

Б. А. Красюк

ЗАКАЛКА И ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ

МЕТАЛЛУРГИЗАТ
1945



Б. А. КРАСЮК

ЗАКАЛКА и ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ



ГОСУДАРСТВЕННОЕ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
ЛИТЕРАТУРЫ ПО ЧЕРНОЙ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Свердловск 1945 Москва

ВВЕДЕНИЕ

За последнее время в литературе, посвященной вопросам термической обработки сталей, встречаются многие новые термины.

С другой стороны, развитие металлостроения привело и к изменению смысла, вкладываемого в некоторые старые термины.

Объяснение части этих терминов обычно содержится в тексте соответствующих статей и книг, но не всегда оно является достаточно исчерпывающим и однозначным.

С целью облегчения чтения данной книги, основные важнейшие термины, применяющиеся в ней, собраны в настоящем введении.

Здесь же дается краткое определение смысла этих терминов и ссылка на страницы, где они упоминаются и поясняются более подробно.

Абнормальная структура цементированной стали. Так именуют структуру, получающуюся иногда в мелкозернистых сталях в результате цементации. Нормально цементированная сталь в закаленном состоянии должна иметь в наружной части поверхностного слоя структуру перлита с сеткой заэвтектоидного цементита. Если сетка заэвтектоидного цементита разорвана и между «островками» перлита встречаются зерна скоагулировавшего карбида, окруженные ферритом, то структура стали называется *абнормальной* (см. стр. 116).

Аустенит — твердый раствор цементита (Fe_3C) в гамма-железе.

При образовании аустенита в нагреваемой стали происходит процесс растворения карбида железа (цементита) в гамма-железе.

Растворение карбида железа в железе, повидимому, связано лишь с диссоциацией цементита, но не с распадом этого химического соединения.

В специальных сталях аустенит может содержать, кроме углерода, еще и частицы легирующих примесей (см. стр. 15).

Austempering-обработка. Американское название изотермической закалки (см. *изотермическая закалка*). По замыслу фирмы, патентовавшей этот способ термической обработки, его название должно отображать то обстоятельство, что требуемые механические свойства стали здесь получаются в результате одной лишь операции изотермической закалки, без дополнительного отпуска (см. стр. 43).

Бейнит. Структура, получающаяся в сталях в процессе изотермического превращения аустенита, при температурах, лежащих ниже поворота S-кривой, но выше точки мартенситного превращения.

Во время изотермического превращения в указанном районе температур отдельные порции аустенита превращаются в мартенсит, который тут же отпускается.

Те кристаллы мартенсита, которые возникнут раньше, окажутся отпущенными в большей степени, чем кристаллы мартенсита, возникшие в конце периода изотермического превращения.

Бейнит можно рассматривать, как комплекс нгп или пластинок отпущенного мартенсита, в разных стадиях его распада. Существует также мнение, что при изотермической выдержке выше мартенситной точки A_{r1} происходит непосредственный распад аустенита в бейнит (см. стр. 46).

Верхний бейнит. Американский металлург Мейл ввел подразделение бейнита на категории, в зависимости от температуры его образования.

Структуру, образующуюся при изотермическом превращении аустенита, немного ниже поворота S-кривой (для углеродистой стали — в интервале температур 430—550° С) он называет *верхним бейнитом* (см. стр. 47).

Верхняя критическая скорость охлаждения при закалке — см. *критическая скорость охлаждения*.

Величина зерна. В стали существуют два сорта зерен, величина которых играет большую роль: аустенитовые зерна и зерна феррита.

Однако размеры ферритовых зерен, так же как и характер распределения феррита в структуре стали (доэвтектоидной), в свою очередь зависят от размеров зерен аустенита, существовавших в данном куске стали при высоких температурах.

От величины аустенитовых зерен зависит также поведение стали при термообработке.

Когда говорят о величине зерна в стали, то имеют в виду именно размеры аустенитовых зерен в ней (см. стр. 62).

Видмаништитовая структура. При образовании одной твердой фазы из другой путем аллотропического превращения (например при образовании феррита из аустенита) кристаллы новой фазы могут получаться в виде пластинок, параллельных определенным кристаллографическим плоскостям прежней фазы.

На поверхности металлографического шлифа тогда следы пересечения его плоскости с кристаллами новой фазы будут изображаться полосками или иглами. Такая структура носит название *видмаништитовой*.

Видмаништитовая структура обычно встречается в литой и в перегретой стали, подвергшейся сравнительно ускоренному охлаждению. Она может встречаться и в других сплавах, подвергшихся аналогичным изменениям строения (см. стр. 35).

Выделение из твердого раствора. Процесс возникновения и роста частиц фазы, за счет атомов или молекул какого-либо компонента, ранее находившихся в твердом растворе с ограниченной растворимостью, в решетке другого компонента.

Этот процесс обычно протекает при понижении температуры твердого раствора благодаря понижению его растворяющей способности.

В пересыщенных растворах выделение избытка растворенного компонента может протекать при постоянной температуре.

В последнем случае кристаллики новой выделяющейся фазы возникают в тех участках массы основного твердого раствора, в которых случайно окажется достаточное количество растворенного вещества.

Каждой температуре выделения соответствует свой минимальный размер кристалликов новой фазы, могущих возникнуть.

Высокотемпературное превращение в стали при охлаждении. Аустенит в стали, при охлаждении его ниже определенной температуры, становится нестабильным и распадается на смесь феррита с карбидом или превращается в пересыщенный переохлажденный раствор, содержащий частицы углерода, расположенные в решетке альфа-железа¹.

Распад аустенита на смесь кристалликов феррита и карбида (цементита) при медленном охлаждении происходит в интервале между точками A_{r3} и A_{r1} .

Ускорением охлаждения можно достичь одновременно: 1) снижения температур распада аустенита и 2) получения более тонкой дисперсной смеси продуктов распада, т. е. феррита и цементита.

¹ По мнению автора, трудно допустить, чтобы частицы углерода, имеющего сильное химическое сродство с железом, находясь в решетке последнего, оставались химически (а следовательно, и электрически) нейтральными.

Вследствие этого автор присоединяется к точке зрения проф. Н. В. Гевелинг, считающего, что углерод, присутствующий в твердом растворе в железе, связан в каждый данный момент с некоторым количеством частиц железа.

Характер этих связей должен быть таким, чтобы:

1) предопределять для частиц углерода некоторые фиксированные положения их в ячейке пространственной решетки железа (безразлично, идет ли речь о гамма или об альфа-железе);
2) частицы углерода, при своем перемещении вследствие диффузии, могли перескакивать из одной ячейки в определенное фиксированное положение в другой ячейке.

Однако ускорением охлаждения можно понизить точку распада аустенита лишь до температур порядка 550—530° С; дальнейшее ускорение охлаждения приведет к тому, что аустенит не будет уже даже частично распадаться на гетерогенную смесь феррита и цементита, а переохлаждаясь до сравнительно низких температур, превратится в пересыщенный твердый раствор углерода в альфа-железе.

По терминологии ASM (Америк. о-ва Металлов) *высокотемпературным превращением аустенита при охлаждении стали* называется вышеуказанный распад его на гетерогенную смесь феррита с цементитом, могущий протекать при относительно высоких температурах (выше, чем 530—550° С) (см. стр. 29).

Высокочастотная закалка стали — см. *Поверхностная закалка*.

Глобулярный цементит — см. *Зернистый цементит*.

Зернистый цементит — цементит, имеющий форму округлых зерен или глобулей. При охлаждении стали с высоких температур на воздухе цементит обычно выделяется в виде пластинчатых или игольчатых кристаллов или в виде оторочки по границам зерен твердого раствора (аустенита или феррита).

Отжигая сталь по специальному режиму, можно добиться коагуляции и сферодизации частиц карбидов в ней (см. стр. 45).

Защитная атмосфера. Газообразная среда, заполняющая рабочее пространство печи или реторты с термически обрабатываемыми деталями, предохраняющая последние от окисления и обезуглероживания при высоких температурах.

Идеальные критические размеры. Критическим размером образцов стали, по терминологии Гроссмана, называется максимальный диаметр (для круглого образца) или максимальная толщина (для пластины) того образца, который при данных условиях закалки прокаливается точно насквозь.

Критические размеры зависят от резкости закалки.

Идеальные критические размеры образцов стали — это их критические размеры для того случая, когда резкость закалки равна бесконечности (см. стр. 72).

Изотермическое превращение аустенита. Превращение переохлажденного аустенита при изотермической его выдержке протекающее при температурах, лежащих ниже поворота S-кривой (см. стр. 45).

Изотермический распад аустенита — распад переохлажденного аустенита на смесь пластинчатых кристаллов феррита и цементита, протекающий при изотермической выдержке. Происходит при температурах, лежащих выше выступа S-кривой. При изотермическом распаде аустенита образованием гетерогенной смеси феррита и цементита может предшествовать выделение из аустенита избыточного феррита (в доэвтектоидных сталях) (см. стр. 45).

Изотермическая закалка стали. Нагрев стали выше температуры A_{c3} , с целью придания ей однородной аустенитовой структуры, быстрое охлаждение далее до некоторой избранной температуры и выдержка стали при этой последней температуре (изотермическая выдержка) до окончания превращения в сплав аустенита. Температура изотермической выдержки при изотермической закалке должна лежать ниже поворота S-кривой, но выше точки мартенситного превращения.

После изотермической закалки можно применять, в зависимости от размеров и назначения детали, или охлаждение на воздухе, или охлаждение путем замачивания детали в ванну с водой или маслом (см. стр. 42).

Изотермический отжиг стали. Нагрев стали до температуры, лежащей выше A_{c3} , с целью придания ей однородной аустенитовой структуры, ускоренное против обычного отжига охлаждение ее до некоторой избранной температуры и изотермическая выдержка при этой последней температуре до окончания распада в стали аустенита.

Температура изотермического отжига должна лежать между точкой A_{r1} и поворотом S-кривой.

После изотермической выдержки при отжиге практикуется не слишком быстрое охлаждение (см. стр. 45).

Карбиды. Химические соединения металлов с углеродом.

В сталях углеродистых основное значение имеет лишь один карбид — карбид железа Fe_3C (цементит). Специальные стали могут содержать в себе еще карбиды легирующих элементов или же комплексные карбиды, являющиеся сочетанием цементита с карбидами легирующих элементов (см. стр. 17).

Карбюризатор. Твердая, жидкая или газообразная среда, способная, реагируя с железом, образовывать на поверхности последнего слой цементита (см. стр. 114).

Класс стали. Углеродистая сталь при нормализации принимает структуру феррита с перлитом, перлита или перлита с цементитом, в зависимости от состава сплава. В специальных сталях, содержащих легирующие элементы, распад и превращение аустенита обычно затрудняется.

Поэтому в специальных сталях нормализация может привести к созданию сорбитной структуры, троостита, мартенсита, а при достаточно большом содержании некоторых легирующих элементов, даже и к сохранению аустенита, имевшегося при высоких температурах.

