу, что нормализация при 850, 950 и 1050° С не оказывает влияния на прокаливаемость стали марки 40ХНМА. Они же установили, что предварительная нормализация (при 950° С) и отпуск при 650° С резко повышают прокаливаемость стали марки 38ХА.

Отсутствие влияния нормализации при повышенных температурах (при 950 и особенно при 1050° С) на прокаливаемость стали марки 40ХНМА, установленное в работе [70], является экспериментальным фактом, который не представляется возможным объяснить. Действительно, хорошо известно, что гомогенизация является операцией, повышающей прокаливаемость в той или иной степени. Очевидно, что нормализацию стали 40ХНМА при 1050° С можно рассматривать как кратковременную гомогени-

зацию. Поэтому можно было ожидать, что она окажет положительное влияние на прокаливаемость указанной стали. В действительности этого не произошло.

Показано, что влияние нормализации на прокаливаемость углеродистых сталей У7 и У12 зависит от чувствительности их к перегреву. Если сталь чувствительна к перегреву, то нормализация повышает ее прокаливаемость, если нечувствительна к нему, то она практически не оказывает влияния [68].

В данном случае влияние нормализации обычно объясняют склонностью стали к росту зерна. Если при нормализации стали зерно аустенита увеличивается, то прокаливаемость стали возрастает, если зерно не увеличивается, то не изменяется.

Высказанное в работе [68] положение, по нашему мнению, нельзя распространять на легированные стали. Эти стали химически менее однородны, чем углеродистые. При этом химическая микронеоднородность твердого раствора (при всех прочих равных условиях) тем более резко выражена, чем сложнее по составу сталь. Поскольку при нормализации, как и вообще при нагреве, происходит определенное выравнивание состава, нормализация не может не вызвать повышения прокаливаемости легированной стали. Если легированная сталь — наследственно крупнозернистая, то нормализация должна повысить ее прокаливаемость в большей степени по сравнению со сталью наследственно мелкозернистой. Количественное влияние нормализации на прокаливаемость легированной стали определяется природой легирующих элементов.

Таким образом, вопрос о влиянии нормализации на прокаливаемость прокатанной стали до конца не изучен. В еще меньшей степени изучен этот вопрос применительно к литой стали, хотя такая сталь применяется достаточно широко.

Совместное влияние нормализации и отжига на прокаливаемость деформированной стали изучено недостаточно.

Показано, что прокаливаемость стали 40ХНМА не зависит, а стали 38ХА, наоборот, существенно зависит от типа исходной структуры. Так, в случае структуры зернистого перлита высокой степени дисперсности или структуры, состоящей из смеси зернистого и пластинчатого перлита, резко повышается прокаливаемость стали 38ХА [70].

По данным [69], исходная структура, состоящая из зернистого перлита, не оказывает влияния на прокаливаемость сталей 45 и 40Х.

Влияние отжига, высокого отпуска и нормализации на прокаливаемость сталей марок ШХ15, 9ХС и ХВГ исследовали в работе [71] (табл. 10).

Из табл. 10 видно, что высокий отпуск и нормализация сталей марок ШХ15, 9ХС и ХВГ повышают их прокаливаемость, причем нормализация более заметно, чем высокий отпуск. Нижний уровень прокаливаемости стали указанных марок повышается в большей степени, чем верхний.

Таблица 10

Влияние предварительной обработки на прокаливаемость сталей

Термическая обработка проката	Исходная структура	НВ _{исх}	П, мм
Сталь ШХ15			
Отжиг (при 800° С)	Зернистый перлит бал- лов 3—4 (ГОСТ 5950—73)	197—179	3,0—7,0
Высокий отпуск (при 700° С)	Тонкопластинчатый пер- лит и остатки карбидной сетки	302—285	4,0—7,5
Нормализация (при 900° С)	Сорбитообразный перлит	341—321	6,0—8,5
Сталь 9ХС			
Отжиг (при 800° С)	Зернистый перлит бал- лов 2—3 (ГОСТ 5950—73)	207—187	6,0—14,0
Высокий отпуск (при 700° С)	Тонкопластинчатый пер- лит	302—285	8,0—15,0
Нормализация (при 900° С)	Сорбитообразный перлит с примесью тонкопла- стинчатого	326—302	10,5—15,0
Сталь ХВГ			
Отжиг (при 800° С)	Зернистый перлит бал- ла I по шкале (ГОСТ 5950—73)	229	11,0—19,5
Высокий отпуск (при 700° С)	Тонкопластинчатый пер- лит	302	12,0—19,5
Нормализация (при 900° С)	Сорбитообразный перлит	321—302	13,5—21,5

Б. Ф. Шеферд в 1934 г. отметил случай, когда сталь с 1,0% С, имевшая структуру сорбита, обладала более низкой прокаливаемостью, чем та же сталь со структурой перлита.

В работе [27] обнаружено, что подшипниковая сталь, имеющая более крупное зерно цементита, при охлаждении с 810—830° С в масле закаливалась на большую глубину, чем такая же сталь, содержащая более дисперсный цементит.

По данным [73], аналогичные случаи установлены Хисамита в 1945 г., Кондо в 1948 г. и Фудзисава в 1954 г.

Ватанабе и Увано [72] также установили, что подшипниково-хромистая сталь с более крупными частицами цементита при закалке с 850° С имела большую прокаливаемость, чем та же сталь с более мелкими частицами цементита. Этот факт авторы работы не объяснили. Они же высказали предположение о том, что существует такая дисперсность карбидной фазы, при которой сталь обладает наибольшей прокаливаемостью. Из этого пред-

положения следует, что график зависимости прокаливаемости стали от дисперсности карбидной фазы должен иметь максимум.

При исследовании прокаливаемости стали марок ШХ15 и ШХ15СГ мы тоже неоднократно встречались с аналогичными случаями. На рис. 64 в качестве примера приводятся графики прокаливаемости двух плавок стали марки ШХ15 (1) и двух плавок стали марки ШХ15СГ (2). Дисперсность цементита в стали каждой пары плавок была различной. Закачивали стали при одинаковых условиях.

Из приведенных данных (см. рис. 64) видно, что среди плавок подшипниковой стали марок ШХ15 и ШХ15СГ действительно встречаются такие, которые, имея более крупный цементит, отличаются большей прокаливаемостью.

В работе [71] указывается, что с увеличением дисперсности карбидной фазы прокаливаемость инструментальной стали повышается.

В настоящее время принято считать, что прокаливаемость стали при всех прочих равных условиях тем выше, чем дисперснее карбидная фаза. Это положение является по существу правилом.

Таким образом, приведенные выше факты о более глубокой прокаливаемости стали с крупнозернистым цементитом по сравнению со сталью с дисперсным цементитом противоречат указанному правилу.

По этой причине нами было проведено специальное исследование этого вопроса [73].

Исследовали стали ШХ15 и ШХ15СГ, выплавленные на Челябинском металлургическом заводе. Слитки были прокатаны на прутки диаметром 42 мм. Химический состав стали, %:

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	S	P
ШХ15	1,01	0,32	0,31	1,53	0,19	0,10	0,003	0,015
ШХ15СГ	0,99	1,06	0,49	1,54	0,15	0,17	0,003	0,015

От прокатанного металла были взяты заготовки длиной 600 мм, которые отжигали по следующим режимам:

1. Нагрев от 650 до 800°С, 45 мин, выдержка при 800°С, 45 мин, охлаждение до 730°С, 1 ч, охлаждение от 730 до 500°С, 2 ч, далее охлаждение на воздухе до температуры цеха (рис. 65, кривая 1).

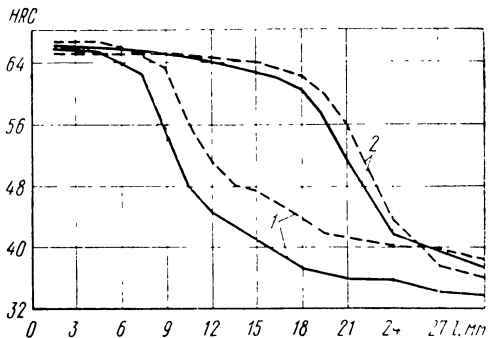


Рис. 64. Влияние дисперсности цементита на прокаливаемость сталей ШХ15 (1) и ШХ15СГ (2): сплошные кривые — плавки с дисперсным цементитом; штриховые кривые — плавки с крупным цементитом

2. Нагрев до 800°C , выдержка при 800°C , 24 ч, охлаждение до 650°C , далее охлаждение на воздухе (рис. 65, кривая 2).

3. Нагрев до 800°C , выдержка при 800°C , 24 ч, охлаждение со скоростью 20°C/ч до 650°C , далее охлаждение на воздухе (рис. 65, кривая 3).

4. Нагрев до 800°C , выдержка при 800°C , 24 ч, охлаждение со скоростью 5°C/ч до 650°C , далее охлаждение на воздухе.

5. Однократный стандартный отжиг.

6. Стандартный отжиг, повторенный дважды.

7. Стандартный отжиг, повторенный четырежды.

8. Отжиг стандартный.

Отжиг по вариантам 1, 2, 3 и 4 выполнен в лабораторных условиях; по вариантам 5, 6 и 7 — на промышленном оборудовании ИПЗ; по варианту 8 — на Челябинском металлургическом заводе.

Из заготовок были изготовлены торцовые образцы для испытаний на прокаливаемость (ГОСТ 5657—69). Построение распределения карбидных частиц производилось методом электронной

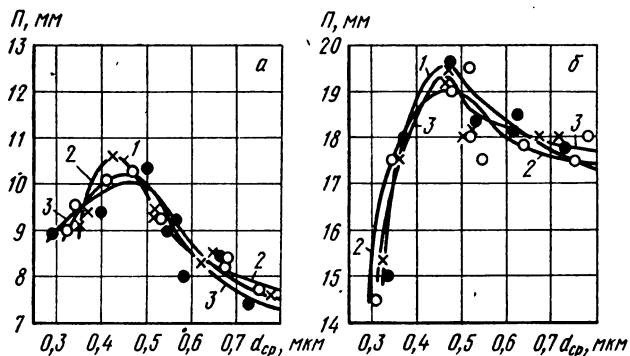


Рис. 65. Влияние дисперсности цементита на прокаливаемость (H) стали марок ШХ15 (а) и ШХ15СГ (б)

микроскопии. Съемку на электронном микроскопе проводили при увеличении 9500. Такое увеличение гарантировало надежное обнаружение всех частиц карбидной фазы, включая и самые мелкие.

Для получения данных о распределении карбидных частиц по размерам в расчет брали не менее 500 частиц, предполагая, что они имеют шарообразную форму. Диаметр карбидных частиц определяли как среднее из двух величин, полученных измерением в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Зависимость прокаливаемости исследованных плавок сталей ШХ15 и ШХ15СГ от дисперсности карбидной фазы была приведена на рис. 65. Видно, что график, характеризующий зависимость $H = f(d_{ср})$, действительно имеет максимум. Этот максимум для стали обеих марок лежит в интервале 0,4—0,5 мкм. Следова-

тельно, если стали ШХ15 и ШХ15СГ содержат карбидную фазу, средний диаметр частиц которой равен 0,4—0,5 мкм, то такая сталь обладает наибольшей прокаливаемостью. Если карбидная фаза более мелкая, то прокаливаемость стали ШХ15 и особенно ШХ15СГ снижается.

С увеличением среднего диаметра карбидных частиц сверх 0,4—0,5 мкм прокаливаемость обеих сталей также снижается, но у стали ШХ15 снижается более интенсивно, чем у стали ШХ15СГ.

Таким образом, прокаливаемость хромистой подшипниковой стали по мере увеличения дисперсности карбидной фазы (от дисперсности, оцениваемой примерно баллами 3—4 шкалы ГОСТ 801—60, $d_{ср} \approx 0,8$ мкм) повышается и достигает максимума при $d_{ср} \approx 0,4 \div 0,5$ мкм; при дальнейшем увеличении дисперсности прокаливаемость стали снижается. Полученные данные позволяют сделать заключение о том, что существующее положение, согласно которому с увеличением дисперсности карбидной фазы прокаливаемость стали возрастает, нуждается в уточнении.

Прокаливаемость, по крайней мере подшипниковых хромистых сталей, с увеличением степени дисперсности возрастает лишь до некоторой (критической) степени дисперсности, по достижении которой при дальнейшем измельчении карбидной фазы уменьшается.

Данные, приведенные на рис. 65, подтверждают предположение, высказанное в работе [72], но находятся в противоречии со сложившимся к настоящему времени представлением о зависимости прокаливаемости от дисперсности карбидной фазы и, в частности, как бы противоречат выводу, сделанному в работе [71].

В работе [71] дисперсность карбидной фазы оценивали в баллах путем визуального сравнения со стандартной шкалой. Стандартные шкалы обычно создаются при увеличении 500. Таким способом построена шкала № 5 (дисперсности структуры) ГОСТ 801—60 на подшипниковую сталь.

Шкалами стандартов широко пользуются в заводских условиях при выполнении исследований и при интерпретации полученных результатов. При этом считается, что шкалы объективно отражают истинную дисперсность карбидной фазы. В действительности это не так. Нами была проверена истинная дисперсность карбидной фазы путем применения метода количественной металлографии с использованием снимков, полученных на электронном микроскопе при увеличении 9000. Для этой цели были взяты образцы стали ШХ15, отожженной на структуру, оцениваемую баллами 1 и 4.

По методике, изложенной выше, были определены средние диаметры карбидных частиц, которые оказались равными 0,40 мкм для структуры балла 1 и 1,05 мкм для структуры балла 4. Кроме того, средние диаметры карбидных частиц отожженной стали

тех же структур были определены нами по увеличенным в 5 раз фотографиям шкалы № 5 ГОСТ 801—60 (негативы хранятся во Всесоюзном научно-исследовательском институте подшипниково-й промышленности).

Оказалось, что средние диаметры карбидных частиц $d_{ср}$, определяемые по шкале № 5 ГОСТ 801 — 60, равны 0,91 мкм для структуры балла 1 и 1,46 мкм для структуры балла 4, т. е. они значительно больше действительных размеров среднего диаметра [74].

Из этого следует, что вследствие особенностей оптической микроскопии применяемые в стандартах шкалы структур не дают и не могут давать исчерпывающего представления о действительной дисперсности карбидной фазы отожженной стали.

Если оценить средневзвешенный диаметр частиц карбидной фазы, образующейся при отжиге и нормализации стали марки ШХ15 (см. табл. 10), то получаются примерно следующие данные: зернистый перлит (балл 3—4) — $d_{ср} \approx 1,00$ мкм; сорбитообразный перлит — $d_{ср} \approx 0,4$ мкм. Такую оценку среднего диаметра в случае сорбитообразного перлита мы даем на том основании, что в соответствии с ГОСТ 801—60 эта структура по увеличивающейся степени дисперсности следует за структурой балла 1, для которой истинный $d_{ср} = 0,46$ мкм.

Таким образом, и по данным работ [71, 74], и по данным, представленным на рис. 65, прокаливаемость стали марки ШХ15 при увеличении степени дисперсности от $d_{ср} \approx 1,0$ мкм до $d_{ср} \approx 0,4$ мкм возрастает. Иными словами, в части, касающейся стали ШХ15, данные работ [71, 74] и данные, приведенные на рис. 65, совпадают.

Что касается результатов, полученных в работе [71] при исследовании сталей 9ХС и ХВГ, то, по-видимому, характер зависимости $P = f(d_{ср})$ качественно аналогичен зависимости, изображенной на рис. 65 для сталей ШХ15 и ШХ15СГ. Максимум же на кривой указанной зависимости соответствует иному интервалу значений $d_{ср}$, поскольку природа карбидной фазы определяется составом стали.

Рассмотрим вопрос о причинах снижения прокаливаемости подшипниковой стали, когда $d_{ср}$ становится меньше некоторой критической величины.

Обычно повышение прокаливаемости с увеличением дисперсности карбидной фазы объясняют так: чем дисперснее карбидная фаза, тем быстрее она растворяется, тем полнее легирующие элементы переходят в твердый раствор, тем выше его устойчивость, тем меньше остается центров кристаллизации. При этом считают, что после растворения карбидной фазы аустенит представляет собой однородный твердый раствор.

После растворения карбидной фазы, особенно при современных сокращенных выдержках при нагреве под закалку, твердый раствор сохраняет химическую и физическую неоднородность.



В микрообъемах, соответствующих бывшим карбидным частицам, сохраняется повышенная концентрация легирующих элементов, ранее содержащихся в этих частицах, а также наблюдается повышенная концентрация дефектов кристаллической решетки, поскольку решетки карбидной фазы и аустенита весьма существенно различаются. Очевидно, что для выравнивания химического состава необходимо весьма продолжительное время.

Например, в цементите отожженной стали марки ШХ15 содержится около 9,5% Cr и 1,8% Mn (при среднем содержании их в стали около 1,50 и 0,30% соответственно).

Диффузионная подвижность атомов легирующих элементов и выдержка при температуре закалки очень малы, поэтому можно полагать, что за время нагрева под закалку химическая микро-неоднородность существенно не изменится. Можно, по-видимому, предполагать также, что даже после полного растворения карбидной фазы химическая микро-неоднородность сохранится в значительной мере. Чем дисперснее исходная (существовавшая перед закалкой) карбидная фаза, тем больше в твердом растворе будет микрообъемов с повышенной концентрацией легирующих элементов непосредственно после растворения. Иными словами, непосредственно после растворения карбидной фазы в стали с дисперсным исходным перлитом химическая микро-неоднородность будет развита в большей степени, чем в стали с крупнозернистым цементитом. Точно так же можно полагать, что и плотность дефектов кристаллической решетки в первом случае будет больше, чем во втором.

Химическая микро-неоднородность и дефекты кристаллического строения снижают устойчивость аустенита.

Следовательно, по мере увеличения дисперсности цементита значение фактора, способствующего повышению прокаливаемости (увеличение легированности твердого раствора вследствие растворения карбидов), постепенно уменьшается, а значение факторов, снижающих прокаливаемость (увеличение химической микро-неоднородности, плотность дефектов кристаллического строения, зародышевое влияние), все более возрастает. При определенном (для каждого типа стали) соотношении мелких и крупных карбидных частиц, т. е. при определенном $d_{ср}$, действие указанных факторов уравнивается. Этому моменту должна, по-видимому, отвечать максимальная прокаливаемость. При дальнейшем увеличении дисперсности роль отрицательно действующих факторов становится преобладающей, и прокаливаемость стали снижается.

Приведенное объяснение, однако, нуждается в экспериментальной проверке.

Известно, что на всех этапах производства и переработки в сплавах протекают сложные и разнообразные процессы, изменяющие их состояние и свойства в противоположных направлениях. Так, при нагреве сплавов под прокатку и выдержке при

температуре нагрева плотность дислокаций и химическая неоднородность уменьшаются. В процессе прокатки количества дислокаций, наоборот, возрастает. При охлаждении после окончания прокатки в области высоких температур (а в ряде случаев и при низких температурах) вокруг дислокаций образуются скопления растворенных атомов, т. е. возрастает химическая неоднородность. Поэтому представляет интерес анализ влияния отдельных технологических операций на прокаливаемость стали. Целесообразность подобного исследования обусловлена и тем, что существует мнение, согласно которому литая сталь, как якобы менее однородная по сравнению с прокатанной, обладает более низкой прокаливаемостью [3].

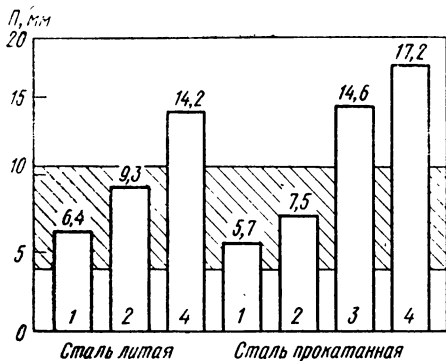


Рис. 66. Прокаливаемость стали ШХ15 в зависимости от состояния (штриховкой показана ширина полосы прокаливаемости сталей): 1 — сталь неотожженная; 2 — сталь отожженная при 800° С, 12 ч.; 3 — сталь отожженная при 1100° С, 30 ч + 800° С, 12 ч.; 4 — сталь отожженная при 1100° С, 30 ч + 800° С, 24 ч

На рис. 66 приводятся полученные нами данные о прокаливаемости 14 плавок стали ШХ15 в различных состояниях [74].

В качестве литого был использован металл, застывший в литниках сифонной разливки. Отметим, что, несмотря на различные условия кристаллизации стали в литниковых ходах, по сравнению с кристаллизацией в изложнице микроструктура стали, кристаллизовавшейся в литниках, была типичной для литой стали. Это послужило основанием для качественного сопоставления прокаливаемости литой стали с прокатанной, полученной из крупных слитков. Отметим также, что литую и прокатанную сталь отжигали одновременно.

Как видно из рис. 66, в неотожженном состоянии прокаливаемость литой стали выше прокаливаемости прокатанной; прокаливаемость литой стали после отжига существенно выше прокаливаемости той же стали после прокатки и заметно выше прокаливаемости той же стали после прокатки и отжига. Отметим, что такие же результаты получены и на стали ШХ15СГ [74].

В. М. Пчелкина¹ провела аналогичный эксперимент на стали ШХ15, разлитой непрерывным способом. При этом весь металл (шесть плавок) кристаллизовался в одинаковых условиях (в кристаллизаторе на установке для непрерывной разливки).

¹ Пчелкина В. М. Сравнительное исследование стали ШХ15, разлитой непрерывным методом и в изложницу. Автореф. канд. дис. М., 1971.

Установлено, что и в этом случае в неотожженном состоянии прокаливаемость литой стали выше, чем той же стали после прокатки.

Таким образом, в результате прокатки прокаливаемость стали марок ШХ15 и ШХ15СГ заметно снизилась, т. е. произошла как бы «порча» металла.

Для проверки существования связи прокаливаемости исследованной стали с химической однородностью было изучено рас-

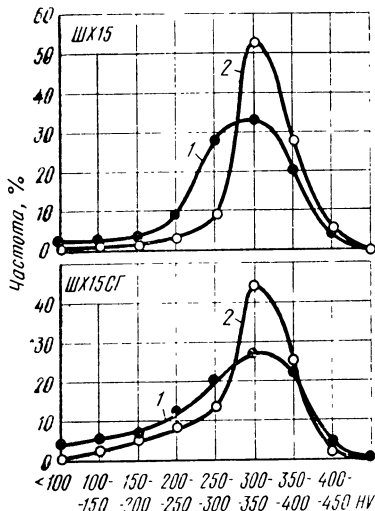


Рис. 67. Статистическое распределение микротвердости (HV при $p = 100$ гс) в плавленках литой неотожженной стали с пониженной (1) и повышенной (2) прокаливаемостью

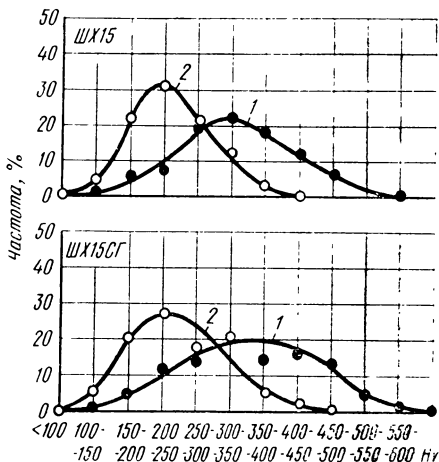


Рис. 68. Статистическое распределение микротвердости (HV при $p = 20$ гс) в плавленках прокатанной неотожженной стали с пониженной (1) и повышенной (2) прокаливаемостью

пределение микротвердости стали, построенное по результатам 250—300 определений.

Из рис. 67 и 68 видно, что микротвердость стали плавок, имеющих более высокую прокаливаемость, колеблется в более узких пределах, чем плавок с пониженной прокаливаемостью.

Следовательно, сталь плавок, имеющих повышенную прокаливаемость, химически более однородна, чем сталь плавок с пониженной прокаливаемостью.

Сопоставляя рис. 67 и 68, легко видеть, что прокатанная неотожженная сталь менее однородна, чем литая.

По-видимому, при прокатке и последующем охлаждении в твердом растворе прокатанной стали протекали процессы, которые привели к усилению химической микронеоднородности твердого раствора.

Таким образом, существующая точка зрения, согласно которой литая сталь химически менее однородна, чем сталь прокатан-

ная [3], нуждается в глубоком изучении с применением современных методов исследования.

Из рис. 66 видно, что снижение прокаливаемости стали, наблюдавшееся при прокатке, настолько стойко, что даже достаточно длительный отжиг (12 ч при 800° С) не устраняет причин, вызывающих это снижение. Это подтверждается также тем, что прокаливаемость литой стали при том же отжиге возросла более существенно, чем прокаливаемость прокатанной стали. И только гомогенизирующий отжиг в сочетании с обычным отжигом при 800° С продолжительностью 12 ч в случае стали ШХ15 и 24 ч в случае стали ШХ15СГ устраняет все «повреждения», которые нанесла прокатка.

Данные рис. 67 и 68 свидетельствуют о том, что сталь ШХ15СГ химически менее однородна, чем сталь ШХ15. При этом химическая микронеоднородность стали ШХ15СГ более стойка, чем стали ШХ15.

Меньшая химическая однородность стали ШХ15СГ по сравнению со сталью ШХ15 обусловлена, по-видимому, тем, что в первой стали присутствует кремний. Судя по некоторым данным, есть основание предполагать, что кремний тормозит выравнивание химического состава стали при отжиге.

Для выяснения причины снижения прокаливаемости стали после прокатки был проведен следующий эксперимент [156].

Из прутка стали ШХ15 промышленного производства, прошедшего стандартный отжиг, были изготовлены разрывные образцы с длиной рабочей части 200 мм и диаметром 21 мм. Часть образцов подвергали растяжению на разрывной машине так, что у одних остаточная деформация была равна 0,2%, а у других 3%. Из разрывных образцов затем изготовили торцовые образцы диаметром 20 мм для испытаний на прокаливаемость. Часть торцовых образцов, имевших остаточную деформацию, подвергли высокотемпературному отпуску при 650° С в течение 10 ч. Испытания на прокаливаемость выполняли по обычной методике.

Этому испытанию подвергали образцы: в обычном состоянии (недеформированные); деформированные на 0,2%; деформированные на 0,2% и затем отпущенные при 650° С в течение 10 ч; деформированные на 3%; деформированные на 3% и отпущенные при 650° С в течение 10 ч.

Результаты испытаний представлены на рис. 69. Видно, что прокаливаемость образцов № 1, 2 и 4 одинаковая. Этот результат закономерен. Образец № 1 показал свойственную стали данной плавки прокаливаемость. Образцы № 2 и 4 обладают такой же прокаливаемостью, как и образец № 1, поскольку они отличаются от него только тем, что имеют незначительный наклеп (особенно образец № 2).

Прокаливаемость образца № 3 заметно выше прокаливаемости образцов № 1, 2 и 4. Это объясняется, по-видимому, сле-

дующим. Образец № 3 деформирован всего на 0,2%, т. е. незначительно. Последующий высокотемпературный отпуск не только «залечил» дефектные места, вызванные деформацией, но и привел к некоторому выравниванию состава твердого раствора, что и способствовало повышению прокаливаемости.

Прокаливаемость образца № 5 оказалась существенно меньше, чем образцов № 1, 2, 4 и особенно образца № 3.

Таким образом, холодная пластическая деформация с обжа-тием 3% и последующий высокий отпуск привели к существен-ному снижению прокаливаемости стали ШХ15. Очевидно, это

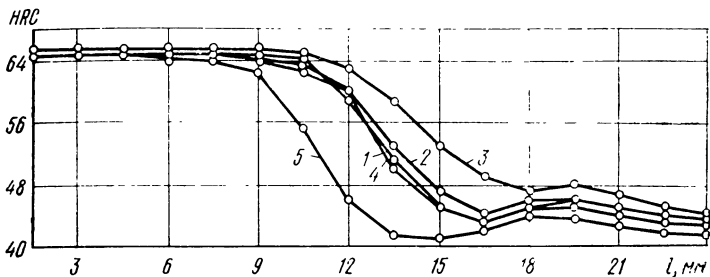


Рис. 69. Прокаливаемость стали ШХ15:

1 — недеформированный образец; 2 — деформация 0,2%; 3 — деформация 0,2% + отпуск при 650° С, 10 ч; 4 — деформация 3%; 5 — то же + отпуск при 650° С, 10 ч

снижение прокаливаемости связано с процессами, протекавшими в стали при пластической деформации и главным образом при последующем высокотемпературном отпуске.

Механизм снижения прокаливаемости стали, по-видимому, состоит в следующем.

Известно, что при пластической деформации наряду с другими процессами происходит дробление блоков, причем этот процесс протекает наиболее интенсивно на начальной стадии деформации ($\epsilon \leq 6-7\%$) [76].

Очевидно, что деформация образца № 5 сопровождалась очень интенсивным дроблением блоков мозаики и образованием различных дефектов кристаллического строения. При последующем высокотемпературном отпуске вокруг дефектов (например, дислокаций) возникали скопления атомов растворенных элементов, главным образом углерода, т. е. создавалась дополнительная химическая микронеоднородность твердого раствора. Известно, что дислокации служат и местом зарождения, и каналами, питающими цементит углеродом [74]. Поэтому можно предполагать, что при отпуске в дефектных микрообъемах стали возникли мельчайшие кристаллики цементита. По этой причине в подобных микрообъемах создается структурное состояние твердого раствора, характеризующееся пониженной устойчивостью, что и привело к снижению прокаливаемости.

Предложенное объяснение подтверждается данными металлографического исследования, приведенными на рис. 70. На расстоянии, равном 10,5 мм от торца, количество троостита в образце № 3 меньше, чем в образце № 1, что полностью соответствует ходу кривых прокаливаемости (см. рис. 69). В образце № 5 троостита на том же расстоянии от торца очень много. Подобные соотноше-

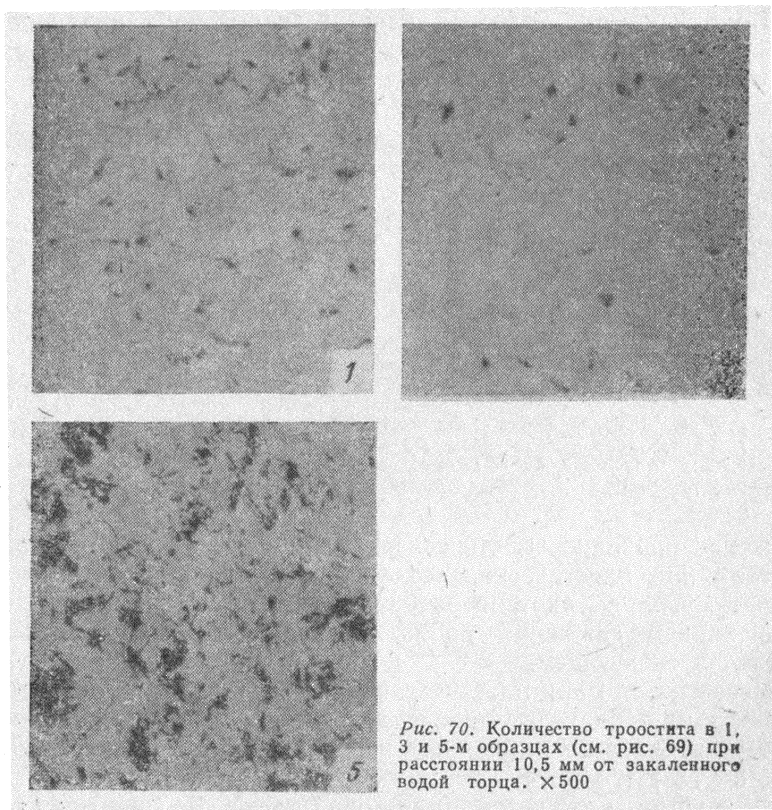


Рис. 70. Количество троостита в 1, 3 и 5-м образцах (см. рис. 69) при расстоянии 10,5 мм от закаленного торца. $\times 500$

ния в количестве троостита были обнаружены и на других расстояниях от торца.

Поскольку троостит появляется при закалке в микрообъемах, обладающих недостаточной устойчивостью, значит, в образце № 5 таких микрообъемов было больше, чем в образцах № 1 и 3.

Из сказанного следует, что горячая обработка давлением при определенных условиях может сопровождаться снижением прокаливаемости.

Такие условия, способствующие возникновению в микрообъемах структурного состояния с пониженной устойчивостью, создаются при охлаждении от температуры конца прокатки (ковки) до нормальной температуры.

С. В. Богданов исследовал влияние закалки с ковочного и прокатного нагрева на прокаливаемость сталей 40, 35ХМА и 33ХНЗМА [77].

Прокаливаемость определили по характеру распределения твердости по сечению круглых заготовок. Общее обжатие стали составляло 57—95%. Для определения прокаливаемости от каждой плавки отбирали по две заготовки, одну из которых послековки (прокатки) *медленно* (курсив наш — Н. К.) охлаждали на воздухе, а затем закаливали по обычной для соответствующей стали технологии; вторую заготовку подстуживали до температуры закалки, после чего подвергали закалке.

Прокаливаемость той части металла, которую по окончанииковки (прокатки) охлаждали медленно, оказалась заметно меньше прокаливаемости металла, который после окончанияковки (прокатки) был подстужен.

По мнению С. В. Богданова, большая прокаливаемость металла, подвергнувшегося закалке с подстуживанием, объясняется тем, что в этом случае сохраняется более высокая плотность дефектов, созданных при ковке. По этой причине твердость металла, закаленного после подстуживания, выше.

Таким образом, С. В. Богданов предполагает, что в процессе медленного охлаждения металла происходило частичное рассасывание дефектов кристаллической решетки твердого раствора. Принципиально такое допущение возможно. Однако практически ощутимые результаты с точки зрения повышения твердости этот процесс вряд ли мог дать.

Дело в том, что рассасывание таких дефектов, как дислокации, связано с переносом огромного количества атомов растворителя. Поэтому указанный процесс протекает крайне медленно. Кроме того, даже в весьма тщательно отожженном металле сохраняется огромное множество дислокаций. Рассасывание дислокаций тормозится также из-за образования вокруг них скоплений (облаков) из атомов углерода, обладающих большой подвижностью. Поэтому за время медленного охлаждения металла в эксперименте С. В. Богданова плотность дефектов ковочного происхождения вряд ли практически заметно изменилась.

Более низкая прокаливаемость металла, охлажденного медленно после окончанияковки (прокатки), объясняется, по-видимому, действием механизма, о котором говорилось выше.

6. ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

К факторам технологии металлургического производства относятся:

метод и способ выплавки стали: вид процесса (кислый, основной); агрегат (мартеновская печь, электропечь); условия шихтовки (твердая, жидкая и т. д.);

дополнительная обработка стали (ВДП, ЭШП; ПДП, синтетическим шлаком);

длительность периодов плавки, температурный ход плавки и т. д.;

природа раскислителя и порядок введения раскислителя в сталь; колебания химического состава в пределах марки;

содержание в стали газов и неметаллических включений;

условия разливки стали и ее кристаллизации;

условия прокатки, условия охлаждения после прокатки;

степень обжатия.

В литературе очень мало сведений о влиянии на прокаливаемость типа процесса выплавки стали (кислый, основной) и характера шихтовки. Практически отсутствуют данные о влиянии порядка введения в сталь раскислителей, природы раскислителей, длительности отдельных периодов плавки, температурного хода плавки, скорости кристаллизации, условий разливки стали, содержания в стали газов, условий охлаждения после прокатки.

Влияние метода изготовления стали. И. С. Козловский [78] считает, что метод выплавки стали, способ ее раскисления и природа раскислителей оказывают влияние на прокаливаемость стали лишь в том случае, когда способ изготовления приводит к изменению величины зерна. Эту точку зрения разделяет и Э. Гудремон [25].

Л. Н. Давыдова [17, 168] полагает, что при одинаковых химическом составе и величине зерна аустенита условия шихтовки, емкость печей, способ разливки стали, масса и форма слитков не оказывают влияния на прокаливаемость среднелегированной конструкционной стали.

Л. Н. Давыдова установила, что рафинирование синтетическими шлаками не оказывает влияния на прокаливаемость сталей 45, 20ХНЗА, 30ХГСА, 40ХНМА, 45Х, 12ХНЗА, 30ХГТ, ШХ15 [79, 80].

Исследование 300 плавок, выплавленных на трех японских заводах, показало, что сталь состава (0,38—0,43% С; 0,60—0,80% Мп; 0,90—1,2% Сг; 0,15—0,30% Мо) имеет несколько различную прокаливаемость [81]. Это различие объясняется некоторой разницей в химическом составе стали, различиями в сырье и технологии выплавки.

Было испытано 539 плавок стали марки ШХ15 и 165 плавок стали марки ШХ15СГ. Сталь была выплавлена на заводах: Челябинском, Златоустовском, «Днепроспецсталь», Ижевском, «Электросталь» и Кузнецком металлургическом комбинате.

Очевидно, что были различия в технологии выплавки сталей. в емкости печей (от 25 до 100 т); в массе слитков, которая колебалась от 488 (500) до 4000 кг; в способе раскисления — на одних заводах вводили по 400 г/т алюминия, а на других по 900 г/т (в два приема — предварительное раскисление 500 г/т и окончательное 400 г/т).

Неизбежными были и колебания в степени обжата.

Однако, несмотря на эти различия, прокаливаемость указанных сталей колебалась в одних и тех же пределах.

В технических условиях на поставку сталей с гарантированной прокаливаемостью, принятых в США [23], Англии [112], а также французской фирмой «Пумпей» [20], способ производства и переработки стали не оговорен. Это обстоятельство, по нашему мнению, можно рассматривать как косвенное доказательство справедливости точки зрения Л. Н. Давыдовой.

Однако существует точка зрения, согласно которой при определенных условиях раскисление может оказать существенное влияние на прокаливаемость стали.

Эту точку зрения высказал С. М. Баранов, выдвинувший гипотезу о влиянии монооксида кремния SiO на прокаливаемость [36, с. 5—14; 82; 171; 172]. Сущность гипотезы состоит в следующем. В процессе выплавки и разливки стали, содержащей кремний, при определенных условиях образуется монооксид кремния, SiO , которая является поверхностно активной примесью, поглощаемой границами зерен и фаз. При определенных условиях (при нагреве) SiO может растворяться в твердом растворе, оказывая существенное влияние на его свойства. Монооксид кремния может оказывать сильное влияние на процессы кристаллизации (в жидком и твердом состояниях), способствуя образованию вытянутых пластинчатых кристаллов, что связано с ее способностью изменять механизм кристаллизации и форму растущих кристаллов.

По С. М. Баранову, монооксид кремния оказывает влияние на структурную ориентацию вновь образующихся фаз, она может подавлять образование центров кристаллизации новой фазы, повышая тем самым устойчивость аустенита. Поэтому присутствие монооксида кремния С. М. Баранов считает равноценным дополнительному легированию такими элементами, как, например, хром, никель, марганец, а эффективность влияния монооксида кремния почти равноценным влиянию бора.

Установлено заметное повышение прокаливаемости сталей 40X и 30XНЗ [36, с. 5—14, 87—92, 97—104; 82; 83; 171; 172]. Решающую роль в повышении прокаливаемости стали авторы работ отводят монооксиды кремния.

Предложенная С. М. Барановым гипотеза имеет ряд слабых мест. Прежде всего о присутствии монооксида кремния судят по косвенным данным. Кроме того, неясен механизм растворения монооксида кремния (т. е. молекулярного соединения) в твердом растворе.

Согласно гипотезе под действием поверхностно активной примеси SiO частицы избыточных фаз (карбиды, карбонитриды и т. п.) могут иметь разнообразную форму в зависимости от степени искажения. Однако общеизвестно, что карбонитриды титана в сталях всегда имеют форму либо прямоугольников, либо тре-

угольников (это и позволяет безошибочно определить их присутствие в стали). Непонятно, как можно объяснить этот факт.

Считается, что адсорбционная пленка SiO в одних случаях служит «подкладкой», т. е. способствует образованию новых центров кристаллизации, а в других подавляет образование центров кристаллизации. Однако такое подавление возможно только при условии изменения термодинамики системы. Но неясно, как это возможно.

Имеются экспериментальные факты, находящиеся в противоречии с изложенной гипотезой.

В работах [85, 86] установлено, что при вакуумно-дуговом переплаве (без раскисления) содержание кислорода в стали ШХ15 уменьшилось не менее чем в два раза, а содержание кремния либо уменьшилось, либо осталось неизменным. Испытания показали, что прокаливаемость практически не снизилась, хотя есть основания полагать, что с уменьшением содержания кислорода количество монооксида кремния уменьшилось.

Влияние многократного вакуумно-дугового переплава на свойства стали ШХ15 исследовали в работе [87].

Сталь выплавляли в основной электродуговой и кислой индукционной печах, что обуславливало различия в содержании монооксида кремния.

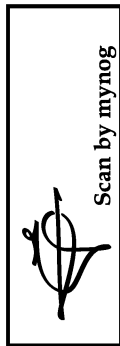
Металл, выплавленный в основной печи, подвергался дву- и четырехкратному переплаву, металл, выплавленный в кислой печи, — двукратному переплаву. Очевидно, что переплав должен был вызвать изменение количества монооксида кремния и прокаливаемости стали. Однако прокаливаемость оказалась одинаковой.

Сталь ШХ15, которую раскисляли так, что она преднамеренно значительно различалась по степени раскисленности, обрабатывали синтетическими шлаками. И в этом случае металл различался по содержанию монооксида кремния. Между тем прокаливаемость стали во всех случаях оказалась одинаковой и находилась на уровне прокаливаемости стали обычной выплавки [79].

Как отмечалось выше, обработка синтетическими известково-глиноземистыми шлаками не сказалась на прокаливаемости сталей 45, 45X, 30ХГТ, 12ХНЗА, 20ХНЗА, 30ХГСА, 40ХНМА, ШХ15. Вероятно, можно достаточно обоснованно считать, что обработанная шлаком сталь по содержанию монооксида кремния отличалась от стали обычной выплавки. Однако прокаливаемость стали оказалась такой же, как и прокаливаемость стали обычной выплавки [79, 80].

Таким образом, имеются экспериментальные факты, согласующиеся и не согласующиеся с гипотезой, предложенной С. М. Барановым.

Это, по-видимому, объясняется сложностью механизма образования монооксида кремния и воздействия ее на свойства твердых растворов.



Влияние прокатки. Процесс прокатки (как иковки) состоит из нагрева до температуры прокатки, собственно прокатки (ковки) и последующего охлаждения.

На каждом из указанных этапов вносятся определенные изменения в состояние стали. Поскольку нагрев под прокатку ведут до сравнительно высоких температур, можно предполагать, что он способствует уменьшению химической микронеоднородности твердого раствора.

К сожалению, экспериментальных данных по этому вопросу нет. О выравнивании химического состава мы вынуждены судить по расчетным данным, основанным на коэффициентах диффузии, хотя эти данные не могут претендовать на достаточно высокую точность.

Расчет показал, что атомы хрома, марганца и никеля при 1250°C за 2 ч перемещаются на величину, не превышающую 10—15 мкм, а атомы кремния на $\sim 65\text{—}70$ мкм [74]. Если учесть, что толщина осей дендритов и ширина межосных участков лежат в пределах 200—300 мкм¹, то очевидно, что изменения в распределении названных элементов за 2 ч практически ничтожны. Столь малая эффективность воздействия высокой температуры на перемещение атомов элементов объясняется малым градиентом концентрации элементов в литой стали и их низкой диффузионной подвижностью.

Расстояния, на которые могут переместиться атомы элементов при охлаждении стали от температуры конца прокатки до нормальной, также ничтожны. Так, если за 2 ч при 1250°C атом хрома перемещается на 10—15 мкм, то за то же время при 950°C (обычная температура конца прокатки) он перемещается не более чем на 0,3 мкм.

Таким образом, на всех вместе взятых этапах процесса прокатки стали практически заметного уменьшения неоднородности распределения легирующих элементов не происходит. Однако в результате прокатки из-за вытягивания металла и уменьшения поперечного сечения расстояния между осями дендритов и междуосными объемами существенно сокращаются. Вследствие этого градиент концентрации резко увеличивается [74].

Этот вывод полностью совпадает с выводом Плеккингера и Рандака, которые отмечают, что «... при прокатке слитка на заготовку почти никаких изменений в распределении концентраций в кристаллите не происходит. Однако пути диффузии существенно сокращаются...» [88].

Вместе с тем в результате обжатия (утяжки) металла при прокатке неизбежно измельчаются карбидные частицы, что должно оказывать влияние на прокаливаемость стали.

¹ Журенков П. М. Исследование некоторых закономерностей дендригоидной ликвации легирующих элементов в промышленных слитках стали. Автореф. канд. дис., М., 1964.

В литературе очень мало сведений о влиянии степени обжата на прокаливаемость стали. Л. Н. Давыдова считает, что изменение степени утяжки от 20- до 60-кратной не оказывает влияния на прокаливаемость сталей 45, 40ХА, 30ХГСА, 12ХНЗА, 12ХН4А [17, 168].

Из сказанного выше ясно, что существенное влияние на прокаливаемость стали оказывает исходная структура и, в частности, состояние карбидной фазы. Поскольку в перечисленных выше сталях относительное количество карбидной фазы сравнительно мало, прокатка как процесс измельчения карбидной фазы действительно не может оказать практически ощутимого влияния. По мере увеличения содержания углерода в стали влияние прокатки на прокаливаемость, по-видимому, должно возрастать: наибольшего влияния прокатки следует ожидать в заэвтектоидных сталях.

Изучали влияние степени обжата на прокаливаемость 330 плавков стали ШХ15 Ижевского металлургического завода, о которых говорилось выше. Поскольку все 330 плавков были раскатаны на прутки диаметром 42 мм, то очевидно, что степень обжата слитков массой 3050—3080 кг была в 1,5 раза больше, чем степень обжата слитков массой 2000 кг. Установлено, что сталь, прокатанная с большим обжатием, имеет среднюю прокаливаемость 9,5 мм, а та же сталь, но прокатанная с меньшим обжатием ~8,0 мм, т. е. приблизительно на 20% меньше.

По данным Челябинского института металлов, увеличение степени вытяжки стали марки ШХ15 от 4 до 48 способствует повышению прокаливаемости в 1,2 раза для слитков массой 1115 кг, в 1,8 раза для слитков массой 2730 кг, в 1,3 раза для слитков массой 4500 кг.

Таким образом, увеличение степени обжата повышает прокаливаемость подшипниковой стали. Однако эффективность повышения прокаливаемости зависит от массы слитка.

Увеличение прокаливаемости стали ШХ15 при прокатке объясняется измельчением карбидных частиц.

Выше отмечалось, что литая сталь и в неотожженном, и в отожженном (800° С, 12 ч) состояниях обладает более высокой прокаливаемостью, чем та же сталь после прокатки (см. рис. 66).

Высказывалось также предположение о том, что процессы, приводящие к снижению прокаливаемости стали при прокатке, протекают во время охлаждения стали от температуры конца прокатки до комнатной.

Следовательно, в самом технологическом процессе переработки стали на заготовки — прокатке, заложены факторы, способствующие как увеличению прокаливаемости (нагрев под прокатку, обжатие), так и ее снижению. От степени влияния этих факторов и зависит прокаливаемость стали.

Как показывают экспериментальные данные, в сталях, содержащих не более 0,5—0,6% С, действующие при прокатке

факторы, повышающие прокаливаемость, превалируют над факторами, снижающими ее. Поэтому прокаливаемость таких сталей в прокатанном неотожженном состоянии выше прокаливаемости тех же сталей в литом состоянии.

В сталях заэвтектоидного состава, наоборот, факторы, снижающие прокаливаемость, превалируют над факторами, ее повышающими. Поэтому прокаливаемость заэвтектоидных литых сталей выше прокаливаемости прокатанных неотожженных сталей.

В сталях с 0,6—0,8% С эффективность действия указанных факторов, по-видимому, одинакова и потому можно ожидать, что прокаливаемость таких сталей и в литом, и в прокатанном состоянии будет практически одинаковой.

7. СКОРОСТЬ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

Скорость кристаллизации стали данной марки при всех прочих равных условиях определяется массой слитка или сечением и формой кристаллизатора, расходом воды, охлаждающей кристаллизатор, и наличием зоны вторичного охлаждения (при непрерывной разливке стали). Хорошо известно, что чем больше масса слитка, тем медленнее охлаждается сталь, тем меньше скорость кристаллизации. Поэтому без риска допустить заметную погрешность можно считать, что если и существует связь прокаливаемости стали со скоростью кристаллизации, то точно так же существует связь прокаливаемости и с массой слитка.

В настоящее время имеются две точки зрения относительно связи прокаливаемости стали с массой слитка. Согласно первой прокаливаемость стали не зависит от массы слитка [17, 168], согласно второй — зависит [89].

По сообщению Розе и Штрассбурга [90], а также Шоттки [91], в работах Русселя и Виллиамсона и Букналла было установлено, что прокаливаемость стали зависит от места вырезки торцовых образцов по сечению слитка. У металла зон, расположенных вблизи поверхности слитка, прокаливаемость существенно больше, чем у металла центральной зоны слитка. Эти данные свидетельствуют о связи между прокаливаемостью стали и скоростью ее кристаллизации.

Известно, что прокаливаемость стали тем больше, чем меньше верхняя критическая скорость закалки v_k .

Критическая скорость закалки зависит от скорости роста перлитного зерна и числа зарождающихся центров. На скорость роста перлитных зерен не влияет ни однородность аустенита, ни величина его зерна. Число центров кристаллизации перлитных зерен, наоборот, находится в зависимости от однородности аустенита и величины его зерна, а следовательно, от технологии выплавки и переработки стали (раскисления, гомогенизации и т. п.), от температуры нагрева под закалку и длительности выдержки при этой температуре.

Таким образом, при всех прочих равных условиях (состав стали, способ выплавки, температура и длительность нагрева, величина зерна аустенита) критическая скорость закалки v_k , а значит, и прокаливаемость зависят от степени химической однородности твердого раствора стали.

Если согласиться с первой точкой зрения [17, 168] о независимости прокаливаемости стали от массы слитка, то тогда следует допустить предположение о независимости устойчивости переохлажденного аустенита литой и прокатанной стали от места вырезки образцов в слитке (или прокате).

Действительно, утверждение о том, что прокаливаемость стали не зависит от массы слитка, равносильно утверждению о том, что прокаливаемость стали, критическая скорость закалки и устойчивость переохлажденного аустенита не связаны с условиями кристаллизации.

Экспериментальные данные опровергают указанные утверждения. Показано, что устойчивость переохлажденного аустенита литых сталей 40X2H2M, 40XH3 и 34XH3M зависит от места вырезки образцов в слитке и может существенно различаться [92]. Следовательно, прокаливаемость стали в объеме слитка также различна.

Анализируя соотношение скоростей кристаллизации и диффузии атомов растворенных элементов в твердой фазе (выравнивающая диффузия) и в жидкой фазе (разделительная диффузия), А. А. Бочвар пришел к выводу, что с увеличением скорости кристаллизации степень дендритной ликвации сначала возрастает, а затем, достигнув максимума, снижается. Увеличение степени ликвации при малых скоростях кристаллизации объясняется подавлением выравнивающей диффузии в образовавшихся кристаллах в связи с быстрым снижением температуры, а уменьшение (при больших скоростях кристаллизации) из-за подавления разделительной диффузии — быстро продвигающимся фронтом кристаллизации.

В работе [126] положение А. А. Бочвара уточнено и сформулировано следующим образом: «... степень внутрикристаллитной ликвации с увеличением скорости кристаллизации должна постепенно возрастать, оставаться неизменной в некотором диапазоне скоростей и затем постепенно или скачком падать до нуля...».

Указанное положение А. А. Бочвара аналитически было подтверждено И. Н. Голиковым [93]. Экспериментально указанное положение подтверждено во многих работах.

Таким образом, зависимость степени дендритной ликвации от скорости охлаждения выражается кривой, имеющей максимум. Относительное расположение максимума на кривой, интенсивность подъема и падения определяются главным образом природой сплава, т. е. склонностью элементов, составляющих сплав, к дендритной ликвации.

Из сказанного следует, что в процессе кристаллизации стали возникновение химической неоднородности твердого раствора неизбежно.

Отметим, что совершенно необязательно последовательное затвердевание стали в слитке от поверхности к центру. При определенных условиях, зависящих от химического состава сплава, размеров слитка и скорости теплоотвода, возможно возникновение таких ситуаций, когда после затвердевания зоны, прилегающей к стенкам изложницы, начинается кристаллизация расплава осевой зоны. В этом случае кристаллизация расплава идет с двух сторон — со стороны наружной поверхности и с осевой стороны: расплав, расположенный в промежуточной части (между осевой и наружной зонами), кристаллизуется в последнюю очередь. Подобные условия могут возникать в тех случаях, когда расплав промежуточной зоны слитка сильно обогащается атомами растворенных элементов, замедляющих температуру солидуса. Этому в сильной степени способствует широкий температурный интервал кристаллизации сплава. Если же при этом интенсивность отвода тепла недостаточная (например, большая масса металла), то температура конца затвердевания может оказаться заметно ниже температуры металла в этой зоне, и, следовательно, металл будет находиться в жидком состоянии. Металл же осевой зоны слитка при рассматриваемой ситуации, как менее обогащенный по сравнению с металлом промежуточной зоны и, следовательно, имеющий более высокую температуру конца затвердевания, закристаллизуется раньше, чем металл промежуточной зоны.

Протекание кристаллизации по указанной схеме было экспериментально подтверждено в работе [59].

Из изложенного выше следует, что устойчивость аустенита и прокаливаемость стали связаны с условиями кристаллизации стали в различных зонах слитка и прежде всего со скоростью кристаллизации металла.

Влияние скорости кристаллизации на прокаливаемость стали было исследовано нами [89].

В лабораторных условиях была выплавлена сталь, состав которой приведен в табл. 11.

Сталь выплавливали в лабораторной индукционной печи. Металл в изложницах охлаждали с различной скоростью. Всего было опробовано три варианта скоростей охлаждения: 1) v_1 — наименьшая скорость; 2) v_2 — промежуточная; 3) v_3 — наибольшая.

По каждому варианту было выплавлено по 2—3 плавки сталей ШХ15 и ШХ15СГ и по одной плавке сталей У8 и У10. Масса слитков была равна 2,6—2,8 кг. Диаметр слитков был равен 35 мм. Из каждого слитка было изготовлено по 2—3 торцовых образца, которые затем испытывали на прокаливаемость в литом состоянии по обычной методике.

Таблица 11

Химический состав стали, %

Сталь	A	C	Mn	Si	S	P	Cr
У8	1	0,85	0,40	0,35	0,014	0,020	—
У8	2	0,84	0,27	0,29	0,015	0,019	—
У8	3	0,81	0,25	0,29	0,015	0,020	—
У10	1	0,98	0,31	0,57	0,017	0,015	—
У10	2	1,06	0,30	0,32	0,010	0,015	—
У10	3	1,06	0,26	0,32	0,012	0,020	—
ШХ15	1	0,98	0,40	0,32	0,008	0,025	1,64
ШХ15	1	1,02	0,32	0,26	0,009	0,015	1,58
ШХ15	1	0,96	0,50	0,35	0,019	0,017	1,65
ШХ15	2	0,99	0,27	0,23	0,012	0,020	1,58
ШХ15	2	1,10	0,36	0,14	0,003	0,027	1,50
ШХ15	3	1,05	0,40	0,23	0,012	0,027	1,62
ШХ15	3	1,05	0,29	0,21	0,003	0,010	1,45
ШХ15СГ	1	1,05	1,20	0,52	0,003	0,017	1,62
ШХ15СГ	1	1,05	0,99	0,40	0,015	0,017	1,46
ШХ15СГ	1	1,03	1,05	0,46	0,012	0,015	1,65
ШХ15СГ	2	1,03	1,16	0,58	0,018	0,022	1,59
ШХ15СГ	2	1,05	0,94	0,60	0,003	0,012	1,38
ШХ15СГ	3	1,00	1,20	0,70	0,010	0,023	1,63
ШХ15СГ	3	1,10	1,00	0,65	0,005	0,012	1,62

Примечание. А — варианты скоростей охлаждения.

Как видно из рис. 71, скорость охлаждения слитков стали от температуры жидкого металла до комнатной оказывает весьма заметное влияние на прокаливаемость сталей ШХ15 и ШХ15СГ. Такие же результаты получены и на сталях У8 и У10.

Однако эта зависимость неоднозначна для указанных сталей. Так, прокаливаемость сталей У8, У10 и ШХ15 по мере увеличения скорости кристаллизации (в пределах исследованных диапазонов скоростей) уменьшается; прокаливаемость стали ШХ15СГ с увеличением скорости кристаллизации сначала повышается, а затем снижается. При этом наименьшей скорости кристаллизации (v_1) соответствует прокаливаемость стали наименьшая. Средняя скорость охлаждения обеспечила наиболее глубокую прокаливаемость, а наибольшая скорость охлаждения привела к получению промежуточного значения прокаливаемости.

Таким образом, эксперимент показал, что условия кристаллизации стали и дальнейшего охлаждения являются фактором, оказывающим значительное влияние на прокаливаемость. Из этого следует, что вопрос разливки стали одного состава на слитки различной массы (в изложницы различного объема) и, наоборот, разливки сталей различного состава на слитки одной массы (в изложницы одного объема) с точки зрения прокаливаемости является вопросом, требующим к себе пристального внимания.

Исследование химической однородности сталей методом построения распределения микротвердости показало наличие зависимости между прокаливаемостью, однородностью распреде-

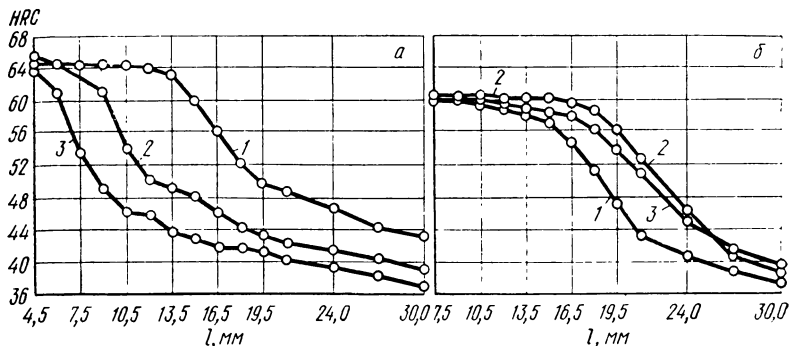


Рис. 71. Графики прокаливаемости сталей ШХ15 (а) и ШХ15СГ (б) в зависимости от скорости охлаждения слитков:
1—3 — варианты лабораторной выплавки стали

ления микротвердости и скоростью кристаллизации: в стали плавок с повышенной прокаливаемостью микротвердость имеет более однородное распределение и, наоборот, в стали плавок с пониженной прокаливаемостью менее однородное (более «размытое»).

Нами совместно с В. М. Пчелкиной была исследована прокаливаемость стали ШХ15, разлитой в изложницы и непрерывным способом. Всего было исследовано 34 плавки¹.

Из рис. 72 видно, что прокаливаемость стали марки ШХ15, разлитой непрерывным способом, заметно выше прокаливаемости той же стали, но разлитой в изложницы². Отметим также следующее.

В указанной работе были проведены эксперименты по одновременной разливке стали одних и тех же плавок в изложницы и непрерывным способом. Эксперимент проводили на шести плавках. Преимущество непрерывной разливки и в этом случае сохранилось полностью.

Изучение макроструктуры литой стали, полученной путем непрерывной разливки и в изложницу, показало, что в первом

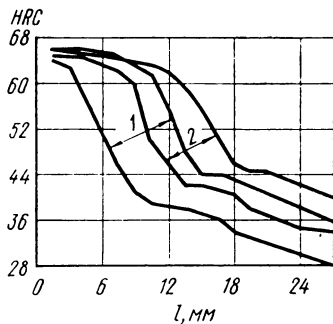


Рис. 72. Полосы прокаливаемости стали ШХ15, разлитой в изложницы (1) и непрерывным способом (2)

¹ Пчелкина В. М. Сравнительное исследование стали ШХ15, разлитой непрерывным методом и в изложницу. Автореф. канд. дис. М., 1971.

² При этом прокаливаемость стали как в периферийной, так и в осевой зоне слитка оказалась практически одинаковой и равной 9,6 и 9,5 мм соответственно.

случае структура более дисперсна и представляет собой густое переплетение тонких осей дендритов, составляющих как бы каркас. Дендриты в слитках, полученных обычным способом, состоят из меньшего числа осей (но более толстых).

Такой характер макроструктуры непрерывнолитой заготовки объясняется тем, что скорость кристаллизации при получении ее значительно больше, чем при охлаждении стали в изложнице.

Исследование статистического распределения хрома в стали марки ШХ15, выполненное на микроанализаторе (Камека), показало, что в стали, разлитой непрерывным способом, концентрация хрома колеблется в более узких пределах, чем в стали, разлитой в изложницы. Это соотношение сохраняется и после прокатки как для слитков равного сечения, так и для слитков различного по величине сечения.

Результаты, полученные на микроанализаторе, подтверждаются также и данными распределения микротвердости: при равной макротвердости (*HRC*) колебания микротвердости стали непрерывной разливки находятся в более узких пределах, чем колебания микротвердости стали, разлитой в изложницы.

Таким образом, непрерывная разливка стали марки ШХ15 позволила одновременно повысить и химическую однородность твердого раствора и прокаливаемость стали.

Приведенные выше данные свидетельствуют о том, что масса слитка, во многом определяющая скорость кристаллизации стали, представляет собой фактор, оказывающий определенное влияние как на химическую однородность твердого раствора, так и на прокаливаемость.

8. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Влияние температуры закалки. Хорошо известно, что фактический состав аустенита в момент закалки определяется не только средним химическим составом стали, но и температурой нагрева, которая оказывает непосредственное влияние на степень растворения карбидной фазы и полноту перехода легирующих элементов и углерода в твердый раствор. Точно так же и величина зерна, и однородность аустенита определяются не только составом стали, но и температурой закалки.

Оказывая влияние на состав, величину зерна и однородность аустенита, температура закалки, следовательно, изменяет и прокаливаемость стали.

Поэтому нельзя согласиться с В. С. Меськиным в том, что «... температура нагрева стали перед закалкой непосредственного влияния на прокаливаемость не оказывает...» [3].

По данным [95], основными факторами, повышающими прокаливаемость сталей 40Н, 40Х и 35ХМ, являются температура нагрева стали для закалки и длительность выдержки при этой температуре.

В работе [69] также сделан вывод, что наиболее сильное влияние на прокаливаемость сталей 45 и 40Х оказывают температура и выдержка при нагреве для закалки.

Авторы работы [70] считают, что температура и длительность нагрева не оказывают заметного влияния на прокаливаемость стали 40ХНМА.

В табл. 12 приводятся данные о влиянии температуры закалки на прокаливаемость сталей ШХ15 и ШХ15СГ [34]. Данные о влиянии длительности выдержки при температуре нагрева под закалку на прокаливаемость стали ШХ15 приводятся в табл. 13 [34]. Видно, что с увеличением температуры нагрева и длительности выдержки прокаливаемость обеих сталей возрастает.

Однако увеличение прокаливаемости с возрастанием температуры и особенно длительности выдержек для различных плавок неодинаково. Это, по-видимому, объясняется различием в исходной структуре стали испытанных образцов и особенностями стали каждой плавки. В практике исследований встречаются случаи, когда ни повышение температуры нагрева под закалку, ни увеличение выдержки не оказывают практически заметного влияния на прокаливаемость стали. На этом основании авторы делают вывод об отсутствии положительного влияния (или о слабом влиянии) указанных факторов на прокаливаемость стали данной марки, т. е. результат, полученный при испытании одной-двух плавок, распространяют на всю марку. Такие выводы требуют строгого обоснования.

Таблица 12

Влияние температуры закалки на прокаливаемость стали

Марка стали	Номер плавки	Прокаливаемость, мм, при закалке с температуры, °С			Марка стали	Номер плавки	Прокаливаемость, мм, при закалке с температуры, °С		
		840	860	880			840	860	880
ШХ15	35902	6,5	8,8	10,1	ШХ15СГ	120537	15,0	18,3	19,0
ШХ15СГ	314373	17,3	18,0	18,9	ШХ15СГ	313971	18,8	21,0	24,2

Таблица 13

Влияние продолжительности выдержки на прокаливаемость стали ШХ15

Номер плавки	Прокаливаемость, мм, при выдержке, мин				Номер плавки	Прокаливаемость, мм, при выдержке, мин			
	30	45	70	160		30	45	70	160
4456	10,8	11,0	11,5	12,1	6731	7,5	9,2	10,5	16,5
9819	4,5	6,4	7,7	9,6	6606	4,7	6,4	10,0	17,2

В главе «Физические основы прокаливаемости» отмечалось, что взаимное расположение минимумов устойчивости в перлитной и бейнитной областях для различных плавов одной и той же стали может существенно различаться. В этом и проявляются индивидуальные особенности стали конкретных плавов. Эти особенности обусловлены различной величиной зерна, различной дисперсностью карбидной фазы и различиями в составе карбидов и т. д.

В зависимости от соотношения указанных факторов повышение температуры нагрева под закалку может вызвать следующие изменения в положении минимумов устойчивости:

— устойчивость аустенита в перлитной и бейнитной областях увеличивается, т. е. вся диаграмма смещается вправо;

— устойчивость аустенита в перлитной области возрастает (верхняя часть диаграммы смещается вправо), а в промежуточной области остается неизменной.

Из сказанного следует, что в первом случае прокаливаемость стали и по критерию «100% М» и по полумартенситной зоне с повышением температуры возрастает. Во втором случае по критерию «100% М» прокаливаемость такой стали с повышением температуры закалки не изменяется; по критерию полумартенситной зоны прокаливаемость такой стали может увеличиться, а может и не измениться. Результат в последнем случае будет определяться соотношением продуктов перлитного и промежуточного превращений.

Исследовали влияние температуры аустенитизации на прокаливаемость стали 19 марок (исследовано 79 плавов) [90].

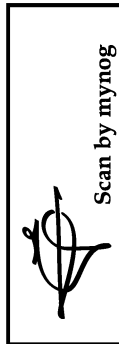
Установлено, что с повышением температуры закалки от 850 до 1050°С прокаливаемость стали 57% плавов увеличивается, а 43% не изменяется. При этом бейнитная прокаливаемость 10 марок стали с повышением температуры аустенитизации в указанных пределах осталась неизменной, хотя зерно аустенита при этом выросло от 9—10 баллов до 3—4.

В работе [9] приведены случаи увеличения и некоторого уменьшения прокаливаемости стали разных плавов с повышением температуры закалки.

Таким образом, отсутствие влияния температуры закалки на прокаливаемость представляет собой проявление индивидуальных особенностей стали конкретных плавов.

Аналогичные результаты были получены и в наших работах. Так, из приведенных в табл. 14 данных видно, что повышение температуры закалки от 840 до 880°С вызвало различное увеличение прокаливаемости.

На основании этого в зависимости от стечения обстоятельств можно прийти к существенно различным выводам. Так, из анализа плавки А можно было бы сделать вывод о практически незначительном влиянии повышения температуры на прокаливаемость стали ШХ15СГ; из анализа плавки В — о существенном влиянии



температуры закалки на прокаливаемость той же стали. Вывод при исследовании плавки Б зависел бы от того, при каких температурах исследовалась бы прокаливаемость.

Аналогичное положение имеет место и при изучении влияния продолжительности выдержки при температуре закалки, в чем легко убедиться, анализируя данные табл. 13.

В работе [71] также показано, что с повышением температуры закалки от 830 до 870° С прокаливаемость стали ШХ15 увеличивается от 1,5—5,2 до 8—10,5 мм. Повышение температуры закалки от 860 до 900° С привело к увеличению прокаливаемости от 6—12 до 12,7—16,6 мм.

В. М. Пчелкина показала, что повышение температуры закалки от 830 до 880° С более эффективно увеличивает прокаливаемость стали ШХ15 в случае ее непрерывной разливки по сравнению с той же сталью, но разлитой в изложницы.

Отметим также, что прокаливаемость стали ШХ15 непрерывной разливки при закалке с 830° С соответствует прокаливаемости той же стали, разлитой в изложницы, но при закалке с 850° С. Таким образом, интервал закалочных температур стали ШХ15 непрерывной разливки на 20° С ниже интервала закалочных температур той же стали, разлитой в изложницы.

Анализ результатов многих исследований и собственные наблюдения автора позволяют утверждать, что роль температуры закалки и выдержки при этой температуре как факторов, оказывающих влияние на прокаливаемость стали, безусловно, значительна. Эта роль тем более существенна, чем более сложна по составу сталь и особенно чем больше содержится в ней углерода и карбидообразующих элементов. Однако это влияние неодинаково при закалке стали разных плавков.

Положительное влияние температуры и выдержки на прокаливаемость стали с повышением температуры и увеличением выдержки постепенно убывает. По достижении некоторого значения температуры, зависящего от состава стали, исходной структуры и особенностей плавки, дальнейшее ее повышение не только не сопровождается увеличением прокаливаемости, но даже может повлечь за собой ее снижение. Точно так же при достижении некоторой продолжительности выдержки, определяемой, как и в предыдущем случае, составом и исходной структурой стали и особенностями плавки, дальнейшее ее увеличение не будет сопровождаться повышением прокаливаемости.

Таблица 14

Влияние температуры закалки на прокаливаемость стали ШХ15СГ

Плавка	Увеличение прокаливаемости * при повышении температуры закалки, °С	
	от 840 до 860	от 850 до 880
А	0,7/4,0	0,9/5,0
Б	3,3/22,0	0,7/4,0
В	2,2/12,0	3,2/15,0

* В числителе -- абсолютное, в знаменателе -- в процентах.

Охлаждающая среда также оказывает существенное влияние на прокаливаемость стали. Именно по этой причине в стандарте на метод определения прокаливаемости (ГОСТ 5657—69) температура воды регламентирована.

Таким образом, можно сделать вывод о том, что температура закалки, выдержка при этой температуре и охлаждающая среда оказывают существенное влияние на прокаливаемость стали.

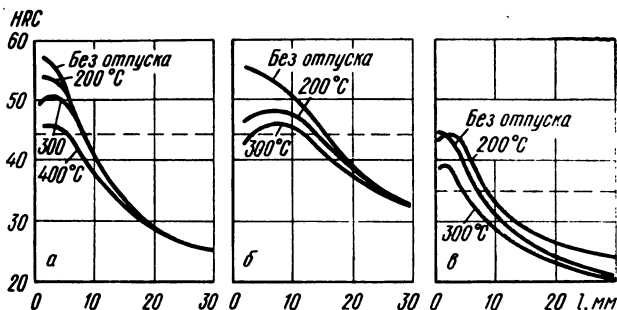


Рис. 73. Влияние температуры отпуска на прокаливаемость стали. Состав стали, %:

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
40СГ	0,38	1,05	1,14	0,23	—	—
40ХМ	0,38	0,23	0,64	0,99	0,16	—
25ХГФ	0,24	0,21	1,06	0,79	—	0,10

Влияние отпуска. Данных о влиянии отпуска на прокаливаемость недостаточно, хотя это имеет важное практическое значение¹.

Известно лишь одно более или менее полное исследование влияния отпуска на результаты закалки торцовых образцов [9].

Из рис. 73 видно, что влияние отпуска на прокаливаемость различно. Так, отпуск стали типа 40СГ при 200 и 300° С (а) снижает твердость только той части торцового образца, которая расположена до полумартенситной зоны. В этом случае твердость полумартенситной зоны остается неизменной. В случае стали типа 40ХМ (б) тот же отпуск вызывает снижение твердости не только на начальном участке торцового образца и в полумартенситной зоне, но и в зоне, расположенной за полумартенситной. В случае же стали типа 25ХГФ (в) влияние указанного отпуска совершенно иное. Отпуск при 200° С вызывает некоторое снижение твердости на начальном участке торцового образца, а затем, начиная с некоторого расстояния от торца и на расстоянии более 30 мм от него, твердость стали повышается настолько, что кривая твердости образца, отпущенного при 200° С, оказывается расположенной выше кривой закаленного образца. Отпуск при 300° С вызывает снижение твердости образца на всем его протяжении.

¹ Имеется в виду влияние отпуска на результаты определения прокаливаемости.

Из приведенных на рис. 73 данных следует, что отпуск при 200°C детали критического сечения, изготовленной из стали типа 25ХГФ, может вызвать не снижение, а повышение ее прочностных свойств. В случае изготовления детали критического сечения из стали типа 40СГ отпуск до 300°C вызовет соответствующее разупрочнение наружных зон металла и не окажет влияния на свойства сердцевины (она в этом случае имеет полумартенситную

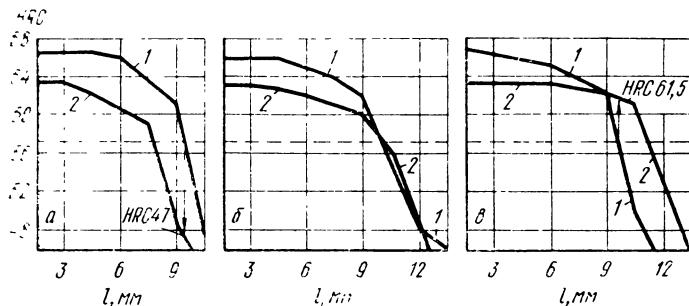


Рис. 74. Влияние отпуска (150°C , 2 ч) на положение графиков прокаливаемости стали ШХ15 (плавки: а — № 30232; б — № 1418; в — № 33619 завода «Днепроспецсталь»). Штриховой линией указана твердость полумартенситной зоны:
1 — без отпуска; 2 — после отпуска

структуру). Это обстоятельство тоже должно привести к перераспределению прочностных свойств стали и, следовательно, к изменению конструктивной прочности детали. Следует отметить, что в работе [9] приведено много случаев подобных колебаний твердости при низком отпуске. Нами изучалось влияние отпуска на положение кривых прокаливаемости сталей 30ХГТ, ШХ15 и ШХ15СГ.

Всего было испытано 9 плавков стали 30ХГТ; 115 плавков стали ШХ15 и две плавки стали ШХ15СГ. Установлено, что низкотемпературный отпуск приводит к следующему изменению твердости полумартенситной зоны: из 9 плавков стали 30ХГТ твердость повысилась у 3 плавков; из 115 плавков стали марки ШХ15 — у 63 плавков и из двух плавков стали марки ШХ15СГ — у одной плавки.

В остальных случаях твердость начальной части образцов из каждой стали снизилась. В ряде случаев твердость полумартенситной зоны образцов не изменилась.

На рис. 74 приведены данные о влиянии отпуска на прокаливаемость стали марки ШХ15, отражающие перечисленные выше три случая. Расчет показал, что в случае а критический диаметр уменьшился на 5,0 мм, а в случае в увеличился на 5,0 мм.

Изменение прокаливаемости, характеризуемое рис. 74, а, б, может иметь важное практическое значение для изделий, от которых по условиям службы требуется высокая твердость вблизи наружной поверхности.

Отметим, что применительно к подшипниковым сталям под критическим расстоянием понимают не расстояние до полумартенситной зоны, а расстояние до зоны, начиная с которой твердость становится ниже $HRC\ 61$.

На рис. 75 приведены графики распределения твердости стали по сечению двух цилиндров, изготовленных из стали указанных плавок. Диаметры стержней равны критическому D_k . Графики распределения твердости по сечению стержней построены по

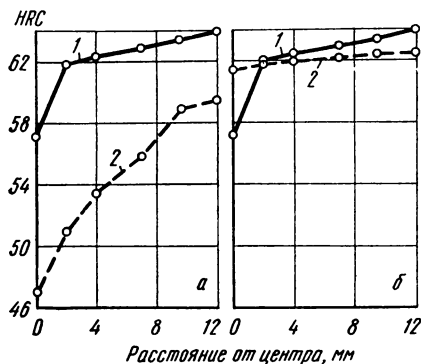


Рис. 75. Влияние отпуска (150°C , 2 ч) на распределение твердости по сечению закаленных стержней критического диаметра (24 мм), изготовленных из стали плавок № 30232 (а) и № 33649 (б):
1 — после закалки; 2 — после отпуска

кривым прокаливаемости (см. рис. 74, а, б). Методика их построения изложена ниже, а также в работах [20, 25].

Поскольку прокаливаемость стали обеих плавок одинакова, равны также и критические диаметры ($D_k = 24$ мм). Графики распределения твердости по сечению стержней в закаленном состоянии также совпадают (см. рис. 75); для сталей в состоянии после отпуска эти графики существенно различаются.

После отпуска твердость наружных слоев стержня из стали плавки № 33649 снизилась, а твердость сердцевины повысилась. В результате твердость по сечению стержня оказалась практически равномерной и составила $HRC\ 62 \pm 0,5$. В случае же стержня из стали плавки № 30232 заметно снижение твердости по сечению. Это снижение составило: на поверхности $HRC\ 4,5$; на расстоянии $2/3$ радиуса $HRC\ 9$, в центре $HRC\ 10$. Таким образом, если после отпуска распределение твердости подобно изображенному на рис. 74, а, то это означает, что прочность стали заметно уменьшится и, следовательно, снизится конструктивная прочность стержня. Попадание в производство плавок, подобных плавке № 30232, неизбежно приведет к получению после отпуска деталей с пониженной твердостью.

Вернемся к рис. 73. Согласно критерию прокаливаемости «50% М» сталь типа 40СГ имеет феррито-бейнитную прокаливаемость, а стали типов 40ХМ и 25ХГФ — бейнитную.

Из рис. 73, а видно, что твердость начального участка торцового образца стали 40СГ, т. е. участка практически 100% мартенсита, после отпуска при 200°C заметно снизилась. На этом

участке произошел отпуск мартенсита. Следовательно, должна была снизиться также твердость мартенсита, входящего в полумартенситную зону. Однако, как следует из хода кривой прокаливаемости, этого не произошло. Поскольку, согласно данным [9], в полумартенситной зоне этого образца содержится 50% мартенсита, около 40% троостита и ~10% феррита, очевидно, что снижение твердости мартенсита этой зоны было скомпенсировано повышением твердости троостита.

Мартенсит стали 40ХМ в случае отпуска при 200° С оказался менее устойчивым против отпуска, чем мартенсит стали 40СГ (см. рис. 73, б). Разупрочнение его в полумартенситной зоне оказалось столь существенным, что не было скомпенсировано повышением твердости троостита. О повышении твердости троостита при отпуске свидетельствует следующий факт. Твердость полумартенситной зоны стали 40ХМ составляет *HRC* 44; твердость мартенсита *HRC* 55. Следовательно, твердость троостита *HRC* 33.

Как следует из начального участка кривых прокаливаемости, твердость мартенсита после отпуска снизилась на *HRC* 9, т. е. стала равной *HRC* 46. Если допустить, что при этом изменилась только твердость мартенсита, а твердость троостита осталась неизменной, то тогда твердость полумартенситной зоны должна была бы быть равной *HRC* 39,5.

В действительности же твердость полумартенситной зоны составляет *HRC* 42,5 (на кривой, соответствующей отпуску при 200° С она отмечена точкой), т. е. на *HRC* 3 выше. Это возможно только в том случае, если твердость троостита повысилась. Легко видеть, что твердость троостита при отпуске повысилась на *HRC* 6, т. е. весьма существенно.

В стали 25ХГФ в результате отпуска произошло незначительное разупрочнение мартенсита и весьма заметное упрочнение троостита при отпуске (см. рис. 73, в). Можно показать, что и в этом случае твердость троостита повысилась с *HRC* 27 до *HRC* 32.

Очевидно, что аналогичными явлениями объясняются и случаи, иллюстрируемые рис. 74.

Таким образом, можно считать, что изменения твердости полумартенситной зоны при низком отпуске объясняются процессами, протекающими главным образом в игольчатом троостите. Однако для выявления механизма этих процессов, для выяснения их физической природы необходимы дальнейшие исследования. Это важно не только с научной, но и с практической точки зрения.

Приведенные данные показывают, что одинаковая прокаливаемость стали различных плавок не гарантирует того, что детали, одинаковые по форме и размерам и изготовленные по одной технологии, после низкого отпуска будут обладать равной конструктивной прочностью. Эти же данные свидетельствуют о более сложном влиянии отпуска на свойства полумартенситных зон закаленных стальных деталей, чем это принято считать.

9. ХИМИЧЕСКАЯ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЬ ТВЕРДОГО РАСТВОРА

На рис. 76 показаны интервалы колебаний прокаливаемости сталей различных марок. Ширина интервалов рассчитана нами на уровне твердости полумартенситной зоны по полосам прокаливаемости, приведенным в работе [20]. Одной и двумя звездочками отмечены стали, несколько различающиеся по химическому составу. Стрелки возле некоторых столбиков диаграммы показывают, что верхний предел значений прокаливаемости больше 50 мм. Верхний предел прокаливаемости сталей 55ХГНМ и 50ХГНМ* лишь незначительно больше 50 мм, поэтому стрелки отсутствуют.