Чтобы более четко отразить отношение стали к этому виду термообработки, Гийе ввел понятие — *класс стали*. Класс стали определяется ее структурой, получающейся при нормализации. Если, например, в результате нормализации сталь сохраняет аустенитовую структуру, то ее называют сталью аустенитового класса. Если при нормализации получается в стали структура перлит + феррит или перлит + карбиды, то сталь причисляют к перлитному классу. Если при нормализации сталь принимает структуру мартенсита, то ее именуют сталью мартенситного класса и т. д. (см. стр. 18).

Контактная электрозакалка — см. *Поверхностная закалка*.

Коробление при термообработке. Сталь, охлаждаемая с высоких температур, или же, наоборот, нагреваемая до высоких температур, может испытывать объемные изменения двоякого рода. Во-первых, снижение или, наоборот, повышение температуры должно повлечь за собой сжатие или, соответственно, расширение материала. Во-вторых, сталь может изменять свой объем вследствие аллотропических превращений.

Эти два вида объемных изменений различны по знаку.

В то время как тепловое сжатие и расширение приводят к постепенному изменению объема тел, протекающему более или менее быстро, в зависимости от скорости охлаждения или нагревания стали, изменения объема материала при переходе его из одной модификации в другую совершаются при определенных температурах или же в определенных, иногда довольно узких, интервалах температур.

Накладываясь друг на друга, объемные изменения первого и второго рода приводят к особенно сильному развитию в материале внутренних напряжений.

Этому в сильной степени способствует то различие в скоростях нагревания и охлаждения, которое всегда имеется между поверхностными слоями и сердцевинной термически обрабатываемых более или менее массивных деталей.

Неодинаковая скорость охлаждения в различных участках детали может получиться еще вследствие особенностей конфигурации последней, неудачного способа погружения в закалочную среду и пр.

При нагревании детали под термообработку различная скорость нагревания в разных участках детали, получающаяся во многих случаях на практике, также может явиться причиной развития внутренних напряжений в материале.

Накапливающиеся таким образом внутренние напряжения часто приводят к деформированию деталей, короблению их и даже к возникновению в них трещин (см. стр. 53).

Критические температуры — температуры, при которых начинается или заканчивается переход веществ из одной аллотропической модификации в другую.

Критическими температурами часто называют и те температуры, при которых в охлаждающемся или в нагреваемом сплаве начинается выделение из твердого раствора частиц пересыщающего его растворенного компонента (в случае охла-

ждения) или же процесс растворения какого-либо компонента в основной массе сплава (в случае нагревания).

Критическая скорость охлаждения при закалке. Когда рассматривают режимы охлаждения закаливаемой стали, то различают три случая.

Во-первых, охлаждая сталь ускоренно, но не очень быстро (со скоростью охлаждения $V_{охл}$ меньше некоторой V_1), в материале получают структуру, представляющую собой гетерогенную смесь частиц феррита и карбида. (Все указываемые здесь сведения относятся к сталям, в которых аустенит не является структурной стабильной при комнатной температуре.)

Эта смесь частиц феррита и карбида часто называется сорбитом закалки; она получается тогда, когда весь аустенит, имеющийся в закаливаемой стали, распадается при температурах, лежащих приблизительно между 720 и 600° С.

Если сталь охлаждать со скоростью $V_{охл} > V_1$, но меньшей чем некоторая скорость V_2 , то в ней лишь часть аустенита распадется при высоких температурах (приблизительно при 550—600° С). Другая же часть аустенита останется непревращенной, вплоть до температур, лежащих ниже 150—200° С.

В результате высокотемпературного превращения в стали получится гетерогенная смесь частиц феррита и цементита, более тонкая по своему строению, чем сорбит закалки. Такой продукт распада аустенита именуют «трооститом закалки».

Продуктом низкотемпературного превращения аустенита в стали явится игольчатая структура, так называемый мартенсит, особенно выделяющийся из всех метастабильных структур своей высокой прочностью и твердостью.

При охлаждении закаливаемой стали со скоростью $V_{охл} \geq V_2$ в ней высокотемпературное превращение не протекает вовсе и весь аустенит может превращаться в мартенсит.

Скорости охлаждения V_1 и V_2 называются критическими. V_1 — часто именуют *нижней критической скоростью охлаждения стали при закалке*, а V_2 — *верхней критической скоростью охлаждения стали при закалке* (см. стр. 28).

Критические размеры. Каждая сталь обладает своими верхней и нижней критическими скоростями охлаждения при закалке. Эти скорости зависят от химического состава стали, размеров зерен в ней, однородности аустенита, получившегося при нагревании материала под закалку и ряда прочих факторов.

Получить сталь, закаленную на мартенсит, можно, охлаждая аустенит со скоростью равной или большей, чем верхняя критическая скорость охлаждения.

При небольших размерах термически обрабатываемого образца или изделия нетрудно достичь того, чтобы такая скорость охлаждения была обеспечена по всему его сечению. Закалка здесь получится сквозной.

Когда охлаждению подвергается деталь более значительных размеров, скорость охлаждения материала в середине данного изделия или образца окажется меньшей, чем у его поверхности. Для получения сквозной закалки придется делать охлаждение обрабатываемой детали более резким.

Постепенно увеличивая размеры закаливаемого образца, можно придти к тому, что любая скорость охлаждения поверхностного слоя материала окажется недостаточной, чтобы в сердцевине образца скорость охлаждения привела бы к образованию мартенситовой структуры. Закалка получится несквозной.

Согласно терминологии, предложенной американским металлургом Гроссманом, *критическими размерами* для данной стали следует называть максимальные размеры (для круглого образца — его диаметр) изготовленного из нее образца, прокаливающегося точно насквозь. Все образцы, имеющие размеры больше критических, будут иметь в своей сердцевине непрокалившуюся зону.

Когда говорят «критические размеры для данной стали», то всегда имеют в виду конкретные условия закалки, т. е. вполне определенную резкость закалки. Чем резче закалка, тем больше получатся критические размеры образцов для данной стали.

Постепенно увеличивая резкость закалки, можно построить кривую, характеризующую изменение критических размеров, по мере повышения резкости за-

калки. Эта кривая будет асимптотически приближаться к некоторому предельному значению, достигая его при резкости закалки, равной бесконечности.

Такие предельные критические размеры, которые должны были бы получиться для данной стали при резкости закалки, равной бесконечности, называются идеальными критическими размерами (см. стр. 71).

Кубический мартенсит — гипотетическая структура, приписывавшаяся одно время некоторой «разновидности» мартенсита.

В настоящее время точно установлено, что мартенсит имеет тетрагональную решетку. В узлах пространственной решетки мартенсита помещаются атомы (точнее — ионы) железа, а ионы углерода расположены между узлами решетки.

Константы решетки мартенсита зависят от содержания в нем углерода. Чем больше углерода содержится в мартенсите, тем дальше его структура отстоит от кубической (см. стр. 38).

Лимитирующий период. Лимитирующий период или nose-time есть тот промежуток времени, в течение которого может существовать в стали переохлажденный аустенит при температуре, соответствующей верхнему повороту S-кривой.

Выше указанной температуры продуктом изотермического распада аустенита в стали является так называемый «тонкий перлит», ниже — бейнит.

Если при изотермической закалке стали скорость охлаждения ее такова, что высокотемпературное превращение в ней не успевает начаться, то следовательно кривая охлаждения не пересекает линии начала распада аустенита на смесь феррита с цементитом, именуемую «тонким перлитом», и лимитирующий период не превышен (см. стр. 79).

Мартенсит. При закалке стали аустенит в ней, переохлажденный до низких температур, не может распадаться на смесь частиц феррита и цементита, так как скорость диффузии частиц углерода в массе твердого раствора при низких температурах очень мала.

Между тем решетка гранцентрированного куба, свойственная аустениту, становится при понижении температуры далее некоторого предельного ее значения нестабильной. В материале при этой критической температуре должно произойти превращение решетки гамма железа в решетку объемноцентрированного типа.

Так как скорость охлаждения сплава в данном случае велика (иначе не удалось бы переохладить в стали аустенит), то образование новой фазы будет идти по тому же принципу, что и образование видманштеттовой структуры в нормализуемой перегретой стали.

Кристаллы возникающей новой фазы явятся кристаллами твердого раствора углерода (или цементита) в железе, с тетрагональной объемноцентрированной решеткой, степень тетрагональности которой будет тем больше, чем выше содержание углерода в сплаве.

Эта новая фаза называется *мартенситом* в честь исследователя Мартина.

Мартенсит-метастабильная структура, так как железу в модификации альфа свойственна не тетрагональная, а кубическая объемноцентрированная решетка. При соответствующих условиях мартенсит легко можно превратить в смесь частиц феррита и цементита, так как он представляет собой пересыщенный твердый раствор и тетрагональность его вынужденная.

Под микроскопом кристаллы мартенсита в стали имеют весьма характерную форму игл или (точнее) пластинок, часто расположенных по сторонам треугольников. Причиной этого является то, что кристаллы мартенсита, образующиеся в зернах аустенита, всегда получаются в виде пластинок, параллельных определенным кристаллографическим направлениям зерен аустенита (см. стр. 35).

Мартенситная точка. Мартенситной точкой называют температуру начала образования мартенсита в данной стали, при ее охлаждении.

В некоторых книгах мартенситная точка обозначается символом A_f , Карпентер и Робертсон присвоили ей символ A_M , а С. С. Штейнберг предложил обозначение «точка М».

Положение мартенситной точки различно для разных сталей и в первую очередь зависит от их состава. Для мартенситной точки является крайне характерной ее полная независимость от скорости охлаждения сплава. Мартенситная точка AM указывает температуру начала мартенситного превращения, она является верхней границей того интервала температур, в котором аустенит данной стали интенсивно переходит в мартенсит. Нижняя граница указанного интервала, по терминологии Карлентера и Робертсона, обозначается символом AM_1 . По достижении точки AM_1 в закаливаемой стали еще остается некоторое количество так называемого «остаточного» аустенита.

Следует считать, что точка AM_1 не указывает на полное окончание аустенито-мартенситного превращения в стали, но лишь характеризует ту температуру, ниже которой это превращение протекает очень вяло.

Независимость положения мартенситной точки от скорости охлаждения указывает на бездиффузионность мартенситного превращения (см. стр. 27).

Мягкие пятна. Когда кусок стали закаливается с погружением его в ванну, наполненную охлаждающей жидкостью, то в первый период охлаждения вокруг этого куска или изделия создается рубашка из пара.

Далее паровая рубашка, окружившая закаливаемый материал, растворяется в массе охлаждающей жидкости, последняя начинает интенсивно кипеть у поверхности изделия.

Второй период охлаждения, когда у закаливаемого тела отбирается наибольшее количество тепла, затрачиваемого на кипение закалочной жидкости, является самым ответственным. Розе показал, что интервал температур, в котором наиболее быстро может протекать в углеродистой стали высокотемпературное превращение аустенита ($550-600^\circ\text{C}$), закаливаемый материал проходит именно во время второго, указанного выше периода охлаждения.

Если на отдельных участках поверхности изделия паровая рубашка задержится, то в этих местах в стали может пройти высокотемпературное превращение аустенита. Твердость таких участков окажется значительно ниже твердости на остальной поверхности изделия, т. е. на его поверхности останутся *мягкие пятна* (см. стр. 60).

Исполная закалка. Нагрев стали под закалку должен обеспечивать получение в ней однородной аустенитовой структуры. Если нагрев был недостаточным, то в сплаве, кроме аустенита, могут остаться частицы какой-либо из фаз, существовавших при низких температурах, до нагрева материала.

При охлаждении закаливаемой стали закалочная структура (сорбит, троостит, мартенсит) может образоваться лишь в результате процессов распада или превращения аустенита. Понятно, что частицы фазы, отличной от аустенита, как говорят, «закалку не примут».

В микроструктуре сплава, подвергнутого такой неполной закалке, можно будет наблюдать более или менее многочисленные «незакаленные» участки, т. е. частицы той фазы, которая не исчезла при нагревании исходного материала, не растворилась в аустените (см. стр. 24).

Нижняя критическая скорость охлаждения при закалке — см. *Критическая скорость охлаждения при закалке*.

Низкотемпературное превращение аустенита при закалке — см. *Мартенсит*, его образование и мартенситную точку.

Нормализация — операция термической обработки стали, состоящая из трех элементов: нагрева до температур, обеспечивающих получение в стали аустенитовой структуры, выдержки материала при этих температурах, для придания аустенитовым зернам однородности состава, и последующего охлаждения детали или образца, путем выдачи его из печи на воздух.

Обезуглероживание стали при термообработке. Так называется явление выгорания углерода из поверхностного слоя материала обрабатываемого изделия, при нагревании его под термическую обработку, вследствие контакта между металлом и печными газами или печной атмосферой, содержащей кислород.

Для предохранения термически обрабатываемых деталей от поверхностного обезуглероживания применяются различные меры. Самой простой из них является засыпка изделий, нагреваемых в печи, древесным углем. Наиболее совершенный способ защиты деталей от поверхностного обезуглероживания — это создание внутри термических печей нейтральных или защитных атмосфер, с приданием печам герметичности.

Огрубление зерен в стали — см. *Рост зерен в стали*.

Отжиг стали. Операция, состоящая из нагрева стали до температуры в большинстве случаев выше A_{c1} , выдержки ее при выбранной температуре и последующего медленного охлаждения.

Отжиг может производиться для достижения следующего: а) удаления напряжений, б) снижения твердости стали, в) возвращения стали прежней вязкости, пластичности, первоначальных электрических или магнитных свойств, г) придания стали более стабильной структуры.

Отпуск стали. Нагрев закаленной стали до какой-либо избранной температуры, лежащей ниже A_{c1} , выдержка при этой температуре и последующее охлаждение.

Скорость охлаждения после отпуска для углеродистых сталей может быть и не очень быстрой, тогда как изделия, изготовленные из некоторых легированных сталей после отпуска, обязательно должны охлаждаться ускоренно при помощи погружения в масло.

Сущность отпуска заключается в придании стали более стабильной структуры, чем та, которая получилась в ней при закалке.

Отпуск производится для: а) уменьшения внутренних напряжений, оставшихся в закаленном материале, б) снижения твердости материала и придания стали большей пластичности и вязкости и в) более полного и более быстрого протекания в материале процессов старения (см. стр. 105).

Патентирование — частный случай изотермической закалки. Патентированию подвергается обычно проволока. Процесс обработки этого вида заключается в нагревании проволоки до обычных закалочных температур и последующей выдержке в расплавленном свинце или некоторых солях, температура которых лежит обычно в интервале от 400 до 550° С.

В результате патентирования сталь принимает структуру верхнего бейннита (см. стр. 84).

Поверхностная закалка. В ряде случаев обычная закалка с нагревом и охлаждением всей массы изделия нецелесообразна. Это относится, например, к крупным деталям, изготовленным из мелкопрокаливающейся стали.

Известно, что при данной резкости закалки глубина прокаленной зоны получается тем меньшей, чем больше размеры детали. Кроме того, быстрое охлаждение при закалке легко может вызвать коробление и трещины в массивной детали. Таким образом создать твердый слой на поверхности крупных изделий можно только путем применения поверхностной закалки.

Далее, при изготовлении некоторых деталей, например шестерен, высокая стойкость режущего инструмента и быстрая его изнашиваемость позволяет производить ряд операций (например нарезку зубьев, в случае шестерен) лишь при сравнительно низкой твердости обрабатываемого материала. Применяя поверхностную закалку, можно упрочнить зубья шестерен после их механической обработки.

Уже из приведенных примеров вполне очевидно огромное практическое значение поверхностной закалки как способа упрочнения материала. Для выполнения поверхностной закалки поверхностный слой материала нагревают до той температуры, при которой он примет аустенитовую структуру, после чего его подвергают быстрому охлаждению.

Методы поверхностной закалки можно классифицировать по способу нагрева поверхностного слоя обрабатываемой детали:

- а) закалка с нагревом пламенем газовой горелки,
- б) закалка с нагревом электротоками высокой частоты,

в) закалка с прямым прогревом поверхностного слоя изделия проходящим электрическим током (контактная электрозакалка) и

г) поверхностная закалка прочими способами нагрева (см. стр. 90).

Рост зерна в стали. Зерна аустенита, образующиеся при нагревании стали выше точки A_{c3} , при дальнейшем нагреве материала или при выдержке его при высоких температурах растут.

В некоторых сталях укрупнение зерен аустенита активно протекает сразу же после того как температура материала поднимется до A_{c3} , в то время как другие стали в начале как бы сопротивляются «огрублению» аустенита, т. е. разрастанию его зерен.

Стали, в которых аустенитовые зерна легко укрупняются, называются «грубозернистыми», а стали, обладающие «иммунитетом» против разрастания зерен, хотя бы в некотором интервале температур выше A_{c3} , часто носят название «мелкозернистых».

Рост зерен в металлах и сплавах протекает как следствие стремления вещества к уменьшению свободной поверхностной энергии, ибо он ведет к сокращению площади поверхности раздела фаз (см. стр. 63).

Резкость закалки. Резкостью закалки, по предложению Гроссмана, принято называть некоторую величину H , обратно пропорциональную продолжительности охлаждения закаливаемого образца в интервале температур между 600 и 500° С. Резкость закалки, обеспечиваемая водой, при комнатной ее температуре, при медленном погружении образца в закалочную ванну, без принудительной циркуляции закалочной среды, принята за единицу.

Интервал температур от 600 до 500° С играет особую роль при закалке стали, так как если в нем высокотемпературное превращение не произойдет, то весь аустенит в образце останется непревращенным до низких температур и сможет перейти в мартенсит (см. стр. 72).

Сорбит. Сорбитом называется одна из метастабильных структур стали.

Различают сорбит закалки и сорбит отпуска. Первый образуется в стали при охлаждении ее с закалочной температуры со скоростью, несколько меньшей, чем нижняя критическая скорость охлаждения при закалке.

Сорбит закалки состоит, подобно перлиту, из чередующихся пластинок феррита и цементита, но пластинки цементита в нем гораздо более тонки, чем пластинки цементита в обычном перлите.

По предложению ряда американских металлургов термин «сорбит» в литературе часто заменяется названием «тонкий перлит». Сорбит обладает более высокой твердостью, чем перлит, но несколько меньшей вязкостью.

Сорбит отпуска есть продукт распада мартенсита в стали при отпуске ее в районе довольно высоких температур (500—600° С). Он представляет собой механическую смесь частиц феррита и цементита, но в отличие от сорбита закалки частицы цементита в нем не имеют форму пластинок, а представляют собой глобулы (см. стр. 107).

Температурный градиент при нагреве. Поверхностные слои детали, помещенной в печь для нагрева под термообработку, быстрее принимают высокую температуру, чем срединные слои изделия, и между наружной и внутренней зонами материала создается некоторая разность температур, характеризующаяся так называемым температурным градиентом.

Величина температурного градиента зависит от многих факторов, среди которых фигурируют размеры детали, физические свойства материала, из которого она изготовлена, форма детали и пр. Скорость нагревания детали также имеет при этом большое значение.

Температурный градиент между отдельными слоями металла меняется с течением времени, даже при установившихся условиях нагрева. В некоторый промежуток времени, уже после начала процесса нагревания детали в печи, создается максимальная разность температур между поверхностью и центральной частью изделия, создается максимальный *температурный градиент*.

Этот интервал времени наиболее опасен, так как в течение его легко могут возникнуть трещины в массе материала.

Троостит — одна из метастабильных структур стали, особенно легко травящаяся кислотами и окрашивающаяся при этом в темный цвет. Троостит образуется в результате высокотемпературного превращения аустенита, охлаждающегося со скоростью $V_1 < V < V_2$. Так же, как и сорбит закалки, троостит состоит из чередующихся пластинок феррита и цементита, но более тонких, чем пластинки в сорбите.

По терминологии Бейна, некоторые металлурги именуют троостит «очень тонким перлитом». Твердость троостита выше твердости сорбита, но вязкость первого много ниже.

Кроме троостита закалки, существует, аналогично сорбиту отпуска, троостит отпуска. Последний является продуктом распада мартенсита при отпуске его в «среднем» районе температур (350—450° С).

Частицы цементита в троостите отпуска, так же как и в сорбите отпуска, имеют форму глобулей (см. стр. 107).

Хрупкость стали при отпуске. Некоторые специальные стали после отпуска следует охлаждать ускоренно, в противном случае они становятся хрупкими. Эта хрупкость объясняется тем, что при медленном охлаждении в отпускаемой стали могут создаться между зернами материала прослойки некоторых комплексных карбидов, выделяющихся из твердого раствора, с понижением его температуры.

Для характеристики того, насколько та или иная сталь чувствительна к режиму охлаждения ее после отпуска и восприимчива к «отпускной хрупкости», существует так называемое «число отпускной хрупкости».

$$S = \frac{\text{ударная вязкость стали, быстро охлажденной после отпуска}}{\text{ударная вязкость стали, медленно охлажденной после отпуска}}$$

Углеродистые стали практически невосприимчивы к хрупкости при отпуске для них число $S = 1$. Некоторые специальные стали, например конструкционные хромо-никелевые стали, наоборот, имеют число S большее, чем 1, даже превышающее 10 (см. стр. 108).

Хрупкий отпуск стали. При изучении зависимости между свойствами закаленной на мартенсит и затем отпущенной конструкционной стали и температурой отпуска удалось установить следующее:

1. Ударная вязкость стали при отпуске не повышается в некоторых температурных интервалах отпуска, а может, наоборот, даже снижаться.

2. Углеродистые стали обычно имеют интервал такого хрупкого отпуска в пределах температур между 150 и 325° С.

3. Многие легированные конструкционные стали, а в особенности те из них, которые содержат хром, марганец, кремний, никель и алюминий, имеют, кроме интервала температур хрупкого отпуска в районе между 150 и 325° С, второй интервал температур хрупкого отпуска, расположенный выше первого.

Снижению ударной вязкости стали, в результате отпуска ее в интервалах хрупкого отпуска, иногда сопутствует уменьшение сужения площади поперечного сечения при разрыве ($\psi\%$) и удлинении ($\delta\%$) материала. Повидимому, явление хрупкого отпуска стали связано с возникновением в последней выделений карбидной фазы.