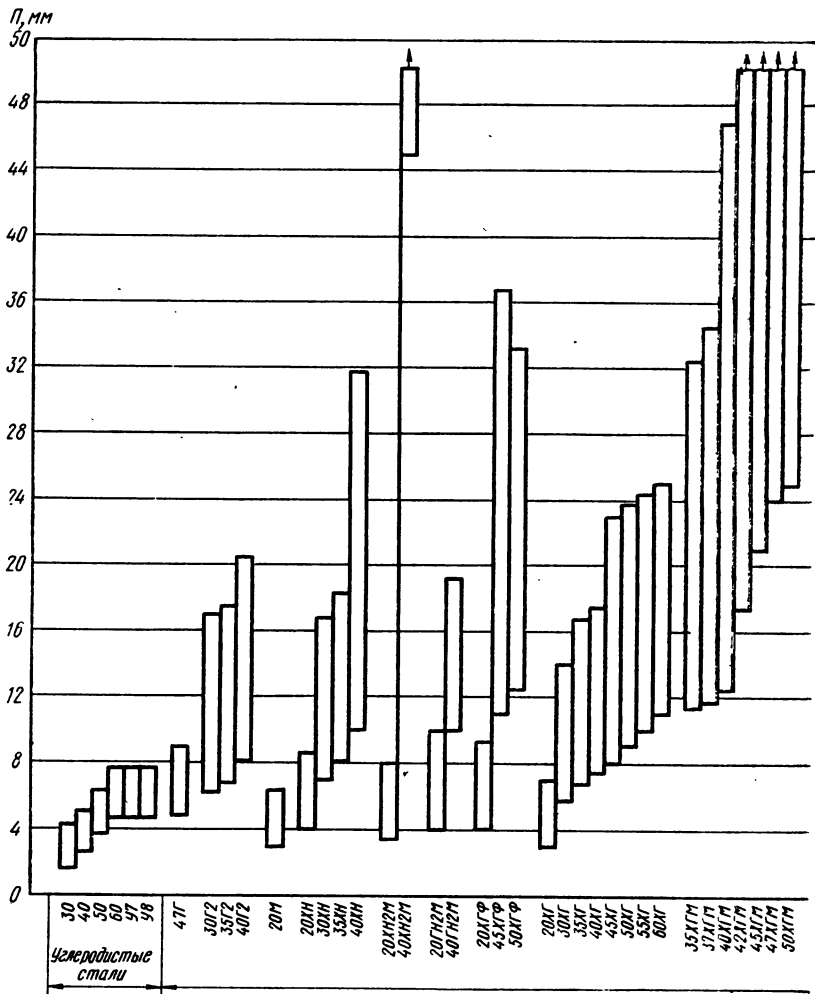
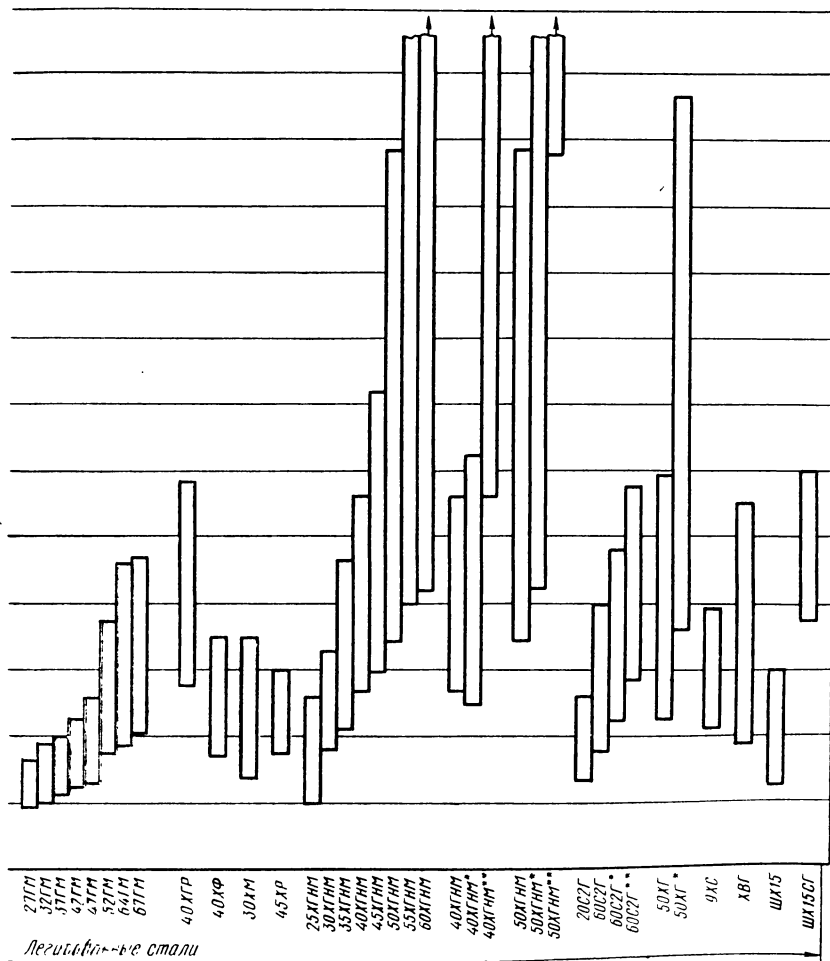


Рис. 76. Интервалы колебаний прокаливаемости сталей различных марок

По данным рис. 76, колебания прокаливаемости достигают трехкратной величины. В действительности они значительно больше (например, прокаливаемость стали марки 40Г2 прерывает 6-кратное колебание). Заниженные на рис. 76 величины колебаний объясняются тем, что из фактической ширины полос прокаливаемости отброшено 3—4% плавок с наименьшей прокаливаемостью и такое же количество плавок с наибольшей прокаливаемостью.

Углеродистые стали, отличаясь более низкой прокаливаемостью по сравнению с легированными, имеют и более узкий интервал ее колебаний. Легированные стали обладают более глубокой прокаливаемостью, но в то же время разброс прокаливаемости этих сталей более значителен.



Так, ширина интервала колебаний прокаливаемости углеродистых сталей находится в пределах от 2,5 до 3,0 мм (отношение наибольшего интервала к наименьшему $3,0 : 2,5 = 1,2$), а легированных сталей — от 2,8 до >36 мм (т. е. отношение наибольшего интервала к наименьшему $>12,8$).

Таким образом, легирование стали вызывает не только повышение прокаливаемости, но и резкое увеличение интервала ее колебаний.

На основании анализа данных рис. 76 можно считать, что наблюдаемые на практике случаи колебания прокаливаемости при всех прочих равных условиях представляют собой результат влияния легирующих элементов, введенных в сталь.

Количественное влияние легирующих элементов на разброс значений прокаливаемости стали зависит от природы элементов, сочетания легирующих элементов и углерода и их количественных соотношений.

Повышение содержания углерода приводит к увеличению ширины интервала колебаний прокаливаемости легированных сталей.

Так, ширина интервала колебаний прокаливаемости сталей 20ХН, 30ХН, 35ХН и 40ХН изменяется соответственно следующим образом: 3,5; 9,8; 10,1 и 21,8 мм; сталей 20ГН2М и 40ГН2М — соответственно 6,1 и 9,2 мм; сталей 20ХГФ, 45ХГФ и 50ХГФ — соответственно 5,2; 25,8 и 20,7 мм; сталей 20ХГ, 30ХГ, 35ХГ, 40ХГ, 45ХГ, 50ХГ, 55ХГ, 60ХГ — соответственно 4,0; 8,2; 10,0; 10,0; 15,1; 14,7; 14,4; 14,0 мм; сталей 27ГМ, 32ГМ, 37ГМ, 42ГМ, 47ГМ, 52ГМ, 64ГМ, 67ГМ — соответственно 2,8; 3,5; 3,5; 4,0; 5,2; 7,9; 11,0 и 10,6 мм; сталей 25ХГНМ, 30ХГНМ, 35ХГНМ, 40ХГНМ, 45ХГНМ, 50ХГНМ, 55ХГНМ, 60ХГНМ — соответственно 6,4; 5,9; 10,2; 11,7; 16,8; 29,6; $>34,0$; >33 мм.

С увеличением легированности стали и особенно с повышением содержания углерода в легированных сталях верхний предел значений прокаливаемости растет более интенсивно, чем нижний. При этом у отдельных групп сталей наблюдается скачкообразное увеличение прокаливаемости.

С повышением содержания углерода, а у некоторых сталей и с увеличением содержания марганца колебания прокаливаемости возрастают (см. стали 20ХН—40ХН; 20ГН2М—40ГН2М; 20ХГФ—50ХГФ; 20ХГ—60ХГ; 35ХГМ—50ХГМ; 27ГМ—67ГМ; 25ХГНМ—60ХГНМ; 47Г и 30Г2—40Г2).

Ширина интервалов значений прокаливаемости связана также с природой элементов, входящих в состав стали. Наименьшие колебания прокаливаемости вызывают углерод (в углеродистых сталях) и марганец.

Как уже отмечалось, влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали связано с содержанием в ней углерода. Так, все стали, независимо от легированности, содержащие около 0,20% С, имеют сравнительно малую прокаливаемость (стали

20М, 20ХН2М, 20ХГФ, 20ХГ, 20С2Г). С увеличением содержания этого элемента положительное влияние легирующих, как правило, возрастает. Так, интервал значений прокаливаемости хромоникелевой стали с увеличением содержания углерода от 0,20 (сталь 20ХН) до 0,40% (сталь 40ХН) сместился от 4,0—8,6 до 10,0—31,8 мм.

Для сталей 20ХГ, 30ХГ и 60ХГ интервалы соответственно равны 3,0—7,0; 5,8—14,0 и 11,0—25,0 мм. Это же явление наблюдается и у других сталей, за исключением стали, содержащей ванадий. Так, с увеличением содержания углерода в хромомарганцевованадиевой стали от 0,20% (сталь 20ХГФ) до 0,45% (сталь 45ХГФ) прокаливаемость возрастает, а при дальнейшем увеличении содержания углерода (сталь 50ХГФ) снижается.

Представляют интерес следующие экспериментальные факты.

Прокаливаемость стали 40ХН колеблется в пределах 10,0—31,8 мм, а стали 40ГН2М — в пределах 10,0—19,2 мм. Таким образом, более легирующая сталь 40ГН2М, содержащая к тому же вместо хрома марганец (более эффективный, чем хром), имеет меньшую прокаливаемость.

Сталь марки 50ХГНМ содержит хрома на 0,45% меньше, а никеля на 0,55% больше, чем сталь 50ХГМ. Между тем прокаливаемость первой равна 13,8—43,4 мм, а второй 25,0—50,0 мм. Стали 35ХГНМ, 40ХГНМ, 45ХГНМ также обладают более низкой прокаливаемостью, чем стали 35ХГМ, 40ХГМ и 45ХГМ, хотя они меньше легированы, чем первые.

Сталь 20М содержит молибдена на 0,15% больше, чем сталь 20Н2М, но во второй стали присутствует 1,55—2,00% никеля. Однако прокаливаемость стали 20Н2М лишь незначительно выше прокаливаемости стали 20М.

Замена 0,70—1,15% Сг молибденом в количестве 0,20—0,30% (стали 35ХГ и 37ГМ) вызывает заметное снижение прокаливаемости.

Из сравнения прокаливаемости сталей 40ХГН2М и 40ХГНМ следует, что эффективность никеля как элемента, повышающего ее, заметно возрастает в присутствии хрома. Это же вытекает и из сопоставления прокаливаемости сталей 40ХГНМ* и 40ХГНМ**, 50ХГНМ* и 50ХГНМ**, а также сталей 40ХН2М и 40ГН2М.

Приведенные выше данные о характере влияния на прокаливаемость различных технологических факторов, действующих при получении и обработке стали, а также данные рис. 76 и результаты их анализа позволяют сделать вывод о том, что прокаливаемость стали связана с химической микронеоднородностью твердого раствора.

Под химической микронеоднородностью понимают химическую неоднородность, т. е. наличие градиента концентрации атомов углерода и легирующих элементов (и примесей) каждого в отдельности или всех одновременно в объемах, меньших величины зерна твердого раствора (феррита, аустенита) или дендрита.

Ниже рассматривается природа химической микронеоднородности твердого раствора.

Дендритная ликвация. В реальных условиях кристаллизация сплавов всегда неравновесна [25, 93, 169]. Вследствие этого в них образуется дендритная ликвация, связанная с подавлением диффузии атомов компонентов сплава в жидкой и твердой фазах.

Необходимое условие возникновения дендритной ликвации — кристаллизация сплава в интервале температур: чем шире указанный интервал, тем сильнее она проявляется.

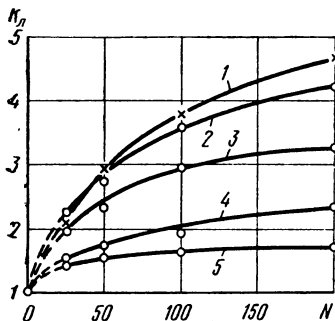


Рис. 77. Зависимость K_L от числа определений:

1, 2, 3 — K_L марганца в сталях 55СМ, 55СФ и 55С соответственно; 4, 5 — K_L кремния в сталях 55СФ и 55СМФ соответственно

Подробно механизм образования дендритной ликвации рассмотрен в специальной литературе [93, 169]. Мы рассмотрим только данные о склонности легирующих элементов и примесей к ликвации.

Для количественной оценки степени дендритной ликвации и, следовательно, химической микронеоднородности, возникающей при этом, используют коэффициент ликвации K_L , численно равный отношению максимальной концентрации растворенного элемента к его минимальной концентрации.

Однако природа K_L такова, что с его помощью можно оценить только относительную ширину интервала колебаний концентрации. Следовательно, величина K_L не дает информации о самой важной характеристике химической микронеоднородности — о характере колебаний концентрации ликвирующего элемента внутри указанного интервала. Другой существенный недостаток K_L — зависимость его от числа определений (т. е. от объема выборки). Дело в том, что истинная величина K_L может быть определена только при $N \rightarrow \infty$ (N — число определений). С уменьшением N значение K_L стремится к своему нижнему пределу, равному 1, что иллюстрируется графиками рис. 77, построенными нами по данным эксперимента.

Следовательно, определяемые на практике численные значения коэффициентов ликвации всегда меньше их истинных величин. При этом разница между экспериментальными и истинными численными значениями K_L неизвестна.

По указанным причинам коэффициент K_L как характеристика химической микронеоднородности нами не применяется, и его численные значения для различных элементов, опубликованные в литературе, не указываются.

Ликвацию элементов в сплавах изучали во многих работах, по результатам которых можно отметить следующее.

В отожженных сплавах Fe—Si—C и Fe—Mo—C, Fe—Ni—C, Fe—Mn—C и Fe—Cr—C углерод концентрируется по границам зерен. В этих же сплавах, но закаленных, преимущественного расположения углерода по границам зерен не обнаружено. Кремний более энергично способствует сосредоточению углерода на границах зерен, чем никель. Объясняется это тем, что кремний более сильно, чем никель, уменьшает силы связи, удерживающие углерод в твердом растворе [96, 174, 175]. Показано, что кремний склонен к сильной ликвации и что диффузионный отжиг при 1100° С (6 ч) и 1200° С (12 ч) лишь незначительно уменьшает ее [97, 176, 177, 178]. При этом при отжиге неоднородность распределения углерода усиливается, так как углерод из высококремнистых участков диффундирует в малокремнистые. Это нашло подтверждение и в работах [60, 98]. Алюминий также способствует перемещению углерода в участки с пониженным содержанием алюминия. Установлено, что в сталях 30ХГСА и ХВГ наиболее сильно выражена ликвация хрома и вольфрама и менее заметно марганца. Нагрев до 1200° С (30 мин) приводит к некоторому уменьшению ликвации хрома и вольфрама. Нагрев до 1300° С вызвал не уменьшение неоднородности, а наоборот, ее усиление. Дальнейший нагрев до 1400° С усилил неоднородность [99].

В работах [100, 179] подтверждена связь дендритной ликвации хрома, марганца, кремния, ванадия, молибдена, вольфрама и никеля с местом отбора проб в слитках сталей 1Х18Н9Т, 12Х5МА, 18Х2Н4ВА, 18ХГТ, 20Х3, 35ХГСА, 4Х12Н8ГМФБ, 38ХМЮА, 4Х13, 40Х, 4Х14Н14В2М, 45Г2. Установлено, что мышьяк склонен к очень сильно выраженной ликвации. При этом в сплаве, содержащем 0,32% С, ликвация мышьяка больше, чем в сплаве с 0,005% С [100, 176]. Склонность фосфора к ликвации также может достигать значительной величины [101, 180, 181].

В работах [102, 182] достаточно широко исследована склонность различных элементов к дендритной ликвации в сплавах на железной основе. Авторы пришли к следующим выводам:

все присутствующие в кристаллизующемся сплаве элементы ликвируют одновременно;

степень ликвации зависит от природы элемента;

при данном содержании углерода в сплаве способность легирующих элементов и примесей к ликвации уменьшается в следующем порядке: S, Nb, P, Sn, As, Mo, Cr, Si, Mn, Ni;

степень ликвации легирующего элемента в сплаве железо—углерод—легирующий элемент тем выше, чем больше термодинамическое взаимодействие легирующего элемента;

степень ликвации легирующего элемента в сплавах железо—углерод—легирующий элемент возрастает с повышением содержания углерода; исключение составляет олово из-за ничтожно малой его растворимости в железе;

степень ликвации легирующих элементов может изменяться вследствие взаимодействия с четвертым элементом.

Возникновение химической микронеоднородности при образовании и растворении карбидной фазы. В системе Fe—C в процессе относительно медленного охлаждения образуется цементит, а в системах, содержащих еще и карбидообразующие элементы, — карбидная фаза более сложного состава. Содержание легирующих карбидообразующих элементов в карбидной фазе значительно превосходит среднее содержание этих элементов в стали.

На основании результатов карбидного анализа осадков, выделенных из сталей ШХ15 (36 плавок) и ШХ15СГ (50 плавок), можно отметить следующее.

При среднем содержании в стали ШХ15 хрома и марганца, равном 1,47 и 0,27% соответственно, в твердом растворе после отжига (т. е. перед закалкой) находится 0,25% Сг и 0,06% Мп; в карбидах же содержится 8,70% Сг и 1,50% Мп. В стали ШХ15СГ содержится 1,46% Сг и 1,08% Мп, в твердом растворе после отжига 0,29% Сг и 0,49% Мп, в карбидах 8,20% Сг и 4,10% Мп.

Следовательно, процесс карбидообразования в сталях приводит к появлению микрообъемов, концентрация легирующих элементов в которых существенно превосходит их среднюю концентрацию в стали. Это неизбежно, даже если стали доведены до состояния максимально возможной однородности, при которой полностью устранены последствия дендритной ликвации.

Из сказанного следует, что непосредственно перед нагревом под закалку отожженная сталь представляет собой твердый раствор с пониженной концентрацией легирующих карбидообразующих элементов; в этот твердый раствор вкраплены карбидные частицы с высокой концентрацией легирующих элементов.

Однако химическая микронеоднородность, связанная с образованием карбидной фазы, определяется не только разностью концентраций легирующих элементов в карбидных частицах и их средней концентрацией в твердом растворе.

Поскольку в карбидных частицах содержание легирующих элементов значительно превосходит их содержание в твердом растворе, вокруг этих частиц появляются области, концентрация легирующих элементов в которых ниже средней концентрации этих элементов в твердом растворе.

Действительно, для того чтобы концентрация легирующих элементов во всех объемах твердого раствора (между карбидными частицами) была одинакова, атомы этих элементов должны успеть продиффундировать на расстояние, равное половине расстояния между частицами. Только в этом случае твердый раствор между карбидными будет однородно насыщен элементами. Расчеты показывают, что за 2 ч при 800° С атомы хрома могут переместиться на расстояние около 0,015 мкм, а атомы марганца — на расстояние около 0,10 мкм. Среднее же расстояние между карбидными частицами отожженной стали ШХ15 лежит в пределах 0,30—

1,00 мкм. Сопоставляя приведенные данные, легко видеть, что образование обедненных зон вокруг карбидных частиц при отжиге — явление неизбежное.

Это предположение было проверено экспериментально двумя методами: методом абсорбционной рентгенографии на рентгеновском просвечивающем микроскопе и методом микрорентгеноспектрального анализа на микроанализаторе.

Выявление химической микронеоднородности в сплавах методом абсорбционной рентгенографии возможно при условии, что

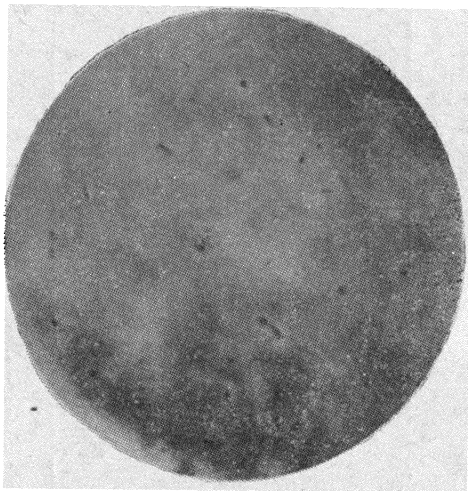


Рис. 78. Химическая микронеоднородность, возникшая в стали ШХ15 вокруг карбидных частиц при их образовании и росте (светлые поля вокруг темных). $\times 160$

толщина просвечиваемой пластинки соизмерима с микрообластями неоднородности в направлении распространения рентгеновских лучей.

Для проверки наличия в стали ШХ15 неоднородных микрообластей, связанных с процессом образования карбидной фазы, из указанной стали, имевшей структуру балла 4 (наиболее крупные карбиды), были изготовлены пластинки толщиной около 10 мкм, с которых были получены снимки при просвечивании на микроскопе в лучах вольфрама при напряжении 9,7 кВ (рис. 78). На снимке видны темные пятна, вокруг которых (в отдельных случаях) имеются более светлые области, переходящие в более темный общий фон. Далее были проведены фотометрирование и расчет массовых коэффициентов поглощения. Расчет вели в предположении, что темные пятна на фотографии (со светлыми областями вокруг) представляют собой следы частиц карбидов типа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})_3\text{C}$, а светлые области — обедненные хромом и марганцем зоны. Выполненный таким образом расчет дал удовлетворительное совпадение теоретической плотности почернения отдельных зон негатива (см. рис. 78) с плотностью почернения, полученной экспериментально.

Кроме того, был применен также метод микрорентгеноспектрального зондирования. С этой целью со шлифов отожженных сталей ШХ15 и ШХ15СГ на микрозонде MS-46 (Камека) были сняты концентрационные кривые при непрерывной записи интенсивности рентгеновских лучей. Локальность зондирования составила около 1 мкм.

На рис. 79 приводится в качестве примера график изменений концентрации хрома, снятый со шлифа стали ШХ15. Видно, что в твердом растворе отожженной стали имеется множество

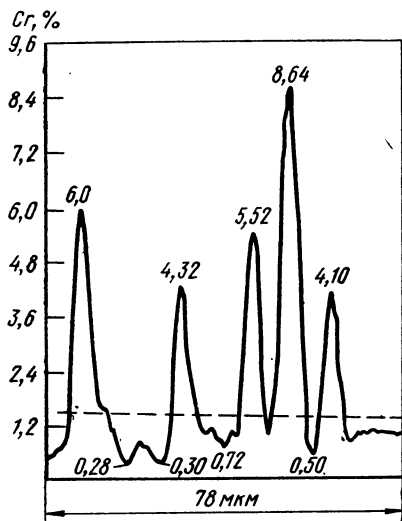


Рис. 79. График изменения концентрации хрома в стали ШХ15. Числа у отдельных точек графика показывают концентрацию хрома в процентах. Штриховой линией показана средняя концентрация хрома в стали

микрообъемов, концентрация хрома в которых колеблется от 0,28 до 8,64%. Все зафиксированные на рис. 79 концентрационные пики хрома соответствуют карбидам. Колебания концентрации хрома в точках высоких значений объясняются разными причинами. Возможно, что в случаях более низких значений концентрации хрома карбидные частицы, попавшие в зону сканирования, действительно содержали меньшее количество хрома. Возможно, что размер карбидных частиц был меньше сечения сканирующего электронного пучка. В этом случае сканирующий луч фиксировал концентрацию хрома, среднюю между его концентрацией в карбидной частице и концентрацией в соседней обедненной зоне, т. е. более низкую концентрацию. Наконец, возможен и третий случай: достаточно крупные частицы не были расположены строго на пути движения сканирующего луча, и луч при сканировании только «касался» их. Отметим, что были обнаружены карбидные частицы, содержание хрома в которых достигало 10%. В нашей практике были случаи, когда концентрация хрома достигала 12—14%.

В литературе имеются сообщения о том, что при аналогичном зондировании стали типа ШХ15 были обнаружены микрообъемы,

концентрация хрома в которых достигала 30%, что соответствует карбиду Cr_7C_3 [84].

Во многих случаях рядом с карбидными частицами (т. е. рядом с пиками высоких концентраций хрома) действительно имеются объемы с пониженной его концентрацией. Так, рядом с пиком концентрации в 6,0% Cr наблюдается «провал» справа, отвечающий 0,28% Cr. Справа от пика 8,64% имеется зона с концентрацией хрома 0,50%.

Полученные данные (см. рис. 79) служат достаточно убедительным доказательством механизма образования химической микронеоднородности твердого раствора при возникновении и росте частиц карбидной фазы.

Химическая микронеоднородность карбидного происхождения накладывается на микронеоднородность ликвационного происхождения. При этом карбидная микронеоднородность может быть частично или полностью устранена путем отжига. Однако при последующем медленном охлаждении микронеоднородность вновь проявляется.

Отметим, что химическая микронеоднородность карбидного происхождения более значительна, чем микронеоднородность ликвационного происхождения.

Представляет интерес оценить возможные изменения химической микронеоднородности карбидного происхождения в процессе нагрева стали под закалку.

Оценку выполним применительно к случаю, изображенному на рис. 79. Для того чтобы состав твердого раствора в объемах, с которых сняты графики, выравнялся, атомы хрома должны продиффундировать на расстояние, равные примерно половине расстояния между соседними частицами (пиками). Из схемы видно, что эти расстояния равны 7—20 мкм. Таким образом, атомы должны продиффундировать на расстояние 3—10 мкм. Обычно температура закалки равна 800—870° С, а длительность нагрева под закалку не превышает 2 ч. Расчетом можно показать, что при 850° С за 2 ч атомы хрома продиффундируют на расстояние, не превышающее 0,1 мкм, т. е. во много раз меньшее, чем расстояния между карбидами.

Как видно из рис. 79, градиент концентрации хрома непосредственно у карбидных частиц очень велик. Это ускорит диффузию хрома. Однако к концу выдержки при нагреве под закалку легированная карбидообразующими элементами сталь в значительной степени сохранит химическую микронеоднородность карбидного происхождения, что отрицательно скажется на прокаливаемости.

Расчеты показывают, что атомы углерода за время выдержки при 850° С продиффундируют на расстояние не менее 100 мкм, т. е. на расстояние, превосходящее наибольшие расстояния между карбидными частицами. Поэтому неоднородность твердого раствора по углероду при нагреве под закалку устранилась.

Из сказанного следует, что процесс образования и последующего растворения (при нагреве под закалку) карбидной фазы неизбежно сопровождается возникновением химической микро-неоднородности. Полное устранение этой неоднородности практически исключено, поскольку для этого необходимы длительные выдержки при нагреве под закалку, продолжительность которых в производстве недопустима.

Возникновение химической микро-неоднородности при межкристаллитной внутренней адсорбции в твердых растворах. За последние 15—20 лет В. И. Архаров и его сотр. провели широкие исследования явления, получившего название межкристаллитной внутренней адсорбции в твердых растворах [103, 183—191]. Под межкристаллитной внутренней адсорбцией понимают процесс неравномерного распределения концентрации атомов растворенных элементов (примесей). Существенно представление о том, что адсорбционный слой имеет многоатомную толщину. Это означает, что адсорбционное обогащение в определенной мере должно быть связано с растворимостью.

Причиной, вызывающей межкристаллитную внутреннюю адсорбцию, является стремление системы к понижению энергии.

При положительной межкристаллитной внутренней адсорбции растворенной примеси часть ее атомов растворяется в межкристаллитных переходных зонах, и концентрация их в глубине снижается. В случае отрицательной внутренней адсорбции атомы примеси сосредотачиваются преимущественно в глубине зерна.

Элементы, обладающие положительной внутренней адсорбцией, называются горофильными, а отрицательной — горофобными. Поверхностная активность представляет собой характеристику относительную, определяемую свойствами всех компонентов раствора. В зависимости от этих свойств и количества компонентов добавки различных элементов могут усиливать или ослаблять адсорбцию данного элемента или подавлять ее полностью. Изменение количества добавляемого элемента может привести даже к перемене знака адсорбции. Обогащение межкристаллитных зон горофильной примесью, обусловленное разориентировкой смежных кристаллов, не превышает некоторого предела и само по себе не вызывает выпадения новой фазы [103, 183]. Показано, что никель, молибден и титан являются горофильными в сплавах $X_{20}H_{20}$; $X_{20}H_{20}M_{0,6}$; $X_{20}M_{20}H_{0,5}$; $X_{20}H_{20}T_{0,4}$; $X_{20}H_{20}M_{3}$; $X_{20}H_{20}H_{2}$; $X_{20}H_{20}T_{2}$ [103, 183—191].

В сплавах на основе железа кремний, вольфрам, молибден и углерод в зависимости от соотношения их концентраций и сил связей между атомами могут быть горофильными и горофобными [96, 174, 175].

Внутренняя адсорбция в металле происходит как на межкристаллитных границах, так и на различных дефектах и искажениях внутри зерен [104].

Б. А. Апаев высказал предположение о возможности возникновения адсорбции на поверхностях частиц избыточной фазы (например, на карбидных частицах)¹.

В работах [105, 192—195] показано, что в процессе гомогенизирующего отжига закаленной стали атомы углерода диффундируют к закалочным дефектам кристаллической структуры стали, декорируют их и облегчают тем самым их «проявление» и наблюдение.

По данным [106], концентрация углерода в железе (исходное 0,026% С) после закалки с 700°С распределялась следующим образом: в твердом растворе 0,016%, а в адсорбционной зоне 0,85—1,70%.

Приведенные выше данные свидетельствуют о том, что межкристаллитная внутренняя адсорбция, происходящая в твердых растворах, приводит к образованию химической микронеоднородности.

Степень развития химической микронеоднородности, образующейся вследствие этой адсорбции, зависит от ряда факторов (химического состава сплава, растворимости присутствующих в сплаве компонентов, в том числе и примесей, энергетического состояния решетки внутренних зон кристаллов, а также от энергетического состояния различных участков границ зерен, от температуры, величины зерен, блоков и др.). Это значит, что при одном и том же составе сплава и одной и той же температуре межкристаллитная внутренняя адсорбция может проявляться по-разному, и, следовательно, химическая неоднородность, ею порождаемая, может быть также различной.

Несовершенства кристаллической решетки растворителя как причины, способствующие возникновению и развитию химической микронеоднородности. На всех стадиях производства и переработки металлов и сплавов (при затвердевании, горячей обработке давлением, при холодной пластической деформации, при закалке и т. п.) образуются дислокации [109, 173].

В работе [110] установлено, что даже монокристаллы, выращенные из расплава, имеют блочную структуру. При этом разориентировка блоков тем существеннее, чем медленнее растет монокристалл. Устранение таких дефектов, как дислокации, требует значительных энергетических затрат. Поэтому, как отмечает Киттель, дислокации, образующиеся при затвердевании сплавов, должны сохраняться даже после самого тщательного отжига.

По данным И. А. Одинга, плотность дислокаций в отожженных кристаллах находится в пределах 10^6 — 10^8 см⁻².

Значительные энергетические затраты, необходимые для устранения дислокаций при отжиге, объясняются, с одной стороны, низкой диффузионной подвижностью атомов растворителя, а с дру-

¹ Апаев Б. А. Отпуск закаленной стали. Автореф. докт. дис. М., 1961.

гой, — необходимостью переноса в узлы кристаллической решетки огромного числа атомов. Поэтому в сплавах, подвергнутых горячей обработке давлением и последующему отжигу, плотность дислокаций выше, чем в тех же, но литых сплавах, подвергнутых аналогичному отжигу.

Исследованиями многих ученых установлено, что между атомами, растворенными в сплаве, и дислокациями имеет место упругое взаимодействие¹. Оно приводит к тому, что растворенные атомы как бы «притягиваются» дислокациями, образуя скопления или сегрегации.

Образование скоплений атомов элементов, в частности атомов углерода, содержащихся в твердом растворе; у дислокаций доказано экспериментально.

Коттрелл отмечает, что обнаружение дислокаций в кристаллах стало возможным именно благодаря скоплению растворенных атомов и частиц выделений вдоль дислокаций [109]. Коттрелл также указывает, что Лакомб и Бергезан, а также Кастэн и Жунир металлографически обнаружили скопления растворенных атомов у границ блоков мозаики, т. е. там, где плотность дислокаций наибольшая.

Смит методом электронной микроскопии установил, что в процессе старения при 200°С в железе уже через 20 с обнаруживаются хорошо развитые пластинки выделений, расположенные на дислокациях [157, с. 152—165]. Он также установил, что цементит всегда зарождается на дислокациях, образовавшихся при закалке. При этом дислокации служат как очагами его зарождения, так и каналами, питающими цементит углеродом. Вследствие большей подвижности атомов углерода по дислокациям по сравнению с подвижностью по матрице цементитные частицы на дислокациях росли быстрее, чем в матрице.

Об определенной роли дислокаций в зарождении и росте карбидных частиц при отпуске говорится и в работе В. Н. Гриднева и Ю. Н. Петрова [111].

Таким образом, дислокации способствуют не только образованию скоплений растворенных атомов, но и образованию избыточных фаз, т. е. образованию и развитию химической микroneоднородности твердого раствора. Исходя из размеров скоплений атомов, образующихся вокруг дислокаций, эта химическая неоднородность условно названа ультрамикroneоднородностью.

Можно предполагать, что при образовании подобной химической микroneоднородности создается особое структурное состояние, характеризующееся наличием дислокаций, полей напряжений, кристалликов карбидов и наличием зон переменной концентрации растворенных атомов и пониженной устойчивостью.

¹ Существуют и другие виды взаимодействия — электрическое, химическое и геометрическое. Подробно см. работу [109].

В разделе о влиянии исходной структуры на прокаливаемость были изложены результаты исследования холодной пластической деформации (3%) и высокого отпуска (650° С, 10 ч) стали ШХ15. Там же было дано предположительное объяснение отрицательного влияния на прокаливаемость указанной обработки. Объяснение это, очевидно, базируется на данных настоящего раздела.

Как указывалось выше, в результате прокатки прокаливаемость сталей ШХ15 и ШХ15СГ заметно снизилась (по сравнению с литой сталью). Можно полагать, что при охлаждении указанных сталей от температуры конца прокатки до комнатной возникла химическая микронеоднородность как вокруг «старых» дислокаций (дислокаций, возникших при кристаллизации и предыдущих фазовых превращениях), так и особенно вокруг новых, т. е. возникших в процессе прокатки. Это и привело, по-видимому, к усилению общей химической микронеоднородности и, как следствие этого, к снижению прокаливаемости стали. Факт усиления химической микронеоднородности после прокатки подтверждается данными рис. 67 и 68.

Взаимодействие атомов растворенных элементов. Этот вопрос имеет практическое значение, поскольку такое взаимодействие оказывает влияние на свойства сплавов. Показано, что добавки марганца и хрома в α -железо увеличивают растворимость в нем углерода, а добавки кремния и кобальта, наоборот, снижают растворимость углерода в α -железе и что карбидообразующие элементы также увеличивают растворимость углерода в γ -железе [112, 196]. Из этого следует, что в присутствии кремния или кобальта (или обоих одновременно) атомы углерода стремятся переместиться из объемов, более богатых кремнием (или кобальтом), в объемы, менее богатые этими элементами.

Следовательно, кремний и кобальт, поскольку они склонны к ликвации, способствуют неоднородному распределению углерода в твердом растворе. Это означает, что эти элементы способствуют неоднородному распределению также и карбидной фазы в объеме твердого раствора, т. е. образованию не только химической, но и структурной неоднородности. Из этого также следует, что в присутствии кремния и кобальта химическая (а также и структурная) неоднородность более устойчива, чем в их отсутствии, и для ее устранения необходимы более высокие температуры гомогенизации и более длительные выдержки.

Экспериментальные факты подтверждают обоснованность этого заключения. Выше отмечалось, что химическая микронеоднородность стали ШХ15СГ развита более сильно и что она существенно более стойка, чем химическая микронеоднородность стали ШХ15.

Показано, что никель, как и кремний, повышает активность углерода, т. е. вызывает перемещение его из объемов, более богатых никелем, в объемы, менее богатые [96, 113, 174, 175].

Выше отмечалось, что введение никеля в хромомарганцево-молибденовую сталь привело к снижению прокаливаемости (см.

табл. 3), хотя, как известно, никель является элементом, повышающим ее.

Поскольку никель в карбидообразовании участия не принимает, можно предполагать, что одной из причин, обусловивших снижение прокаливаемости сталей (группы ХГНМ по сравнению с ХГМ), явилось то, что никель способствовал развитию химической и структурной неоднородности (полосчатости). Другая причина снижения прокаливаемости сталей группы ХГНМ состоит, по-видимому, в том, что никель тормозит растворение карбидов.

Отметим, что полосчатость, образованию которой способствует никель, как и полосчатость в кремнистых сталях, весьма устойчива, она с трудом устраняется даже при высоких температурах [74, 114].

Важное значение для формирования свойств сталей и сплавов имеет химическое сродство элементов. Установлено, что при отжиге стали углерод перемещается в объемы, где расположены элементы, обладающие большим с ним сродством, чем железо [115]. Л. С. Лившиц показал, что углерод перемещается в объемы, содержащие марганец, хром, молибден, вольфрам, ванадий или ниобий¹. Наибольшую подвижность атомов углерода при перемещении вызывает ниобий, наименьшую марганец.

Выше отмечалось, что в работе [99] установлено некоторое уменьшение химической микронеоднородности распределения хрома и вольфрама в сталях марок 9ХС и ХВГ при нагреве их до 1200°С. Нагрев до 1300°С привел не к уменьшению неоднородности, а к ее усилению; дальнейший нагрев до 1400°С в еще большей степени увеличил неоднородность.

Следовательно, встречаются такие композиции сплавов, высокотемпературный нагрев которых может привести не к снижению, а к усилению неоднородности распределения атомов растворенных элементов. По-видимому, это связано с изменением характера взаимодействия растворенных атомов между собой.

Этот вопрос представляет несомненный интерес и потому исследования в этом направлении весьма желательны.

Таким образом, химическое сродство способствует образованию, а в некоторых случаях и усилению химической и структурной неоднородности и, следовательно, оказывает влияние на прокаливаемость стали.

Из сказанного следует, что источниками химической микронеоднородности твердого раствора являются:

дендритная ликвация;

процесс образования и растворения карбидной фазы;

внутренняя адсорбция в твердых растворах;

¹ Лившиц Л. С. Состояние равновесного твердого раствора углерода в легированных сталях и его значение для свойств и работоспособности конструкций. Автореф. докт. дис. М., 1963.

несовершенства кристаллической решетки;
характер взаимодействия растворенных атомов.

Очевидно, что химическая микронеоднородность, возникающая в твердых растворах, является результатом действия нескольких источников.

К сожалению, имеющиеся в настоящее время в распоряжении исследователей экспериментальная техника и методы не позволяют оценить раздельно вклад каждого из перечисленных источников.

Механизм влияния химической микронеоднородности твердого раствора на прокаливаемость стали. Как следует из приведенных выше данных, химический состав микрообъемов может весьма существенно отличаться от среднего состава стали. Показано, что легированность микрообъемов некоторых литых сталей почти в два раза превышает максимально возможную легированность стали [100].

В. Н. Гриднев и Ю. Н. Петров [111] установили, что карбид типа Cr_7C_3 присутствует в отожженных сталях марок ШХ15 и ШХ6. Данные о наличии в сталях ШХ15 и ШХ15СГ микрообъемов с очень высокой концентрацией хрома и марганца получены и нами (см. рис. 79). При нагреве под закалку выдержка обычно не превышает 1—2 ч. За это время существенного выравнивания химического состава твердого раствора в микрообъемах (полностью или частично растворившихся карбидных частиц) наступить не может и потому в сталях, имеющих в структуре карбидную фазу, колебания химического состава значительны.

Следовательно, применяемые стали представляют собой конгломерат огромного множества микрообъемов существенно различного состава. Свойства стали в этих микрообъемах (критические точки, устойчивости переохлажденного аустенита, критическая скорость закалки и т. п.) также существенно различны.

При данном содержании легирующих элементов в стали очевидна следующая зависимость: чем больше в твердом растворе микрообъемов, обогащенных легирующими элементами, тем больше обедненных микрообъемов, тем более резко выражена химическая микронеоднородность, и далее чем больше развита химическая микронеоднородность, тем менее устойчив переохлажденный аустенит, тем короче инкубационный период, тем больше образуется продуктов перлитного (и промежуточного) превращения, тем в большей степени снижается прокаливаемость стали.

Поскольку структуры перлитного и промежуточного превращений образуются еще до начала мартенситного превращения, влияние химической микронеоднородности на прокаливаемость стали, связанное с распадом твердого раствора в перлитной и промежуточной областях, можно назвать прямым (непосредственным) влиянием на прокаливаемость стали.

Снижение прокаливаемости стали в этом случае, как следует из сказанного, происходит вследствие преждевременного распада аустенита в микрообъемах, отличающихся недостаточной устой-

чивостью, с образованием продуктов перлитного и промежуточного превращений.

Кроме прямого воздействия на прокаливаемость стали, химическая микронеоднородность оказывает также отрицательное влияние и косвенным путем.

Известно, что при закалке стали происходит дробление кристаллов мартенсита.

Г. В. Курдюмов [7], Л. С. Мороз [76] показали, что причиной дробления кристаллов мартенсита на блоки являются напряжения, возникающие в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения из-за разности объемов исходной и вновь образующейся фаз и вызывающие неоднородную деформацию кристаллов мартенсита. Неоднородный характер деформации связан с неодновременностью указанного превращения в закаливаемом объеме.

Следует подчеркнуть, что вследствие неодновременности $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в закаливаемом объеме и неоднородности деформаций и напряжений дробление кристаллов мартенсита происходит даже в том случае, когда исходный твердый раствор химически предельно однороден.

Иными словами, дробление кристаллов мартенсита при закалке из-за запаздывания указанного превращения — явление физически неизбежное.

Из работы [76] следует, что чем более резким является градиент напряжений, возникающих в кристаллах мартенсита, тем мельче образующиеся блоки.

Как известно, атомы растворенных элементов вызывают деформацию кристаллической решетки растворителя.

Ниже приводятся данные об изменении периода решетки феррита Δa (Å) при растворении 1% (по массе) легирующего элемента:

Cr	Mn	Ni	V	Mo
+0,0005	+0,0002	+0,0007	+0,0006	+0,002
W	Al	Co		Si
+0,0015	+0,006	-0,0005		-0,001

Следовательно, присутствующие в обогащенных микрообъемах твердого раствора атомы растворенного элемента неизбежно должны вызвать местную деформацию кристаллической решетки твердого раствора. Можно, например, показать, что вследствие обогащения хромом междоусного пространства в дендрите стали 35ХГСА (ширина этой зоны, по данным [100, 179], ~200 мкм, или $2 \cdot 10^6$ Å) суммарное увеличение решетки твердого раствора этой зоны при растворении 2% Cr (по сравнению с ферритом) будет равно ~700 Å.

Поскольку реальные сплавы представляют собой бесконечное множество чередующихся микрообъемов с различной концентрацией растворенных элементов и решетки этих микрообъемов сопряжены между собой, они не могут свободно изменяться.

Поэтому микрообъемы оказывают взаимное влияние друг на друга, приводя в конечном счете к возникновению объемного напряженного состояния.