Явление *хрупкого отпуска стали* следует отличать от *хрупкости стали при отпуске*.

КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ ПО СОСТАВУ, СТРОЕНИЮ И СВОЙСТВАМ¹

Обычная углеродистая сталь, кроме своих основных двух составных частей — железа и углерода, — содержит ряд примесей. К последним относятся Mn, Si, S, P, а иногда — хром и медь.

В простой углеродистой стали содержание этих неизбежных примесей невелико, и можно считать, что на изменение ее строения и свойств при термической обработке решающее влияние оказывают не они, а углерод.

Кроме обычных углеродистых сталей известна техника и применяется ряд так называемых специальных или легированных сталей. Стали называются легированными, если в них введены особые элементы, отсутствующие в обычной углеродистой стали, или если в них преднамеренно увеличено содержание отдельных неизбежных примесей (кроме углерода, конечно).

Легированные стали дороже обычных углеродистых сталей, но имеют перед последними ряд преимуществ, вытекающих из влияния на их строение и свойства специальных примесей. Эти примеси могут следующим образом влиять на свойства стали:

- 1) повышать прочность и твердость стали;
- 2) повышать вязкость и пластичность стали, при данной ее твердости;
- 3) повышать максимальные размеры изделий, при которых можно получать сквозную закалку материала;
- 4) понижать скорость охлаждения, необходимую для закалки;
- 5) повышать стойкость сплава против истирания;
- 6) придавать стали высокую жаростойкость;
- 7) повышать стойкость стали против коррозии;
- 8) придавать стали некоторые особые физико-химические свойства.

В качестве легирующих присадок наиболее широко применяются: Mn, Ni, Co, Cu, Si, Cr, W, Mo, B, V, Ti, Be, Al.

1. Легирующие элементы в незакаленных сталях

Рассмотрим сначала общее влияние легирующих присадок на строение и свойства сталей в незакаленном состоянии, т. е. сталей отожженных или нормализованных.

Легирующие элементы, как показано в табл. I, можно подразделить на ряд категорий, по характеру их распределения в структуре отожженной стали.

¹ В этой главе ряд сведений о влиянии легирующих элементов на строение и свойства стали приведен согласно Э. Бейну (E. C. Bain, Function of the Alloying Elements in Steel ASM, 1940).

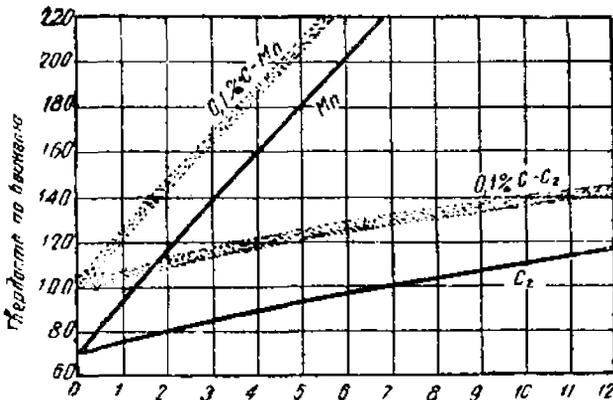
Категории легирующих элементов

Легирующий элемент	Растворимость в феррите	Способность к карбидообразованию	В неметаллических включениях	В виде соединенных металлических типов	
Ni	растворяется	—	—	—	
Si		—	—	—	
Al		—	—	SiO ₂ Al ₂ O ₃ ZrO	{ FeAl, FeAl ₃ , Fe ₂ Al ₃ { FeAl ₃ , Al _x N _y
Zr	»	—	образует карбиды	{ MnS, MnFeO { MnO, SiO ₂	—
Mn		»			Cr _x O _y
Cr	»	»	—	FeCr	
W	»	»	—	FeW,	
Mo	»	»	—	Fe ₃ Mo ₃	
V	»	»	V _x O _y	V _x N _y f, FeV	
Ti	»	»	Ti _x O _y	Ti _x N _y C _y	
P	»	—	—	Ti _x N _y , Fe ₂ Ti	
S	?	—	MnFeS, ZrS	—	
Cu	растворяется	—	—	—	

Примечание. При содержании в стали более чем 0,8% медь способна образовывать самостоятельные кристаллические зерна, различные в структуре сплава под микроскопом.

Как видно из приведенной таблицы, почти все легирующие примеси растворяются в феррите, но некоторые из них, кроме того, могут образовывать еще карбиды и другие соединения, обнаруживаемые в стали методами рентгеноанализа и микроисследования.

Растворяясь в феррите, легирующие примеси повышают его прочность. Это иллюстрируется фиг. 1, на которой изображены кривые зависимости твердости стали, содержащей 0,1% углерода, от количества хрома или марганца, растворенного в феррите.



Фиг. 1. Диаграмма изменения твердости феррита и углеродистой стали, содержащей 0,1% углерода, при введении в них хрома и марганца. Сплошная линия соответствует сплаву чистого железа с легирующим элементом, широкая пунктирная — сплавам железо-легирующий элемент + 0,1% углерода (Бейн).

Тенденция этих элементов способна образовывать в стали карбиды, частично отбирая углерод от карбида железа. Наиболее активным из них в этом отношении является титан, затем идут ванадий, марганец, молибден, вольфрам, хром. Кобальт

имеет меньшую способность к карбидообразованию, чем железо.

Карбиды специальных элементов, сочетаясь с цементитом, образуют в стали так называемые комплексные («двойные», «тройные», «сложные») карбиды. Эле-

менты, растворенные в феррите, обычно, сравнительно мало повышают прочность сплава, тогда как карбиды, особенно комплексные, влияют в этом отношении на сталь очень резко.

Как указывалось выше, кроме присутствия в твердом растворе и в виде карбидов, легирующие элементы в специальных сталях могут находиться, после отжига этих сплавов, в виде соединений с прочими, кроме углерода, металлами и в виде интерметаллических соединений.

Неметаллические включения в сталях долгое время рассматривались только как фактор, отрицательно влияющий на свойства сплавов. Эта точка зрения в настоящее время изменилась, так как исследования последних лет показали, что иногда выгодно иметь сталь с неметаллическими включениями. Например некоторые стали с равномерно распределенными неметаллическими включениями серпистого марганца специально применяются как стали, обрабатываемые при очень больших скоростях резания. Содержание серы в таких быстрообрабатываемых сталях достигает 0,25—0,32%, тогда как ранее максимально допустимое в стали количество серы составляло 0,05%.

Большие скорости резания при обработке высокосернистых сталей оказалось возможным применять, после того как было установлено, что включения серпистого марганца придают стружке стали весьма полезную хрупкость и в то же время не слишком снижают механические свойства стали в холодном состоянии.

Присутствие в специальных сталях некоторых химических соединений легирующих примесей с азотом также может быть использовано для практических целей. Известно, что упрочнение поверхностного слоя стали путем азотирования дает наиболее эффективные результаты не для углеродистых, а для некоторых специальных сталей. При азотировании простых углеродистых сталей твердость их поверхностного слоя возрастает не намного, так как нитриды железа Fe_2N и Fe_3N не очень тверды. Кроме того, ионы азота в углеродистой стали легко диффундируют вглубь обрабатываемого изделия, рассредоточиваясь таким образом на большом протяжении.

Специальные присадки иногда способны образовывать нитриды более прочные, чем Fe_2N и Fe_3N . Самый твердый из известных нитридов — это нитрид алюминия $Al_x N_y$ (не установленного химического состава), следующий за ним прочный нитрид — это нитрид ванадия.

Замедление процессов диффузии в легированных сталях, благодаря присутствию в них специальных элементов, в данном случае также играет известную положительную роль. При азотировании специальных сталей нитриды железа и некоторых легирующих элементов, образующиеся в поверхностном слое детали, не успевают за время выдержки ее при высоких температурах глубоко продиффундировать в материал. Поверхностный слой детали при этом получается особенно прочным. Интерметаллические соединения, как указывалось выше, также могут играть роль в специальных сталях. Примером служит соединение $FeCr$, активно противодействующее снижению прочности некоторых высокохромистых сталей при повышении температуры.

Медь и свинец могут находиться в структуре стали, образуя самостоятельные кристаллы. Сплавы, содержащие включения меди, применяются как материал для подшипников (высокомедистые стали), а стали со свинцом могут обрабатываться, подобно высокосернистым сталям, при скоростях резания, повышенных на 150—200%. Кроме того, свинец добавляется в шарикоподшипниковые стали для повышения их антифрикционных свойств.

2. Влияние специальных присадок на образование в стали аустенита

При нагревании углеродистой стали до температуры A_1 в ней перлит переходит в аустенит. В аустените во время дальнейшего нагрева растворяется постепенно доэвтектоидный феррит (в сталях, содержащих менее 0,83% углерода) или вторичный цементит (в заэвтектоидных сталях).

Легирующие присадки влияют на образование аустенита в стали, изменяя положение критических точек для нее и смещая эвтектоидную концентрацию.

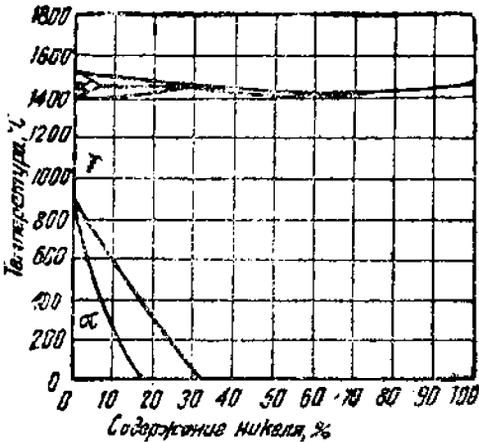
Добавка в обычную углеродистую сталь 9% никеля, или 5% хрома, или 1% молибдена переместит эвтектоидную концентрацию с 0,83 % углерода до 0,50% углерода. Точка A_1 также изменит свое положение — для стали, содержащей 9% никеля, она будет находиться при температуре около 580°C , для стали с 5% хрома — при 805°C , а для стали с 1% молибдена — при 800°C .

Влияние специальных присадок на критические точки стали связано в первую очередь с взаимоотношениями между железом и отдельными легирующими присадками. Характер взаимоотношений между железом и отдельными легирующими элементами изучается на основании диаграмм состояния для систем железо — легирующий элемент. Эти диаграммы состояния могут быть различными, и они отражают воздействие легирующих элементов на переход железа из одной аллотропической модификации в другую. По ним можно предсказать, в какую сторону

изменится положение критических точек стали при введении в нее того или иного легирующего компонента.

Все легирующие элементы можно классифицировать по типам бинарных диаграмм, образуемых ими с железом. Некоторые элементы способствуют образованию аустенита в стали, таков, например, никель. Это его влияние, по-видимому, связано с тем, что решетка никеля (атомы в кристаллах никеля расположены по системе гранцентрированного куба) одинакова с пространственной решеткой аустенита. Чем большее количество никеля будет добавлено в сталь, тем устойчивее в ней получится аустенит. Область существования феррита при этом уменьшается.

Вышесказанное иллюстрирует диаграмма плавкости системы железо — никель, приведенная на фиг. 2. Как видно выше 34% никеля любое охлаждение таких сталей не приведет к превращению гамма-



Фиг. 2. Диаграмма плавкости системы железо — никель

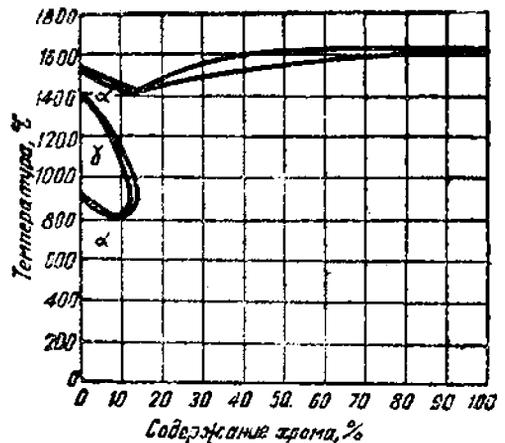
но из нее, при содержании в сплаве свыше 34% никеля любое охлаждение таких сталей не приведет к превращению гамма-

фаза в альфа-фазу, т. е. к образованию феррита. Элементы, способствующие образованию в стали аустенита, действующие в том же направлении, что и никель, называются аустенитообразующими.

Не следует полагать, что все аустенитообразующие элементы, при достаточно большом их содержании в сплаве, способны полностью, как говорят, «выклинивать» область феррита; термин «аустенитообразующие» отражает лишь тенденцию их влияния.

Другие легирующие элементы, особенно из числа тех, которые имеют пространственную решетку, однотипную с альфа- и дельта-железом, наоборот, способствуют сохранению в стали дельта-фазы, образующейся при затвердевании расплава. Они также способствуют сохранению в сталях

ферритной α -фазы, устойчивой в простой углеродистой стали при низких температурах. Таким образом они «выклинивают» область аустенита. Типичным



Фиг. 3. Диаграмма плавкости системы железо — хром.

представителем подобных ферритообразующих присадок может служить хром. В сплавах железа с хромом, содержащих свыше приблизительно 13,5% хрома, аустенит при нагревании совсем не может образоваться, настолько устойчива в них альфа-фаза.

Диаграмма плавкости системы железо-хром изображена на фиг. 3.

Классификация важнейших легирующих элементов по их отношению к образованию в стали аустенита или же ферритной фазы

Аустенитообразующие присадки: бор, кобальт, медь, марганец, никель, азот, цирконий.

Ферритообразующие присадки: алюминий, хром, молибден, фосфор, кремний, титан, вольфрам, ванадий.

Примечание. Углерод является аустенитообразующим элементом.

Если в стали имеется сочетание аустенитообразующих присадок с ферритообразующими, то их суммарное влияние может быть предсказано по закону аддитивности. Иначе говоря, в сплавах, например железа с хромом, нельзя получить аустенитовую фазу при содержании свыше 13,5% хрома. Однако, если взять сталь, содержащую такой аустенитообразующий элемент как углерод, область существования в ней аустенитовой фазы окажется гораздо шире, чем в бинарном сплаве железа с хромом.

Вторая важная особенность влияния легирующих добавок на аустенит, образующийся в стали при ее нагреве, это способность некоторых легирующих элементов противодействовать росту аустенитовых зерен. Известно, что когда сталь при нагревании примет аустенитовое строение, дальнейшая выдержка ее при высоких температурах, а тем более дальнейший ее нагрев, вызовут укрупнение зерен аустенита.

Способность отдельных легирующих добавок задерживать рост аустенитовых зерен в стали зависит от образования в некоторых легированных сталях мелких частиц карбидов и неметаллических включений, располагающихся в материале по границам зерен аустенита. Мелкие частицы карбидов вольфрама, молибдена и ванадия с большим трудом могут растворяться в гамма-железе. Их присутствие тормозит процессы роста аустенитовых зерен.

Перегрев сталей при термической обработке может привести во многих случаях к снижению их механических свойств — это относится в первую очередь к углеродистым сталям. Стали же, содержащие вольфрам, молибден или ванадий, обладают малой способностью к укрупнению в них аустенитовых зерен, и эти стали не очень боятся перегрева.

Что касается влияния неметаллических включений на рост зерен аустенита в стали, то необходимо отметить следующее. Особо чистые сплавы железа с углеродом, при получении которых принимались специальные меры для понижения содержания примесей, могущих создать в материале неметаллические включения, исследовались с точки зрения отношения их к росту в них зерен аустенита. Оказалось, что в таких сплавах аустенитовые зерна растут весьма активно при сравнительно низких температурах. Частицы цементита в сплавах железа с углеродом легко растворяются в аустените и рост его зерен задержать не в силах.

Сопоставляя поведение этих особо чистых сплавов железа с углеродом с поведением обычных «торговых» сталей, можно видеть, что склонность у первых к росту аустенитовых зерен выше, чем у вторых. Отсюда можно сделать вывод, что примеси, имеющиеся в «торговых» сталях, задерживают процесс укрупнения зерен в материале.

Всякие посторонние частицы, находящиеся в стали в тонкодисперсном состоянии и расположенные по границам зерен аустенита, мешают росту последних.

К таким «посторонним частицам» относятся и некоторые неметаллические включения в стали, если они очень мелкие и соответствующим образом расположены в ней. Например, стали, раскисленные алюминием, содержат очень мелкие неметаллические включения Al_2O_3 и, возможно, нитридов алюминия.

Наряду с этим известно, что стали, раскисленные алюминием, имеют очень незначительную склонность к росту в них аустенитовых зерен и малочувствительны к перегреву.

3. Влияние легирующих присадок на поведение аустенита при охлаждении стали

Различные легирующие элементы могут смещать положение критических точек для стали в условиях ее медленного охлаждения. При ускоренном охлаждении стали превращения, которые может претерпевать в ней аустенит, будут зависеть не столько от положения указанных критических точек, сколько от способности частиц железа, углерода и других элементов перемещаться в пространственной решетке сплава.

Легирующие примеси замедляют превращение аустенита при его охлаждении, способствуют переохлаждению аустенита. Простая углеродистая сталь при охлаждении ее на воздухе с температур, при которых она имеет устойчивую аустенитовую структуру, принимает структуру феррита с перлитом, перлита или перлита с цементитом, в зависимости от состава сплава.

В специальных сталях, благодаря замедлению превращения аустенита, при охлаждении на воздухе может получиться не структура, включающая в себя перлит, а метастабильная структура.

Подробно этот вопрос, как и вопрос о поведении аустенита в специальных сталях, при их быстром охлаждении будет рассмотрен ниже.

4. Основные функции легирующих присадок в сталях¹

Алюминий. Максимальная растворимость алюминия в чистом гамма-железе составляет около 1,1%. Эта растворимость несколько увеличивается при введении углерода в аустенит. Максимальная растворимость алюминия в чистом альфа-железе составляет около 30%. Тенденция к карбидообразованию у алюминия меньше, чем у железа. Алюминий в сплавах с железом и углеродом можно рассматривать, как элемент, способствующий графитизации.

Алюминий, будучи растворен в аустените, уменьшает критическую скорость охлаждения, необходимую для получения в сплаве закалочных структур. Таким образом, он способствует улучшению прокаливаемости стали.

Алюминий используется как легирующая присадка в сталях благодаря тому, что он, во-первых, является сильным раскислителем для стали, во-вторых, соединяясь с кислородом, образует весьма тонкодисперсные частицы Al_2O_3 , располагающиеся в стали по границам аустенитовых зерен и препятствующие росту последних. Стали, раскисленные алюминием, или же специально легируемые алюминием, считаются устойчивыми против перегрева и «мелкозернистыми». В-третьих, алюминий, соединяясь с азотом, образует очень прочные частицы нитридов.

Диффузия этих нитридов вглубь материала, при азотировании стали, протекает медленно, и поверхностный слой материала получается особенно прочным.

Стали, содержащие алюминий, считаются наиболее подходящими для азотируемых деталей.

Ванадий. Максимальная растворимость ванадия в чистом гамма-железе составляет около 1,2%. В дельта- и альфа-железе ванадий растворяется в любых пропорциях. Критические точки перехода из структуры альфа-в гамма-структуру для сплавов системы железо-ванадий-углерод возрастают по мере повышения содержания в них ванадия.

Ванадий является весьма активным карбидообразующим элементом. В этом отношении он более активен в сталях, чем молибден, и уступает лишь титану. Карбиды ванадия, располагаясь в стали по границам зерен аустенита, способствуют мелкозернистости стали и понижению ее чувствительности к перегреву

¹ По Э. Бейну.

Ванадий принадлежит к легирующим добавкам, сильно влияющим на свойства стали, и обычно добавляется в последнюю в весьма малых количествах, измеряемых десятными долями процента (за исключением некоторых сортов жаростойких сталей).

Влияние ванадия на свойства стали связано в первую очередь со свойствами карбидов ванадия и расположением последних в структуре сплава.

Вольфрам. Подобно ванадию, вольфрам принадлежит к числу активных ферритообразующих легирующих присадок. Максимальная растворимость его в гамма-железе составляет около 6,5%. Вольфрам обладает большой тенденцией к карбидообразованию, несколько уступая в этом отношении молибдену. Карбиды вольфрама очень стойки и благодаря их присутствию сталь, легированная вольфрамом, может легко сохранять высокую твердость при температурах красного каления.

Стали, содержащие вольфрам, обладают большой коэрзитивной силой, т. е. легко и устойчиво сохраняют состояние остаточного намагничивания (конечно, не в аустенитном состоянии).

Кобальт. В чистом гамма-железе кобальт растворяется в любых пропорциях. Максимальная растворимость кобальта в чистом альфа-железе составляет около 80%.

По своей активности к образованию карбидов кобальт близок к железу. Он не способствует улучшению прокаливаемости стали.

Кобальт используется как легирующая присадка в сталях благодаря тому, что он противодействует снижению твердости и прочности стали при повышении температуры. Кроме того, он несколько упрочняет сталь, не снижая в значительной степени ее вязкости.

Марганец. В чистом гамма-железе марганец растворяется в любых пропорциях. Максимальная растворимость марганца в чистом альфа-железе составляет около 15—18%.

Стремление к образованию карбидов у марганца большее, чем у железа, но меньше, чем у хрома. Марганец способствует улучшению прокаливаемости стали. В этом отношении его активность несколько ниже активности хрома, но выше активности никеля.

Марганец сильно способствует сохранению остаточного аустенита в высокоуглеродистых сталях, при их закалке. Карбиды марганца обладают довольно высокой механической прочностью и присутствие их в стали делает ее более стойкой против истирания. В малоуглеродистых сталях марганец может быть использован как заменитель никеля, так как он, находясь в твердом растворе в феррите, упрочняет его, не сильно сжимая пластичность сплава.

Марганец используется как легирующая присадка в сталях, благодаря тому, что он повышает прочность стали, в малоуглеродистых сталях не очень сильно снижает пластичность феррита, а в высокоуглеродистых способствует сохранению больших количеств остаточного аустенита. Помимо этого он повышает прокаливаемость стали и образует сульфиды в стали, присутствие которых может быть использовано для улучшения обрабатываемости стали резанием.