Очевидно, если в единице объема твердого раствора число микрообъемов с резко измененными концентрациями растворенных элементов (подобных, например, изображенному на рис. 79) велико, т. е. если химическая микронеоднородность выражена резко, то градиенты концентрации растворенных элементов, а также градиенты деформации будут также велики. Иными словами, неоднородность деформации решетки твердого раствора еще более возрастет.

При закалке твердого раствора с резко выраженной химической микронеоднородностью неоднородность деформации, возникающая при естественном запаздывании $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, дополнительно и притом существенно усиливается вследствие неоднородности исходной и образующейся фаз, связанной с химической микронеоднородностью. В этих условиях при закалке возрастет градиент напряжений.

Таким образом, химическая микронеоднородность твердого раствора способствует измельчению блочной структуры стали в процессе ее закалки. При этом чем более резко выражена химическая микронеоднородность твердого раствора, тем мельче образующиеся при закалке блоки.

В процессе закалки стальных изделий, имеющих определенные размеры и массу, даже поверхностные слои могут быть охлаждены до температуры закалочной среды только по истечении некоторого времени. По этой причине кристаллы мартенсита, образовавшиеся при охлаждении до $t \leq M_n$, в течение некоторого времени сохраняют достаточно высокую температуру. Уровень этой температуры и длительность ее сохранения определяются температурой начала мартенситного превращения, чем выше M_n , тем более высок этот уровень и тем более длительное время кристаллы мартенсита охлаждаются до температуры закалочной среды.

Даже при очень низком отпуске (120—140° С) из кристаллов мартенсита выделяется углерод. Ясно, что если кристаллы мартенсита после их образования еще сохраняют достаточно высокую температуру, то этот процесс также неизбежно происходит. Это явление, получившее название самоотпуска, хорошо известно.

Поскольку углерод диффундирует при самоотпуске (и при отпуске) к границам блоков и зерен, то, следовательно, чем мельче блоки, тем более коротки пути диффузии, тем больше углерода выделяется из кристаллов мартенсита и тем больше он разупрочняется. Иными словами, чем мельче блоки, образующиеся при закалке, тем меньше глубина закаленной зоны. В этом и состоит косвенное влияние химической микронеоднородности на прокаливаемость стали.

Таким образом, чем более резко развита химическая микро-неоднородность твердого раствора, тем мельче образующиеся блоки в кристаллах мартенсита и тем ниже прокаливаемость стали.

Механизм влияния химической микронеоднородности на прокаливаемость через преждевременный распад твердого раствора в перлитной или промежуточной областях (механизм прямого влияния) очевиден и поэтому не требует доказательств.

Предполагаемый механизм косвенного влияния проверен экспериментально.

С этой целью были использованы торцовые образцы, форма которых дана на рис. 80. Как видно из рисунка, часть образца до плоскости, проходящей через его ось, удалена. Тем самым уменьшено количество тепла, аккумулированного образцом при нагреве под закалку. Очевидно, что и количество тепла, отводимого

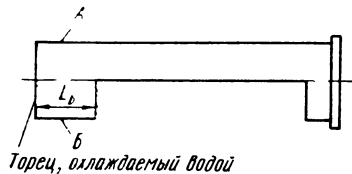


Рис. 80. Форма образца для определения влияния самоотпуска на величину прокаливаемости; А, Б — плоскости для замера твердости; l — длина плоскости Б

через торец и часть образца, обозначенную буквой Б, также должно уменьшиться. Следовательно, прокаливаемость образца, измеренная по плоскости А, должна быть меньше прокаливаемости, измеренной по плоскости Б. Отметим, что длина L плоскости Б была переменной в различных образцах, значит, количество тепла, отводимого через часть образца с плоскостью Б, также менялось. Исследования проводили на образцах из сталей ШХ15 и ШХ15СГ.

Установлено, что самоотпуск действительно снижает прокаливаемость (табл. 15). При этом чем больше тепла отводится

Таблица 15

Глубина прокаливаемости сталей ШХ15 и ШХ15СГ

Номер плавки	L, мм	П, мм, по плоскости		Приращение прокаливаемости, %*	Номер плавки	L, мм	П, мм, по плоскости		Приращение прокаливаемости, %*
		А	Б				А	Б	
Сталь ШХ15					Сталь ШХ15СГ				
33377	15	7,6	9,5	25	34734	30	16,0	18,0	12
33377	20	7,5	8,1	9	34734	35	16,0	16,8	5
130056	15	9,5	13,5	40	50702	30	16,5	18,0	15
130056	20	9,6	11,5	20	50702	35	16,5	17,2	5
39271	16	9,3	13,5	45					
39271	20	9,3	9,8	5					

* По сравнению с плоскостью А.

через закаленную часть торцевого образца, тем больше разручается мартенсит, тем в большей степени уменьшается глубина закаленной зоны (прокаливаемость стали).

Следует, однако, отметить, что не во всех случаях самоотпуск одинаково интенсивно снижает прокаливаемость. Это, по-видимому, объясняется различной устойчивостью мартенсита против отпуска. Рассматривая данные рис. 73, мы обращали внимание на тот факт, что твердость мартенсита близких по составу сталей при одном и том же отпуске снижается по-разному. Известно, что подобные случаи на практике встречаются довольно часто.

Из этих данных следует также, что торцовым методом определяется не истинная прокаливаемость стали, а некоторая условная прокаливаемость, получающаяся при данном режиме испытаний, и, в частности, при заданных размерах образца.

Величину блоков когерентного рассеяния и напряжения II рода определяли методом аппроксимации формы линии рентгенограмм закаленной стали, предложенным в работах Г. В. Курдюмова и Л. И. Лысака.

В качестве уравнения, аппроксимирующего форму линий, принято выражение: $y = 1/(1 + \alpha^2 x^2)^2$. Эталоном служили высокоотпущенные образцы из сталей ШХ15 и ШХ15СГ.

Для исследования были использованы торцовые образцы, отобранные от плавов сталей ШХ15 и ШХ15СГ, имевших наиболее низкую (по три образца) и наиболее высокую (по три образца) прокаливаемость. Съёмку рентгенограмм производили по плоскостям, на которых определяли твердость для построения графиков прокаливаемости. Перед съёмкой плоскости образцов дополнительно шлифовали при обильном охлаждении до полного удаления следов замера твердости, а затем для удаления наклепанного при шлифовании слоя с поверхности плоскостей стравливали слой металла.

Данные о величине блоков когерентного рассеяния D и о напряжениях II рода (статические искажения), усредненные по трем плавкам, в зависимости от прокаливаемости стали и от расстояния от охлаждаемого торца (т. е. от скорости охлаждения) приведены на рис. 81.

Видно, что при повышенной прокаливаемости блоки имеют большую величину, чем при пониженной. Для статических искажений — $\Delta a/a$ зависимость обратная: при повышенной прокаливаемости их уровень ниже, чем при пониженной. Несколько торцовых образцов из стали марки ШХ15 были закалены с нормальной температуры (850°C), а несколько — после нагрева до 1150°C с последующим подстуживанием до 850°C . После этого определяли величину блоков.

Из полученных данных (рис. 82) следует, что чем выше прокаливаемость стали, тем больше величина блоков. Поскольку графики 2 и 4 получены на образце, подвергнутом нагреву до 1150°C , т. е. гомогенизации, они отражают свойства стали,

химическая микронеоднородность которой существенно уменьшена.

Следовательно, экспериментально подтверждено положение, согласно которому в стали с сильно развитой химической микронеоднородностью блоки когерентного рассеяния меньше, чем в стали с меньшей микронеоднородностью.

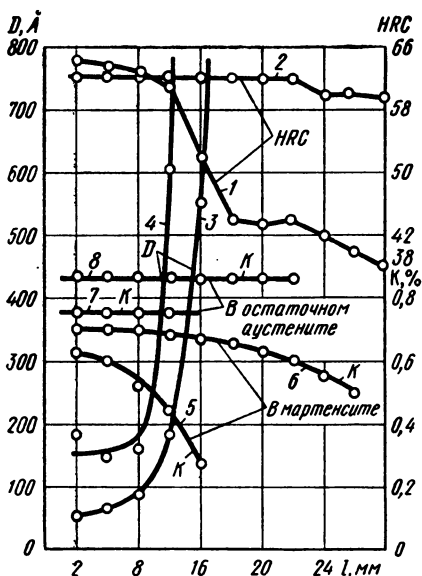
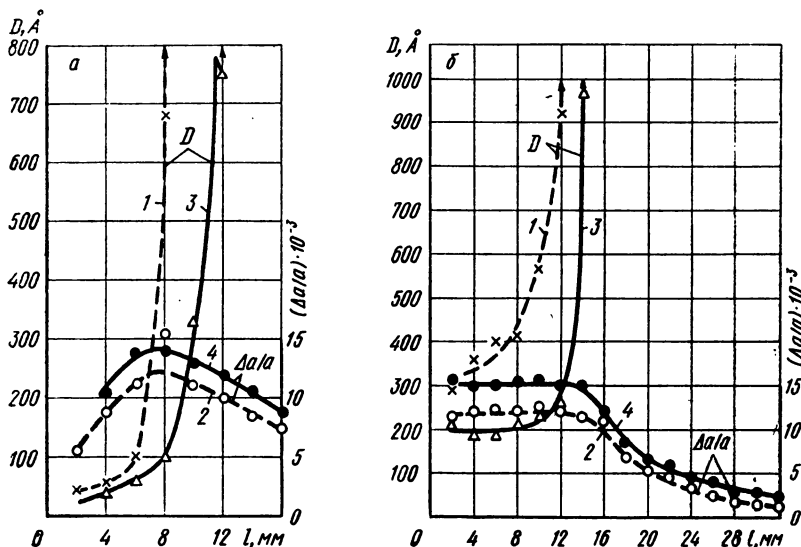


Рис. 81. Изменение величины блоков D и статических искажений $\Delta a/a$ сталей ШХ15 (а) и ШХ15СГ (б) в зависимости от расстояния от охлаждаемого торца и прокаливаемости стали:

1, 2 — плавки с повышенной прокаливаемостью; 3, 4 — с пониженной

Рис. 82. Зависимость величины блоков D мартенсита, количества углерода K , растворенного в мартенсите и остаточного аустенита, и количества остаточного аустенита стали ШХ15 от температуры закалки:

1 — прокаливаемость при закалке с 850°C (режим А); 2 — то же, при закалке с 1150°C с подстуживанием до 850°C (режим Б); 3, 4 — величина блоков D в образцах после обработки соответственно по режимам А и Б; 5, 6 — количество углерода, зафиксированного в мартенсите образцов после обработки соответственно по режимам А и Б; 7, 8 — то же, в остаточном аустените

На рис. 83 приводятся данные о содержании углерода в остаточном аустените и мартенсите плавок, ограничивающих полосы прокаливаемости сталей ШХ15 и ШХ15СГ.

Из рис. 82 и 83 видно, что в мартенсите плавок с пониженной прокаливаемостью, имеющем более мелкие блоки мозанки, зафиксировано углерода меньше, чем в мартенсите плавок с повышенной прокаливаемостью, имеющем более крупные блоки. Такие же результаты получены нами и на сталях 30ХГТ.

Следует также отметить, что в области высокой твердости при равной твердости стали в мартенсите как плавок с пониженной

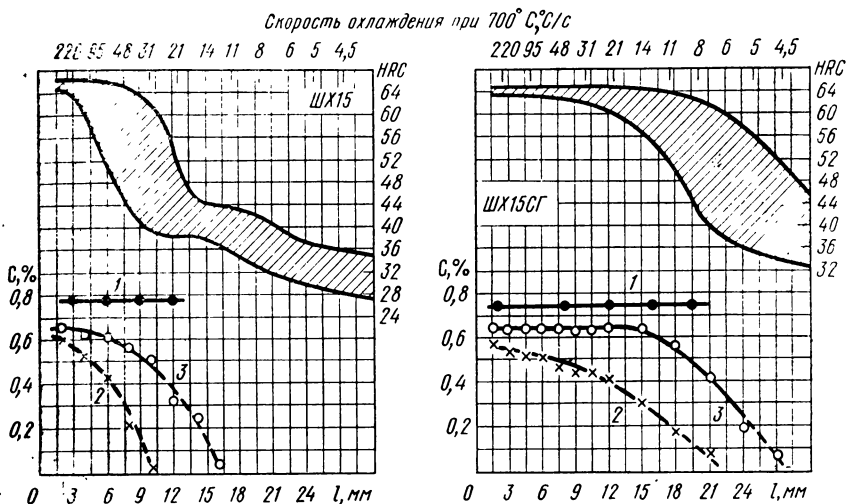


Рис. 83. Содержание углерода в остаточном аустените (1) и мартенсите (2, 3) плавок с пониженной (2) и повышенной (3) прокаливаемостью

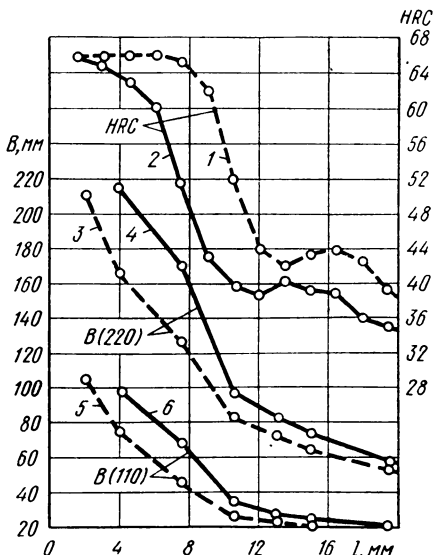


Рис. 84. Изменение твердости и ширины рентгеновских линий (110) и (220) по длине торцовых образцов плавок стали ШХ15 с различной прокаливаемостью: 1, 3, 5 — плавки с повышенной прокаливаемостью; 2, 4, 6 — с пониженной

прокаливаемостью, так и плавков с повышенной прокаливаемостью содержится примерно равное количество углерода.

На рис. 84 приводятся данные об изменении твердости и ширины рентгеновских линий (110) и (220) по длине торцовых образцов двух плавков стали ШХ15.

Г. В. Курдюмов и Л. И. Лысак показали, что на ширину рентгеновских линий закаленной стали оказывают влияние следующие факторы:

- слияние составляющих дублета линии решетки мартенсита;
- неоднородность (химическая) α -твердого раствора;
- малость областей когерентного рассеяния;
- микронапряжения (статические искажения).

Работами Г. В. Курдюмова и его школы установлено, что образование пересыщенного α -раствора, появление большого числа двойниковых прослоек, повышение плотности дислокаций, образование на них атмосфер из атомов углерода и выделение из α -раствора дисперсных частиц карбида обуславливают сильное упрочнение стали при закалке на мартенсит.

Имея в виду сказанное, рассмотрим данные рис. 84. Ширина линий (110) и (220) мартенсита при пониженной прокаливаемости существенно больше ширины тех же линий при повышенной прокаливаемости. Это соотношение сохраняется как при равной скорости охлаждения (т. е. на равных расстояниях от охлаждаемого торца), так и при равной твердости. Действительно, на расстоянии 6 мм от охлаждаемого торца твердость стали плавки с повышенной прокаливаемостью составляет *HRC* 66, а плавки с пониженной прокаливаемостью *HRC* 60. Между тем ширина линии (220) плавки с пониженной прокаливаемостью около 190 мм, а плавки с повышенной прокаливаемостью около 140 мм, т. е. почти на 30% меньше. В таком же соотношении находятся и значения ширины линий (110). При одинаковой твердости, например *HRC* 64 (т. е. при равной концентрации углерода в мартенсите обеих плавков), ширина линии (220) стали при пониженной прокаливаемости ~220 мм, а при повышенной ~170 мм. Ширина линии (110) при пониженной прокаливаемости также больше ширины линии при повышенной прокаливаемости.

Таким образом, из рис. 84 следует, что значительное уширение линий (110) и (220) мартенсита плавков с пониженной прокаливаемостью не связано с содержанием углерода, поскольку в мартенсите более глубоко прокаливающихся плавков его растворено больше, чем в мартенсите плавков с пониженной прокаливаемостью.

Поскольку статические искажения в мартенсите плавков с пониженной прокаливаемостью меньше, чем в мартенсите плавков с глубокой прокаливаемостью (см. рис. 81), то значительное расширение линий (110) и (220) мартенсита плавков пониженной прокаливаемости связано с химической микрон неоднородностью α -твердого раствора и малостью областей когерентного рассеяния.

Влияние на расширение линий решетки мартенсита такого фактора, как слияние составляющих дублета, тоже должно быть исключено по следующей причине. Из рис. 83 видно, что в мартенсите плавки с пониженной прокаливаемостью на расстоянии 3—4 мм от торца около 0,55% С. При таком содержании углерода составляющие дублета линий хорошо разделяются. Согласно рис. 84 и на расстоянии, меньшем 4 мм от торца, ширина линий мартенсита плавки с пониженной прокаливаемостью больше ширины линий мартенсита плавки с повышенной прокаливаемостью.

Следовательно, данные рис. 84 также свидетельствуют о том, что в плавках с пониженной прокаливаемостью мартенсит имеет более мелкие блоки, чем в плавках с повышенной прокаливаемостью.

Таким образом, приведенные в настоящем разделе экспериментальные данные подтверждают связь химической микронеоднородности с прокаливаемостью стали и механизм прямого и косвенного влияния неоднородности на прокаливаемость.

Влияние химической микронеоднородности твердого раствора на прокаливаемость стали. Наиболее ранней работой по исследованию влияния химической неоднородности на прокаливаемость стали, по-видимому, является работа [117]. В ней изучали прокаливаемость стали в зависимости от места вырезки образца в слитке. Установлено, что прокаливаемость стали осевой зоны ниже, чем периферийной.

В работе [75] исследовали влияние структурной неоднородности на прокаливаемость стали марки ШХ15 электрошлакового переплава. Проявлением химической микронеоднородности считали полосчатость. Показано, что чем меньше развита химическая микронеоднородность, тем большей прокаливаемостью обладает сталь.

Из рис. 66 также следует, что чем менее развита химическая микронеоднородность, тем большей прокаливаемостью обладает сталь. Этот вывод следует из данных о влиянии гомогенизации на прокаливаемость стали.

В табл. 16 приводятся данные о составе, легированности, величине зерна аустенита, исходной структуре, протяженности и площади поверхности границ зерен аустенита и прокаливаемости некоторых плавки сталей ШХ15 и ШХ15СГ, полученные в работах автора. В таблицу включено по 9 плавки стали каждой марки, имеющих наименьшую, среднюю и наибольшую прокаливаемость.

Различие в прокаливаемости стали указанных плавки нельзя объяснить влиянием какого-либо одного из факторов [легированности (см. также табл. 7—9), величины зерна аустенита, исходной структуры и протяженности или площади поверхности границ зерен], поскольку любому из перечисленных факторов в тех же таблицах можно найти противопоставление.

Таблица 16

Данные о значении прокаливаемости, величине зерна аустенита, исходной структуре, протяженности и площади поверхности границ зерен аустенита сталей ШХ15 и ШХ15СГ

Номер плавки	Содержание элементов, %							ΣС, Si, Mn, Cr, Ni, %	Зерно аусте- нита, балл	Исходная структура, балл	l, мм/мм ²	S, мм ² /мм ²	П, мм
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P						
Сталь ШХ15													
36190	1,02	0,30	0,34	1,47	0,08	0,008	0,012	3,21	7—8	3	63	80	4,0
9819	1,00	0,24	0,30	1,42	0,21	0,008	0,016	3,17	7—8	3	64	82	4,8
54398	1,01	0,26	0,36	1,48	0,19	0,008	0,022	3,30	7	3	67	86	5,2
35046	1,04	0,35	0,29	1,54	0,25	0,015	0,015	3,47	7—8	3	72	92	7,5
33887	1,02	0,29	0,32	1,47	0,11	0,008	0,018	3,21	7—8	3	72	92	7,5
4390	1,02	0,29	0,30	1,45	0,18	0,010	0,017	3,24	7—8	4	67	85	7,5
56607	1,01	0,32	0,32	1,49	0,16	0,006	0,022	3,30	7—8	3	71	90	9,2
36249	0,99	0,28	0,36	1,48	0,08	0,006	0,020	3,19	8—7	3	64	82	9,4
36725	1,00	0,33	0,38	1,44	0,25	0,008	0,025	3,41	8—7	3	67	86	10,7
Сталь ШХ15СГ													
316055	1,01	0,62	1,17	1,46	0,15	0,013	0,019	4,41	6—7	3	66	84	12,5
315889	0,99	0,55	0,98	1,43	0,15	0,010	0,012	4,10	8—7	3	77	98	13,5
317061	1,01	0,41	1,10	1,48	0,13	0,008	0,021	4,13	6—7	3	62	79	13,5
322185	1,05	0,64	1,11	1,54	0,13	0,005	0,016	4,47	7—8	4	64	82	17,0
459	1,02	0,46	1,05	1,45	0,17	0,006	0,018	4,15	7—8	3	71	90	17,5
10520	1,02	0,61	1,14	1,43	0,14	0,008	0,020	4,34	7—8	3	67	85	17,5
310038	1,01	0,50	0,95	1,45	0,20	0,006	0,017	4,11	7—8	3—4	79	100	21,0
326340	1,00	0,58	1,00	1,45	0,16	0,007	0,018	4,19	7—8	4	69	88	21,0
326316	1,03	0,58	1,07	1,46	0,15	0,008	0,020	4,20	7—8	4	72	93	21,7

Примечание. l — протяженность; S — площадь поверхности границ зерен аустенита.

На рис. 85 приводятся графики частотного распределения концентрации хрома в двух плавках стали ШХ15 с различной прокаливаемостью из числа приведенных в табл. 16. Частотные графики построены по результатам не менее 1500 замеров каждый. Поскольку хром является основным легирующим элементом в стали ШХ15, приводятся только данные по хрому.

Как видно из рисунка, концентрация хрома в плавке с пониженной прокаливаемостью колеблется в более широких пределах, чем в плавке с повышенной прокаливаемостью. Аналогичный результат получен и для стали ШХ15СГ. Следовательно, в плавках с пониженной прокаливаемостью химическая микронеоднородность развита более сильно.

Такие же данные получены и в работе [33], а также В. М. Пчелкиной при исследовании стали ШХ15, разлитой непрерывным способом.

На основании результатов исследований можно сделать вывод о том, что при всех прочих равных условиях плавки стали одной и той же марки, различающиеся по степени развития химической микронеоднородности твердого раствора, различаются и по величине прокаливаемости.

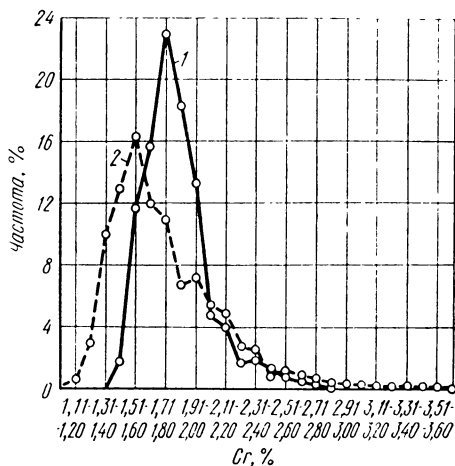


Рис. 85. Графики частотного распределения концентрации хрома в стали ШХ15:

1 — плавка № 36725 (прокаливаемость 10,7 мм); 2 — плавка № 9819 (прокаливаемость 4,7 мм)

Глава III

ПУТИ УПРАВЛЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬЮ

1. ОПТИМАЛЬНАЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ И РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ВЫБОРУ МАРКИ СТАЛИ

Прокаливаемость стали определяет технологичность изделий, собственно технологию их производства и эксплуатационные свойства. По этой причине ее следует учитывать при выборе стали как конструкционного материала. Вместе с тем получение сталей более глубокой прокаливаемости требует определенных затрат, что повышает их стоимость.

Прокаливаемость многих отечественных сталей пока не нормирована. В связи с этим при назначении их для изготовления изделий часто не учитывают эту характеристику. У нас не проведена также работа по сопоставлению стоимости сталей с их прокаливаемостью, а это представляет интерес не только с технической, но и с экономической точки зрения.

Исходя из опыта промышленности США, можно предполагать, что такое сопоставление, а также назначение стали с учетом не

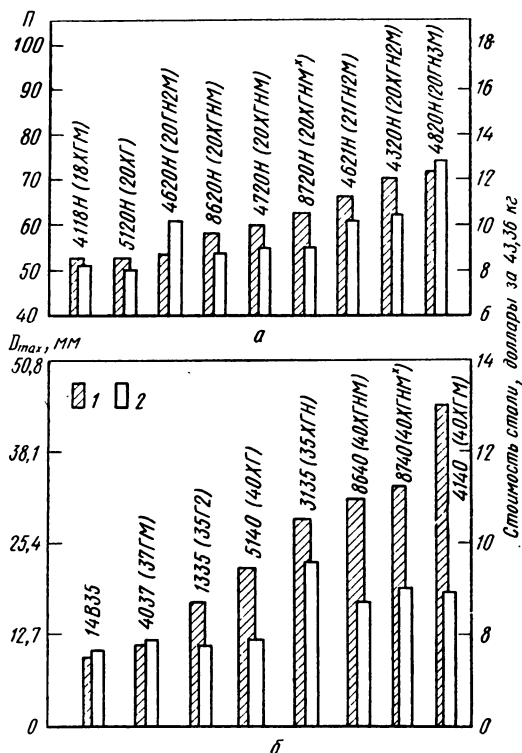


Рис. 86. Сопоставление стоимости некоторых сталей и их прокаливаемости (в скобках указаны марки стали по принятой в нашей стране системе) [23]:

а — цементуемые стали; б — улучшаемые; 1 — прокаливаемость; 2 — стоимость

только обеспечения необходимой прокаливаемости, но и ее стоимости позволяет добиться вполне ощутимого технико-экономического выигрыша.

На рис. 86 сопоставляются стоимость стали некоторых марок и их прокаливаемость (на рис. 86, а прокаливаемость представлена как сумма минимальных значений HRC на расстояниях 3,18 и 0,53 мм от торца; D_{max} — наибольший диаметр, при котором достигается сквозная закалка) [23]. Видно, что соотношение между прокаливаемостью и стоимостью у улучшаемых сталей более благоприятное, чем у цементуемых. Тем не менее стремление обеспечить высокую долговечность и надежность изделий вынуждает применять в ряде случаев экономически менее выгодные стали. В таких случаях решающее слово о применении той

или иной стали и технологии принадлежит эксплуатационникам. Это значит, что между промышленностью, выпускающей машины, оборудование и т. д., и потребителями этой продукции должен существовать постоянный контакт.

Экономически обоснованный выбор марки стали основан на учете стоимости стали и стоимости технологии ее термической обработки. Может оказаться, что более высокая стоимость стали окупится более простой и потому более технологичной термической обработкой.

Существенно важным фактором при выборе стали является число деталей, подлежащих изготовлению. Применение современного высокотехнологичного оборудования для термической обработки существенно повышает качество изделий, но оправдано это применение лишь при массовом производстве. Если требуется изготовить лишь несколько деталей, то экономически более целесообразно использование стали, обладающей более глубокой прокаливаемостью, что дает возможность компенсировать применение менее совершенной технологии термической обработки.

В работе [119] показана существенная технико-экономическая эффективность упрочнения тяжело нагруженных деталей автомобилей, тракторов и других машин поверхностной закалкой при глубинном нагреве. Теоретически и экспериментально было доказано, что при этом способе упрочнения можно и нужно применять для изготовления упрочняемых деталей не традиционные, обладающие излишне глубокой (в конкретных случаях применения) прокаливаемостью стали (45, 40X, 45X, 18XГТ, 30XГТ, 30XГТЦ, 12ХНЗА, 20Х2Н4А и т. п.), а более дешевые с пониженной и регулируемой прокаливаемостью. С этой целью были разработаны и внедрены в промышленность стали марок 55ПП, 58ПП, 110ПП, 47ГТ, ШХ4РП¹. Для обеспечения их применения было разработано и внедрено соответствующее технологическое оборудование, позволяющее вести индукционную поверхностную закалку деталей при глубинном нагреве.

Широкие лабораторные исследования и натурные испытания показали, что во всех случаях долговечность деталей, изготовленных из сталей пониженной прокаливаемости, упрочненных поверхностной индукционной закалкой при глубинном нагреве, превосходит долговечность деталей, изготовленных с упрочнением путем цементации [119].

Сталь марки ШХ4РП предназначена для изготовления поверхностно закаливаемых колес тяжело нагруженных подшипников взамен сталей ШХ15СГ и 20Х2Н4А. Результаты стендовых и эксплуатационных испытаний показали, что применение стали

¹ Стали ПП и РП расшифровываются как стали пониженной прокаливаемости и регламентированной прокаливаемости соответственно. Составы сталей ПП и РП приведены в работе [119].

марки ШХ4РП и новой технологии повысило не только долговечность и надежность подшипников, но и технический уровень технологии.

Применение сталей пониженной и регламентированной прокаливаемости, а также новой технологии дает возможность:

существенно повысить долговечность, надежность и несущую способность деталей в эксплуатации;

заменить трудоемкие и длительные (а потому и нетехнологичные) процессы цементации или улучшения скоростным процессом поверхностной закалки при индукционном нагреве;

заменить дорогие цементуемые или улучшаемые стали более дешевыми (углеродистыми или низколегированными);

включать в поточные линии механической обработки деталей автоматизированный процесс поверхностной закалки при индукционном нагреве;

разработать комплексные механизированные и автоматизированные линии и цехи по массовому производству деталей с полностью законченным циклом их изготовления [119].

Два последних преимущества новой технологии позволяют сократить длительность цикла производства деталей, объем внутривозовых заделов, ускорить оборачиваемость материальных средств и упростить простои.

Данные табл. 17 также свидетельствуют о целесообразности замены в ряде случаев глубоко прокаливающихся сталей сталями меньшей прокаливаемости при использовании новой технологии [23].

Следовательно, путем выбора стали с оптимальной прокаливаемостью и соответствующей технологии термической обработки можно при сравнительно малых затратах повысить эксплуатационную надежность и долговечность изделий и тем самым не только возместить затраты, но и получить в конечном счете экономический эффект.

Оптимальная прокаливаемость — понятие конкретное, определяемое конкретными факторами (сталь, изделия, технология, объем производства и др.).

Целью термической обработки стальных деталей является сообщение им необходимых прочностных характеристик, поэтому прокаливаемость стали является наиболее важным фактором при выборе стали.

Максимальная твердость, определяющая прочностные характеристики стали и ее конструктивную прочность, получаемые при закалке, обусловлена содержанием углерода в стали. Однако максимальная твердость, которая может быть достигнута при закалке изделий, имеющих большие размеры, чем образцы, зависит также от массы этих изделий, часто не позволяющей получить в структуре 100% мартенсита.

Критерием, определяющим возможность применения той или иной стали для изготовления термически обрабатываемых дета-

Таблица 17

Изменения технологии закалки, позволившие использовать стали с меньшей прокаливаемостью

Деталь	Исходная технология		Новая технология	
	обработка	сталь	обработка	сталь
Вал ведущий	Нагрев в печи, закалка в масле	8642Н (42ХГНМ)	Индукционная закалка в воде *	1146 (46Г2)
Ведущее зубчатое колесо	Цементация + закалка	8620 (20ХГНМ)	То же	1035 (35Г)
Вал распределительный	Нагрев в печи, закалка в масле	4140 (40ХГНМ)	»	1046 (46Г)
Вал промежуточный передачи	Цементация + закалка	8620 (20ХГНМ)	»	1053 (53Г)
Вал осевой	Нагрев в печи, закалка в масле	4063Н (63ГМ)	Нагрев в печи, закалка в масле (напряжения минимальные)	5160 (60ХГ)

* Индукционная закалка этих валов ($D = 31,75-51,15$ мм) уменьшила брак и расходы на правку, что позволило сэкономить 0,60 долл. за один вал.

лей, является ее способность закаливаться на требуемую твердость в опасном сечении, т. е. в сечении, в котором возникают максимальные эксплуатационные напряжения.

Требуемая твердость достигается в том случае, если скорость охлаждения при закалке стали в опасном сечении не ниже критической скорости закалки стали.

Скорость охлаждения в любой точке сечения изделия определяют по графику прокаливаемости для стали данной марки, построенному по результатам испытания торцового образца из этой же стали.

Соотношения скоростей охлаждения различных точек торцового образца и закаленных прутков и плит приведены на рис. 87, 88.

Поскольку между твердостью и прочностью стали существует связь, обычно достаточно определить твердость стали в опасном сечении детали, и это дает возможность судить о прочности. Поэтому необходимо знать твердость, которую должна иметь деталь в закаленном состоянии перед отпуском. Это позволит получить структуру (т. е. обеспечить необходимые механические свойства), обладающую более высоким сопротивлением воздействию эксплуатационных напряжений. Кроме того, необходимо знать глубину слоя в сечении детали, который должен иметь требуемую твердость.

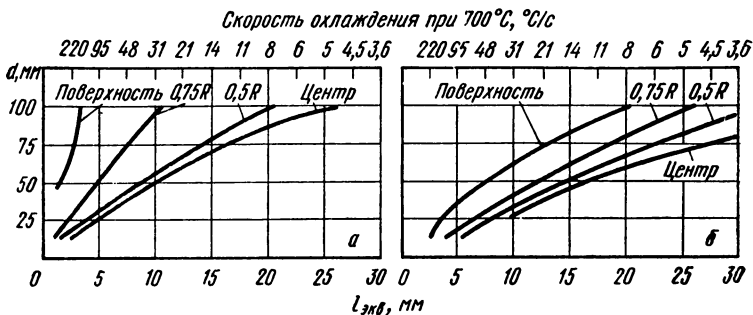


Рис. 87. Связь эквивалентных скоростей охлаждения различных точек торцового образца и закаленных прутков (свободных от окалины). Данные о твердости на поверхности получены при слабом перемешивании охлаждающей среды; остальные — при скорости перемешивания, равной 61 м/мин [23]. Охлаждающая среда: а — вода; б — масло

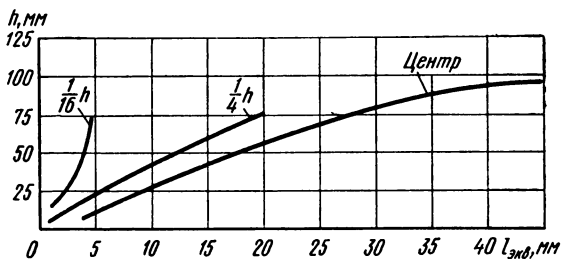


Рис. 88. Связь эквивалентных скоростей охлаждения различных точек торцового образца и плиты, закаленной (без окалины) в масле, перемешиваемом со скоростью 61 м/мин (h — толщина плиты) [23]

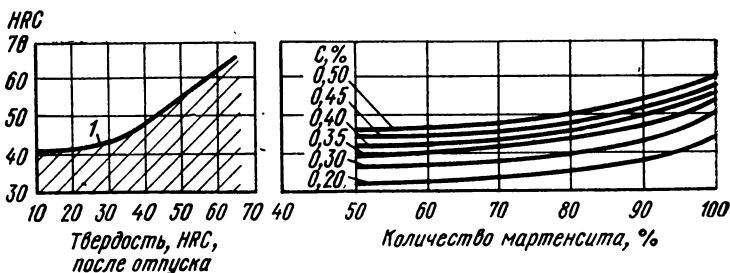


Рис. 89. Зависимость твердости после отпуска от твердости после закалки [23]: 1 — минимальная твердость в закаленном состоянии, рекомендуемая для получения окончательной твердости

Рис. 90. Зависимость твердости стали в закаленном состоянии от содержания мартенсита и углерода [23]

При решении указанных вопросов важно знать количество углерода и количество мартенсита, при которых обеспечивается желаемая твердость.

Зависимость твердости закаленной стали от твердости после отпуска приведена на рис. 89, а от содержания углерода в стали и количества мартенсита в закаленной стали — на рис. 90.

Из рис. 90 следует общеизвестное положение, что при любой твердости увеличение содержания углерода приводит к уменьшению количества мартенсита.

Практика показывает, что следует выбирать такие стали, в которых получение минимальной рекомендуемой твердости в закаленном состоянии достигалось бы при содержании мартенсита, меньшем 90%.

Во всех случаях, прежде чем принять окончательное решение, рекомендуется изучить возможность применения стали с небольшим содержанием углерода, учитывая имеющиеся закалочные среды. Это, как правило, наиболее экономичный вариант технологии. При таком варианте стали, имеющие указанную на рис. 89 минимальную твердость, должны содержать более 90% мартенсита, т. е. подвергаться полной закалке.

Опыт показывает, что у деталей, работающих на изгиб, структура, содержащая более 90% мартенсита, должна распространяться от поверхности на глубину, равную $\sim 0,25R$. Это обычно гарантируется путем получения при закалке определенной твердости на глубине $0,5R$. Учитывая это и используя полосы прокаливаемости (или графики прокаливаемости, предварительно построенные по закаленным торцовым образцам для всех предполагаемых к использованию сталей), а также зависимость, изображенные на рис. 88 и 89, выбирают марку стали, обеспечивающую сочетание оптимальных эксплуатационных характеристик и наиболее экономичную технологию. При этом всегда следует проверить, не пригодна ли для изготовления интересующей детали сталь, уже примененная для изготовления других деталей данной машины. Возможны случаи, когда такая проверка показывает, что необходимо заменить сталь, из которой изготовлена другая деталь, более технологичной.

Глубина закалки и содержание мартенсита оказывают влияние не только на долговечность и надежность деталей и машин в целом, но и на требуемую прокаливаемость стали, т. е. на ее стоимость и стоимость технологии.

Иногда стремятся обязательно добиться сквозной закалки деталей. Однако это целесообразно далеко не для всех деталей. Опыт автомобильной промышленности США [23] показывает, что для таких деталей, как шатуны, коленчатые валы, шарниры рулевого управления, болты шатунов, валы осевые, зубчатые колеса и т. п., приемлема закалка, при которой на расстоянии $0,25R$ от поверхности образуется $\sim 80\%$ мартенсита. Если же детали работают на изгиб так, что наружные слои напряжены

незначительно, то достаточна еще меньшая глубина закалки. При закалке болтов и им подобных деталей, работающих на растяжение, нет необходимости стремиться к получению в их центре структуры, содержащей более 90% мартенсита.

Листы рессор по условиям эксплуатации должны допускать большой прогиб без появления остаточных деформаций. Поэтому большая часть сечения листов рессор подвергается действию высоких напряжений.

В этом случае закалку также следует производить на глубину, не большую, чем это требуется для обеспечения прочности слоев, испытывающих напряжения, действующие на заданной глубине. Это положение следует соблюдать во всех случаях, когда напряжения достигают самых высоких значений у поверхности и уменьшаются линейно до нуля на нейтральной оси.

Имеются, однако, детали, требующие сквозной закалки. К ним относятся, например, пружины, работающие в сложно-напряженном состоянии. Они должны обладать высокими упругими свойствами по всему сечению.

Если по условиям эксплуатации на заданной глубине детали после закалки должно быть не менее 80% мартенсита, то размер ее должен быть тем меньше, чем больше требуемое количество мартенсита. Например, если закалить прутки из стали марки 40ХГРФ так, чтобы на глубине $0,75R$ в структуре стали было 95% мартенсита, то диаметр такого прутка будет равен 25,4 мм; если же необходимо иметь 95% мартенсита в центре, то диаметр прутка, закаливающегося на указанную структуру, будет равен 16 мм, т. е. уменьшится на 37%.

Во всех случаях выбора стали нужно стремиться к использованию менее легированной (или даже углеродистой) стали.

При конструировании необходимо точно знать величину напряжений, действующих на различной глубине опасных сечений деталей.

При выборе стали для изготовления конкретных деталей необходимо также учитывать следующее:

высокоуглеродистые стали склонны к повышенной хрупкости при нормальных и отрицательных температурах;

повышенное содержание углерода в стали сообщает ей высокую твердость, которая вызывает значительный износ инструмента и затрудняет холодную механическую обработку отожженной стали;

высокоуглеродистые стали обладают повышенной чувствительностью к перегреву при горячей обработке и повышенной склонностью к образованию трещин и изменению размеров при термической обработке.

По указанным причинам стали, содержащие больше 0,60% С, применяют редко (исключение составляют пружинные стали), а стали, содержащие 0,5—0,6% С, реже, чем стали, содержащие меньше 0,5% С.

Важное значение для получения при закалке требуемой структуры и, следовательно, прочностных свойств имеет скорость охлаждения. На нее оказывают влияние содержащиеся в сталях углерод и легирующие элементы. Так, в прутке из стали 50ХГМ диаметром 51 мм твердость, равную $HRC\ 45$, на глубине 0,5R можно получить закалкой в спокойном масле, а в прутке из стали 35ХГМ — только при охлаждении в воде с сильной циркуляцией. У прутка диаметром 32 мм из стали 35ХГМ указанная твердость может быть получена также при охлаждении в воде с сильной циркуляцией, а у прутка из стали 50ХГ для этого достаточно применить масло с умеренным перемешиванием.

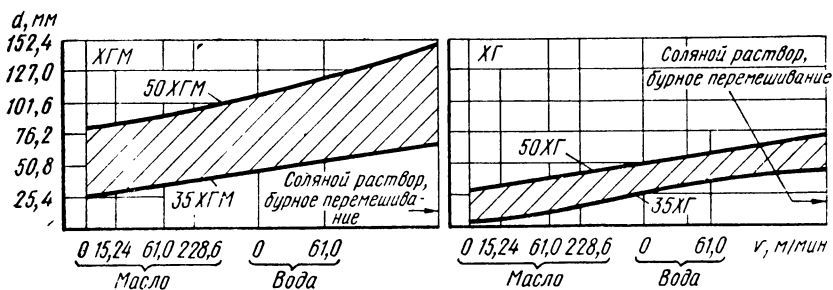


Рис. 91. Влияние состава стали, охлаждающей среды и скорости ее перемешивания на диаметр прутка, в котором на глубине 0,5R обеспечивается твердость не ниже $HRC\ 45$ [23]

В присутствии 0,15% Мо диаметр прутка, при котором твердость $HRC\ 45$ на глубине 0,5R может быть получена при 0,35% С (сталь марки 35ХГМ) и закалке в перемешиваемой воде, увеличивается с 32 до 51 мм. Повышение содержания углерода на 0,15% при замене стали 35ХГМ сталью 50ХГМ позволяет вместо закалки в воде с перемешиванием применить закалку в масле без перемешивания [23].