Молибден. В чистом гамма-железе молибден растворяется в количестве приблизительно до 3%. Добавка в сплав углерода сильно увеличивает максимальную растворимость молибдена в аустените.

Так, например, при 0,25—0,30% углерода предел растворимости молибдена в аустените составляет уже не 3%, а около 8%. Максимальная растворимость молибдена в чистом альфа-железе составляет около 32%.

С железом молибден способен образовывать интерметаллическое химическое соединение Fe_3Mo_2 . Fe_3Mo_2 может играть в сталях роль упрочняющего компонента, выделяющегося из твердого раствора в альфа-железе при старении сплава.

Молибден обладает резко выраженным стремлением к образованию карбидов, большим даже, чем хром или вольфрам. Частицы карбидов обычно располагаются в сталях, содержащих молибден, по границам зерен и сильно противодействуют росту аустенитовых зерен в сплавах при высоких температурах.

Молибден значительно повышает прокаливаемость стали и в количествах около 1% более эффективен в этом отношении, чем хром или вольфрам. В небольших количествах он благоприятно влияет на вязкость стали. Добавка молибдена в сталь подверженную хрупкости при отпуске, понижает хрупкость при указанном процессе.

Стали, содержащие молибден, хорошо свариваются. Молибден считается весьма ценной добавкой для легирования сталей и в настоящее время используется исключительно широко, как легирующий элемент. Основные функции его при этом следующие:

- 1) повышение стойкости сталей против перегрева,
- 2) повышение прочности и вязкости стали,
- 3) повышение стойкости сталей против ползучести,
- 4) увеличение прокаливаемости стали,
- 5) увеличение стойкости стали против коррозии.

Никель. В чистом гамма-железе никель растворяется в любых пропорциях, а в чистом альфа-железе максимально до 25—30%. Никель обладает крайне небольшой способностью к образованию карбидов, значительно уступая в этом железу, и его можно расценивать как элемент, способствующий графитизации в сплавах с железом и углеродом.

Никель способствует увеличению прокаливаемости стали. В больших количествах он содействует сохранению в стали при закалке остаточного аустенита. Никель повышает стойкость стали против коррозии.

На практике считается особенно удачным сочетание в стали двух легирующих присадок: хрома и никеля.

Специфическая роль никеля в легированных им сталях состоит в следующем:

1) Никель способствует повышению стойкости стали при работе ее под действием ударных нагрузок.

2) Широко используется как элемент, повышающий устойчивость аустенита.

3) По сравнению с другими элементами весьма значительно повышает закаливаемость стали, снижая в то же время ее критические точки.

Для наглядного сопоставления влияния отдельных, наиболее важных, легирующих присадок на некоторые свойства сталей ниже приводится таблица, составленная в основном по данным американского журнала «Metal Progress». В этой таблице показатель O означает, что данный легирующий элемент практически не влияет на то или иное свойство стали. Оценка указанного влияния в таблице произведена по шкале от 1 до 10; знак + или — говорит соответственно о направлении, в каком действует легирующий элемент на конкретное свойство материала. В клеточках таблицы приведены цифры-баллы.

Простая оценка влияния примесей на различные свойства стали только баллами не может быть сколько-нибудь удовлетворительной без некоторых дополнительных данных. В этом отношении на практике возможны три случая. Во-первых, добавка в сталь того или иного легирующего элемента может резко влиять на отдельные ее свойства при малых количествах присадки. Во-вторых, может наблюдаться пропорциональная зависимость между количеством введенного в сталь легирующего элемента и наблюдаемым изменением свойств материала. В третьих, возможен случай, когда небольшая присадка легирующего компонента не очень заметно влияет на то или иное свойство стали, тогда как введение этого же элемента в более значительных количествах может оказаться эффективным.

Если изображать влияние отдельных компонентов на свойства стали графически в координатах состав-свойство, то первый из приведенных выше случаев будет соответствовать кривой, круто поднимающейся или опускающейся «в зависимости от знака направления влияния присадки», в своей начальной части. Второй случай можно будет изобразить в этих же координатах прямой линией. Кривая для третьего случая в своей начальной части пойдет полого, круто поднимаясь или опускаясь там, где количество специальной присадки становится достаточно значительным.

Влияние некоторых легирующих добавок на отдельные свойства стали

Марганец в количествах: от 0,25 до 2%	Кремний до 2%	Хром до 1,1%	Никель до 5%	Молибден до 0,75%	Ванадий до 0,25%
Влияние на сопротивляемость истиранию стали в ее горячекатаном или нормализованном состоянии					
+8L	+2P	+7P	+3P	+4P	0
Влияние на прокаливаемость стали ¹					
+10P	+2S	+7S	+10L	+7S	+5L
Влияние на вязкость ² стали при комнатной температуре (горячекатаный материал)					
?	-2P	-8P	+10P	+3S	+2P
Влияние на вязкость стали при комнатной температуре (сталь нормализованная)					
?	-2L	-6P	+10S	+5P	+5P
Влияние на вязкость стали при комнатной температуре (после закалки материала и отпуска его до твердости $H_V = 300$)					
0	0	0	+6P	+2S	+1P
Влияние на способность стали к короблению при термической обработке и к образованию закалочных трещин (закалка в масле)					
-4P	-1P	-4P	-2P	+3P	-1L
Влияние на результат цементации материала (на повышение глубины цементованного слоя при тех же условиях цементации)					
+5P	-10L	+2P	-3P	-2P	+2P

На табл. 2 буквами S, P и L указано, к какому из трех рассмотренных случаев следует отнести влияние данного легирующего элемента на то или иное конкретное свойство материала.

Буква S здесь соответствует первому случаю, когда особенно активным оказывается влияние малых присадок. Буква P означает, что увеличение содержания в сплаве данной присадки связано с пропорциональным изменением свойства сплава, а буква L будет соответствовать третьему из рассмотренных случаев.

¹ При сравнении влияния, например, никеля и хрома на прокаливаемость стали следует учитывать, что последний уже повышает прокаливаемость, будучи введен в сталь в малых количествах, тогда как первый оказывает существенное влияние на прокаливаемость стали при введении в нее в больших (буква L) количествах.

С этой точки зрения таблица дает возможность сравнивать между собою количественное влияние отдельных элементов лишь там, где в соответствующих графах при коэффициентах стоят одинаковые буквы. Например, можно сравнивать показатели прокаливаемости для никеля с показателями прокаливаемости для ванадия и т. д.

² Имеется в виду ударная вязкость материала.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ О ЗАКАЛКЕ СТАЛИ

Согласно определению, принятому ASM («Америк. О-во Металлов»), «закалка есть быстрое охлаждение твердого сплава с высокой температуры, путем погружения его в жидкость, в газ или в контакте с другим, холодным металлом, для сохранения некоторых свойств материала, или изменения их в желательном направлении».

В старых курсах технологии металлов, а также и в некоторых учебниках по металлостроению закалку определяли как «способ упрочнения сплава путем нагрева выше некоторой критической температуры, выдержки его при этой температуре и ускоренного охлаждения». Такая формулировка правильно отражает последовательность технологических операций нагрева, выдержки и охлаждения, являющихся составными элементами закалки, но она не точна в главной своей части.

Дело в том, что закалка не всегда приводит к упрочнению материала. Обычная углеродистая и специальные конструкционные стали в результате закалки действительно становятся более твердыми, но многие высоколегированные стали (например нержавеющие) закалывают для того, чтобы сделать их пластичными и мягкими. Вот почему определение, принятое ASM, шире охватывает назначенные операции закалки.

I. Исторический обзор

Способность некоторых сплавов, а в частности сталей, менять свои свойства при термической обработке давно известна. Изучая сохранившиеся до наших дней сельскохозяйственные орудия и предметы вооружения, изготовленные много лет назад, мы убеждаемся, что древние мастера Китая и оружейники Востока и Египта были знакомы с операциями отжига, закалки и отпуска стали. Однако смысл процессов, происходящих в сплавах при термической обработке, техники того времени постичь не могли.

Выполнение термической обработки отдельных изделий обычно составляло секрет мастеров, строго ими охранявшийся. Термическая обработка стали, а в частности закалка ее, была никому непонятным искусством, не исключая и мастеров, владевших этим искусством. Попытки объяснения свойств сплавов при термической обработке, конечно, тогда делались, но они лишь вводили дальше от истины.

Так считали, что среда, в которой осуществлялось охлаждение стали при закалке, обладает способностью химического взаимодействия с закаливаемым материалом, причем это взаимодействие меняет природу металла. Против подобных гипотез первым выступил Реомюр, который экспериментально доказал, что никакой химической реакции между закаливаемым материалом и охлаждающей средой не происходит. Упрочнение стали при закалке Реомюр объяснял так:

«Если нагревать сталь, имеющиеся в ней соли (очевидно, имеются в виду металлоиды — прим. авт.) выходят из металлических молекул и образуют между последними цемент. Быстрое охлаждение препятствует солям вернуться назад в молекулы, которые получают благодаря этому прочно скрепленными. Таким путем сталь становится твердой».

После Реомюра была выдвинута флогистонная теория закалки стали (Ринманн, 1774 г., Бертолле, 1786 г.), согласно которой изменение механических свойств стали при закалке объяснялось изменением количества содержащегося в ней флогистона.

Лишь во второй половине XIX в. начали возникать гипотезы, связывающие изменение свойств стали при закалке непосредственно с изменением состояния в ней углерода. Так, например, Жюльен (1865 г.) высказал мнение, что при закалке углерод, нагретый до высоких температур («вишнево-красное каление стали»), становится в сплаве подвижным («жидким или текучим») и при резком охлаждении кристаллизуется в массе железа в виде очень мелких алмазов. При отжиге стали, согласно Жюльену, эти алмазы превращаются в графит.

Кроме указанных гипотез о сущности явлений, происходящих в стали при закалке, многими авторами выдвигался ряд других предположений, но правильной ориентировки в этом вопросе не было почти до двадцатых годов XX века. Основы современного металловедения были заложены исследованиями проф. Д. К. Чернова, изучавшего изменения строения сталей при их нагревании и охлаждении.

Наблюдая сначала изменение цвета каления стали при ее нагревании и охлаждении, регистрируя температуру стали сначала «на глаз», Д. К. Чернов первым обнаружил существование у этого сплава критических точек, которые и обозначил символами *a* и *b*, *X* и *C* (1868 г.)

Придерживаясь современной терминологии, можно сказать, что точка *a* Чернова есть точка перлитного превращения в стали при медленном охлаждении или нагревании последней. Точка *b* есть предельная температура, выше которой сталь полностью находится в аустенитном состоянии, вплоть до точки начала плавления сплава, обозначенной Д. К. Черновым символом *X*. Точка конца плавления стали обозначалась Д. К. Черновым буквой *C*.

Через 19 лет после опубликования А. К. Черновым работы, содержавшей его наблюдения над критическими точками, в 1887 г. французский металлург Ф. Осмонд применил для проведения аналогичных исследований термоэлектрический прибор ле-Шателье и уточнил температуры структурных превращений стали, ранее обнаруженных Черновым.

Благодаря трудам Д. К. Чернова, а затем Ф. Осмонда, исследование системы железо-углеродистых сплавов оказалось на правильном пути. Теперь, в результате работ, проведенных многими авторами, мы имеем весьма точную диаграмму состояния (или диаграмму плавкости) этих сплавов.

Без последней была бы немислима вообще разработка каких-либо гипотез и теорий термической обработки стали.

Все гипотезы о сущности явлений, происходящих в стали при закалке, предложенные до начала XX века, не имели и не могли иметь под собой твердой базы, так как исследователи еще не знали строения твердых кристаллических тел и не могли проследить изменения структуры кристаллов в металлах при их нагреве или охлаждении. Причина в том, что в распоряжении ученых тогда не было еще такого мощного средства исследования, каким является рентгенографический анализ. Не были развиты в достаточной степени и другие методы физико-химического анализа, которые появились в результате трудов сначала Рузбума, Робертс-Аустена, акад. Н. С. Курнакова, а затем и сотрудников Н. С. Курнакова — крупных советских ученых Уразова, Немилова, Погодина и др.

С 1912 г. после открытия Лауэ явления дифракции рентгеновых лучей в кристаллах, начал развиваться способ определения расположения атомов в решетках твердых тел с помощью рентгеновых лучей, столь обычный сейчас для металловедов. Наконец, совсем недавно развился магнитный метод исследования сплавов, получивший особенно широкое применение с 1936 г.

Принятая в настоящее время теория закалки разработана на основании экспериментов, проведенных всеми этими методами. Ниже она будет изложена подробно, здесь же мы укажем лишь некоторые основные ее принципы.

Структура любого сплава, способного обрабатываться путем закалки, может быть схематически представлена, как сочетание пластичной массы — основного

компонента сплава с частицами другого компонента, растворяющегося в первом при нагреве. Первый случай закалки — это простое фиксирование, переохлаждение твердого раствора, получившегося в сплаве благодаря нагреву, путем быстрого охлаждения. В результате закалки тогда сплав станет мягким и пластичным.

Второй случай закалки мы получим, если быстрое охлаждение не в силах предотвратить изменение кристаллической структуры материала при переходе от высоких температур к низким, но частицы растворенного в пластичной основе компонента либо, не успев выделиться из нее в виде самостоятельных кристаллов, изменяют, искажают пространственную решетку растворителя и затрудняют, таким образом, пластичные деформации в материале при действии на него внешних сил, либо выделяются из раствора, создав самостоятельные очень мелкие кристаллики — включения, которые могут также препятствовать пластическому деформированию материала.

Технология процесса обычной закалки сводится, как уже указывалось выше, к трем элементам: *нагреву до определенной высокой температуры, выдержке закаливаемой детали при этой температуре и ускоренному охлаждению.*

2. Выбор температуры закалки

В 1869 г. проф. Д. К. Чернов впервые указал, что сталь для закалки необходимо нагревать «выше некоторой минимальной температуры». Для отдельных углеродистых, как наиболее простых, сталей можно опытным путем найти наиболее выгодные температуры закалки. Если эти наиболее выгодные температуры закалки сопоставить с диаграммой состояния сплавов железо-карбид железа (см. фиг. 4), то окажется, что *сталь для закалки необходимо нагревать до тех пор, пока она не примет однородную аустенитовую структуру.* Иначе говоря, все структурные превращения закалочного характера совершаются в сталях, имеющих аустенитовое строение, при их ускоренном охлаждении.

Когда нагрев стали не обеспечивает образование в ней однородной аустенитовой структуры, закалка получается *неполной*. В микроструктуре сплава, подвергнутого неполной закалке, можно наблюдать более или менее многочисленные незакаленные участки, т. е. частицы той фазы, которая не исчезла при нагревании исходного материала, не растворилась в аустените.

Для доэвтектоидных сталей неполная закалка получится при нагревании их до температур, лежащих между A_{c1} и A_{c2} , и последующем быстром охлаждении. Фиг. 5 изображает строение неполно закаленной доэвтектоидной углеродистой стали. На фото видны две структурные составляющие — игольчатый мартенсит (закалочная структура) и островки феррита-фазы, частично сохранившейся благодаря недостаточно высокому нагреву под закалку.

Для доэвтектоидных углеродистых сталей переход всего феррита в аустенит наступает при температуре A_{c2} . На практике A_{c2} легко может быть определена с помощью диаграммы плавкости системы железо-карбид железа, если известен состав стали. Обычно, однако состав стали, получаемый по данным химического анализа, отражает лишь некоторое среднее содержание углерода в материале изделия.

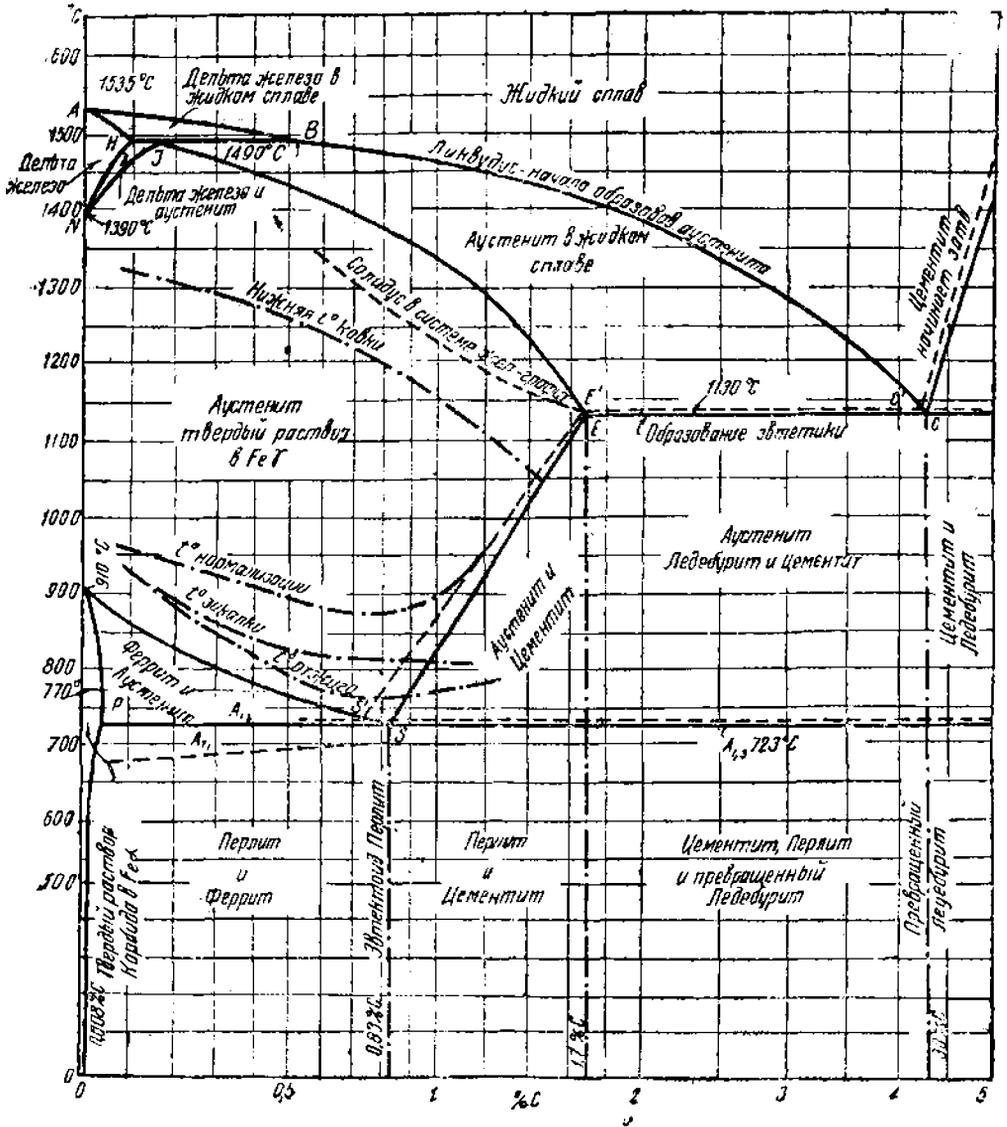
Легко может оказаться, что данная закаливаемая деталь имеет неодинаковый химический состав в различных участках своего сечения. Тогда закалка с температуры A_{c2} , определенной по среднему химическому составу материала, для отдельных его участков окажется неполной. В более бедных углеродом зонах температура A_{c2} , взятая по данным химического анализа, не обеспечит получения однородной аустенитовой структуры.

Вследствие указанного, нормально выбираемая температура закалки берется выше среднего положения точки A_{c2} (для данной марки стали) на 40—50°C.

В то время как к доэвтектоидным сталям всегда применяют полную закалку, при термообработке заэвтектоидных сталей большей частью не стараются перевести весь вторичный карбид в твердый раствор (в аустенит).

Причиной этого является слишком крутой подъем линии SE на диаграмме фиг. 4, т. е. слишком резкое повышение температуры полной закалки для заэвтектоидных сталей, но мере увеличения содержания в них углерода

Вместе с тем, необходимости в переводе всех частиц карбидов в твердый раствор (в аустенит) при закалке заэвтектоидных сталей нет, так как присутствие в твер-



Фиг. 4. Диаграмма плавкости системы железо — Fe₃C.

дой закаленной стали твердых же частиц карбидов обычно не является отрицательным моментом.

Слишком высокая температура закалки неудобна по ряду соображений. Во-первых, зерна аустенита, появившиеся в интервале нагрева от A₁ до A_{cm}, для доэвтектоидных сталей и при A₁ = A_{с3}, для эвтектоидных и заэвтектоидных сталей, могут при дальнейшем повышении температуры сильно укрупниться, а закалочная структура, получающаяся в результате превращения крупнозернистого аустенита, имеет пониженную твердость и большую хрупкость. Во-вторых, при-

менение слишком высоких температур всегда связано с возможностью быстрого окисления («пережога») стали.

В-третьих, закалка с более высоких температур приводит к получению увеличенных напряжений в материале, а следовательно, и к увеличению опасности коробления изделия и появления на нем закалочных трещин.

Для определения температуры закалки специальных сталей диаграмма плавкости системы железо-карбид железа применяться не может. Содержащиеся в этих сталях легирующие элементы меняют положение критических точек сплавов.

сместают их относительно критических точек простой углеродистой стали с тем же содержанием углерода. Никель, например, понижает критическую точку A_{c3} , а хром повышает. Температура, при которой та или иная легирующая сталь будет принимать структуру аустенита, чаще всего определяется опытным путем.

Если сталь содержит значительное количество карбидообразующих присадок, введенных в нее для придания сплаву жаростойкости, то в структуре материала оказывается много включений сложных комплексных карбидов. Нагрев подобной стали под закалку должен привести к тому, чтобы возможно большее количество карбидных включений растворилось в аустените. Температура закалки тогда должна быть также определена опытным путем; она может лежать очень высоко. Например, известно, что



Фиг. 5. Микроструктура полностью закаленной доэвтектоидной углеродистой стали. $\times 500$.