Из данных рис. 91 также следует, что в присутствии молибдена увеличение содержания углерода более эффективно, чем при отсутствии молибдена.

На рис. 92 и 93 приводятся аналогичные данные для ряда среднелегированных сталей, полученных путем обобщения работ по применению сталей с контролируемой прокаливаемостью; подосы прокаливаемости последних приведены в [20].

Выбор стали по ее способности получать заданную твердость на определенной глубине и при определенной скорости охлаждения с учетом требований, предъявляемых к деталям, выгодно отличается от выбора стали по критическому диаметру, в основе которого лежит получение полумартенситной структуры в центре изделия. Недостаток последнего метода состоит в том, что полумартенситная структура при различном содержании углерода имеет различную твердость, т. е. разные прочностные характеристики. Кроме того, очень част в полумартенситной зоне

Минимальная прокаливаемость HRC45 на 0,5R

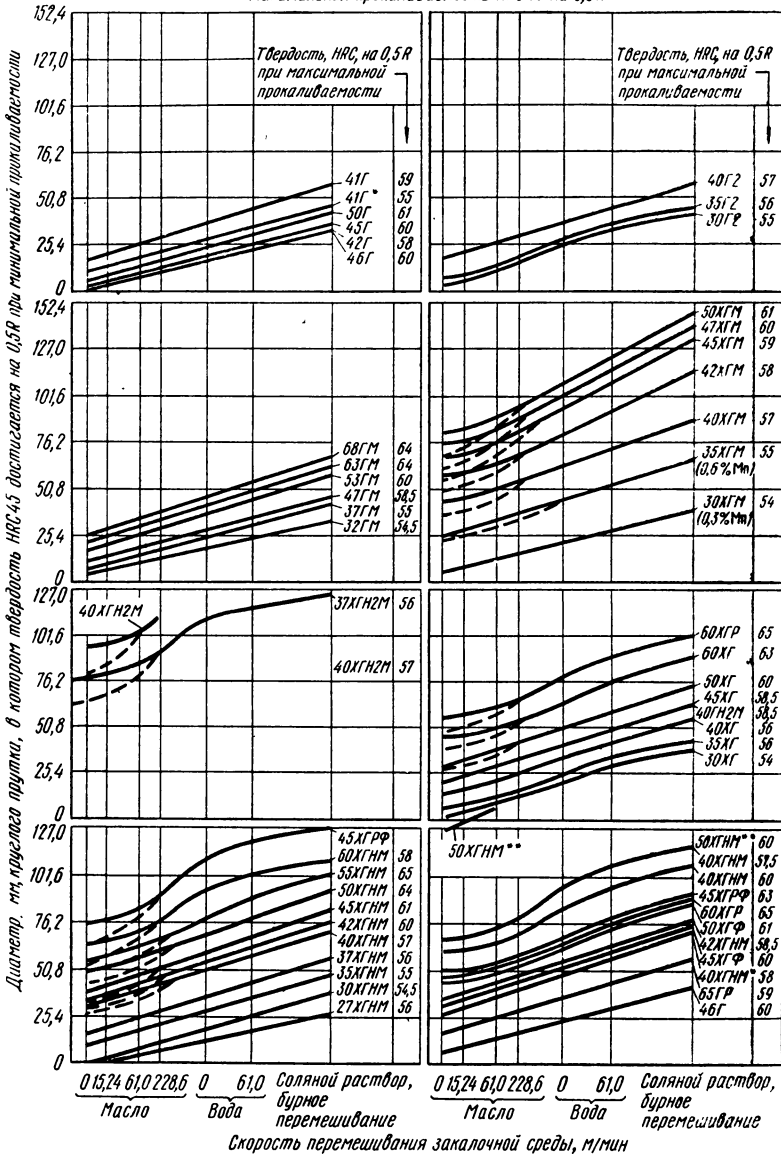
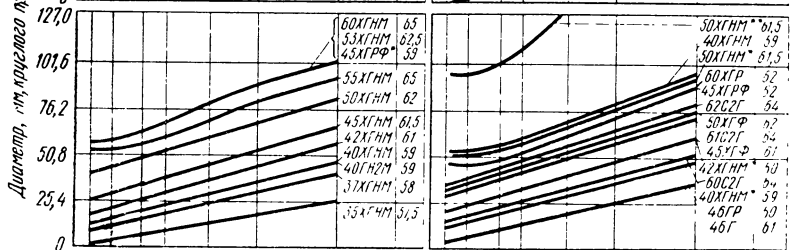
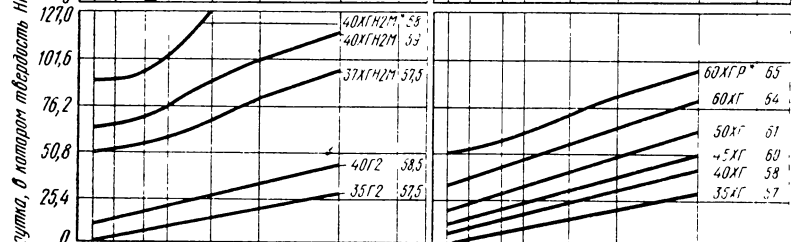
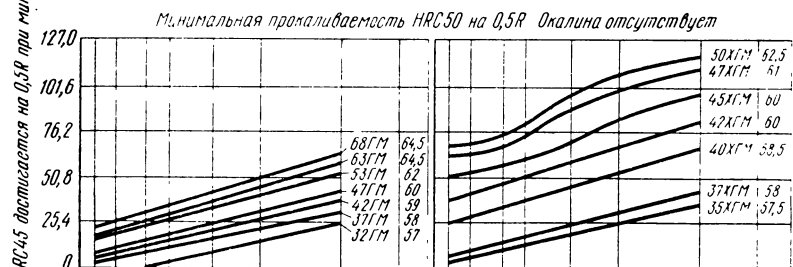
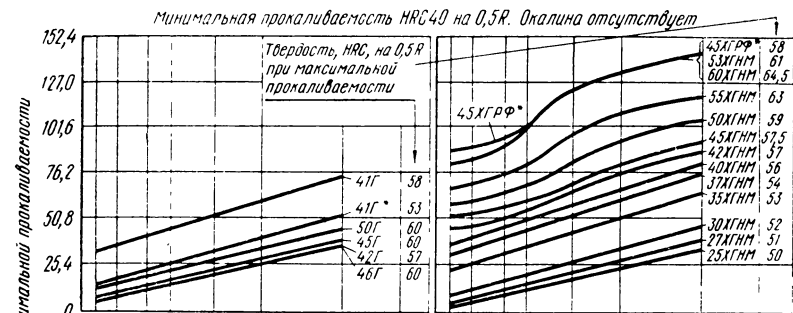


Рис. 92. Диаметр круглого прутка, в котором твердость HRC 45 на глубине 0,5 R достигается при минимальной прокаливаемости в зависимости от охлаждающей среды и скорости ее перемешивания. Штриховыми линиями показано влияние окалины [23]



Скорость перемешивания закалочной среды, мин

0 15,24 61,0 228,6 0 61,0 Соляной раствор, бурное перемешивание 0 15,24 61,0 228,6 0 61,0 Соляной раствор, бурное перемешивание

Масло Вода Масло Вода

Рис. 93. Диаметр круглого прутка, в котором твердость HRC 40 и HRC 50 на глубине 0,5 R достигается при минимальной прокаливаемости в зависимости от охлаждающей среды и скорости ее перемешивания [23]

вместо 50% троостита присутствуют троостит, феррит и перлит в различных сочетаниях. В результате выбор стали по критическому диаметру может привести к изготовлению деталей с различными свойствами.

Следовательно, стали для изготовления закаливаемых на определенную твердость деталей независимо от содержания углерода следует выбирать исходя из требуемой твердости на заданной глубине.

При выборе стали следует учитывать, что легирование дает возможность закаливать изделия больших сечений и вести охлаждение с меньшей скоростью (в масле без перемешивания). При этом уменьшается изменение линейных размеров деталей, а в отдельных случаях предупреждается образование закалочных трещин.

Необходимо также иметь в виду, что при одинаковой прочности на разрыв конструкционных низко- и среднелегированных сталей, закаленных и отпущенных на одну и ту же твердость, их свойства пластичности и вязкости могут различаться весьма существенно. Поэтому, если, кроме требований по прочности, к стали предъявляются еще и требования по пластичности и вязкости, предпочтительнее применять легированную сталь, обладающую соответствующей прокаливаемостью.

Для выбора стали по прокаливаемости, кроме данных о твердости на расстоянии $0,5R$ (см. рис. 92 и 93), необходимо иметь данные и о твердости на других расстояниях. Нужны также и другие сведения, в частности приведенные на рис. 94 и 95 данные о влиянии перемешивания на закалочную способность воды, масла и соляного раствора. Температура масла находилась в пределах $43-60^\circ\text{C}$, воды — в пределах $18-35^\circ\text{C}$, а раствора солей (эвтектическая смесь нитрата и нитрита калия) была равна 204°C .

Необходимо отметить, что прутки малого диаметра могут быть быстрее охлаждены в ускоренно движущемся соляном растворе, чем в спокойном или медленно перемешиваемом (15 и 24 м/мин соответственно) масле при 50°C . Однако по мере увеличения диаметра подповерхностные объемы прутков, закаливаемых в соляном растворе, охлаждаются медленнее, чем таких же прутков, но закаливаемых в спокойном масле. По этой причине приходится ограничивать диаметр прутков или выбирать химический состав таким образом, чтобы при закалке в горячем соляном растворе получалась мартенситная структура.

Опыт показывает, что в тех случаях, когда показателем прокаливаемости служит величина твердости стали на определенной глубине, результаты закалки одинаковы и при использовании стали большей прокаливаемости и охлаждении в соляном растворе.

Для возможности применения данных рис. 94 в табл. 18 приводятся сведения о расстояниях от закаленного торца образца, соответствующих нижним границам полос прокаливаемости для

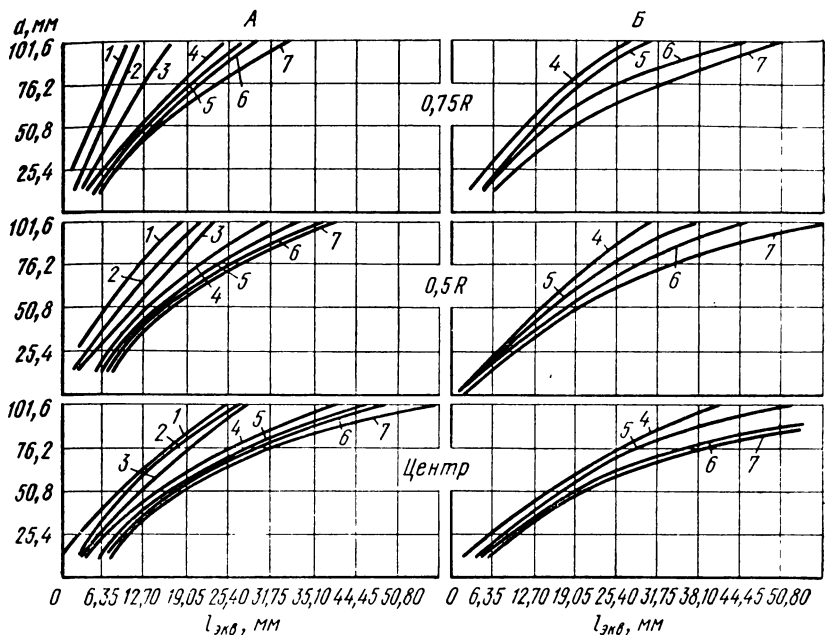


Рис. 94. Соотношение эквивалентных скоростей охлаждения в торцовом образце и в круглых прутках, закаленных в соляном растворе, воде и масле [23]. Закалочная среда; 1 — бурно перемешивающийся соляной раствор; 2 — вода, перемешивающаяся со скоростью 61 м/мин; 3 — спокойная вода; 4 — масло, перемешивающееся со скоростью 228,6 м/мин; 5 — то же, 61 м/мин; 6 — то же, 15,24 м/мин; 7 — спокойное масло; А — закалка без окалины; Б — закалка с окалиной

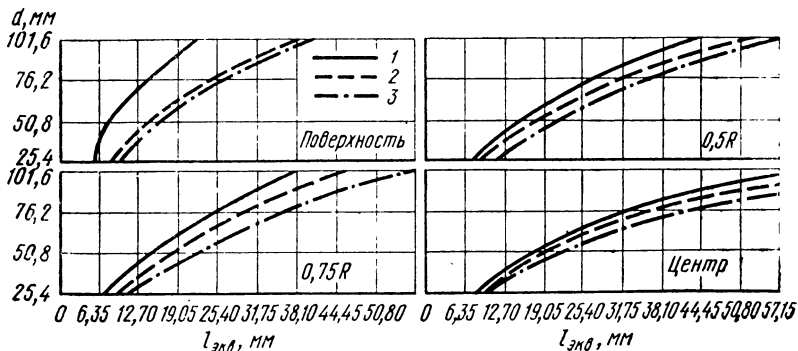


Рис. 95. Соотношение эквивалентных скоростей охлаждения в торцовом образце и круглых прутках, закаленных в соляном растворе при 204° С [23]. Скорость перемешивания соляного раствора, м/мин: 41,2 (1); 10,7 (2) и 1,5 (3)

Таблица 18

Классификация сталей по минимальной твердости на различных расстояниях от закаленного торца

Расстояние от закаленного торца, мм	Марка стали	Диаметр прутка, мм, для эквивалентной скорости охлаждения на расстоянии от центра		
		0	0,5R	0,75R
1	2	3	4	5

H R C 30

4,0	17ХГНМ, 18ХГМ, 20ГН2М, 20ХГ	10,2/38,10	— /27,9	— /20,3
4,8	12Н3М, 20ГН2М, 20ГМ, 42Г, 45Г, 50Г	15,2/45,7	— /30,5	7,6/24,1
5,6	20ХГНМ, 20ХГФ, 32ГМ	17,8/52,1	12,7/35,6	11,4/27,9
6,4	15ГН3М, 20ХГНМ *, 21ГН2М, 22ХГНМ, 50Г	22,9/59,7	17,8/38,1	15,2/33,0
7,1	17ГН3М, 20ХГН2М, 25ХГНМ, 46Г	26,7/66,0	20,3/40,6	17,8/36,8
7,9	17ХГНРФ, 37ГМ	30,5/73,7	22,9/45,7	21,6/40,6
8,7	15ХГНРФ, 27ХГНМ, 42ГМ	35,6/81,3	27,9/48,3	25,4/43,2
10,3	20Н3М, 30Г2, 30ХГМ, 41Г2	43,2/96,5	35,6/55,9	31,8/50,8
11,1	10ХГН3М, 30ХГ, 32ХГ, 47ГМ	47,0/ —	38,1/61,0	34,3/53,3
11,9	35Г2, 46ГР	50,8/ —	43,2/63,5	38,1/55,9
12,7	35ХГ	53,3/ —	45,7/68,6	40,6/59,7
15,1	40Г2, 41Г	63,5/ —	55,9/83,8	48,3/68,6
15,9	35ХГНМ, 40ХГ, 53ГМ	66,0/ —	58,4/86,4	50,8/71,1
17,5	40ГН2М	71,1/ —	61,0/94,0	54,6/76,2
19,1	37ХГНМ, 40ХГНМ	77,5/ —	66,0/99,1	58,4/81,3
25,4	35ХГМ	97,8/ —	83,8/ —	71,1/97,8
31,6	63ГМ	— / —	91,4/ —	— / —
34,9	68ГМ	— / —	94,0/ —	— / —
38,1	37ХГМ	— / —	97,8/ —	— / —

H R C 35

2,4	17ХГНМ	— /22,9	— /20,3	— /11,4
3,2	12ГН3М, 18ХГМ, 20ГН2М, 20ХГ	— /30,5	— /22,9	— /16,5
4,0	20ХГНМ, 20ГН2М, 20ХГНМ *, 27ГМ, 42Г, 45Г, 46Г *, 50Г	10,2/38,1	— /27,9	— /20,3
4,8	10ХГН3М, 20ХГН2М, 20ХГФ, 20ХГНМ, 21ГН2М, 22ХГНМ, 25ХГНМ, 32ГМ	15,2/45,7	— /30,5	7,6/24,1
5,6	15Н3М, 17ГН3М, 17ХГНРФ, 46Г, 50Г	17,8/52,1	12,7/35,6	11,4/27,9
6,4	27ХГНМ, 37ГМ	22,9/59,7	17,8/38,1	15,2/33,0
7,1	15ХГНРФ, 42ГМ	26,7/66,0	20,3/40,6	17,8/36,8
7,9	20Н3М, 30Г2, 30ХГМ, 30ХГ, 30ХГНМ, 32ХГ, 41Г *, 46ГР, 47ГМ	30,5/73,7	22,9/45,7	21,6/40,6
8,7	35Г2	35,6/81,3	27,9/48,3	25,4/43,2
9,5	35ХГ	39,4/88,9	30,5/53,3	27,9/47,0

1	2	3	4	5
11,1	35ХГНМ, 40Г2, 40ХГ, 53ГМ	47,0/ —	38,1/61,0	34,3/53,3
12,7	63ГМ	53,3/ —	45,7/68,6	40,6/59,7
13,5	37ХГНМ	55,9/ —	48,3/73,7	43,2/62,2
14,3	40ГН2М, 63ГМ	59,7/ —	50,8/76,7	45,7/66,0
15,1	40ХГНМ	63,5/ —	55,9/83,8	48,3/68,6
16,7	35ХГМ	68,6/ —	59,7/88,9	53,3/78,7
20,6	37ХГМ	76,8/ —	71,1/ —	62,2/86,4
25,4	40ХГМ	97,8/ —	83,8/ —	71,1/97,8

H R C 40

1,6	16ХГН3, 20ХГ, 20ХГФ	— /16,5	— /15,2	— 7,6
2,4	18ХГМ, 20ГН2М, 20ХГН2М, 20ХГНМ, 20ХГНМ *, 20ХГНМ **	— /22,9	— /20,3	— /11,4
3,2	22ХГНМ, 25ХГНМ, 27ГМ	— /30,5	— /22,9	— /16,5
3,6	46Г2	7,6/33,0	— /25,4	— /17,8
4,0	20Н3М, 27ХГНМ, 32ГМ, 42Г, 45Г, 50Г	10,2/39,4	— / 27,9	— /20,3
4,8	37ГМ	15,2/45,7	— /30,5	7,6/24,1
5,6	40ХГМ, 30ХГ, 30ХГНМ, 46Г, 50Г	17,8/52,1	12,7/35,6	11,4/27,9
6,4	30Г2, 32ХГ, 42ГМ	22,9/59,7	17,8/38,1	15,2/33,0
7,1	35ХГ, 41Г2, 47ГМ	26,7/66,0	20,3/40,6	17,8/36,8
7,9	35Г2, 46ГР	30,5/73,7	22,9/45,7	21,6/40,6
8,7	35ХГНМ, 40ХГ, 53ГМ	35,6/81,3	27,9/48,3	25,4/43,2
9,5	40Г2, 60С2Г, 63ГМ	39,4/88,9	30,5/53,3	27,9/47,0
11,1	40ГН2М, 68ГМ	47,0/ —	38,1/61,0	34,3/53,3
11,9	40ХГНМ, 50ХГ	50,8/ —	43,2/63,5	38,1/55,9
12,7	35ХГМ, 40ХГНМ *	53,3/ —	45,7/68,6	40,6/59,7
13,5	45ХГФ, 61С2Г *	55,9/ —	48,3/73,7	43,2/62,2
14,3	37ХГМ, 42ХГНМ, 47ХГ	59,7/ —	50,8/78,5	45,7/66,0
15,1	42ХГНМ *, 45ХГНМ, 60ХГ, 60С2Г *	63,5/ —	55,9/83,8	48,3/68,6
16,7	50ХГФ, 60ХГР	68,6/ —	59,7/88,9	53,3/73,7
17,5	40ХГМ	71,1/ —	61,0/94,0	54,6/76,2
18,3	45ХГРФ	73,7/ —	63,5/96,5	57,2/78,7
20,6	60ХГР *	82,6 —	71,1/ —	62,2/86,4
22,2	55ХГНМ	87,6/ —	74,9 —	66,0/90,2
23,8	42ХГМ	92,7/ —	78,5/ —	68,6/94,0
24,6	50ХГНМ *	95,3/ —	81,3/ —	69,9/96,4
28,6	45ХГМ, 53ХГНМ	— / —	87,6 —	— / —
30,2	40ХГНМ	— / —	88,9/ —	— / —
31,8	47ХГМ	— / —	91,4/ —	— / —
38,1	37ХГН2М	— / —	97,8/ —	— / —

H R C 45

2,4	27ХГНМ	— /22,3	— /20,3	— /11,4
3,2	32ГМ, 42Г, 46Г *	— /30,5	— /22,9	— /16,5
3,6	45Г	7,6/33,0	— /25,4	— /17,8

1	2	3	4	5
4,0	30ХГМ, 30ХГ, 30ХГНМ, 37ГМ, 50Г	10,2/38,1	— /27,9	— /20,3
4,8	30Г2, 46Г	15,2/45,7	— /30,5	7,6/24,1
5,2	50Г	16,5/48,3	— /33,0	10,2/26,7
5,6	35Г2, 35ХГ, 42ГМ, 47ГМ	17,8/52,1	12,7/35,6	11,4/27,9
6,4	35ХГНМ, 41Г	22,9/59,7	17,8/38,1	15,2/33,0
7,9	37ХГНМ, 40Г2, 40ХГ, 46ГР, 53ГМ, 60С2Г	30,5/73,7	22,9/45,7	21,6/40,6
8,7	45ХГ, 63ГМ	35,6/81,3	27,9/48,3	25,4/43,2
9,5	35ХГМ, 40ГН2М, 68ГМ	39,4/88,9	30,5/53,3	27,9/47,0
10,3	40ХГНМ, 40ХГНМ *, 50ХГ	43,2/95,6	35,6/55,9	31,8/50,8
11,1	37ХГМ, 42ХГНМ, 45ХГФ, 61С2Г	47,0/ —	38,1/61,0	34,3/53,3
11,9	40ХГНМ *	50,8/ —	43,2/63,5	38,1/55,9
12,7	45ХГНМ	53,3/ —	45,7/68,6	40,6/59,7
13,5	40ХГМ, 50ХГФ, 60ХГ, 62С2Г *	55,9/ —	48,3/73,7	43,2/62,2
14,3	60ХГР	59,7/ —	50,8/78,5	45,7/66,0
15,1	45ХГРФ, 50ХГНМ	63,5/ —	55,9/83,8	48,3/68,6
15,9	52ХГ	66,0/ —	58,4/86,4	50,8/71,1
17,5	60ХГР *	71,1/ —	61,0/94,0	54,6/76,2
18,3	42ХГМ	73,7/ —	63,5/96,5	57,2/78,7
19,1	50ХГНМ *	77,5/ —	66,0/99,1	58,4/81,3
20,6	53ХГНМ, 60ХГНМ	82,6/ —	71,1/ —	62,2/86,4
22,2	40ХГНМ **, 45ХГМ	87,6/ —	74,9/ —	66,0/90,2
25,4	45ХГРФ *, 47ХГМ	97,8/ —	83,8/ —	71,1/97,8
27,0	37ХГН2М	— / —	85,1/ —	— / —
28,6	50ХГМ	— / —	87,6/ —	— / —
34,9	40ХГН2М	— / —	94,0/ —	— / —

H R C 50

1,6	32ГМ, 32ХГ	— /16,5	— /15,2	— /7,6
2,4	35Г2, 35ХГ, 35ХГНМ	— /22,9	— /20,3	— /11,4
3,2	35ХГМ, 45Г	— /30,5	— /22,9	— /16,5
3,6	50Г	7,6/33,0	— /25,4	— /17,8
4,0	42ГМ	10,2/38,1	— /27,9	— /20,3
4,8	37ХГНМ, 40Г2, 40ХГ, 40Г, 47ГМ	15,2/45,7	— /30,5	7,6/24,1
5,6	37ХГМ, 41Г2	17,8/52,1	12,7/35,6	11,4/27,9
6,4	40ГН2М, 45ХГ, 46ГР	22,9/59,7	17,8/38,1	15,2/33,0
7,1	40ХГНМ, 40ХГНМ *, 53ГМ, 60С2Г	26,7/66,0	20,3/40,6	17,8/36,8
7,9	42ХГНМ, 63ГМ	30,5/73,7	22,9/45,7	21,6/40,6
8,7	42ХГНМ *, 45ХГФ, 50ХГ, 68ГМ	35,6/81,3	27,9/48,3	25,4/43,2
9,5	40ХГМ, 45ХГНМ	39,4/88,9	30,5/53,3	27,9/47,0
10,3	61С2Г	43,2/95,6	35,6/55,9	31,8/50,8
11,1	47ХГ, 50ХГФ	47,0/ —	38,1/61,0	35,3/53,3
11,9	60ХГ, 62С2Г	50,8/ —	43,2/63,5	38,1/55,9
12,7	42ХГМ, 45ХГРФ, 50ХГНМ	53,3/ —	45,7/68,6	40,6/59,7
13,5	50ХГ, 60ХГР	55,9/ —	48,3/73,7	43,2/62,2

1	2	3	4	5
15,1	37ХГН2М, 50ХГНМ *, 55ХГНМ	63,5/ —	55,9/83,8	48,3 68,6
15,9	45ХГМ, 60ХГР *	66,0/ —	58,4/86,4	50,8/71,1
16,7	40ХГНМ	68,6/ —	59,7/88,9	53,3/73,7
17,5	53ХГНМ, 60ХГНМ	71,1/ —	61,0/94,0	54,6/76,2
18,3	45ХГНМ	73,7/ —	63,5/96,5	57,2/78,7
20,6	40ХГН2М, 47ХГМ	82,6/ —	71,1/ —	62,2/86,4
22,2	50ХГМ	87,6/ —	74,9/ —	66,0/90,2
31,8	40ХГН2М *	— / —	91,4/ —	— / —
34,9	50ХГНМ **	— / —	94,0/ —	— / —

H R C 55

1,6	41Г2, 42Г, 42ГМ, 42ХГМ, 45Г, 46Г *, 50Г	— /16,5	— /15,2	— /7,6
2,4	46ГР	— /22,9	— /20,3	— /11,4
3,2	42ХГНМ *, 45ХГ, 46ХГ, 47ГМ	— /30,5	— /22,9	— /16,5
4,0	45ХГФ	10,2/38,1	— /27,9	— /20,3
4,8	45ХГМ, 45ХГНМ	15,2/45,7	— /30,5	7,6/24,1
5,6	45ХГРФ *, 47ХГ, 53ГМ, 60С2Г	17,8/52,1	12,7/35,6	11,4/27,9
7,1	50ХГ, 63ГМ	26,7/66,0	20,3/40,6	17,8/36,8
7,9	45ХГРФ, 50ХГФ, 61С2Г	30,5/73,7	22,9/45,7	21,6/40,6
8,7	50ХГНМ, 50ХГ, 68ГМ	35,6/81,3	27,9/48,3	25,4/43,2
10,3	60ХГ, 60С2Г	43,2/96,5	35,6/55,9	31,8/50,8
11,1	47ХГМ, 50ХГНМ *, 55ХГНМ	47,0/ —	38,1/61,0	34,3/53,3
11,9	60ГР	50,8/ —	43,2/63,5	38,1/55,9
14,3	53ХГНМ, 60ХГР *, 60ХГНМ	60,6/ —	50,8/78,7	45,7/66,0
27,0	50ХГНМ **	— / —	85,1/ —	— / —

Примечания: 1. В графе 2 приведены марки стали, график минимальной прокаливаемости которых при HRC 30,35, 40, 45, 50 и 55 проходит на указанных в графе 1 расстояниях от закаленного торца образца для определения прокаливаемости. 2. Одной и двумя звездочками отмечены марки стали, которые имеют некоторое различие в химическом составе, но по принятой в нашей стране системе относятся к одной марке. Поэтому в таблице и в тексте встречаются марки одинакового написания, например 40ХГН2М и 40ХГН2М *, 45ХГРФ и 45ХГРФ *, 50ХГНМ, 50ХГНМ* и 50ХГНМ ** и др. 3. Охлаждающая среда — масло (числитель) и вода (знаменатель). Скорость перемешивания среды 61 м/мин.

твердостей, HRC : 55, 50, 45, 40, 35 и 30. Два последних значения относятся главным образом к твердости сердцевины цементуемых деталей. Пример выбора стали по данным рис. 94 и табл. 18 будет рассмотрен в п. 2 гл. V.

2. ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ

Накопленные к настоящему времени данные свидетельствуют о том, что на прокаливаемость стали оказывают влияние следующие факторы: химический состав стали; величина зерна аустенита; скорость кристаллизации стали; условия прокатки стали;

исходная структура; условия термической обработки (температура нагрева, продолжительность, условия охлаждения — природа охлаждающей среды и скорость ее перемешивания), химическая микронеоднородность твердого раствора, определяемая дендритной ликвацией, внутренней адсорбцией в твердых растворах, характером взаимодействия растворенных атомов между собой, процессом образования и растворения карбидной фазы и присутствующими в сталях несовершенствами кристаллической решетки.

Химический состав. Прокаливаемость стали при переходе от марки к марке меняется. Однако эффективность влияния того или иного элемента на прокаливаемость определяется природой других элементов, присутствующих в данной стали. С этой точки зрения, по-видимому, нельзя признать, что химический состав конструкционных сталей во всех случаях строго обоснован, поэтому работы в данном направлении следует считать необходимыми.

Влияние химического состава в пределах марки стали проявляется, как правило, слабо, а в отдельных случаях вообще не проявляется. Выше приводились примеры, когда плавки стали, менее легированные, имели прокаливаемость более глубокую, чем плавки той же стали, но более легированные. Очевидно, в этих случаях действовали другие, более сильные факторы, которые затушевывали влияние колебаний химического состава, а в ряде случаев просто перекрывали его.

Величина зерна аустенита. Применяемые в настоящее время конструкционные стали, как правило, мелкозернистые. При этом колебания величины зерна не превосходят двух (редко трех) баллов. Эти колебания практически не оказывают заметного влияния на прокаливаемость.

Скорость кристаллизации. Как показано выше, этот фактор оказывает влияние на прокаливаемость. Однако это влияние проявляется через химическую микронеоднородность ликвационного происхождения. Поэтому роль скорости кристаллизации стали будет рассматриваться при обсуждении роли *химической микронеоднородности* твердого раствора. Одновременно будет рассмотрена также роль *прокатки* стали и в особенности роль условий охлаждения после окончания прокатки стали.

Условия термической обработки. Рассматривая вопрос о роли условий термической обработки на прокаливаемость стали, следует иметь в виду два момента: 1) температуру и продолжительность нагрева; 2) скорость охлаждения.

С повышением температуры нагрева под закалку и увеличением продолжительности выдержки прокаливаемость стали, как правило, увеличивается, хотя и неравномерно для различных плавок одной и той же стали.

Однако повышение температуры и удлинение выдержки ограничиваются опасностью получения крупноиглочатого мартен-

сита, что отрицательно сказывается на свойствах термически обработанной стали. Поэтому для каждой стали всегда определяют оптимальные температуры заковки и длительности нагрева.

Необходимо, однако, отметить следующее. Выбор строго постоянной температуры заковки для всех плавок стали той или иной марки нельзя считать строго оправданным. Нежелательно использование плавок, расположенных у левой границы полосы прокаливаемости, из-за их недостаточной прокаливаемости, а плавок, расположенных у правой границы этой полосы, — из-за того, что сталь этих плавок более склонна к образованию трещин при заковке.

Указанные явления, по нашему мнению, объясняются следующим.

Все плавки одной стали независимо от их фактической прокаливаемости подвергают заковке с одной температуры. В этих условиях плавки с пониженной прокаливаемостью заведомо несколько недогревают, а плавки с повышенной прока-

ливаемостью несколько перегревают, что естественно может привести к образованию трещин при заковке.

Было бы более целесообразно плавки с пониженной прокаливаемостью подвергать заковке с температуры, превышающей принятую для данной марки, а плавки с повышенной прокаливаемостью — с более низкой температуры.

Схематически это показано на рис. 96 для стали 40ХГМ. Линия *a—a* отвечает температуре заковки, принятой для стали марки 40ХГМ, линия *b—b* характеризует более правильное изменение температуры заковки в зависимости от фактической прокаливаемости стали плавок, включенных в полосу. Разумеется, пределы колебания температуры заковки должны устанавливаться экспериментально. Для этого сталь должна проходить поплавоочный контроль прокаливаемости.

Практика и приведенные выше данные показывают, что закалочная среда и скорость ее перемешивания оказывают значительное влияние на глубину заковки деталей.

На выбор закалочной среды в основном влияют величина изменения линейных размеров при заковке, величина остаточных напряжений и склонность стали к трещинообразованию. В свою очередь закалочная среда определенным образом обуславливает выбор стали.

Углеродистые стали при сечениях более 12,0—13,0 мм, как правило, закаливают в воде. По этой причине из них чаще всего изготавливают детали, для которых допустимы достаточно большие изменения размеров и которые можно закаливать с большими

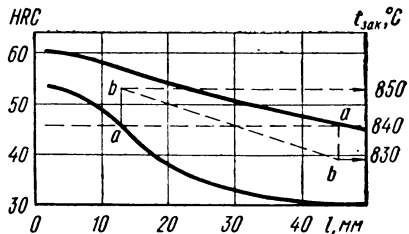


Рис. 96. Связь температуры заковки с шириной полосы прокаливаемости (схема)

скоростями охлаждения. Вместе с тем следует учитывать, что если детали из углеродистых сталей подвергаются термической обработке после механической обработки, то при закалке в воде существенные изменения их размеров и появление больших внутренних напряжений могут привести к возникновению закалочных трещин у буртиков, выточек, канавок и т. п.

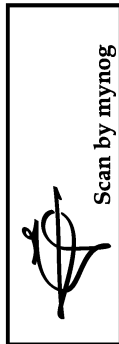
Следует учитывать, что закалка в воде дешевле закалики в масле и стали, закаливаемые в воде, дешевле сталей, закаливаемых в масле.

При выборе закалочной среды рекомендуется сначала определить максимально возможные изменения линейных размеров всех термически обрабатываемых деталей при закалке во всех закалочных средах и остановиться на том варианте, который обеспечивает такие изменения линейных размеров, которые не выходят за пределы, установленные техническими условиями. При этом величина прокаливаемости стали должна быть не больше, чем это требуется при закалке в выбранной среде.

Химическая неоднородность. Изучение факторов, оказывающих влияние на химическую микронеоднородность, очень затруднено, поскольку эти факторы взаимосвязаны. В отдельных случаях микронеоднородность, возникающая под действием одного фактора, накладывается на микронеоднородность, вызываемую действием другого. Возможность экспериментального определения степени химической микронеоднородности, связанной с действием каждого из факторов в отдельности, неодинакова.

Так, если химическая микронеоднородность ликвационного и карбидного происхождения обнаруживается весьма достоверно и сравнительно просто, то микронеоднородность, вызываемая действием внутренней адсорбции (включая и присутствие монооксида кремния), экспериментально пока не может быть выявлена, так как нет средств и методов, обладающих необходимой чувствительностью. Очень трудно экспериментально обнаружить химическую ультрамикронеоднородность, возникающую в результате взаимодействия полей напряжений дислокаций с растворенными атомами. Тем не менее, однако, уже сейчас имеются предпосылки для того, чтобы обеспечить возможность управления в определенной мере степенью развития химической микронеоднородности и, следовательно, величиной прокаливаемости.

Прежде всего на степень развития ликвации оказывает влияние скорость кристаллизации стали, связанная с массой слитка. Отсюда очевидно, что для управления прокаливаемостью следует сталь каждой марки заливать в слитки оптимального размера. Это тем более необходимо, что в практике металлургических заводов даже сталь одной и той же марки отливают в слитки, масса которых, а следовательно, и поперечное сечение колеблется в широких пределах. При прокатке таких слитков степень обжатия металла также колеблется весьма широко, что также сказывается на однородности структуры и прокаливаемости.



Таким образом, для управления прокаливаемостью необходим выбор оптимальной степени обжатия.

Как уже отмечалось, прокаливаемость высокоуглеродистой стали заметно повышается при применении непрерывной разливки. Можно полагать, что непрерывная разливка повысит прокаливаемость также конструкционных сталей. Поэтому целесообразно создание оптимальной технологии непрерывной разливки сталей различных марок.

Заслуживает внимания и разработка оптимальных режимов гомогенизации стали в процессе прокатки. Это позволит существенно повысить не только прокаливаемость стали, но, что не менее важно, ее контактную и, по-видимому, усталостную прочность.

Большое значение для управления прокаливаемостью имеет также дальнейшее развитие работ по комплексному легированию сталей.

Исходная структура. Одним из важных факторов, определяющих прокаливаемость, является структурное состояние стали перед закалкой, в частности дисперсность карбидной фазы.

Существующая точка зрения, согласно которой прокаливаемость тем глубже, чем дисперснее карбидная фаза, должна быть серьезно скорректирована. Для подшипниковых сталей ШХ15 и ШХ15СГ существует оптимальная дисперсность карбидной фазы, при которой обеспечивается максимальная прокаливаемость. Можно полагать, что и для сталей других марок справедливо это положение. Для подтверждения его необходимы дальнейшие эксперименты.

Желательно установление единых оптимальных режимов отжига стали, поскольку, как показывает опыт, они весьма существенно различаются (даже при термической обработке стали одной марки на разных заводах).

Из приведенных выше данных об экономике прокаливаемости вытекает значение такого мероприятия, как нормирование прокаливаемости стали всех марок. Оно позволит добиться стабильности технологии термической обработки стальных деталей, исключить брак по неполной закалке, повысить долговечность и надежность изделий.

Глава IV

МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Существующие методы определения прокаливаемости стали условно можно разделить на следующие группы:

- 1) методы объемной закалки образцов;
- 2) методы торцевой закалки образцов;
- 3) методы определения прокаливаемости стали по диаграммам превращения аустенита;

- 4) расчетные методы;
- 5) методы моделирования;
- 6) электромагнитные методы;
- 7) прочие методы.

1. МЕТОДЫ ОБЪЕМНОЙ ЗАКАЛКИ ОБРАЗЦОВ

Методы закалки образцов квадратного или круглого сечения. Для определения прокаливаемости углеродистых инструментальных сталей, обладающих неглубокой прокаливаемостью¹, закаленные с 760, 800 и 840° С (в воде или в 5%-ном растворе NaCl) образцы разрушают на половине их длины. Прокаливаемость определяют по виду излома [120]. Критериями прокаливаемости служат глубина мелкозернистого закаленного слоя, оцениваемого по стандартной шкале, и температура закалки, при которой появляются крупнокристаллический излом и трещины. Чем глубже мелкозернистый слой и чем выше температура закалки, при которой появляются крупнокристаллический излом и трещины, тем выше прокаливаемость стали и тем шире интервал закалочных температур.

В США для определения прокаливаемости используют цилиндрические образцы диаметром 3/4 дюйма (19 мм). Закалку производят с 790, 815 и 840° С в 10%-ном водном растворе NaCl, имеющем температуру 30—40° С. Показателем прокаливаемости является дробь, числитель которой показывает глубину закаленного слоя в 64 долях дюйма, а знаменатель — балл зерна по стандартной шкале. Этот метод, предложенный Шефердом [121], получил название P—F-характеристики (P — penetration, F — fracture).

Прокаливаемость сталей, обладающих неглубокой прокаливаемостью, можно оценивать также путем закалки серии цилиндрических образцов, длина которых в четыре раза больше диаметра. Этот метод носит название метода пробной закалки образцов. Твердость определяют вдоль одного или нескольких диаметров поперечного сечения на половине длины образца. По полученным значениям строят кривую распределения твердости по сечению образца в координатах *твердость—расстояние от центра образца*. Критерием прокаливаемости служит расстояние от поверхности до слоя с заданной твердостью или диаметр образца, закалившегося насквозь на определенную твердость.

Недостатки метода — низкая чувствительность, исключая возможность применения его для определения прокаливаемости легированных сталей, и большая трудоемкость, не позволяющая использовать его для массовых испытаний [122].

Метод Бернса, Мура и Арчера [123]. В качестве характеристики прокаливаемости предложены три числа: S—A—C, означающие S — поверхностную твердость (surface hardness), A — площадь, ограниченную кривой распределения твердости и осями координат (area), C — твердость в центре (center hardness) (рис. 97). Эти три числа дают представление о кривой распределения твердости.

Недостатки метода: он разработан только для образцов диаметром 25 мм и потому в других случаях неприменим; большая трудоемкость, обусловленная необходимостью измерения площади A с помощью планиметра или любым другим способом; числовая характеристика S—A—C не дает правильного представления о различии сталей с резкой и более плавной переходной зонами; для сравнения стали разных марок по прокаливаемости необходимо применять один и тот же масштаб построения кривых распределения твердости, что усложняет работу.

Развивая далее метод с целью его упрощения и придания ему универсальности, авторы предложили другой способ определения величины A и ввели еще один показатель — фактор прокаливаемости H.

Величина A определяется следующим образом:

$$A = 0,125 [S/2 + h_1 + h_2 + \dots + C/2],$$

где S и C — то же, что было указано ранее; h_1, h_2, \dots — промежуточные значения твердости по сечению образца (см. рис. 97).

¹ В СССР этот метод регламентируется ГОСТ 1435—74.

Фактор прокаливаемости — эмпирическая величина, учитывающая состав стали и определяемая из выражения:

$$H = [AC + 500Mn + 500(Cr - 0,05) + 100Ni + 25Cu],$$

Для изображенной на указанной схеме зависимости коэффициент K равен следующим величинам: $K_1 = 500$ для H_1 ; $K_2 = 1000$ для H_2 ; $K_3 = 2000$ для H_3 . Однако и это улучшение метода не упростило его.

Методы заковки образцов конической формы. Для определения глубины заковки сталей, обладающих пониженной прокаливаемостью, предложены образцы, имеющие форму усеченного конуса [78, 124]. При выборе размеров оснований конуса исходят из следующих положений: диаметр меньшего основания должен быть

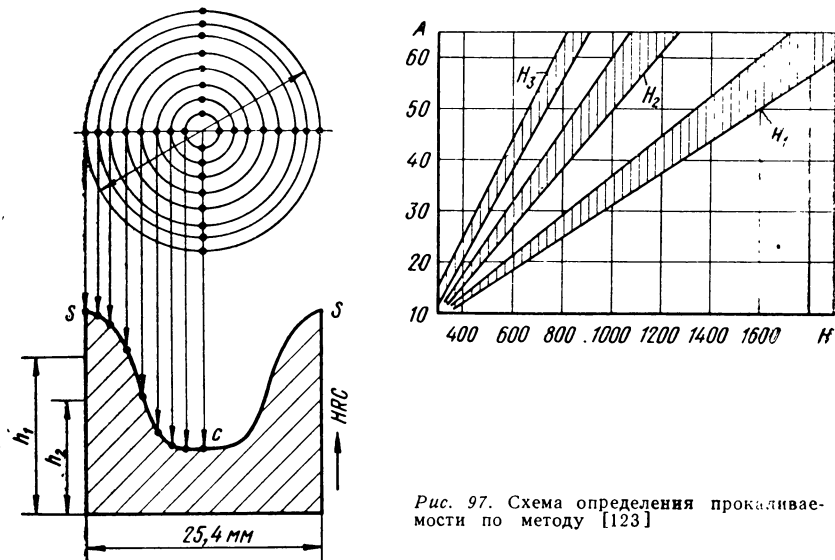


Рис. 97. Схема определения прокаливаемости по методу [123]

меньше диаметра цилиндрического образца, изготовленного из испытуемой стали и заведомо закаливающегося насквозь; диаметр большего основания, наоборот, должен существенно превышать диаметр цилиндрического образца, закаливающегося в данных условиях насквозь.

Критерием прокаливаемости служит диаметр той части конического образца, в центре которой закалка обеспечила получение заданной твердости. Закаленный образец разрезают вдоль оси и по плоскости разреза вдоль оси определяют твердость.

Опыт говорит, что в тех случаях, когда необходимо точно определить диаметр цилиндрического образца, в центре которого при закалке должна быть обеспечена наперед заданная твердость, метод заковки конических образцов не имеет себе равных. Этим окупаются, по нашему мнению, затруднения, связанные с необходимостью разрезки закаленного образца вдоль оси.

В работе [125] предложена более совершенная методика определения прокаливаемости сталей с неглубокой прокаливаемостью. Поскольку методика подробно описана в литературе [20, 125], она нами не рассматривается.

Метод заковки ступенчатых цилиндрических образцов. Предложен в работе [122] для контроля прокаливаемости легированных инструментальных сталей. Из-за ряда недостатков метод не нашел применения на практике¹.

¹ Подробно см. [20].

2. МЕТОДЫ ТОРЦОВОЙ ЗАКАЛКИ ОБРАЗЦОВ¹

Метод Джомини и Бегехольда [78, 129]. Сущность метода состоит в следующем. Струю воды направляют на торец образца и одновременно противоположный торец охлаждается воздухом. Благодаря этому торцы охлаждаются с различной скоростью. После закалки вдоль образующей путем шлифования создают две диаметрально противоположные параллельные между собой плоскости, на которых на различных расстояниях от охлаждаемого водой торца определяют твердость. Результаты определения твердости выражают графически в виде кривой прокаливаемости в координатах *твердость—расстояние от закаливаемого торца, мм*.

Рассмотренная методика определения прокаливаемости стали в СССР регламентирована ГОСТ 5657—69 [127] и получила название: «Метод испытания на прокаливаемость». Стандартом предусмотрено применение образцов длиной 100 мм и диаметром 25 мм.

Метод торцовой закалки весьма широко применяется во многих зарубежных странах: США, Англии, Японии, Франции, ФРГ, ГДР, ЧССР, ПНР, Италии, СРР, ВНР, НРБ, Швеции, СФРЮ и т. д. В этих странах, как и в СССР, метод стандартизован. Метод торцовой закалки образцов обладает рядом достоинств и потому нашел широкое применение. Он систематически развивается и дополняется. Метод и дополнения подробно изложены в литературе [1, 10, 20, 126—128, 134—140].

Необходимо отметить следующее.

В работе [71] утверждается, что «...для стали ХВГ определение прокаливаемости методом торцовой закалки стандартных образцов является непригодным...». С этим утверждением согласиться нельзя. Оно противоречит данным, имеющимся в той же работе (табл. 4 и рис. 5). Оно опровергается также результатами работы [10], в которой проведены широкие исследования прокаливаемости стали марки ХВГ рассматриваемым методом.

3. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ ПО ДИАГРАММАМ ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА

Установлено, что между термокинетической диаграммой превращения стали и графиком ее прокаливаемости, полученным при торцовой закалке, существует связь, обусловленная тем, что диаграмму и график строят при непрерывном охлаждении [1, 9, 142]. Поэтому термокинетические диаграммы позволяют дать как качественную, так и количественную оценку устойчивости аустенита, в то время как диаграммы изотермического превращения — только качественную.

С помощью термокинетических диаграмм можно определить продолжительность охлаждения при закалке, необходимую для получения той или иной структуры, результаты торцовой закалки (без закалки образца), распределение твердости по сечению цилиндрического изделия из стали.

Принято различать: критическую продолжительность охлаждения, обеспечивающую полную закалку на мартенсит K_M ; закалку на полумартенситную структуру K_{50} ; появление первых порций феррита K_F ; полное превращение в перлитной области K_P .

Определение критической продолжительности охлаждения стали при закалке. Установлено, что результаты закалки практически определяются продолжительностью охлаждения стали в интервале 800—500° С [9, 142]. Тогда, очевидно, что проекции точек пересечения кривых охлаждения с линией температуры 500° С термокинетической диаграммы на ось времени покажут соответствующие продолжительности охлаждения от 800 до 500° С. Образующиеся при той или иной скорости охлаждения структуры и их количественные соотношения будут определяться диаграммой превращения и скоростью охлаждения, т. е. взаимным

¹ Впервые метод торцовой закалки предложил Н. Т. Гудцов в 1924 г. [1].

расположением линий диаграммы и графиков скоростей охлаждения. Так, если охлаждать сталь, термокинетическая диаграмма которой представлена на рис. 98, со скоростью, указанной кривой *I*, то в структуре закаленной стали будет содержаться 2% троостита и 98% мартенсита. Твердость такой структуры составит HRC 55. Если ту же сталь охладить со скоростью *II*, то в структуре после закалки будет 75% троостита и лишь 25% мартенсита. Твердость такой стали будет равна HRC 34.

Проектируя точки пересечения скоростей охлаждения *I* и *II* с прямой, соответствующей температуре 500° С, на ось времени, получим продолжительность охлаждения (при закалке), при которой закаленная сталь будет иметь ука-

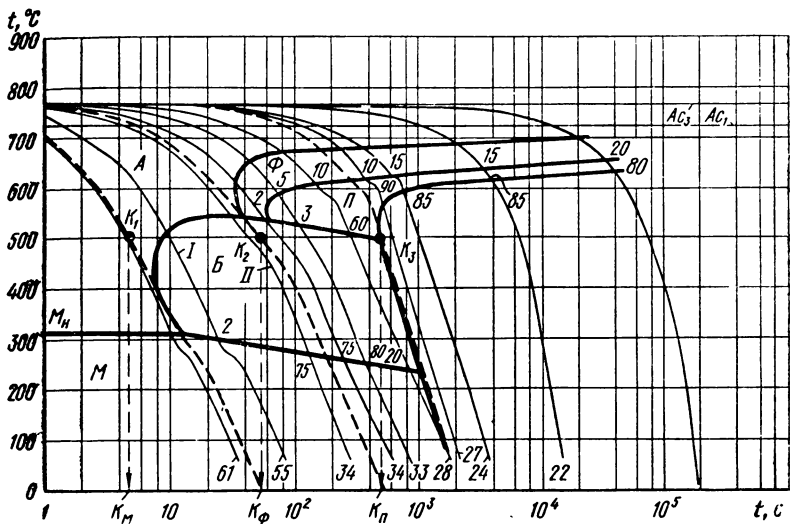


Рис. 98. Термокинетическая диаграмма превращения стали (0,48% С; 0,28% Si; 1,67% Mn; 0,10% V). Температура аустенитизации 870° С [9]

занную структуру. В данном случае это 10 и 45 с. Таким образом, задаваясь структурой, которую желательно получить в закаленной стали, с помощью термокинетической диаграммы можно заранее выбрать оптимальные условия охлаждения.

Пусть, например, необходимо закалить ту же сталь целиком на мартенсит. В этом случае сталь следует охлаждать с такой скоростью, при которой промежуточного превращения вообще не наступит. На рис. 98 кривая такого охлаждения (пунктирная) проведена так, что почти касается линии начала промежуточного превращения (но не сливается с ней). Эта кривая пересекает линию температуры 500° С в точке K_1 , проекция которой на ось времени и дает критическую продолжительность охлаждения — K_M . Таким же образом находят и K_{50} , K_Φ и K_P .

В табл. 19 приводятся соответствующие значения K_M , K_{50} , K_Φ и K_P для некоторых промышленных сталей [9]. Эти данные не следует рассматривать как относящиеся к сталям указанных в таблице марок. Выше указывалось, что термокинетические диаграммы, как и изотермические, для различных плавков одной стали могут существенно различаться. Поэтому могут также различаться (и действительно различаются [9]) значения критической продолжительности охлаждения различных плавков одной марки.

Значения продолжительности охлаждения от 800 до 500° С для получения любой структуры (в том числе и K_M , K_{50} , K_Φ и K_P) можно определить также с помощью образца торцевой закалки.

Состав сталей и соответствующие критические продолжительности охлаждения.

Марка стали	Содержание элементов, %								Критическая продолжительность охлаждения, с			
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W	K_M	K_{50}	K_Φ	K_Π
45	0,44	0,22	0,66	0,15	—	—	0,02	—	1,5	4	2,2	14
35X	0,35	0,23	0,65	1,11	0,05	0,23	—	—	8	40	50	230
36X2	0,36	0,25	0,49	1,54	0,03	0,21	—	—	11	42	50	500
40X	0,44	0,22	0,80	1,04	0,04	0,26	—	—	8	40	43	270
25XM	0,22	0,25	0,64	0,97	0,23	0,38	—	—	1,7	50	23	1 150
30XM	0,30	0,22	0,64	1,01	0,24	0,11	—	—	2,2	15	30	900
40XM	0,38	0,23	0,64	0,99	0,16	0,08	—	—	3,8	36	29	600
50XM	0,50	0,32	0,80	1,04	0,24	0,11	—	—	24	200	650	2 200
15XH	0,13	0,31	0,51	1,50	0,06	1,55	—	—	1	8,5	30	2 100
18X2H2	0,16	0,31	0,50	1,95	0,03	2,02	0,01	—	12	32	200	16 000
16XГ	0,16	0,22	1,12	0,99	0,02	1,12	0,01	—	1,4	14	13	770
25XГФ	0,24	0,21	1,06	0,79	0,02	0,18	0,10	—	1,5	13	10	210
45XГФ	0,44	0,26	0,75	1,70	0,08	0,17	0,09	—	50	350	400	500
50XГФ	0,47	0,35	1,04	1,20	0,05	0,05	0,12	—	24	320	210	590
30XH2M	0,30	0,24	0,46	1,44	0,37	2,06	—	—	30	600	580	50 000
30X3B9Ф	0,28	0,11	0,36	2,57	0,03	0,04	0,35	8,88	21	34	1 100	200 000
30X3B5Ф	0,28	0,16	0,39	2,35	0,06	0,06	0,53	4,10	21	34	4 300	23 000
40XMBФ	0,39	0,58	0,45	1,45	0,47	0,13	0,70	0,55	13	57	380	9 500
40X5CMФ	0,39	0,94	0,48	5,53	0,87	0,04	0,48	—	3400	13 000	3 400	42 000
45XГМФ	0,43	0,27	0,75	1,31	0,72	0,11	0,23	—	40	230	8 000	90 000
38CG	0,38	1,37	0,79	0,16	—	0,16	0,01	—	1,4	10	14	30
70CG	0,73	1,62	0,73	0,10	—	0,12	0,01	—	9,5	28	10	36
38CG	0,38	1,05	1,14	0,23	—	—	0,02	—	2,2	18	5	58
40XГФ	0,43	0,28	1,67	0,32	0,03	0,11	0,10	—	5	35	55	500
50XГНМФ	0,52	0,19	0,66	1,23	0,45	1,59	0,11	—	180	2 100	14 000	65 000

Для этой цели определяют расстояние от охлажденного торца до зоны с заданной структурой. Затем, зная это расстояние, по рис. 99 находят соответствующую критическую продолжительность охлаждения. Для удобства работы на график прокаливаемости можно нанести шкалу продолжительности охлаждения различных точек образца в зависимости от их расстояния от торца.

Результаты торцевой закалки определяют следующим образом.

На каждую термокинетическую диаграмму нанесены кривые охлаждения при различных скоростях, обеспечивающих закалку на определенную твердость, которая всегда обозначена в конце соответствующих кривых. Проектируя точки пересечения всех кривых охлаждения с линией 550°С на ось абсцисс, находят продолжительность охлаждения для каждой кривой, т. е. для зон с соответствующей твердостью. По найденным значениям продолжительностей охлаждения с помощью кривой, приведенной на рис. 99, находят расстояния от охлаждаемого торца до точки, закаленной на твердость, соответствующую определенной кривой охлаждения. По этим данным строят график прокаливаемости стали. Используя этот график методом, изложенным в работах [20, 78, 129], можно построить график распределения твердости по сечению цилиндрического тела и таким образом получить данные о распределении прочности по его сечению.

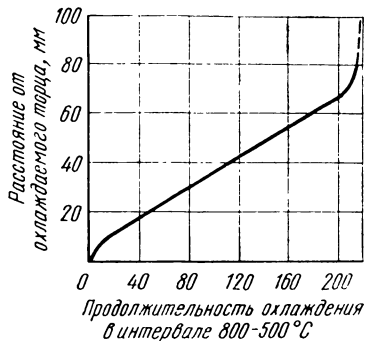


Рис. 99. Зависимость продолжительности охлаждения в интервале 800—500°С от расстояния от охлаждаемого торца [142]

4. РАСЧЕТНЫЕ МЕТОДЫ

Неоднократно предпринимались попытки разработать эмпирические формулы, которые позволили бы рассчитывать прокаливаемость стали по ее составу и величине зерна [129, 144, 167].

В основе методов лежат следующие допущения:

влияние того или иного элемента, входящего в состав стали, на ее прокаливаемость может быть оценено некоторым постоянным коэффициентом;

влияние каждого элемента не зависит от присутствия других элементов.

Исходя из этих допущений, авторы работ [123, 144, 167] считают, что результирующее влияние всех элементов может быть выражено в виде простой алгебраической суммы произведений коэффициентов на содержание (в процентах) соответствующего элемента¹.

Из сказанного выше очевидно, что упомянутые допущения совершенно не обоснованы. Поэтому методы коэффициентов не могут давать надежных результатов по определению прокаливаемости, что подтверждается данными, приведенными выше, а также результатами других работ [20, 143]. В связи с изложенным указанные методы не рассматриваются.

5. МЕТОДЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ

Метод программированного моделирования [143]. Создан в связи с необходимостью знать распределение механических свойств по сечению крупных поковок (диаметром 1200 мм и более).

В предварительно нагретую до заданной температуры печь, имеющую малую тепловую инерцию, закладывают образцы. Вблизи образцов располагают горячие

¹ Эти методы иногда называют методами сложения коэффициентов.

спай термопар. После прогрева образцов печь охлаждают по заданной программе с помощью электронного устройства. Скорость охлаждения программируют таким образом, чтобы она соответствовала скорости охлаждения соответствующей зоны (центр, $\frac{2}{3} R$, $\frac{1}{3} R$ от поверхности) поковки. По окончании охлаждения образцы извлекают из печи и исследуют. Прокаливаемость определяют по изменению свойств стали по сечению поковки. Если, например, при изучении образцов, охлаждавшихся со скоростью охлаждения центра сечения поковки диаметром 1200 мм, было установлено, что структура их состоит из 50% мартенсита и 50% троостита, то, следовательно, для данной стали критический диаметр равен 1200 мм.

На практике применительно к крупным поковкам изучают не только распределение твердости по их сечению (или по сечению образцов, моделирующих условия охлаждения поковок), но, главным образом, механические свойства, значения которых позволяют оценить характер распределения механических свойств.

Способ программированного моделирования дает возможность достаточно надежно установить распределение механических свойств по сечению будущей поковки (еще до ее создания), имея в своем распоряжении сравнительно небольшое количество сплава данной марки и таким образом выбрать оптимальный состав.

Метод программированного моделирования очень универсален. Используя его, можно моделировать закалку в различных средах, в двух средах, ступенчатую закалку, нормализацию, различные режимы и виды отжига и т. д. Опыт его применения подтвердил хорошее совпадение лабораторных данных с производственными.

Метод С. И. Сахина и В. М. Ветрова [146]. Имея определенные достоинства, метод обладает в то же время весьма существенными недостатками, вследствие чего не получил применения на практике и поэтому нами не рассматривается.

Метод Розе и Радемахера [9]. С целью расширения диапазона скоростей охлаждения в области малых скоростей Розе и Радемахер применили способ

увеличения массы торцевого образца со стороны, противоположной охлаждаемому торцу. Для этой цели они использовали коническую насадку 2 (рис. 100) из нержавеющей стали, надеваемую на конец образца 1, противоположный охлаждаемому водой. Для выравнивания температуры при нагреве на выступающую из конической насадки часть образца этой части равна 40 мм надевают втулку 3. В отверстие диаметром 5,2 мм, имеющееся в конической насадке, вводят термопару для контроля подогрева образца. После подогрева образца сборку извлекают из нагревательного устройства, втулку 3 снимают с образца, а образец вместе с насадкой 2 устанавливают на закалочное приспособление, где торцы выступающей части образца охлаждают струей воды так же, как при торцевом методе. График прокаливаемости строят по обычной методике.

На расстояниях до 20 мм от торца, охлаждаемого водой, скорости охлаждения совпадают со скоростями охлаждения, наблюдаемыми при использовании метода торцевой закалки. На больших расстояниях скорость охлаждения становится меньше, чем при обычной закалке. Так, на расстоянии, равном 80 мм, скорость охлаждения примерно в два раза меньше, чем на таком же расстоянии в случае обычного торцевого образца.

Метод Этиенне и Шеепенса [147]. При этом методе для замедления скорости охлаждения образца применено специальное приспособление (рис. 101).

Приспособление 1, изготовленное из бетона, состоит из цилиндрической и конической частей, составляющих единое целое. Вдоль оси приспособление имеет вертикальный канал диаметром 10 мм, в который вставлена трубка 2 из нержа-

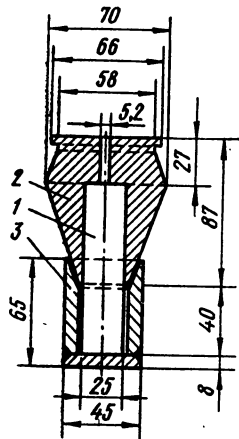


Рис. 100. Схема сборки образца для определения прокаливаемости по методу [9]: 1 — образец; 2 — насадка; 3 — втулка

вещи стали длиной 127 мм с внутренним диаметром 5,2 мм. В трубку помещают образец 3 диаметром 5,2 мм и длиной 135 мм. Порядок проведения эксперимента следующий. Сначала в печи прогревают до температуры заковки бетонный конус, после прогрева в него вставляют образец, а затем образец (и приспособление) вновь выдерживают в печи в течение 30 мин. По окончании выдержки приспособление с образцом извлекают из печи и на конец образца насаживают кольцо 4, через которое течет проточная вода. Охлаждение водой продолжается 3 ч. График прокаливается строят по обычной методике.

Метод может быть применен для определения прокаливаемости низколегированных, среднелегированных и высоколегированных сталей. Недостаток его — низкая производительность, обусловленная большой длительностью охлаждения образца.

6. ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ МЕТОДЫ

В литературе имеются сведения о двух таких методах: методе М. В. Дехтяра и его сотр. [148] и о методе Поста и его сотр. [149].

Поскольку оба метода практически не вышли за пределы лабораторных испытаний, они не рассматриваются.

7. ПРОЧИЕ МЕТОДЫ

Метод объемной заковки образцов-шайб. В работе [71] применяли образцы-шайбы толщиной 12—15 мм для проверки прокаливаемости сталей ШХ15, 9ХС и ХВГ. Образцы-шайбы закаливали в масле с 850, 880 и 840° С соответственно. Во всех случаях эти образцы имели один и тот же размер, хотя прокаливаемость указанных сталей по торцевой пробе различалась весьма существенно.

Использование образцов одинаковых размеров не позволяет выявить различий торцевой прокаливаемости. Так, практически равной оказалась поверхностная твердость, определенная на образцах-шайбах из сталей ШХ15 и 9ХС ($HRC\ 62 \div 63,3$ и $HRC\ 62,6 \div 63,8$ соответственно), хотя торцевая прокаливаемость первой стали была в два раза ниже (3—7 мм по сравнению с 8—14 мм для стали 9ХС). Это свидетельствует о необходимости весьма строгого подхода к выбору размеров образцов-шайб.

В целом же этот метод может быть рекомендован для применения как технологическая проба. Выбор оптимальных размеров образцов-шайб должен быть основан на результатах торцевой заковки.

Метод ступенчатой заковки образцов малого размера [10]. Образец малого размера нагревают при температуре заковки, приемлемой для данной стали. После аустенитизации образец переносят в ванну соответствующего состава, имеющую температуру минимальной устойчивости переохлажденного аустенита данной стали.

Длительность изотермической выдержки образца при этой температуре должна быть равна продолжительности охлаждения интересующего места сечения изделия от температуры заковки до температуры минимальной устойчивости аустенита. После изотермической выдержки образец закаливают в воде (или водных растворах). Если после такой обработки твердость образца будет такой, какую должно иметь изделие после заковки, то это означает, что сталь обладает необходимой прокаливаемостью и будет обеспечена требуемая твердость в опас-

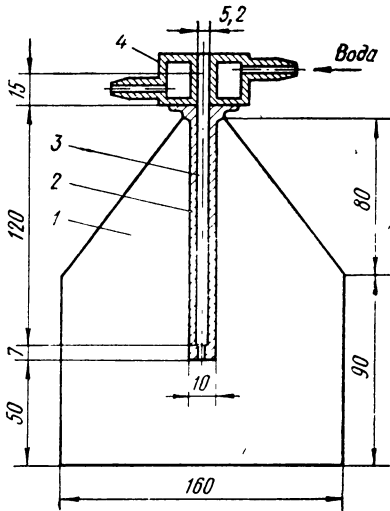


Рис. 101. Схема приспособления для заковки образцов по методу [147]

ном сечении. Авторы разработали номограммы для определения продолжительности охлаждения различных зон сечений закаливаемых изделий.

Для определения прокаливаемости стали, имеющей два минимума устойчивости переохлажденного аустенита, рекомендуется испытывать два образца с изотермическими выдержками при соответствующих температурах минимальной устойчивости. Если оба образца после изотермической выдержки и охлаждения в воде приобретут заданную твердость, то очевидно, что такая сталь обладает необходимой прокаливаемостью.

Применение метода основано на предварительном построении диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита, что является его недостатком, так как далеко не для всех марок эти диаграммы имеются.

Метод Ятцека [167]. Этот метод основан на применении номограммы (рис. 102), с помощью которой на основании графиков прокаливаемости, пост-

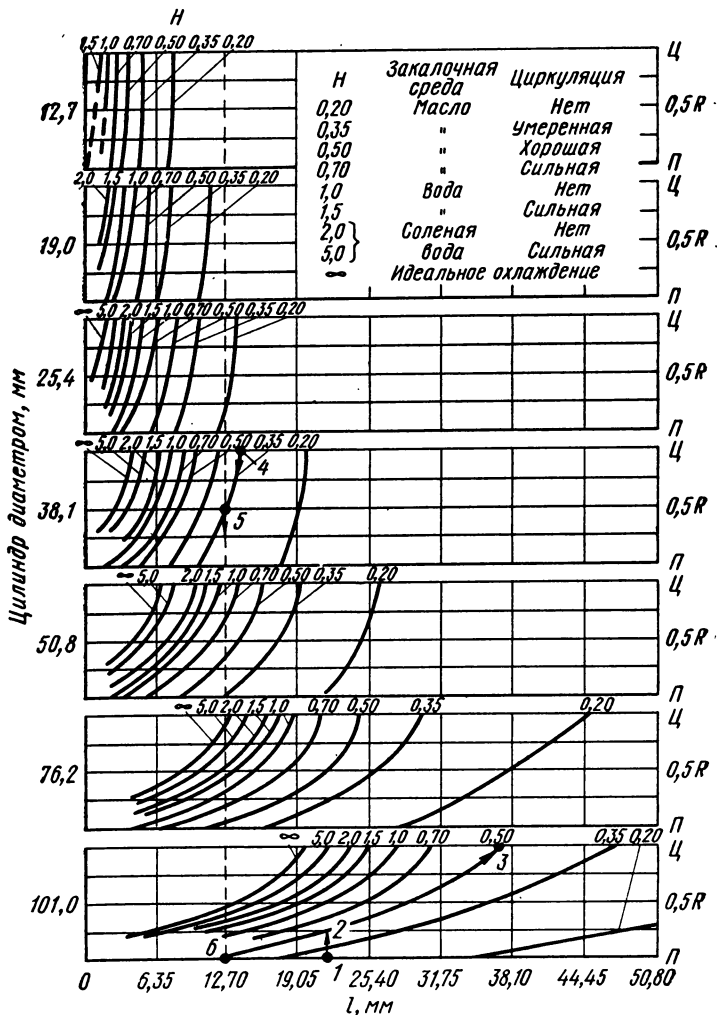


Рис. 102. Номограмма прокаливаемости:

H — интенсивность охлаждения; Ц — центр; П — поверхность

роенных по результатам торцевой пробы (ГОСТ 5657—69), решается ряд практических задач.

З а д а ч а 1. Цилиндрический стержень диаметром 100 мм из стали 40ХНА должен быть закален так, чтобы твердость HRC 40 была на глубине $0,25R$ от поверхности. При этом торцевая проба показала, что твердость HRC 40 находится на расстоянии, равном 22 мм от охлаждаемого водой торца. Требуется определить интенсивность охлаждения (H) при закалке.

На нижнем графике диаграммы находим $l = 22$ мм от охлаждаемого торца (точка 1). Из точки 1 восстанавливаем перпендикуляр до пересечения с горизонталью $0,25R$ (точка 2). В этой точке горизонталь $0,25 R$ пересекается с кривой, соответствующей интенсивности охлаждения $H = 0,50$ (точка 3). Следовательно, интенсивность охлаждения при закалке $H = 0,50$ (масло с хорошей циркуляцией).

З а д а ч а 2. Нужно изготовить цилиндрический стержень диаметром 38 мм. После закалки на глубине $0,25R$ от поверхности должна быть обеспечена твердость HRC 42. Цех имеет закалочный агрегат, в котором масло циркулирует умеренно ($H = 0,35$). Требуется подобрать марку стали для изготовления стержня.

На верхней линии диаграммы $d = 38,1$ мм находим интенсивность охлаждения $H = 0,35$ (точка 4). По графику $H = 0,35$ находим его пересечение с горизонталью $0,25R$ (точка 5). Далее опускаем перпендикуляр на ось расстояний и видим, что $l = 12,7$ мм (точка 6).

Следовательно, для изготовления детали необходимо применить наименее легированную сталь, на графике прокаливаемости которой твердость HRC 42 находится на расстоянии $\geq 12,7$ мм от закаливаемого торца.

С помощью указанной диаграммы и графика прокаливаемости можно построить распределение твердости по сечению закаливаемой детали, т. е. распределение прочностных характеристик.

8. РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ВЫБОРУ МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Применяемые в промышленности стали по величине прокаливаемости нами условно разделены на следующие три группы.

Г р у п п а 1 — стали, обладающие неглубокой прокаливаемостью. К этой группе отнесены стали, верхняя критическая скорость закалки которых $350^\circ C/c$. Характерный признак таких сталей — малое критическое расстояние. На торцовом образце оно обычно не превышает $2,5—3,0$ мм.

Г р у п п а 2 — стали, обладающие средней прокаливаемостью. К этой группе отнесены стали, верхняя критическая скорость закалки которых находится в пределах $35—350^\circ C/c$. Критическое расстояние на торцовом образце из этих сталей колеблется примерно от $3,5$ до $50,0$ мм.

Г р у п п а 3 — стали, обладающие глубокой прокаливаемостью. К этой группе отнесены стали, верхняя критическая скорость закалки которых не превышает $35^\circ C/c$.

На основании анализа различных методов определения прокаливаемости можно дать следующие рекомендации по их применению.

Для стали группы 1:

1. Для инструментальной стали в заводских условиях (плавочный контроль) следует применять метод закалки образцов квадратного сечения с последующим разрушением (ГОСТ 1435—74).

2. Для исследовательских целей, независимо от стали, следует применять:

1) метод торцевой закалки (ГОСТ 5657—69) с измерением твердости на твердомере с алмазной пирамидой; при этом для перемещения образца на расстояния, составляющие доли миллиметра, следует использовать специальные приспособления, имеющие ходовой винт; чтобы растянуть шкалу расстояний от охлаждаемого торца, на графике прокаливаемости рекомендуется по оси расстояний от охлаждаемого водой торца пользоваться логарифмической шкалой;

2) метод М. Е. Блантера, К. П. Корягина, О. В. Мартишина и А. Г. Галова [125].

Для сталей группы 2 во всех случаях следует применять метод торцевой закалки (ГОСТ 5657—69); при необходимости можно использовать номограммы М. Е. Блантера [1, 131], М. Е. Блантера и А. А. Гольденберга [1] и Е. И. Малинкиной и В. Н. Ломакина [10].

При применении метода торцевой закалки для анализа полученных результатов следует использовать термокинетические диаграммы, позволяющие во многих случаях более глубоко изучить явления, протекающие в стали при закалке. Термокинетические диаграммы для значительного числа марок приведены в работах [9, 15, 16].

В качестве технологической пробы можно применять метод закалки образцов-шайб. Однако размер образцов-шайб во всех случаях должен быть выбран на основе метода торцевой закалки (ГОСТ 5657—69).

Для стали группы 3 следует отдать предпочтение методу программированного моделирования [143]. При невозможности его использовать можно применять один из следующих методов: Этиенне и Шеепенса [147], А. Л. Немчинского [134], метод А. Г. Онисимова и П. Д. Багудина [135] или метод Л. И. Готлиба и Н. И. Буровой [137].

Для оценки прокаливаемости вновь разрабатываемой стали для крупных поковок рекомендуется также применять метод программированного моделирования.

Глава V

ПОСТРОЕНИЕ ПОЛОС ПРОКАЛИВАЕМОСТИ И ИХ ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ

1. ПОСТРОЕНИЕ ПОЛОС ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Для построения полосы прокаливаемости с достаточной для практики степенью надежности необходимо испытать на прокаливаемость не менее 140—150 плавок стали каждой марки [150].

Для каждой марки стали строят единую полосу независимо от числа заводов, выплавляющих сталь.

Испытанию на прокаливаемость подвергают сталь нескольких заводов (не менее 30—35 плавков каждого завода).

Пробы металла, из которых будут изготовлены образцы для испытания на прокаливаемость, следует отбирать с соблюдением ограничений, накладываемых математической статистикой. Выборка экспериментальных данных о прокаливаемости стали должна быть извлечена (т. е. составлена) в разбивку в пространственном и временном смыслах [151]. Это значит, что плавки должны быть выплавлены на различных заводах (таким образом соблюдается ограничение об извлечении выборки в разбивку в пространственном смысле) и в течение достаточно длительного времени (этим соблюдается ограничение об извлечении выборки в разбивку во временном смысле).

Соблюдение первого условия необходимо для того, чтобы учесть неизбежно существующую на заводах разницу в технологии выплавки и последующей обработки стали. Соблюдение второго условия диктуется необходимостью учесть возможные колебания технологии на данном заводе. Эти колебания могут быть вызваны различными причинами (например, изменениями в условиях подбора шихты, сменой плавильного агрегата и т. п.).

Составив таким образом частные выборки (т. е. таблицы результатов испытаний на прокаливаемость стали каждого завода в отдельности), еще до объединения их в единую выборку (т. е. до составления так называемой генеральной выборки) необходимо убедиться в том, что частные выборки однородны, т. е. доказать известную в математической статистике гипотезу об однородности выборок. Для доказательства этой гипотезы можно воспользоваться критерием А. Н. Колмогорова [151]¹.

Кроме того, согласно требованиям математической статистики, генеральная выборка может быть составлена при условии, если частные выборки подчиняются закону нормального распределения.

Опыт показывает, что это условие практически выполняется: плавки стали по величине прокаливаемости распределяются по нормальному закону.

Таким образом, чтобы построить полосу прокаливаемости, необходимо:

- отобрать пробы металла для изготовления образцов;
- изготовить образцы;
- испытать образцы по принятому режиму;
- подготовить соответствующую плоскость на образцах для измерения твердости;
- измерить твердость на определенных расстояниях от закаленного торца;

¹ Пример доказательства см. в работе [20].

построить графики (полосы) прокаливаемости стали каждого завода в отдельности;

проверить гипотезу об однородности частных выборок;

построить объединенную полосу прокаливаемости для всех испытанных плавок стали.

На рис. 103 приведен в качестве примера начальный участок полосы прокаливаемости стали ШХ15, построенной по результатам испытания 150 плавок. В верхней части полосы дан график частотного распределения плавок по величине прокаливаемости.

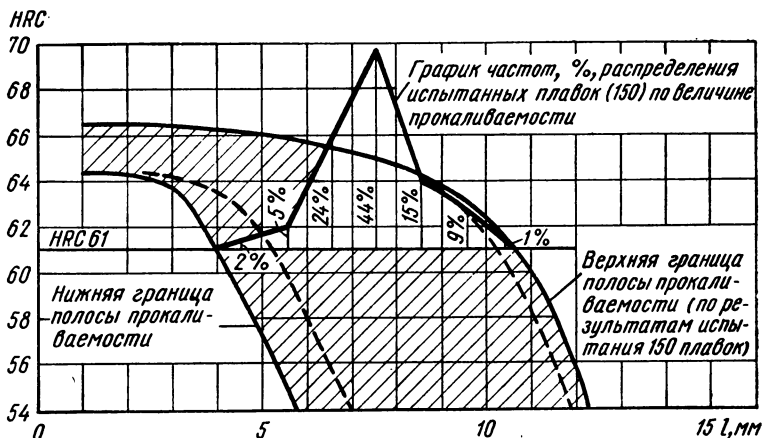


Рис. 103. Начальный участок полосы прокаливаемости стали ШХ15

Однако построенная таким образом полоса прокаливаемости не пригодна для практического использования. Дело в том, что такая полоса включает все 150 плавок, имеющих прокаливаемость от 4,0 до 10,7 мм.

Известно, что одной из важнейших задач построения полос прокаливаемости сталей является исключение из применения плавок с очень низкой и очень высокой прокаливаемостью, т. е. нормирование прокаливаемости.

Следовательно, из полосы, построенной так, как указано выше, должны быть исключены плавки с очень низкой и с очень высокой прокаливаемостью. Для этого отбрасывают 3—4% плавок, имеющих низкую прокаливаемость, и такое же количество плавок, обладающих высокой прокаливаемостью [21, 23, 81, 129, 152]. Возможны, конечно, случаи, когда целесообразно отсеять либо только плавки с очень низкой прокаливаемостью, либо только плавки с очень глубокой прокаливаемостью. Однако во всех случаях нормирования полоса прокаливаемости должна быть уже полосы марочной прокаливаемости.

На рис. 103 штриховыми кривыми показано примерное положение полосы после исключения 3% плавок с низкой прокаливаемостью и 3% — с высокой. Это и есть нормированная полоса прокаливаемости данной стали.

Некоторые методические указания по построению полос прокаливаемости. При экспериментальном определении прокаливаемости необходимо принимать меры, предотвращающие появление ошибок.

Практика показывает, что основными источниками ошибок при использовании торцового метода являются:

неправильно выбранные температуры нагрева и выдержки при нагреве стали;

неравномерная температура по объему рабочего пространства печи, в которой нагревают образцы;

неполное удаление обезуглероженного слоя с поверхности образца при шлифовании плоскостей для измерения твердости;

грубая шлифовка плоскости, шлифовка без обильного охлаждения, в результате чего появляются ожоги, снижающие твердость и, следовательно, прокаливаемость стали;

плохая установка образца на плоскости стола твердомера при изменении твердости.

При выборе длительности нагрева важно точно определить время, необходимое для прогрева образцов до принятой температуры. Для этого следует использовать термопару, вмонтируя ее в образец так, чтобы рабочий спай был расположен строго по оси образца на половине его высоты.

Образцы необходимо нагревать в печах, имеющих достаточно большие размеры рабочего пространства и равномерную температуру. Лабораторные муфельные печи для этой цели использовать не следует. Они не обеспечивают равномерного прогрева образцов, что приводит к искажению результатов определения прокаливаемости стали.

Иногда образцы нагревают не в стальном стакане с крышкой, а в поддоне, на дно которого насыпают древесный уголь. В этом случае на цилиндрической поверхности образцов образуется слой окалины и, кроме того, происходит обезуглероживание поверхностных слоев металла образца. Наличие обезуглероженного (или обедненного) слоя искажает результаты определения твердости стали. Поэтому такой слой необходимо полностью удалять шлифованием.

При шлифовании образцов за каждый проход следует снимать слой по возможности минимальной толщины (особенно при последних 3—4 проходах), обязательно используя обильное охлаждение, чтобы не получить ожогов, снижающих прокаливаемость. Для выявления ожогов шлифованную поверхность образцов следует протравить водным раствором азотной кислоты. Образцы, на шлифованных плоскостях которых обнаруживают пятна ожогов, перешлифовывают.

При определении твердости образец тщательно устанавливают на стол твердомера, поверхность которого предварительно протирают. Плоскость образца должна плотно прилегать к плоскости твердомера.

Судить о том, насколько правильно построен график прокаливаемости для каждой испытанной плавки, позволяют следующие два признака.

1. Твердость стали в непосредственной близости к охлаждаемому водой торцу образца практически характеризует ее закаливаемость. Следовательно, если эксперимент проведен правильно,

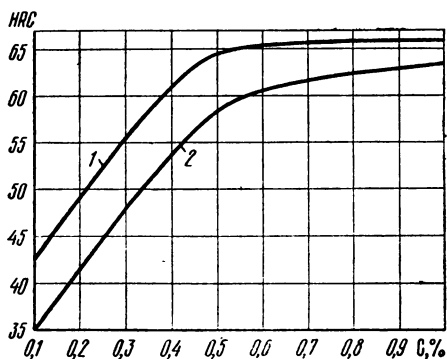


Рис. 104. Твердость начальной части образцов прокаливаемости в зависимости от содержания углерода в стали:

1 — максимальное; 2 — минимальное значение твердости

то твердость этой части образца должна иметь значение, точно определенное для стали данной марки.

Значения твердости в зависимости от содержания в стали углерода, определенные нами на основании обработки большого количества экспериментальных данных, приводятся в виде полосы на рис. 104.

Пусть, например, твердость у торца образца из стали, содержащей 0,45% С, после закалки равна HRC 53. В соответствии с рис. 104 минимальная закаливаемость такой стали равна HRC 56. Следовательно, эксперимент был проведен неправильно и потому его следует повторить.

2. Если прокаливаемость определяли тщательно (осторожная шлифовка плоскостей для замера твердости, тщательное определение твердости), то график ее для каждого отдельного образца имеет вид плавной кривой. При небрежном определении твердости и особенно при небрежной шлифовке плоскостей твердость в различных точках образца резко колеблется. В результате на более удаленных от торца расстояниях она может быть выше, чем на расстояниях, более близких. Эти колебания более заметны и наблюдаются чаще у закаленного торца, т. е. в зоне максимальной твердости. Как правило, это явление связано с небрежной шлифовкой, вызвавшей возникновение ожогов на плоскости для определения твердости. Таким образом, чередующиеся участки падения и повышения твердости свидетельствуют о нарушениях методики, допущенных при испытаниях, и потому подобные кривые должны быть проверены или исключены из рассмотрения как сомнительные.

2. ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛОС ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Способы задания требований по прокаливаемости. В соответствии с ГОСТ 5657—69 [127] требования по прокаливаемости в конструкторской или технологической документации могут быть заданы одним из следующих способов.

1. По максимальной или минимальной твердости на определенном расстоянии от охлаждаемого водой торца, которое эквивалентно точке сечения изделия, интересующего конструктора. Это требование записывается так

$\Pi \frac{HRC}{l}$. На рис. 105 оно обозначено точками 1 или 1'. Из данных рисунка следует, что необходимо обеспечить твердость HRC 60 (максимальная) или HRC 46 (минимальная) на расстоянии 15 мм от охлаждаемого торца, что должно быть записано в следующей форме: $\Pi \frac{60}{15}$ или $\Pi \frac{46}{15}$.

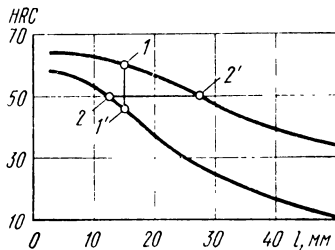


Рис. 105. Способы задания требований по прокаливаемости по ГОСТ 5657—69

2. По минимальному и максимальному значению твердости на заданном расстоянии от охлаждаемого водой торца, эквивалентного точке сечения изделия, интересующего конструктора. Это требование записывается так: $\Pi \frac{46:60}{15}$. На рис. 105 оно обозначено точками 1—1'. Указанная запись означает, что необходимо обеспечить твердость в пределах от HRC 46 до HRC 60 на расстоянии 15 мм от охлаждаемого водой торца. Это требование следует понимать таким образом, что на всех торцовых образцах стали данной марки на расстоянии, равном 15 мм от охлаждаемого водой торца, твердость должна находиться в заданном пределе (от HRC 46 до HRC 60).

3. По минимальному и максимальному расстоянию от охлаждаемого водой торца образца до сечения с определенной твердостью, эквивалентной твердости сечения изделия, интересующего конструктора. Требование записывается следующим образом:

$\Pi \frac{50}{12,5:27,5}$. На рис. 105 оно обозначено точками 2—2' и означает, что необходимо обеспечить твердость HRC 50, которая на различных торцовых образцах из стали одной и той же марки должна находиться на расстоянии от 12,5 до 27,5 мм.

4. По величине минимального значения твердости на разных расстояниях от охлаждаемого торца. На рис. 105 это требование обозначено точками 2 и 1'. Записывается это требование так: $\Pi \frac{50}{12,5}$, $\Pi \frac{46}{15}$. Такое требование означает, что на расстоянии от 12,5 до 15,0 мм от охлаждаемого водой одного и того же об-

разца твердость должна колебаться в пределах от *HRC* 46 до *HRC* 50.

5. По величине максимального значения твердости на разных расстояниях от охлаждаемого водой торца. На рис. 105 это требование обозначено точками 1—2'. Записывается требование так $P \frac{60}{15}$, $P \frac{50}{27,5}$. Это означает, что на одном и том же торцовом образце на расстоянии от 15 до 27,5 мм от охлаждаемого водой торца твердость должна находиться в указанных пределах.

Опыт применения стали с учетом требований по прокаливаемости свидетельствует о том, что основным критерием выбора стали является минимальное значение прокаливаемости. Именно это значение служит надежной гарантией того, что выбранное максимальное сечение изделия закалится на заданную твердость.

При этом следует учитывать, что максимальная прокаливаемость определяет склонность изделий к изменению размеров и образованию трещин. Эта опасность тем больше, чем выше содержание углерода в стали.

Хорошо известно, что такие свойства, как прочность и пластичность, определенным образом связаны с твердостью стали [152]. Установлено также, что любая термически обрабатываемая стальная деталь обладает наивыгоднейшим сочетанием свойств прочности и вязкости только в том случае, если отношение ударной вязкости к пределу прочности при растяжении максимальное [152], а такое отношение, как показывает практика, наблюдается только при закалке стали на мартенсит [152].

Таким образом, для правильного научно обоснованного выбора стали конструктор и технолог должны знать распределение по сечению изделий как прочностных свойств, так и структуры, образующейся в результате термической обработки стальной детали. О структуре в любой точке поперечного сечения стальной детали после закалки с достаточной для практики степенью надежности можно судить по значению твердости.

Следовательно, эта задача практически сводится к установлению распределения твердости по сечению детали¹, что, как указывалось ранее, можно осуществить по данным торцовой закалки, т. е. с помощью полос прокаливаемости.

Располагая данными о прокаливаемости стали той или иной марки, можно обеспечить изготовление стальных изделий, обладающих наилучшим комплексом эксплуатационных свойств. Имея полосу прокаливаемости и пользуясь приемами, изложенными ранее, можно найти предельные размеры детали из стали, которая может быть закалена на заданную твердость (структуру). Найдя затем распределение твердости по сечению детали, можно судить

¹ Характеристика твердости стали еще не дает полного представления о служебных свойствах детали, тем не менее твердость во многом определяет эти свойства. Поэтому иметь сведения о распределении твердости по сечению детали, безусловно, важно для конструктора и технолога.

о прочности и пластичности стали в любой точке поперечного сечения детали и, следовательно, о прочности и пластичности стали в объеме всей детали.

Использование полос прокаливаемости позволит технологу правильно выбирать технологию термической обработки стальных изделий, обеспечивающую получение оптимальных свойств и наименьший брак, а также более рационально применять стали и добиться экономии легирующих элементов.

Опыт показал, что изготовленные из стали 45 колесные шпильки автомобиля по своим свойствам не только не уступают шпилькам из стали 40X, но даже превосходят их [153]. Точно так же оказалось, что сталь марки 40X вполне успешно может заменить сталь марки 30XНЗА при изготовлении червяков руля автомобиля [153].

В настоящее время созданы полосы прокаливаемости практически для всех применяемых в промышленности конструкционных сталей.

Рассмотрим несколько примеров выбора стали с учетом прокаливаемости.

Пример 1. Необходимо подобрать сталь для изготовления осевого вала двигателя, имеющего диаметр 45 мм и длину 192 мм и работающего при воздействии максимальных напряжений кручения 17,6 кгс/мм² и изгиба 56,3 кгс/мм². При этом следует учесть, что большинство деталей двигателя будет изготавливаться из стали 40XГМ. Видно, что напряжения сдвига, возникающего при кручении, составляют всего 31% от величины напряжений сдвига, возникающего при изгибе. Следовательно, можно учесть только напряжения, достигающие наибольшей величины.

Как известно, напряжения, возникающие при изгибе на нейтральной оси, равны нулю. В нашем случае нейтральная ось совпадает с осью вала. Отсюда следует, что сквозная закалка вала, работающего в указанных условиях, необязательна. Более того, она нежелательна, так как увеличивает возможность появления закалочных трещин.

Необходимо также учесть, что осевые валы во всех случаях работают в условиях циклических (усталостных) нагрузок. В нашем случае вал работает в условиях симметричного цикла. Для этого необходимо воспользоваться рис. 106 [23]. По величине напряжений изгиба (56,3 кгс/мм²) находим, что вал должен быть термически обработан на твердость не ниже HRC 36.

Такую твердость, как показали эксперименты, можно получить путем отпуска закаленной стали, в структуре которой содержится

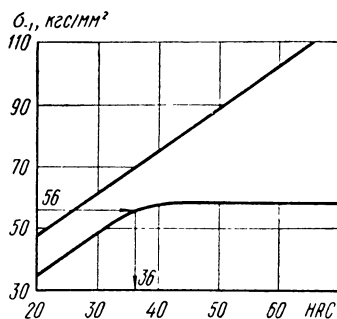


Рис. 106. Зависимость предела выносливости закаленной и отпущенной стали от твердости (стали 30ГМ, 42ГМ, 52ГМ, 65ГМ, 67ГМ, 30ХМ, 40ХГМ, 40ХГ, 40ГН4, 50ХГ, 60ХГ, 40ХГНМ, 62СГ)

не менее 80% мартенсита. Исходя из условия задачи следует прежде всего проверить, не подойдет ли для изготовления вала двигателя сталь 40ХГМ.

Эта сталь содержит 0,37—0,42% С. По рис. 107, *г* [23] для нижнего предела содержания углерода (0,37%) находим среднюю твердость *HRC* 45 (*HRC* 43—47). Опыт эксплуатации подобных деталей при условиях, подобных тем, в которых будет работать предназначенный к изготовлению вал, показывает, что структура, содержащая в закаленном состоянии 80% мартенсита, должна располагаться на расстоянии от поверхности не менее чем $0,25 R$.

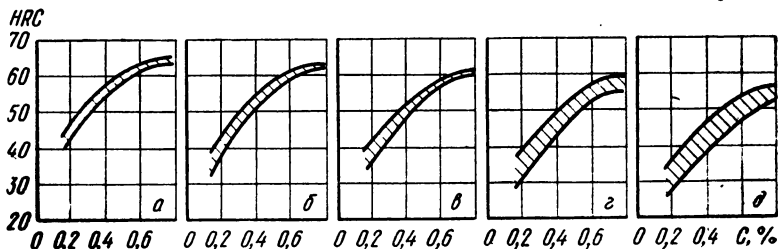


Рис. 107. Зависимость твердости закаленной стали от количества мартенсита и количества углерода в стали. Количество мартенсита, %:

a — 99,9; *б* — 95,0; *в* — 90,0; *г* — 80,0; *д* — 50,0

Теперь, используя график *б* рис. 87 и полосу прокаливаемости стали указанной марки, можно найти минимальную твердость, которую вал может иметь на расстоянии $0,25R$ от поверхности, если он будет изготовлен из этой стали.

Схема решения этой задачи приведена на рис. 108, из которого видно, что минимальная твердость стали вала на глубине $0,25R$ будет равна *HRC* 49 вместо требуемых *HRC* 45. Таким образом, применение стали марки 40ХГМ для изготовления вала не только возможно, но и выгодно, так как при этом будет обеспечен некоторый запас прокаливаемости и, следовательно, прочности, что повысит надежность вала.

Выбрав сталь, целесообразно, используя полосу прокаливаемости стали, построить график распределения твердости по сечению вала в закаленном состоянии. Это построение, выполняемое для предельных значений прокаливаемости, позволит решить вопрос о необходимости (или отсутствии ее) введения плавочного контроля прокаливаемости. При этом следует иметь в виду, что плавки стали (данной марки), имеющие более глубокую прокаливаемость, более склонны к образованию трещин при закалке, чем плавки с меньшей прокаливаемостью. Опасность образования трещин возрастает с увеличением легированности стали и сложности формы детали.

Рассмотрим этот случай. Пусть, например, в производство поступила плавка стали 40ХГМ, имеющая максимальную прока-

ливаемость, т. е. плавка, расположенная у верхней границы полосы прокаливаемости. Тогда, как это видно из нижнего графика схемы рис. 108, вместо требуемой твердости *HRC* 45 на глубине 0,25*R* от поверхности вал будет иметь твердость *HRC* 56—58. Из рис. 107, *a* следует, что структура стали после закалки вала на указанной глубине будет состоять из 99,9% мартенсита вместо желаемых 80%. Используя график *a* рис. 64 [20], можно показать, что в этом случае твердость по сечению вала будет изменяться следующим образом: на поверхности *HRC* 58, на глубине 5 мм от поверхности *HRC* 57,5, на глубине 10 мм *HRC* 57, на глубине 15 мм *HRC* 56,5, на глубине 20 мм *HRC* 56 и в центре *HRC* 56.

Следовательно, если в случае стали 40ХГМ изготовить вал из стали плавки с наибольшей прокаливаемостью, то после закалки, даже в центре вала, структура стали будет содержать более 95% мартенсита (см. рис. 107, *b*). Очевидно, что в этом случае вал будет обладать повышенной прочностью. При закалке такого вала возможно образование трещин.

Следовательно, применение подобных плавков нецелесообразно. В данном случае необходимо решить вопрос, что выгоднее заводу: ввести плавочный контроль прокаливаемости стали 40ХГМ и изготавливать валы из стали плавков, обладающих прокаливаемостью не больше некоторой величины, или выбрать сталь другой марки и пойти на некоторые осложнения в снабжении сталью и усложнение технологии термической обработки, поскольку применение стали другой марки может повлечь за собой изменение режима закалки и отпуска.

Пример 2. Необходимо подобрать марку стали для изготовления детали, которая по условиям работы должна быть закалена на глубине, равной 0,5*R* на твердость *HRC* 40. Сечение детали эквивалентно прутку диаметром 44,5 мм. При этом предполагается, что деталь будет закаливаться в масле, перемешиваемом со скоростью 61 м/мин, а нагрев детали под закалку будет осуществляться в агрегате с защитной атмосферой (т. е. на поверхности закаливаемых деталей окалины не будет).

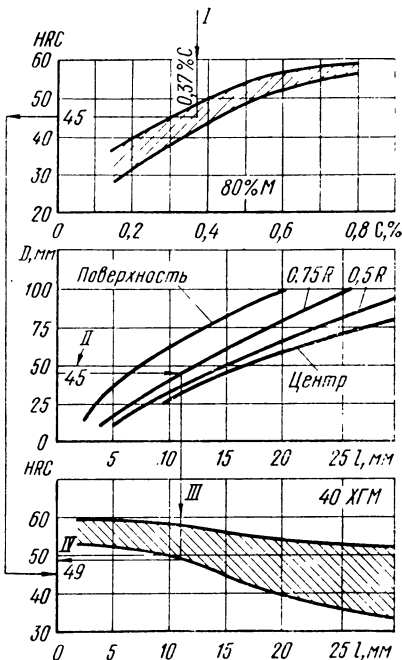


Рис. 108. Схема выбора стали по прокаливаемости. Закалка в масле, перемешиваемом со скоростью 61 м/мин

Выбор стали в этом случае производят с помощью данных табл. 18 и графиков рис. 94.

На основании среднего левого графика рис. 94 находим первый ответ.

Для этой цели на оси ординат находим отметку, равную величине заданного диаметра, т. е. 44,5 мм, через эту точку проводим линию, параллельную оси абсцисс, до пересечения с кривой 5 (эквивалентная скорость охлаждения при закалке в масле, перемешиваемом со скоростью 61 м/мин). Из точки пересечения с кривой 5 опускаем перпендикуляр на ось абсцисс, где и находим, что это сечение расположено на расстоянии 12,7 мм от закаленного торца образца.

Ход решения этой части примера показан пунктирной линией на рис. 111, на котором нанесен только график 5 из числа всех графиков, приведенных на рис. 94.

Далее по табл. 109 в разделе твердости HRC 40 находим, что указанную твердость на глубине 0,5R прутка диаметром 44,5 мм могут обеспечить две стали — 35ХГМ и 40ХГНМ*. Следует при этом посмотреть, не может ли быть применена сталь с несколько более глубокой прокаливаемостью. Если это допустимо, то можно использовать еще сталь 45ХГФ, обеспечивающую получение заданной твердости на расстоянии 13,5 мм. Сталь 61С2Г* также обеспечивает необходимую прокаливаемость, но ее применение целесообразно только в тех случаях, когда требуется более высокая твердость.

Таким образом, пригодными могут оказаться стали двух (или трех) марок.

При окончательном выборе учитываются следующие факторы: стоимость стали (в этом случае сталь 40ХГНМ* менее предпочтительна);

обрабатываемость при резании;

обрабатываемость при ковке (штамповке);

склонность к трещинообразованию при закалке;

склонность к изменению размеров при закалке;

стабильность размеров детали при эксплуатации (в этом случае сталь 40ХГНМ* также менее предпочтительна, поскольку количество остаточного аустенита в этой стали после закалки больше, чем в сталях марок 35ХГМ и 45ХГФ, и потому опасность изменения размеров деталей в эксплуатации больше, чем при использовании сталей марок 35ХГМ и 45ХГФ).

Если закалку деталей производят при нагреве в обычной атмосфере, то при решении задачи следует пользоваться правыми диаграммами рис. 94. Ход решения задачи аналогичен рассмотренному в этом примере. Однако при этом следует учесть, что данные для сечений деталей, диаметр которых меньше 25,4 мм,

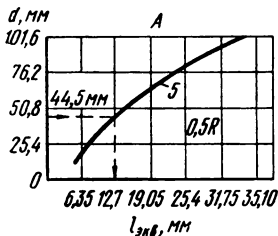


Рис. 109. Ход решения примера № 3 с помощью кривой 5 (см. рис. 93)

получены путем экстраполяции. Поэтому при принятии решений, особенно в ответственных случаях, рекомендуется путем экспериментальной закалки опытного образца изделий проверить правильность выбора марки стали.

Пример 3 (прокаливаемость прутков квадратного и шестигранного сечений). На практике нередко встречаются изделия, имеющие квадратное или шестигранное сечение. При определении их прокаливаемости можно пользоваться приведенными выше данными (см. рис. 94, 95) и схемой рис. 108.

Опыт показывает, что поправку на форму сечения в подобных случаях (особенно в случае шестигранного сечения) вводить не следует, так как получающаяся ошибка практически невелика.

Некоторые рекомендации.

1. Основным критерием выбора сталей для деталей, работающих в условиях поверхностного износа, является способность сталей закаливаться на определенную поверхностную твердость. Следует учитывать, что реальные детали имеют форму и размеры, существенно отличающиеся от торцового образца, охлаждаются при закалке со скоростями, существенно более низкими, чем металл, расположенный у торца образца. Поэтому поверхностная твердость реальных изделий всегда ниже твердости начальной части торцового образца.

По указанной причине при выборе сталей, предназначенных для изготовления подобных деталей, можно воспользоваться рис. 110, на котором приводятся данные о способности сталей некоторых марок закаливаться на определенную поверхностную твердость. На указанной диаграмме приведены поверхностная твердость, которую получают при закалке (в воде или масле) прутки того или иного диаметра, изготовленные из некоторых сталей, и значения твердости на глубине $0,25R$ от поверхности. Так, если взять пруток из стали ШХ15 диаметром 133,3 мм и закалить его в воде, то поверхностная твердость будет равна $HRC\ 60$, а на глубине $0,25R$ от поверхности — $HRC\ 33$. Если же взять пруток той же стали, но диаметром 152,4 мм, то после закалки в воде он приобретает поверхностную твердость $HRC\ 50$, а на глубине $0,25R$ — $HRC\ 23$. Следует иметь в виду, что на рис. 109 значения твердости приведены для закаленного состояния, и потому низкий отпуск повлечет за собой ее некоторое снижение. Твердость снижается также при закалке с нагревом в обычной атмосфере, приводящей к образованию окалины (см. рис. 92).

Для деталей, работающих практически до полного износа (например, тормозные колодки и т. п.), целесообразно применять глубоко прокаливающиеся стали. В этом случае в процессе изнашивания детали сохранят свои свойства неизменными до полного износа.

2. На практике возникают случаи, когда из одной и той же стали изготавливают термически обрабатываемые детали, размеры которых колеблются в достаточно широких пределах (например, болты). Поскольку детали имеют различные сечения, очевидно, что условия термической обработки могут заметно различаться. Это обычно приводит к осложнению производства. Заметное уменьшение разнообразия режимов термической обработки в ряде

Твердость на поверхности деталей:

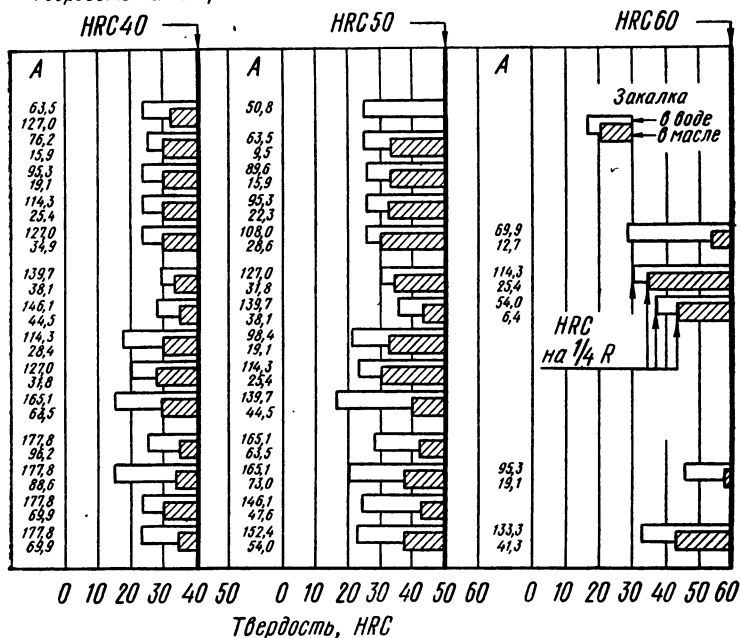


Рис. 110. Связь твердости на поверхности и на глубине 0,25 R от поверхности с величиной максимального диаметра:

A — максимальный диаметр, мм; Б — марки стали

подобных случаев может быть достигнуто в результате применения стали, легированной марганцем. Так, из стали, содержащей 0,32—0,39% С и 1,35—1,65% Мп, можно изготавливать болты диаметром от 6,4 до 50,8 мм, которые закалывают по одному режиму. Использование указанной стали позволит, кроме того, полностью устранить брак по твердости, который возможен при применении стали с 0,35—0,42% С и 0,60—0,90% Мп, а также полностью избежать правки и снизить стоимость механической обработки [23].

В тех случаях, когда желательно подобрать единый режим закалки однотипных деталей, имеющих различные размеры, следует проверить возможность применения марки стали (из нескольких подходящих), обладающей наиболее широкой полосой прокаливаемости.

3. Данных для расчета прокаливаемости (по данным торцевой пробы) плоских пластин, ширина которых существенно больше толщины, нет. Когда ширина b пластины в четыре или большее число раз больше толщины h ($b \geq 4h$), при расчете прокаливаемости по данным торцевой пробы исходят из соотношения $4a = h \approx 0,75d$, где a — глубина закаленного слоя (закаленная часть толщины пластины), мм; d — диаметр прутка, изготовленного из стали данной марки, закаливающийся на $0,5R$ ($0,25d$), мм. Величину d рассчитывают по известной схеме.

Следует, однако, помнить, что точность подобных расчетов низка.

Глава VI

ДАННЫЕ, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИЕ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ РАЗЛИЧНЫХ МАРОК

В разделе приведены следующие данные, характеризующие прокаливаемость стали:

химический состав, критическая скорость закалки ($v_{к (min)}$; $v_{к (max)}$), температуры нормализации и закалки (табл. 20);

критическая твердость стали (HRC) в зависимости от содержания мартенсита в структуре закаленной стали (табл. 21);

критический диаметр d_k в зависимости от заданного количества мартенсита в структуре стали, закаленной в воде или масле (см. табл. 21).

Критическая твердость, критический диаметр и критическая скорость закалки определены нами по полосам прокаливаемости стали соответствующей марки, опубликованным в работе [20].

Значения критической твердости и величина критического диаметра (для соответствующего количества мартенсита в структуре), стоящие в числителе, относятся к случаю минимального содержания углерода в стали данной марки, а стоящие в знаменателе — к случаю максимального содержания углерода. Так, для стали 40 для случая содержания в структуре закаленной стали 90% мартенсита критическая твердость находится в пределах от HRC 48 (при наименьшем содержании углерода) до HRC 52 (при наибольшем содержании углерода в стали). Точно так же $v_{к (min)}$ относится к случаю наименьшего содержания углерода в стали, а $v_{к (max)}$ — к случаю наибольшего содержания углерода. Поскольку содержание углерода в стали 40 колеблется в пределах 0,37—0,45%, критическая скорость закалки колеблется от 190 до 340° С/с (см. табл. 20).

В некоторых случаях в табл. 21 отсутствуют цифры в числителе. Это означает, что при содержаниях углерода на нижнем

Таблица 20

Состав сталей, для которых в табл. 21 приведены данные о прока цилиндра 50, 80, 90, 95 и 99,9% мартенсита

Марка стали	Содержание эле				
	C	Si	Mn	Cr	Ni
1	2	3	4	5	6
40	0,37—0,45	0,17—0,37	0,50—0,80	≤0,25	≤0,25
60	0,57—0,65	0,17—0,37	0,50—0,80	≤0,25	≤0,25
20ХА	0,17—0,24	0,17—0,37	0,50—0,80	0,70—1,00	≤0,40
40ХА	0,37—0,45	0,17—0,37	0,50—0,80	0,80—1,10	≤0,20
50Х	0,45—0,55	0,17—0,37	0,50—0,80	0,80—1,10	≤0,40
20ХГ	0,17—0,23	0,20—0,35	0,60—1,00	0,60—1,00	—
30ХГ	0,27—0,33	0,20—0,35	0,60—1,00	0,75—1,20	—
35ХГ	0,32—0,38	0,20—0,35	0,50—0,90	0,70—1,15	—
40ХГ	0,37—0,44	0,20—0,35	0,60—1,00	0,60—1,00	—
45ХГ	0,42—0,49	0,20—0,35	0,60—1,00	0,60—1,00	—
50ХГ	0,47—0,54	0,20—0,35	0,60—1,00	0,60—1,00	—
50ХГА	0,46—0,54	0,17—0,37	0,80—1,00	0,95—1,20	≤0,40
55ХГ	0,50—0,60	0,20—0,35	0,60—1,00	0,60—1,00	—
60ХГ	0,55—0,65	0,20—0,35	0,65—1,10	0,60—1,00	—
20ХНА	0,15—0,23	0,17—0,37	0,40—0,70	0,45—0,75	1,00—1,50
30ХН	0,27—0,33	0,20—0,35	0,50—0,90	0,45—0,85	1,00—1,45
35ХН	0,32—0,38	0,20—0,35	0,50—0,90	0,45—0,85	1,00—1,45
40ХНА	0,37—0,45	0,17—0,37	0,50—0,80	0,45—0,75	1,00—1,50
20ХНЗА	0,17—0,25	0,17—0,37	0,30—0,60	0,60—0,90	2,75—3,25
30ХМА	0,25—0,33	0,17—0,37	0,40—0,70	0,80—1,10	≤0,40
35ХМА	0,32—0,40	0,17—0,37	0,40—0,70	0,80—1,10	≤0,40
40ХФА	0,37—0,45	0,17—0,37	0,50—0,80	0,80—1,10	≤0,40
35ХСА	0,32—0,37	1,00—1,30	0,30—0,60	1,30—1,60	≤0,40
20ХРА	0,18—0,24	0,17—0,37	0,70—1,00	0,80—1,10	—
35ХР	0,33—0,40	0,17—0,37	0,50—0,80	0,80—1,10	≤0,30
30ХГСА	0,25—0,35	0,90—1,20	0,80—1,10	0,80—1,10	≤0,40
18ХГМ	0,16—0,24	0,17—0,37	0,90—1,20	0,90—1,20	≤0,40
35ХГМ	0,32—0,38	0,20—0,35	0,60—1,00	0,75—1,20	—
38ХГМ	0,34—0,41	0,20—0,35	0,60—1,00	0,75—1,20	—
40ХГМ	0,37—0,44	0,20—0,35	0,60—1,00	0,75—1,20	—
42ХГМ	0,39—0,46	0,20—0,35	0,65—1,10	0,75—1,20	—
45ХГМ	0,42—0,49	0,20—0,35	0,65—1,10	0,75—1,20	—
48ХГМ	0,44—0,51	0,20—0,35	0,65—1,10	0,75—1,20	—
50ХГМ	0,47—0,54	0,20—0,35	0,65—1,10	0,75—1,20	—
40ХНМА	0,34—0,44	0,17—0,37	0,50—0,80	0,60—0,90	1,25—1,75
37ХН2М	0,34—0,41	0,20—0,35	0,55—0,90	0,65—0,95	1,55—2,00
40ХН2М	0,37—0,44	0,20—0,35	0,60—0,95	0,65—0,95	1,55—2,00
18ХГФ	0,15—0,21	0,20—0,35	0,40—0,80	0,40—0,80	—
20ХГФ	0,17—0,23	0,20—0,35	0,60—1,00	0,60—1,00	—
45ХГФ	0,42—0,49	0,20—0,35	0,60—1,00	0,75—1,20	—
50ХГФ	0,48—0,53	0,17—0,37	0,80—1,00	0,95—1,20	≤0,40
18ХГТА	0,16—0,24	0,17—0,37	0,80—1,10	1,00—1,30	≤0,40
30ХГТА	0,24—0,32	0,17—0,37	0,80—1,10	1,00—1,30	—
20ХГР	0,18—0,24	0,17—0,37	0,70—1,00	0,80—1,10	≤0,30
40ХГР	0,37—0,44	0,20—0,35	0,65—1,10	0,30—0,70	—

зависимости, соответствующей содержанию в центре

Содержание эле				v _к , °C/с		Температура, °C	
Mo	V	B	Ti	min	max	нормали- зации	закалки
7	8	9	10	11	12	13	14
—	—	—	—	190	340	870	840
—	—	—	—	103	255	850	820
—	—	—	—	170	480	900	880
—	—	—	—	68	205	860	850
—	—	—	—	57	135	860	830
—	—	—	—	165	440	930	930
—	—	—	—	84	205	900	870
—	—	—	—	70	140	900	870
—	—	—	—	84	150	870	840
—	—	—	—	53	140	870	840
—	—	—	—	51	110	870	840
—	—	—	—	42	70	870	840
—	—	—	—	48	98	870	840
—	—	—	—	49	89	870	840
—	—	—	—	150	280	930	930
—	—	—	—	70	152	900	870
—	—	—	—	62	125	870	840
—	—	—	—	48	108	870	840
—	—	—	—	69	106	860	820
15—0,25	—	—	—	106	205	900	870
15—0,25	—	—	—	55	140	880	850
—	0,10—0,20	—	—	79	170	880	860
—	—	—	—	~40	110	900	880
—	—	0,002—0,005	—	58	375	920	900
—	—	0,002—0,005	—	55	71	880	860
—	—	—	—	55	115	900	880
—	—	—	—	62	110	900	860
15—0,25	—	—	—	47	94	870	840
15—0,25	—	—	—	46	80	870	840
15—0,25	—	—	—	42	72	870	840
15—0,25	—	—	—	<40	58	870	840
15—0,25	—	—	—	<40	52	870	840
15—0,25	—	—	—	<40	51	870	840
15—0,25	—	—	—	<40	48	870	840
15—0,25	—	—	—	~40	51	870	850
20—0,30	—	—	—	<40	44	870	840
20—0,30	—	—	—	≤38	38	870	840
—	0,10—0,15	—	—	230	400	930	930
—	0,10—0,15	—	—	132	260	930	930
—	0,10—0,15	—	—	44	98	900	870
—	0,10—0,20	—	—	44	84	900	870
—	—	—	0,08—0,15	92	240	920	900
—	—	—	0,06—0,12	75	250	900	880
—	—	0,002—0,005	—	60	98	880	860
—	—	≤0,005	—	52	98	870	840

1	2 C	3 Si	4 Mn	5 Cr	6 Ni	7 Mo	8 V	9 B	10 Ti	11	12	13	14
40ХГР	0,38—0,45	0,17—0,37	0,80—1,10	0,80—1,10	≤0,30	—	—	0,002—0,005	—	~40	52	870	840
18ХГНМ	0,15—0,21	0,20—0,35	0,60—0,95	0,30—0,60	0,85—1,25	0—0,40	—	—	—	112	230	930	930
20ХГНМ	0,17—0,23	0,20—0,35	0,60—0,95	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	—	—	170	330	930	930
20ХГНМ	0,17—0,23	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,30	—	—	—	140	290	930	930
20ХГНМ	0,17—0,23	0,20—0,35	0,45—0,75	0,30—0,60	0,85—1,25	0—0,25	—	—	—	185	340	930	930
25ХГНМ	0,22—0,28	0,20—0,35	0,60—0,95	0,35—0,65	0,35—0,65	0—0,25	—	—	—	115	285	900	870
30ХГНМ	0,27—0,33	0,20—0,35	0,60—0,95	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	—	—	84	185	900	870
35ХГНМ	0,32—0,38	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	—	—	60	130	870	840
40ХГНМ	0,37—0,44	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	—	—	53	98	870	840
40ХГНМ	0,37—0,44	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,30	—	—	—	50	104	870	840
40ХГНМ	0,37—0,44	0,20—0,35	0,60—0,95	0,80—1,20	0,65—0,95	0—0,30	—	—	—	≤40	50	870	840
45ХГНМ	0,42—0,49	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	—	—	48	88	870	840
50ХГНМ	0,47—0,54	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	—	—	42	72	870	840
50ХГНМ	0,47—0,54	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,30	—	—	—	42	61	870	840
50ХГНМ	0,47—0,54	0,20—0,35	0,60—0,95	0,65—0,95	0,80—1,20	0—0,30	—	—	—	≤40	40	870	840
55ХГНМ	0,50—0,60	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	—	—	≤40	62	870	840
60ХГНМ	0,55—0,65	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	—	—	≤40	62	870	840
45ХГНРМ	0,42—0,49	0,20—0,35	0,70—1,05	0,35—0,65	0,35—0,75	0—0,25	—	≥0,0005	—	40	50	870	840
40Г	0,37—0,45	0,17—0,37	0,70—1,00	≤0,25	≤0,25	—	—	—	—	208	400	870	840
47Г	0,43—0,50	0,20—0,35	0,65—1,10	0,13—0,43	—	—	—	—	—	125	250	870	840
50Г	0,48—0,56	0,17—0,37	0,70—1,00	≤0,25	≤0,25	—	—	—	—	208	335	850	810
65Г	0,62—0,70	0,17—0,37	0,90—1,20	≤0,25	≤0,25	—	—	—	—	98	215	840	810
30Г2	0,27—0,33	0,20—0,35	1,45—2,05	—	—	—	—	—	—	70	170	900	870
35Г2	0,32—0,38	0,20—0,35	1,45—2,05	—	—	—	—	—	—	93	170	870	840
40Г2	0,37—0,44	0,20—0,35	1,45—2,05	—	—	—	—	—	—	54	132	870	840
45Г2	0,40—0,50	0,17—0,37	1,40—1,80	≤0,30	≤0,30	—	—	—	—	59	190	870	840
40ГМ	0,17—0,23	0,23—0,35	0,60—1,00	0,30—0,70	—	—0,15	—	—	—	230	400	930	930
28ГМ	0,24—0,30	0,20—0,35	0,60—1,00	—	—	—0,30	—	—	—	205	350	900	870
32ГМ	0,29—0,35	0,20—0,35	0,60—1,00	—	—	—0,30	—	—	—	170	310	900	870
38ГМ	0,34—0,41	0,20—0,35	0,60—1,00	—	—	—0,30	—	—	—	144	252	870	840
42ГМ	0,39—0,46	0,20—0,35	0,60—1,00	—	—	—0,30	—	—	—	130	230	870	840
48ГМ	0,44—0,51	0,20—0,35	0,60—1,00	—	—	—0,30	—	—	—	115	220	870	840
52ГМ	0,49—0,56	0,20—0,35	0,65—1,10	—	—	—0,30	—	—	—	72	160	870	840
64ГМ	0,59—0,69	0,20—0,35	0,65—1,10	—	—	—0,30	—	—	—	62	144	870	840
67ГМ	0,62—0,72	0,20—0,35	0,65—1,10	—	—	—0,30	—	—	—	60	125	870	840
20ГС2	0,19—0,25	1,70—2,20	0,70—1,05	—	—	—	—	—	—	110	205	900	870
60ГС2	0,55—0,65	1,70—2,20	0,65—1,10	—	—	—	—	—	—	68	150	900	870
60ГС2	0,55—0,65	1,70—2,20	0,65—1,10	0,05—0,35	—	—	—	—	—	58	110	900	870
60ГС2	0,55—0,65	1,70—2,20	0,65—1,10	0,20—0,50	—	—	—	—	—	52	88	900	870
45ГР	0,43—0,50	0,20—0,35	0,65—1,10	0,13—0,43	—	—	—	<0,005	—	65	175	870	830
20ГН2М	0,17—0,23	0,20—0,35	0,60—1,00	1,55—2,00	—	—0,30	—	—	—	130	340	930	930
40ГН2М	0,37—0,44	0,20—0,35	0,50—0,90	1,55—2,00	—	—0,30	—	—	—	58	112	900	900
20М	0,17—0,23	0,20—0,35	0,35—0,75	—	—	—0,60	—	—	—	230	470	930	930
20НМ	0,17—0,25	0,17—0,37	0,40—0,70	≤0,30	1,50—2,00	—0,30	—	—	—	125	245	930	930
20НМ	0,17—0,23	0,20—0,35	0,40—0,70	0,35—0,65	1,55—2,00	—0,30	—	—	—	117	285	930	930
40Н2	0,37—0,45	0,17—0,37	0,50—0,80	≤0,30	1,50—2,00	—	—	—	—	63	130	870	850
20Н2М	0,17—0,23	0,20—0,35	0,40—0,80	—	1,55—2,00	—0,30	—	—	—	170	330	930	930
55С2	0,50—0,60	1,50—2,00	0,60—0,90	≤0,30	≤0,40	—	—	—	—	54	98	900	880
60С2	0,57—0,65	1,50—2,00	0,60—0,90	≤0,30	≤0,40	—	—	—	—	60	125	900	870
ШХ15	0,95—1,05	0,15—0,35	0,20—0,40	1,30—1,65	≤0,30	—	—	—	—	100	250	900	830—850
ШХ15СГ	0,95—1,05	0,40—0,65	0,90—1,20	1,30—1,65	—	—	—	—	—	50	68	900	820—840
ХВГ	0,90—1,05	0,15—0,35	0,80—1,10	0,90—1,20	—	—	—	—	W 1,20—1,60	54	140	900	800—830
9ХС	0,85—0,95	1,20—1,60	0,30—0,60	0,95—1,25	—	—	—	—	—	70	140	900	820—860

Таблица 21

Величина критического диаметра (d_k) сплошного стального цилиндра обеспечивается получение структуры, содержащей 50, 80, 90, 95 или

Марка стали	Критическая твердость HRC после закалки при содержании мартенсита, %					Критический диаметр	
	50	80	90	95	99,9	50	80
1	2	3	4	5	6	7	8
40	42/45	46/49	48/52	51/55	54/58	18/33	15/28
60	50/52	54/56	57/59	60/63	63/65	26/48	18/42
20ХА	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	26/48	20/38
40ХА	42/45	45/49	48/52	51/55	54/58	38/76	28/68
50Х	45/48	49/53	52/56	55/60	58/62	52/90	42/82
20ХГ	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	23/38	18/33
30ХГ	37/40	40/43	43/46	45/49	48/52	38/71	33/60
35ХГ	39/42	43/46	46/49	49/52	52/54	40/78	33/64
40ХГ	42/45	45/49	48/52	51/55	54/58	42/76	38/62
45ХГ	44/47	48/51	51/54	54/58	57/60	48/94	40/82
50ХГ	46/49	50/53	53/56	56/59	59/62	52/96	48/84
50ХГА	46/49	50/53	53/56	56/59	59/62	75/148	66/126
55ХГ	48/51	51/54	54/57	58/60	60/62	57/100	50/94
60ХГ	50/53	53/56	56/59	60/63	62/65	60/102	56/98
20ХНА	29/35	33/38	36/41	38/43	40/46	33/52	28/40
30ХН	37/40	40/43	43/46	45/49	48/52	48/80	40/70
35ХН	39/42	43/46	46/49	49/52	52/54	52/85	42/75
40ХНА	42/45	45/49	48/52	51/55	54/58	60/112	52/100
20ХНЗА	30/35	34/39	37/42	39/44	42/47	70/96	58/73
30ХМА	35/40	39/43	42/46	44/49	47/52	40/70	33/64
35ХМА	39/43	43/47	46/50	49/53	52/56	56/100	42/85
40ХФА	42/45	45/49	48/52	51/55	54/58	38/90	34/60
35ХСА	39/42	43/45	46/48	49/51	52/54	58/124	40/124
20ХРА	31/34	35/38	38/41	40/48	43/46	42/94	23/76
35ХР	40/43	43/47	46/50	49/53	52/66	76/95	68/82
30ХГСА	36/41	39/44	42/47	44/50	47/53	60/91	48/82
18ХГМ	30/34	33/38	36/41	38/43	41/46	72/108	58/80
35ХГМ	39/42	43/46	46/49	49/52	52/54	66/120	54/100
38ХГМ	40/44	44/48	47/50	50/53	52/56	71/127	60/103
40ХГМ	42/45	45/49	48/52	51/55	54/58	75/150	68/131
42ХГМ	43/46	47/50	49/53	53/56	55/59	> 91/124	~ 76/124
45ХГМ	44/47	48/51	51/54	54/58	57/60	>> 100/134	> 84/134
48ХГМ	45/48	49/52	52/55	55/58	58/61	> 102/150	~ 91/150
50ХГМ	46/49	50/53	53/56	56/59	59/62	>> 110/150	> 98/150
40ХНМА	40/45	44/49	47/52	50/55	52/58	>> 104/150	>> 90/126
37ХН2М	40/44	44/48	47/50	50/53	52/56	>> 130/150	>> 112/150
40ХН2М	42/45	44/49	47/52	50/55	52/57	> 153/153	> 153/153
18ХГФ	29/33	33/37	36/40	38/42	40/44	24/33	20/30
20ХГФ	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	33/58	28/42
45ХГФ	44/47	48/51	51/54	54/58	57/60	62/122	50/100

ра, закаливаемого в воде или масле, в центре которого 99,9% мартенсита

метр d_K , мм, соответствующий заданному количеству мартенсита, %, при закалке

в воде			в масле				
90	95	99,9	50	80	90	95	99,9
9	10	11	12	13	14	15	16
12/23	—/15	—	5/12	4/9	3/6	—/4	—
12/33	—/18	—	8/24	5/20	3/12	—/5	—
12/28	—/23	—	8/24	6/16	3,9	—/6	—
23/58	12/44	—/33	16/48	9/41	6/35	3/22	—/12
38/75	33/60	12/52	27/58	20/52	16/46	12/34	3/27
12/26	—/23	—	6/16	5/12	3,8	—/8	—
26/52	20/40	12/33	16/43	12/34	8/27	6/18	3/12
23/58	20/50	—/42	18/50	12/38	9/33	6/25	—/20
33/56	23/44	—/33	20/48	16/36	12/31	6/22	—/12
33/72	23/52	—/23	24/62	18/52	12/45	6/27	—/6
40/74	33/60	12/42	27/63	24/55	18/46	12/34	3/20
58/112	44/92	23/68	46/106	40/91	33/76	22/60	6/40
44/85	28/75	12/64	31/66	26/62	22/54	9/46	3/38
52/86	23/66	—/28	34/68	31/63	28/56	6/40	—/9
23/34	20/30	12/20	12/28	9/18	6/14	5/10	3/6
33/62	25/52	14/38	24/51	18/43	12/36	8/27	4/16
38/66	23/52	—/42	27/54	20/46	16/40	6/27	—/20
40/86	26/68	—/48	34/76	27/66	18/56	8/40	—/24
42/64	30/52	—/23	44/62	33/46	20/38	11/27	—/6
28/54	23/42	18,33	18/42	12/38	9/30	6/20	5/12
33/71	18/58	—/33	31/68	20/56	12/46	5/33	—/12
30/52	12/38	—/23	16/59	15/34	11/27	4/16	—/6
			>				
15/100	—/85	—/62	33/88	18/88	4,66	—/55	—/37
—	—	—	20/62	6/48	—	—	—
50/68	—	—	48/63	40/52	25/40	—	—
40/68	32/74	33/48	34/60	24/52	18/40	12/24	—
42/64	32/50	—	45/74	33/50	20/38	12/26	—
42/82	28/70	—/58	39/84	30/67	20/53	9/42	—/31
47/94	33/80	18/60	44/92	34/70	22/62	12/50	3/34
58/107	40/85	—/57	46/114	40/95	32/73	18/57	—/31
			>	~			
67/124	44/108	25/80	60/88	48/88	40/88	22/73	8,50
~			>	>	~		
40/134	24/102	—/78	66/98	55/98	40,88	24/68	—/52
			>	~			
78/142	58,120	—/94	70/114	60/114	50,102	33/85	—/62
≥			≥	≥	≥		
82/150	68/125	23/64	76,114	63/114	53,114	40/90	6/66
			≥				
70/102	40/82	—/57	71,114	57/90	44,68	18/53	—/31
>	≥		>	>	>	≥	
95/150	68/150	40/107	94/114	76/114	64/114	41/114	18/73
>	≥		~ / >	>	>	≥	
137/150	118/150	64/130	114/114	114/114	100/114	83/114	65/96
15/28	12/23	—/16	7/12	5/11	4,9	1,5/6	—/4
20/36	12/30	—/23	12/33	10/20	5/15	6/10	—/6
42/85	30/68	—/56	36/85	25/66	20/54	10/40	—/31

1	2	3	4	5	6	7	8
50XГФ	47/49	51/53	53/55	57/59	59/61	64/114	56/101
18XГТА	30/34	33/38	36/41	38/43	41/46	33/82	30/60
30XГТА	35/39	38/43	41/46	43/49	46/52	35/75	28/58
20XГР	31/34	35/38	38/41	40/43	43/46	75/97	58/82
40XГР	42/45	44/49	47/52	50/55	52/58	60/99	56/88
						>	
40XГР	42/46	46/49	49/52	52/55	54/58	102/150	91/128
18XГНМ	29/33	33/37	36/40	38/42	40/44	40/62	33/48
20XГНМ	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	33/52	24/40
20XГНМ	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	35/56	24/40
20XГНМ	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	23/45	24/38
25XГНМ	33/37	37/41	40/44	42/46	45/49	30/56	23/48
30XГНМ	37/40	40/43	43/46	45/49	48/52	38/64	33/56
35XГНМ	39/42	43/46	46/49	49/52	52/54	48/85	35/73
40XГНМ	42/45	44/49	47/52	50/55	52/58	60/96	58/85
40XГНМ	42/45	44/49	47/52	50/55	52/58	58/103	53/91
						>	>
40XГНМ	42/45	44/49	47/52	50/55	52/58	107/150	98/150
45XГНМ	44/47	48/51	51/54	54/58	57/60	64/110	57/98
50XГНМ	46/49	50/53	53/56	56/59	59/62	71/136	62/116
50XГНМ	46/49	50/53	53/56	56/59	59/62	82/150	73/127
						>	>
50XГНМ	46/49	50/53	53/56	56/59	59/62	150/150	122/150
						>	>
55XГНМ	48/51	51/54	54/57	58/60	60/62	76/150	72/150
						>	>
60XГНМ	50/53	53/56	56/59	60/63	62/65	80/150	75/150
						>	>
45XГНРМ	44/47	48/51	51/54	54/58	57/60	108/150	92/150
40Г	42/45	44/49	47/52	50/55	52/58	23/37	20/28
47Г	44/48	48/51	51/54	54/57	57/60	30/50	28/44
50Г	47/50	51/54	53/56	57/60	59/62	23/33	15/28
65Г	51/53	55/57	58/60	62/64	64/66	30/57	23/48
30Г2	37/40	40/43	43/46	45/49	48/52	38/78	34/67
35Г2	39/42	43/46	46/49	49/52	52/54	43/82	33/67
40Г2	42/45	44/49	47/52	50/55	52/58	48/93	43/80
45Г2	43/48	47/51	50/54	53/58	56/60	43/85	33/77
20ГМ	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	23/38	20/30
28ГМ	35/38	38/42	41/45	43/47	46/50	23/34	20/33
32ГМ	38/41	41/45	44/47	47/50	50/53	23/38	20/33
38ГМ	40/44	44/48	47/50	50/53	52/56	28/43	25/38
42ГМ	43/46	47/50	49/53	53/56	55/59	30/48	25/43
48ГМ	45/48	49/52	52/55	55/58	58/61	30/54	28/48
52ГМ	47/50	51/53	54/56	58/60	60/62	40/67	33/64
64ГМ	51/53	55/57	57/60	61/64	63/66	40/82	34/71
67ГМ	52/54	55/57	58/60	62/64	64/66	48/82	44/75
20ГС2	32/35	36/39	39/42	41/44	43/47	38/64	33/50
60ГС2	50/53	53/56	56/59	60/63	62/65	40/71	38/66
60ГС2	50/53	53/56	56/59	60/63	62/65	50/86	48/82
60ГС2	50/53	53/56	56/59	60/63	62/65	60/97	57/87
45ГР	44/48	48/51	51/54	54/57	57/60	40/78	38/72
20ГН2М	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	33/57	23/48
40ГН2М	42/45	44/49	47/52	50/55	52/58	52/82	50/75

9	10	11	12	13	14	15	16
48/97	30/80	18/68	38/78	31/68	24/64	10/50	5/40
23/48	14/38	-/25	12/52	10/34	6/24	4/16	-/8
12/47	-/33	—	14/46	9/32	4/24	-/12	—
38/68	18,52	-/25	46/64	33/52	16/40	5/27	-/8
50/82	38/71	12,52	34/66	31/57	26/52	16/44	4/28
			>				
82/115	-/102	-/71	68/114	60/92	52/80	-/69	-/44
28/40	23/35	12/28	18/36	12/24	9/20	6/14	4/9
20/32	14/30	-/20	12/27	8/18	6/14	4/10	-/6
23/38	18/33	-/23	14/31	8/20	6/16	5/12	-/6
23/33	-/28	-/23	9/21	8/16	6/12	-/9	-/6
18/40	12/33	-/23	10/31	6/24	5/18	4/12	-/6
28/52	20/45	12/33	16/37	12/31	9/27	6,21	4/12
28/64	18/48	-/40	24/54	14/46	9/37	5/25	-/18
50/78	40/66	38,52	34/64	33/54	25/48	18/39	9,27
48/82	38/67	28/52	33/70	30,60	24/52	16/40	9,27
			>				
87/150	76,130	63/85	23,114	66/114	57/114	48,94	33,55
45/90	30/73	28/63	38/76	31,66	22/58	11/45	9/38
52/102	38/86	12/62	44/99	36/80	27,70	16/56	4/36
62/114	50/94	23/67	52/114	45/92	36/79	25/61	6/40
			>				
112/150	100/150	58/118	114/114	88,114	77/114	68/114	34,82
			>				
62/132	38/116	18/102	48/114	44,114	36,96	16,82	5,98
			>				
64/150	25/128	-/92	50,114	46,114	38/114	8,92	-/90
			>				
70/150	44/109	34/76	74,114	60,114	44/114	23/75	15,48
15/23	-/18	—	6/14	5/9	4,6	-/45	—
25/42	23/34	-/25	10/25	9/23	8/20	6/14	-/8
-/25	-/15	—	6/12	4/9	-/8	-/4	—
-/38	-/12	—	10/31	6/24	-/16	-/4	—
28/60	23/52	4/43	16/50	14/40	9/34	6/28	4,20
28/60	20/48	-/40	20/52	12/40	9/34	5/24	-/18
38/71	28/56	18/38	24/61	20/50	16/44	9/31	4,16
23/64	-/40	-/12	20/55	12/46	6/38	-/18	-/4
18/25	12/23	-/20	6/16	5/10	4/8	3,5/6	-/5
18/28	12/25	-/20	6/14	5/12	4/9	3,5/8	-/5
18/30	12/25	-/20	6/16	5/12	4/10	3,5/8	-/5
18/33	12/28	-/20	9/20	8/16	4/12	3,5/9	-/5
23/38	15/30	-/23	10/24	8/20	6/16	4/10	-/6
25/43	18/34	-/23	10/30	9/24	8/20	4/14	-/6
30/58	20/44	-/34	19/40	12/38	10/33	5/22	-/14
30/65	-/50	—	19/52	14/44	10/39	-/25	—
38/67	-/52	—	24/52	22/46	16/40	-/28	—
25/44	20/40	12,30	16/39	12/25	8/22	5/19	3,5,10
30/58	8,40	—	19/44	16/39	10/33	2/19	—
43/76	28/62	-/38	25/55	24/52	20/49	9/36	-/16
48/62	28/67	-/52	35/64	31/55	24/52	9/40	-/28
33/66	20/58	-/38	19/50	16/43	12/39	6/33	-/16
20/38	12/33	-/20	12/31	6/24	5/16	3,5/12	-/5
44/66	30/52	20/34	28,52	25/46	22/39	10/28	6/14

1	2	3	4	5	6	7	8
20М	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	20/34	18/30
20НМ	30/35	34/39	37/42	39/44	42/47	40/60	30/48
20НМ	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	30/64	24/48
40Н2	42/46	44/49	47/52	50/55	52/58	50/82	48/71
20Н2М	30/34	34/38	37/41	39/43	42/46	25/44	23/38
55С2	48/51	51/54	54/57	58/60	60/62	57/98	43/80
60С2	50/52	54/56	57/59	60/62	63/65	47/82	—/73
ШХ15	56	58	61	64	66	28/60	24/58
ШХ15СГ	56	58	61	64	65	73/102	66/98
ХВГ	56	58	61	64	65	42/98	38/92
9ХС	54	57	60	64	65	47/73	47/72

пределе данную сталь невозможно закалить так, чтобы в структуре было получено соответствующее количество мартенсита.

В отдельных случаях над величиной d_k , стоящей, как правило, в знаменателе, указаны знаки $>$ (или \gg). Наличие таких знаков означает, что d_k больше ($>$) или значительно больше (\gg) соответствующей величины d_k , стоящей под указанным знаком. Наличие таких знаков обусловлено тем, что прокаливаемость стали соответствующей марки больше (или значительно больше) 50 мм по торцовой пробе, т. е. закаленная зона на торцовом образце распространилась на вторую половину его длины.

9	10	11	12	13	14	15	16
12/24	9/25	—/15	6/14	4/10	3,5/7	2/5	—/3
23/38	18/30	5/20	19/34	11/24	6/16	4/10	—/6
23/38	12/30	—/20	16/39	7/24	6/16	3,5/10	—/6
40/64	30/52	20/38	25/52	24/44	19/39	10/28	6/16
18/33	12/28	5/18	7/22	6/16	4/12	3,5/9	—/4
—/71	—/50	—/20	31/57	20/50	—/40	—/25	—/6
—/60	—/6	—	24/53	—/43	—/36	—/6	—
20/54	12/48	—/28	9/37	8/33	6/30	4/24	—/9
60/88	24/76	—/64	45/68	38/65	36/59	8/48	—/38
30/78	—/60	—/40	20/63	16/60	10/49	—/34	—/18
32/67	12/50	—/35	22/44	20/41	12/40	3/24	—/14

Как видно из табл. 21, колебания d_k достигают значительной величины (от 2- до 6—7-кратного значения). Это определяется шириной полосы прокаливаемости: чем шире полоса прокаливаемости, тем в больших пределах колеблется критический диаметр.

В табл. 20 и 21 некоторые марки стали записаны по несколько раз. Это объясняется некоторыми различиями в химическом составе, а из-за этого они имеют различающиеся полосы прокаливаемости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Блантер М. Е.* Фазовые превращения при термической обработке стали. М., Металлургиздат, 1962. 268 с. с ил.
2. *Гуляев А. П.* Термическая обработка стали. М., Машгиз, 1960. 496 с. с ил.
3. *Меськин В. С.* Основы легирования стали. М., Metallurgizdat, 1959. 688 с. с ил.
4. *Hollomon J., Jaffe L. D.* — «Metals Technology», 1946, v. 13, № 1, p. 1926.
5. *Irvine K. I., Pickering F. B.* — «J. Iron a. Steel Inst.», 1957, v. 187, № 14, p. 292—309.
6. *Любов Б. Я.* Кинетическая теория фазовых превращений. М., «Металлургия», 1969. 264 с. с ил.
7. *Курдюмов Г. В.* Явления закалки и отпуска стали. М., Metallurgizdat, 1960. 64 с. с ил.
8. *Parcel P. W., Mehl R. F.* — «Trans. AIME», 1952, v. 194, p. 771.
9. *Wever F., Rose A., Strassburg W., Rademacher L.* Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Düsseldorf, Verlag Stahleisen, М. В. Н., 1954/56/58, 340 S.
10. *Маличкина Е. И., Ломакин В. Н.* Прокаливаемость стали. М., «Машиностроение», 1970. 180 с. с ил.
11. *Kroneis M., Gatteringer R.* — «Arch. Eisenhüttenw.», 1953, Bd 24, S. 333—340.
12. Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B. S. En Steels (Second Edition). The Iron a. Steel Inst., Special Report № 56, 1956. 158 pp.
13. *Романов П. В.* — «Металловедение и прочность металлов». Сб. № 14. Новосибирск, 1960 (Химико-мет. ин-т Сибир. отд. АН СССР), с. 27—34.
14. *Арзамасов Б. Н.* — «Термическая обработка металлов». М., Машгиз, 1956 (МВТУ им. Баумана. Сб. 70), с. 22—30 с ил.
15. *Попов А. А., Попова А. Е.* Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. 2-е изд. М., «Металлургия», 1965. 495 с. с ил.
16. *Романов П. В.* Atlas термокинетических диаграмм. Новосибирск, СО АН СССР, 1960. 51 с. с ил.
17. *Давыдова Л. Н.* — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1960, № 9, с. 34; 1962, № 1, с. 32.
18. *Холл А. М.* Никель в чугуне и стали. Пер. с англ. М., Metallurgizdat, 1959. 571 с. с ил.
19. *Давыдова Л. Н.* — «Труды ЦНИИЧермет». Вып. 1. М., Metallurgizdat, 1948, с. 47—61 с ил.
20. *Качанов Н. Н.* Прокаливаемость стали., М., «Металлургия», 1964. 252 с. с ил.
21. Metals Handbook, 1954, Supplement. ASM, 190 p.
22. *Эттин Р. И.* Превращения аустенита в стали. М., Metallurgizdat, 1960. 252 с. с ил.
23. Metals Handbook. 8th Ed. V. 1. ASM, 1961, 1300 p.
24. *Sheehan J. P., Julien C. A., Troiano A. R.* — «Trans. ASM», 1949, v. 41, p. 1165.

25. *Гудремон Э.* Специальные стали. Пер. с нем. В 2-х томах. Т. 1. М., Metallurg-издат, 1959. 952 с. с ил. Т. 2. М., Metallurgиздат, 1960. 959 с. с ил.
26. *Whittenberger E. J., Burt R. R., Earney D. J.* — «J. of Metals», 1956, v. 8, № 8, p. 1000—1016.
27. *Rapatz F., Mirt O.* — «Stahl u. Eisen», 1954, H. 19, S. 1195—1202.
28. *Копытин Л. В.* — «Подшипниковая промышленность». Сб. № 4. М., ЦИНТИмаш, 1962, с. 37—41.
29. *Hultgren A.* — «Trans. ASM», 1947, v. 39, p. 915.
30. Atlas of Isothermal Transformation Diagrams. Pittsburg. United States Steel, 1950. 211 p.
31. *Архаров В. И.* Кристаллография закалки стали. Москва—Свердловск. Металлургиздат, 1951. 144 с. с ил.
32. Справочник по машиностроительным материалам. Т. 1. М., Машгиз, 1959. 907 с. с ил.
33. *Качанов Н. Н., Шукюров Р. И., Мамедов З. Г.* — «Изв. вуз. Черная металлургия», 1971, № 9, с. 129—131.
34. *Качанов Н. Н.* — «Труды ЭНИИПП». Сб. № 1/21. М., 1960, с. 15—40.
35. *Сахин С. И., Щеголева А. М., Гусаров А. Д.* и др. — «Металловедение». Сб. № 2. Л., Судпромгиз, 1958.
36. Легирование стали (Докл. Второй Киевской научно-технической конференции по металловедению). Киев, Госуд. изд-во техн. лит., 1963.
37. *Bungart K., Kind K., Olsen W.* — «Arch. Eisenhüttenw.», 1956, H. 1, S. 61—62.
38. *Grang R. A., Garvey T. M.* — «Steel», 1946, v. 118, № 23, p. 98—100.
39. *Simcoe C. R., Elosea A. R., Manning R.* — «J. Met.», 1955, v. 7, № 1, p. 193—200; 1956, v. 8, № 8, p. 984—988.
40. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугунах и сталях. Пер. с англ. М., Металлургиздат, 1961.
41. *Trepschu H., Randak A., Domalsy G. H.* u. a. — «Stahl u. Eisen», 1967, Bd 22, 2. XI, S. 68—82.
42. *Гольдштейн Я. Е.* Микрولةгирование стали и чугуна. Москва—Свердловск, Машгиз, 1959. 198 с. с ил.
43. *Shyne I. C., Morgan R. R., Frey D. N.* — «Trans. ASM», 1956, № 48, p. 265—271.
44. *Каваи, Иноуз, Огава* — «Тэцу то Хаганэ», 1953, т. 39, № 6, с. 602—609.
45. *Винаров С. М.* — ДАН СССР, 1947, т. 58, № 6, с. 809—811.
46. *Архаров В. И.* — ЖТФ, 1952, т. 22, № 2, с. 332—335, 337—339.
47. *Imai J.* — «Japan J. Metals», 1955, v. 19, № 2, p. 106—110.
48. *Хасигути.* — «Тэцу то Хаганэ», 1954, т. 40, № 3, с. 343—345.
49. Mechanismus der Bor-Härtbarkeit. Technische Rundschau, 1956, Bd 48, № 19, S. 7.
50. *Legat A., Moser A., Cless-Bernert T.* — «Berg- und Hüttenman Monatsch.», 1964, № 3, S. 95—97.
51. *Cionchi A.* — «Fonderia», 1964, № 3, p. 141, 143, 145, 147.
52. *Браун М. П.* — «Изв. АН СССР. Металлургия и горное дело», 1964, № 2, с. 137—142; «Изв. АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо», 1962, № 2, с. 86—92 с ил.
53. *Лагунцов И. Н.* — «Сталь», 1948, № 3, с. 255—258.
54. *Зюзин В. И.* — «Труды УФАИ СССР», 1941, вып. 10, с. 109—112 с ил.
55. *Раузин Я. Р.* Термическая обработка хромистой стали. М., Машгиз, 1963. 384 с. с ил.
56. *Качанов Н. Н., Сахонько И. М., Пчелкина В. М.* и др. — «Труды ВНИИПП». Сб. № 1 (33). М., 1963, с. 54—68.
57. *Качанов Н., Свистунов А., Основин В.* — «Бюл. ТЭИ. Удмуртский СІИХ», 1960, № 6, с. 33—37.
58. *Ляхтин Ю. М., Леонтьева В. П.* Материаловедение. М., «Машиностроение», 1972. 512 с. с ил.
59. *Ципунов А. Г., Смирнов Ю. Д.* — «Теория и практика металлургии». Вып. 8. Челябинск, Южно-Уральское книжное изд-во, 1966, с. 40—46.
60. *Lüdering H.* — «Arch. Eisenhüttenw.». 1964, Bd 35, № 2, S. 153.
61. *Половников В. В.* — «Вестник машиностроения», 1953, № 9, с. 68—70.

62. Браун М. П., Винокур Б. Б., Кондрашов А. И. и др. — «Изв. вуз. Черная металлургия», 1961, № 8, с. 108—111.
63. Браун М. П., Винокур Б. Б., Кондрашов А. И. и др. — «Изв. вуз. Черная металлургия», 1962, № 12, с. 126—130.
64. Фрактография, прокаливаемость и свойства сплавов. Киев, «Наукова думка», 1966. 312 с. с ил. Авт.: М. П. Браун, Ю. С. Веселянский, О. С. Костырко и др.
65. Браун М. П. — В кн.: Конструкционные и жаропрочные сплавы. Киев, АН УССР, 1963, с. 116—123.
66. Половников В. В. — «Стандартизация», 1955, № 1, с. 56—58.
67. Гольденберг А. А., Ромашова Г. М. — «Вестник машиностроения», 1963, № 9, с. 64—66.
68. Jatezak C. E., Devine R. W. — «Trans. ASM», 1955, v. 47, p. 12—24.
69. Гольденберг А. А., Давыдова Л. Н. — «Заводская лаборатория», 1960, № 9, с. 1090—1091 с ил.
70. Конторович И. Е., Соголова А. А. — «Труды МАТИ». Сб. № 30. М., Оборонгиз, 1956, с. 135—149.
71. Доронин В. М., Иванов А. Г., Кручинина Е. В. и др. — «Стандартизация», 1964, № 1, с. 17—23.
72. Ватанабэ, Увано — «Тэцу то Хаганэ», 1955, т. 41, № 3, с. 309—311.
73. Качанов Н. Н., Пчелкина В. М. — «Труды ВНИИПП». Сб. № 2 (66). М., 1971, с. 79—88.
74. Качанов Н. Н. — «Труды ВНИИПП». Сб. № 2(42). М., 1965, с. 45—66.
75. Зельбет Б. М., Масленков С. Б., Безлепкина Л. Г. — «Труды ВНИИПП». Сб. № 4(44). М., 1965, с. 68—77.
76. Мороз Л. С. Тонкая структура и прочность стали. М. Металлургиздат, 1957. 159 с. с ил.
77. Богданов С. В. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1967, № 3, с. 77—79.
78. Козловский И. С. Прокаливаемость стали. М., Машгиз, 1945. 95 с. с ил.
79. Рафинирование металлов синтетическими шлаками. М., «Металлургия», 1964. 279 с. с ил. Авт.: С. Г. Воинов, А. Г. Шалимов, Л. Ф. Косой и др.
80. Давыдова Л. Н. Свойства конструкционных сталей, рафинированных синтетическими шлаками. М., «Металлургия», 1969. 135 с. с ил.
81. Тсуя «Тэцу то Хаганэ», 1958, т. 44, № 8, с. 892—908.
82. Баранов С. М. — «Сталь», 1947, № 2, с. 110—116; 1948, № 4, с. 346—352.
83. Баранов С. М., Лухина Е. М. — «Изв. вуз. Черная металлургия», 1959, № 6, с. 75—78.
84. Kiessling R., Backström S. — «Metal treatment and Drop Forging», 1961, October, p. 388—389.
85. Самарин А. М., Поляков А. Ю., Белков С. Ф. и др. — «Труды ЭНИИП». Сб. № 1(21). М., 1960, с. 41—54.
86. Ларионова Д. С., Власова Р. А., Федосеева Р. К. — «Труды ЭНИИП». Сб. № 1(21). М., 1960, с. 69—79.
87. Векслер Г. Д., Долинин Д. П., Крылов С. М. — «Металлургия», Л., «Судостроение», 1969, с. 8—15.
88. Plöckinger E., Randak A. — «Stahl u. Eisen», 1958, Bd 78, № 3, S. 1041—1058.
89. Качанов Н. Н., Пчелкина В. М. — «Труды ВНИИПП». Сб. № 4(48). М., 1966, с. 3—10.
90. Rose A., Strassburg W. — «Stahl un Eisen», 1955, Bd 75, № 23, S. 1472—1480.
91. Schottki G. — «Stahl u. Eisen», 1950, Bd 70, № 21, S. 909—924.
92. Чупракова Н. П., Садовский В. Д. — «Сталь», 1948, № 3, с. 262—263.
93. Голиков И. Н. Дендритная ликвация в стали. М., Металлургиздат, 1958. 206 с. с ил.
94. Чернявская С. Г., Малиновская Т. И., Мошкевич Л. Д. и др. — «Сборник трудов Укрнииспецсталь». Вып. 2. Днепропетровск, 1968, с. 116—121.
95. Склоев П. В., Каменских В. Н. — «Сталь», 1949, № 12, с. 1093—1094.
96. Завьялов А. С., Брук Б. И. — ФММ, 1957, т. 5, № 1, с. 127—131.
97. Малиночка Я. Н. — «Литейное производство», 1957, № 10, с. 19—21; 1963, № 10, с. 28—30; № 12, с. 22—24.

98. Брук Б. И. — ФММ, 1963, т. 16, № 2, с. 217—220 с ил.
99. Свечников В. Н., Мовчан Б. А. — ЖТФ, 1954, т. 24, вып. 10, с. 1823—1826.
100. Журенков П. М., Голиков И. Н. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1964, № 5, с. 38—41.
101. Kohn A. — «Revue de Metallurgie», 1954, v. 5, № 1, p. 503.
102. Philibert J., Weinryb E., Ancey M. — «Metallurgia», 1965, v. 72, № 433, p. 203—211.
103. Архаров В. И. — ЖТФ, 1952, т. 22, вып. 2, с. 332—335.
104. Юнь Пао-Цуй, Ке Тин-Суй — ФММ, 1957, т. 4, вып. 3, с. 407—410.
105. Бурин К. П., Данильченко Н. М. — ДАН СССР, 1952, т. 82, № 3, с. 381—385.
106. Tsou A. L., Nutting J., Menter J. W. — «J. Iron a. Steel Inst.», 1952, v. 172, p. 163—169.
107. Физические основы металловедения. М., Металлургиздат, 1955. 724 с. с ил. Авт.: Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер и др.
108. Бокштейн С. З., Кишкин С. Г., Мороз Л. М. Исследование строения металлов методом радиоактивных изотопов. М., Оборонгиз, 1959. 218 с. с ил.
109. Коттрелл А. Х. — Дислокации и пластическое течение в кристаллах. М., Металлургиздат, 1959. 267 с. с ил.
110. Teghtsoonian E., Chalmers — «Canad. J. Phys.», 1952, № 30, p. 388.
111. Гриднев В. Н., Петров Ю. Н. — «Вопросы физики металлов и металловедения». Киев, 1964 (Ин-т металлофизики АН УССР. Сб. № 19), с. 79—92.
112. Петрова Е. Ф., Лапшина М. И., Шварцман Л. А. — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1960, № 4, с. 22—25.
113. Rose A., Takahishi S., Hougardy — «Arch. Eisenhüttenw.», 1964, Bd 35, H. 35, S. 209—220.
114. Wever F., Wister H. J., Strassburg W. a. o. — «Arch. Eisenhüttenw.», 1956, Bd 27, N 4, S. 381—400.
115. Юрцев С. Ф., Брук Б. И. — ДАН СССР, 1955, т. 104, № 4, с. 533—539.
116. Ларионова Д. С., Лапошко Л. Д. — «Труды ВНИИПП». Сб. № 2(26). М., 1961, с. 95—98.
117. Russel T. F., Williamson J. C. — «Iron a. Steel Inst.», London, Spec. Rep. № 36, 1946, p. 34—36.
118. Luty W. — «Prace institutu mechanickei precyzyiney», 1966, t. 14, № 54, S. 44—49.
119. Шепеляковский К. З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М., «Машиностроение», 1972. 287 с. с ил.
120. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. 4-е изд. М., «Металлургия», 1975. 584 с. с ил.
121. Подшипники качения. Справочное пособие. Под ред. Н. А. Спицына и А. И. Спиришевского. М., Машгиз, 1961. 828 с. с ил.
122. Половников В. В. — «Заводская лаборатория», 1952, № 4, с. 452—454.
123. Гроссман М. А. Основы термической обработки. Пер. с англ. М., Металлургиздат, 1946. 248 с. с ил.
124. Grange R. A., Post G. — «SAE J.», 1946, v. 8, № 7, p. 31.
125. Блантер М. Е., Корягин К. П., Мартишин О. В. — «Заводская лаборатория», 1961, № 8, с. 978—981 с ил.
126. Новиков И. И., Золотаревский В. С. Дендритная ликвация в сплавах. М., «Наука», 1966. 156 с. с ил.
127. Современные сплавы и их термическая обработка. М., Машгиз, 1958.
128. Коротков Д. В. — «Заводская лаборатория», 1951, № 4, с. 507—510.
129. Jominy W. E. — «SAE J.», 1948, v. 56, № 4, p. 40—48.
130. Hodge J. M., Orehosky M. A. — «Metals Technology», 1946, April 13, № 3, T. P. 1994.
131. Блантер М. Е. Методика исследования металлов и обработки опытных данных. М., Металлургиздат, 1952. 444 с. с ил.
132. Szombatfalvy A. — «Rohaszati. Lapok», 1963, № 12, p. 555—559.
133. Rossner H. — «Werkstatt. u. Betrieb», 1966, Bd 99, H. 11, S. 765—768.
134. Немчинский А. П. — В кн.: Проблемы конструкционной стали. М., Машгиз, 1949, с. 85—101.

135. *Онисимов А. Г., Багудин П. Д.* — «Заводская лаборатория», 1951, № 6, с. 699—703.
136. *Maunier P.* — «Circ. inform. techn. Centre docum. sider.», 1965, v. 22, № 7—8, p. 1807—1816.
137. *Готлиб Л. И., Бурова Н. И.* — «Заводская лаборатория», 1954, № 8, с. 942—945.
138. *Wilson R.* — «Stahl u. Eisen», 1952, H. 3, S. 149—150.
139. *Post C. B., Fetzer M. C., Fenstermacher W.* — «Trans. ASM», 1945, v. 35, p. 85—111.
140. *Сомин Б. Е.* — «Заводская лаборатория», 1947, № 7, с. 832—840.
141. *Clas W. W., Doane D. V.* — «Metal Trans.», 1973, v. 4, № 10, p. 2257—2266.
142. *Wever F., Rose A.* — «Stahl u. Eisen», 1954, Bd 74, 3. VI. H. 12, S. 749—760.
143. *Винокур Б. Б., Пилюшенко В. Л.* Прокаливаемость конструкционных сталей. Киев, «Наукова думка», 1970. 108 с. с ил.
144. *Афонский И. А.* — «Заводская лаборатория», 1949, № 9, с. 1074—1076.
145. *Bühler H., Schmid F. J.* — «Stahl u. Eisen», 1958, H. 78, S. 663.
146. *Сахин С. И., Ветров В. М.* — «Сталь», 1946, № 4—5, с. 286—294.
147. *Etienne C. F., Scheepers C. P.* — «Metal Progress», 1965, v. 88, № 6, p. 77—81.
148. *Дехтяр М. В., Горбунов А. М., Балдина Л. М.* и др. — «Заводская лаборатория», 1946, № 9—10, с. 808—816 с ил.
149. *Post C. B., Fetzer M. C., Fenstermacher W. H.* — «Trans. ASM», 1946, v. 38, p. 85—111.
150. *Айвазян С. А.* — «Труды ЭНИИПП». Сб. № 1(21). М., 1960, с. 117—128.
151. *Дунин-Барковский И. В., Смирнов Н. В.* Теория вероятностей и математическая статистика в технике. (Общая часть). М., Гостехиздат, 1955. 556 с. с ил.
152. *Knowlton H. B.* — «Iron Age», 1948, 3. VI, p. 72.
153. *Ассонов А. Д.* Металлы и сплавы в автостроении. М., Машгиз, 1954. 264 с. с ил.
154. *Филлипова Т. Ф., Скобло Т. С.* — «Металловедение и термическая обработка металлов», 1966, № 11, с. 59—60.
155. *Knowlton H. B.* — «SAE J.», 1951, № 8, p. 17—24.
156. *Качанов Н. Н., Пчелкина В. М.* — «Труды ВНИИПП». Сб. № 4(44). М., 1965, с. 36—39.
157. Прямое наблюдение несовершенств в кристаллах. Пер. с англ. М., «Металлургия», 1964.
158. *Новиков И. И.* Теория термической обработки металлов. М., «Металлургия», 1974. 400 с. с ил.
159. *Chevendt J.* — Rev. met., 1972, v. 69, № 2, с. 117—126.
160. *Melloy G. F., Slimmon P. R., Podgursky P. P.* — «Met. Trans.», 1973, v. 4, № 10, p. 2279—2289.
161. *Спиркина Г. В., Гольдштейн Я. Е., Долинин Д. П.* и др. — «Производство электростали». Сб. № 2. М., «Металлургия», 1973 (МЧМ СССР), с. 100—111.
162. *Гольдштейн Я. Е., Спиркина Г. В., Долинин Д. П.* — «Инструментальные и подшипниковые стали». Сб. № 1. М., «Металлургия», 1973 (МЧМ СССР), с. 101—111 с ил.
163. *Малиновский Е. И., Камардин В. А., Мурина К. Н.* и др. — «Производство электростали». Сб. № 2. М., «Металлургия», 1973, (МЧМ СССР), с. 111—115.
164. *Пивоваров В. М., Тананко И. А., Левченко, А. А.* — ФММ, 1973, т. 33, вып. 2, с. 346—352.
165. *Омори Иосуя, Отани Хироо, Кунитакэ Татсуро* — «Тэцу то хаганэ», 1971, т. 57, № 10, с. 1960—1965.
166. *Счастливец В. М.* — ФММ, 1973, т. 33, вып. 2, с. 326—334.
167. *Hemingway R. D.* — «Iron and Steel», 1968, № 8, p. 341—344; № 9, p. 393—396.
168. *Давыдова Л. Н.* — «Сталь», 1960, № 11, с. 31; 1961, № 6, с. 551—557.
169. *Винаров С. М.* — «Свойства конструкционной стали с бором». М., Оборонгиз, 1955. 396 с. с ил.
170. *Винаров С. М.* — ЖТФ, 1949, т. 19, № 2, с. 243—250; 1952, т. 22, № 2, с. 335—337.

171. Баранов С. М. — ДАН СССР, 1952, т. 83, № 1, с. 125—128.
172. Баранов С. М. — «Металловедение и обработка металлов», 1956, № 12, с. 40—46.
173. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. Пер. с англ. М., Физматгиз. 1962. 552 с. с ил.
174. Завьялов А. С., Брук Б. И. — ДАН СССР, 1957, т. 115, № 3, с. 94—97.
175. Завьялов А. С., Брук Б. И. — «Металловедение». Сб. № 2. Л., Судпромгиз. 1958, с. 35—43.
176. Малиночка Я. Н. — «Сталь», 1958, № 12, с. 1130—1132 с ил.
177. Малиночка Я. Н., Масленков С. Б., Егоришина Т. В. — «Литейное производство», 1963, № 1, с. 22—25.
178. Малиночка Я. Н., Масленков С. Б., Егоришина Т. В. — «Сталь», 1968, № 10, с. 937—938.
179. Журенков П. М., Егоришина Т. В. — «Изв. АН СССР. Metallургия и горное дело», 1964, № 2, с. 105—109.
180. Kohn A., Doumeirs J. — «Metals Treatment. Drop. Forging», 1955, v. 22, № 120, p. 387.
181. Blautien C., Philibert J. — «Revue Metallurgie», 1959, v. 56, № 2, p. 171.
182. Philibert J., Bisouard H. — «Publications de l'institut de Recherches de la Siderurgie», Ser. A, 1959, v. 202, Octobre, p. 187.
183. Архаров В. И. — «Труды Ин-та физики металлов УФАН СССР». Сб. № 14. Свердловск, с. 16—25, 56—60; Сб. № 20. Свердловск, 1958, с. 201—212.
184. Архаров В. И., Вангенгейм С. Д. — ФММ, 1957, т. 4, вып. 3, с. 439—447.
185. Архаров В. И. — «Заводская лаборатория», 1961, т. 27, № 11, с. 683—686.
186. Архаров В. И., Пентина А. А. — ФММ, 1957, т. 5, вып. 1, с. 68—73 с ил.
187. Архаров В. И., Пентина А. А. — «Труды Ин-та физики металлов УФАН СССР». Сб. № 19. Свердловск, 1958, с. 43—55.
188. Архаров В. И., Ефремова К. А., Ивановская С. П. и др. — «Труды Ин-та физики металлов УФАН СССР». Сб. № 16. Свердловск, 1955, с. 56—61.
189. Архаров В. И., Юников Б. А. — «Труды Ин-та физики металлов УФАН СССР». Сб. № 16. Свердловск, 1955, с. 62—68.
190. Архаров В. И., Ивановская С. И., Скорняков Н. Н. — «Труды Ин-та физики металлов УФАН СССР». Сб. № 16. Свердловск, 1955, с. 69—74 с ил.
191. Архаров В. И., Скорняков Н. Н. — «Труды института физики металлов УФАН СССР». Сб. № 16. Свердловск, 1955, с. 75—96 с ил.
192. Бунин К. П., Погребной Э. Н. — ДАН СССР, 1955, т. 100, № 1, с. 61—65.
193. Бунин К. П., Погребной Э. Н. — «Изв. АН СССР. Metallургия и горное дело», 1964, № 4, с. 123—127.
194. Бунин К. П., Данильченко Н. М. — «Изв. АН СССР. ОТН», 1955, № 12, с. 136—141 с ил.
195. Погребной Э. Н. — «Изв. АН СССР. Metallургия и горное дело», 1964, № 4, с. 123—127 с ил.
196. Петрова Е. Ф., Шварцман Л. А. — «Проблемы металловедения и физики металлов». Сб. № 5. М., Metallургиздат, 1958 (ЦНИИЧМ. Ин-т металловедения и физики металлов), с. 68—75 с ил.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
-----------------------	---

Глава I

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ. КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ ПО ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

1. Физические основы прокаливаемости стали	5
2. Классификация сталей по прокаливаемости	20

Глава II

ФАКТОРЫ, ОКАЗЫВАЮЩИЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ

1. Легирующие элементы и примеси	28
2. Легирование комплексом элементов	65
3. Колебания химического состава	67
4. Величина зерна аустенита	72
5. Исходная структура	73
6. Технология металлургического производства	87
7. Скорость кристаллизации стали при затвердевании	93
8. Технология термической обработки	98
9. Химическая микронеоднородность твердого раствора	106

Глава III

ПУТИ УПРАВЛЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬЮ

1. Оптимальная прокаливаемость и рекомендации по выбору марки стали	131
2. Факторы, влияющие на прокаливаемость	147

Глава IV

МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

1. Методы объемной закалки образцов	152
2. Методы торцевой закалки образцов	154
3. Методы определения прокаливаемости стали по диаграммам превращения аустенита	154
4. Расчетные методы	157
5. Методы моделирования	157
6. Электромагнитные методы	159
7. Прочие методы	159
8. Рекомендации по выбору метода определения прокаливаемости	161

Глава V

ПОСТРОЕНИЕ ПОЛОС ПРОКАЛИВАЕМОСТИ И ИХ ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ

1. Построение полос прокаливаемости	162
2. Практическое применение полос прокаливаемости	167

Глава VI

ДАнные, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИЕ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ РАЗЛИЧНЫХ МАРОК

Список литературы	188
-----------------------------	-----

Рецензент докт. техн. наук Ю. А. Башнин

УДК 669.14 : 539.54

Прокаливаемость стали. 2-е изд. Качанов Н. Н. М., «Металлургия», 1978. 192 с.

Первое издание вышло в 1964 г. Во втором, переработанном и дополненном издании рассмотрены физические основы прокаливаемости стали, дана классификация сталей по прокаливаемости, показано влияние на прокаливаемость легирующих элементов и примесей, величины зерна аустенита, исходной структуры и дисперсности карбидной фазы, химической микронеоднородности и других факторов. Рассмотрены также пути управления прокаливаемостью и некоторые методы ее определения. На примерах показан принцип выбора стали по прокаливаемости.

Предназначается для инженерно-технических работников (конструкторов, технологов-термистов) металлургических и машиностроительных заводов, проектных и научно-исследовательских организаций. Ил. 110. Табл. 21. Список лит.: 196 назв.

ИБ № 479

Николай Николаевич Качанов

ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ

Редактор издательства Л. М. Гордон
Художественный редактор Г. А. Жегин
Технический редактор Э. А. Кулакова
Корректоры: Л. Ф. Дурасова, Л. М. Зинченко
Переплет художника В. В. Воронина

Сдано в набор 17.12.77. Подписано в печать 15.02.78. Т-04819.
Формат бумаги 60×90^{1/16}. Бумага типографская № 2.
Гарнитура литературная. Печать высокая.

Печ. л. 12,0. Уч.-изд. л. 14,86. Тираж 5 100 экз. Заказ 635.
Цена 75 коп. Изд. № 2309.

Издательство «Металлургия», 119034, Москва, Г-34,
2-й Обыденский пер., д. 14

Ленинградская типография № 6 Союзполиграфпрома
при Государственном комитете Совета Министров СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
193144, Ленинград, С-144, ул. Моисеенко, 10

© Издательство «Металлургия», 1978

К 31101—084
040(01)—78 99—78



75 коп.



«МЕТАЛЛУРГИЯ»