быстрорежущие стали, содержащие много вольфрама и хрома, колят с температурой, лежащей почти у точки плавления материала.

В некоторых случаях нагрев под закалку имеет своей целью не образование в стали зерен аустенита, в дальнейшем превращающихся в ту или иную закалочную структуру, а лишь перераспределение карбидной фазы. Так, если взять сталь, содержащую около 1% углерода и 13—14% марганца, то в ней структура аустенита оказывается стабильной при комнатной температуре. Кроме зерен аустенита, в этой стали под микроскопом можно различить многочисленные включения комплексных карбидов марганца и железа.

При закалке ее с температуры 1000—1100°C карбидные включения распределяются равномерно по всей массе материала, сталь становится очень вязкой и в то же время сохраняет свою способность прекрасно сопротивляться истиранию.

3. Изменение критических точек стали при ее ускоренном охлаждении

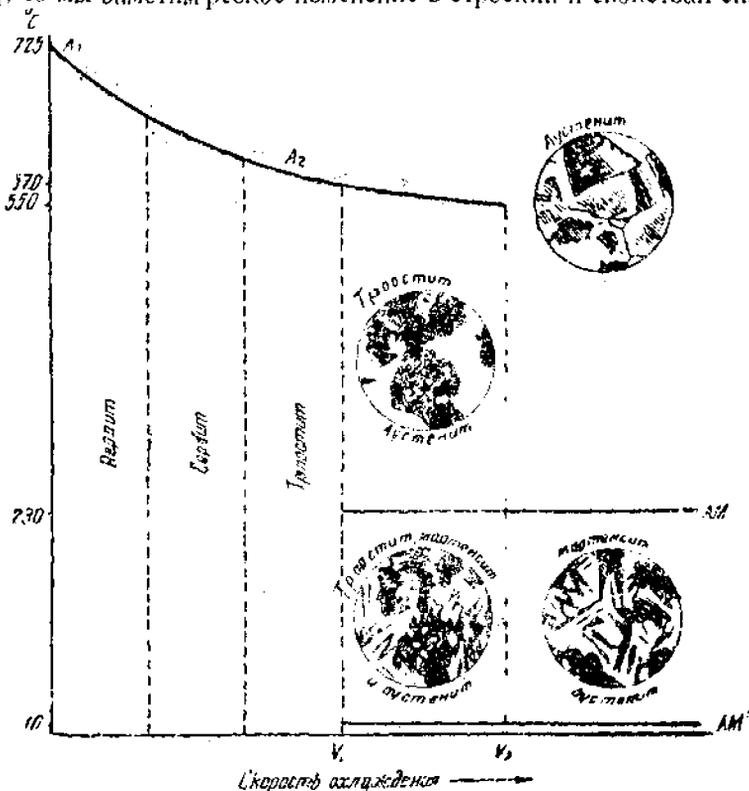
Диаграмма системы железо-карбид железа, изображенная на фиг. 4, как и всякая диаграмма плавкости, построена по критическим точкам сплавов, регистрируемым при очень медленном охлаждении или нагревании последних.

Если углеродистую сталь быстро охлаждать с высоких температур, то многие процессы изменения ее структуры будут протекать иначе, чем это следует из диаграммы на фиг. 1, построенной для стабильных условий, например, критические точки могут быть значительно снижены ускоренным охлаждением стали.

В углеродистых сталях особое значение имеет критическая точка A_{f1} , обозначающая окончательное выделение из аустенита почти всего растворенного в нем карбида и образование в сплаве перлита при медленном охлаждении.

Согласно диаграмме фиг. 4, точка Ar_1 соответствует температуре 723°C , но даже при незначительном ускорении охлаждения стали, распад аустенита начинается при более низких температурах, чем 723°C . В таком случае говорят, что точка Ar_1 снижена благодаря быстрому охлаждению и в отличие от постоянной точки $Ar_1 = 720^\circ\text{C}$, сниженную точку аустенитного превращения именуют Ar' .

Увеличение скорости охлаждения до некоторого предела, который обозначим V_1 , приводит лишь к дальнейшему понижению точки Ar' ; что же касается механических свойств стали, то, в результате закалки ее со скоростью охлаждения $V < V_1$, твердость материала немного возрастает, а пластичность (удлинение) снижается. Однако, если придать закаливаемой стали скорость охлаждения, равную V_1 , то мы заметим резкое изменение в строении и свойствах сплава.



Фиг. 6 Диаграмма Портевена, исправленная согласно Веферу и дополненная по Карпентеру и Робертсону.

Оказывается, что при такой скорости охлаждения не весь аустенит в стали превратится в другую структуру в точке Ar' и часть его останется непревращенной до значительно более низких температур.

Превращение оставшегося аустенита начнется в новой появившейся критической точке, которую ранее обозначали символом Ar'' . Карпентер и Робертсон предложили именовать эту новую критическую точку точкой AM , а до них наш советский ученый проф. С. С. Штейнберг стал называть точку Ar'' точкой M .

Номенклатура, предложенная С. С. Штейнбергом, так же, как и номенклатура Карпентера и Робертсона, имеет тот смысл, что подчеркивает принципиальное различие превращений, протекающих при температурах Ar' и Ar'' . Согласно Карпентеру и Робертсону, превращение аустенита, не распавшегося при температуре Ar' , начинается в точке AM , будет продолжаться с понижением температуры вплоть до некоторой еще более низкорасположенной точки AM' и практически приостановится в точке AM' .

Из фиг. 6 (диаграмма Портевена, исправленная по работам Вефера, с нанесенной на нее линией AM' по Карпентеру и Робертсону) видно, что в некотором интер-

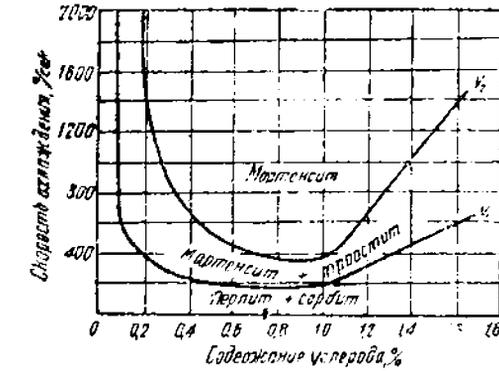
вале скоростей охлаждения, от V_1 до V_2 , точки Ar' , AM и AM' сосуществуют, но при дальнейшем увеличении скорости охлаждения точка Ar' исчезает и у стали остаются лишь точки AM и AM' .

Скорость охлаждения V_1 назовем нижней критической скоростью охлаждения, закалка со скоростью охлаждения $V = V_1$ придает стали наивысшую твердость.

Значения скоростей V_1 и V_2 различны для сталей с разным содержанием углерода (см. фиг. 7).

Проф. С. С. Штейнбергом и его сотрудниками, В. Д. Садовским, К. А. Малышевым и В. И. Зюзиным были проведены многочисленные исследования, связанные с вопросом о превращении аустенита в точке M или AM и при более низких температурах.

Отличительной особенностью точки AM является, как показывают исследования, ее полная независимость от скорости охлаждения (горизонтальная прямая на фиг. 6). Положение же точки AM зависит



Фиг. 7. График зависимости между критическими скоростями при закалке и составом углеродистой стали.

прежде всего от состава стали и от содержания в ней углерода (фиг. 8).

Верхняя кривая диаграммы фиг. 6 идет наклонно к оси абсцисс, следовательно, процессы, происходящие при температурах Ar' , зависят от скорости охлаждения и связаны с явлениями, в свою очередь зависящими от температуры. Нижняя линия этой диаграммы, наоборот, идет параллельно оси абсцисс и процессы, происходящие при температуре AM , не зависят от скорости охлаждения.¹

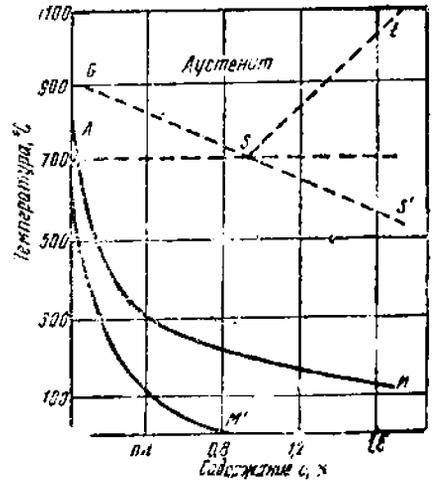
Последнее указывает на существенное различие процессов в точках Ar' и AM .

Принципиальное значение диаграммы, изображенной на фиг. 6, определяется тем, что она указывает на два рода возможных структурных превращений в закаливаемой стали.

Подытоживая сказанное, повторим основные выводы, которые можно сделать из диаграммы Портевена-Вефера.

При сравнительно небольших скоростях охлаждения мы имеем в углеродистой стали лишь одно высокотемпературное превращение (интервал существования одной точки Ar'). Увеличивая скорость охлаждения, мы можем получить в образце два вида превращений:

а) высокотемпературное, при котором часть аустенита превращается в иную структуру (точка Ar') и



Фиг. 8. Диаграмма зависимости точек начала и конца аустенито-мартенситного превращения от состава углеродистой стали (Карпентер и Робертсон).

¹ Независимость температуры превращения аустенита в точке AM от скорости охлаждения для сплавов железо-карбид железа еще раз подтверждена опытами А. Гренингера, опубликованными в Transactions Amer. Soc. for Metals, vol. XXX, 1942; P. 1—26.

б) низкотемпературное, при котором аустенит, оставшийся не превращенным в точке A_1' , будет превращаться далее, но уже по совершенно иным законам (точка A_M).

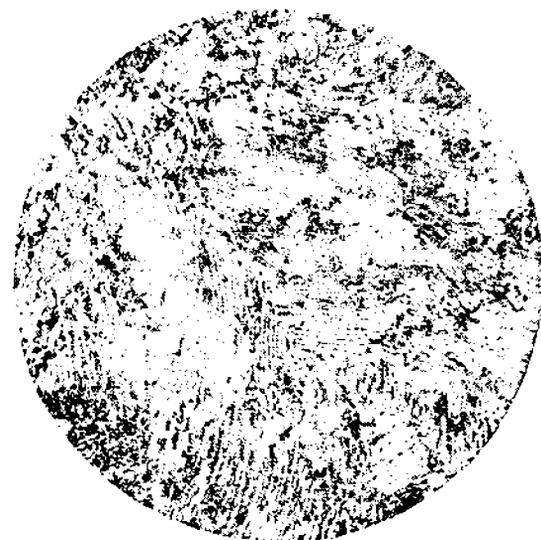
Применяя большие скорости охлаждения, можно полностью избежать высокотемпературное превращение в стали, и тогда аустенит в ней начнет превращаться в другую структуру лишь в точке A_M .

Чтобы понять сущность этих обоих видов превращений в стали, рассмотрим микростроение продуктов превращения аустенита при различных температурах и скоростях охлаждения, сопоставив структуру и свойства продуктов превращения с диаграммой Портевена—Вефера.

4. Высокотемпературное превращение при закалке стали

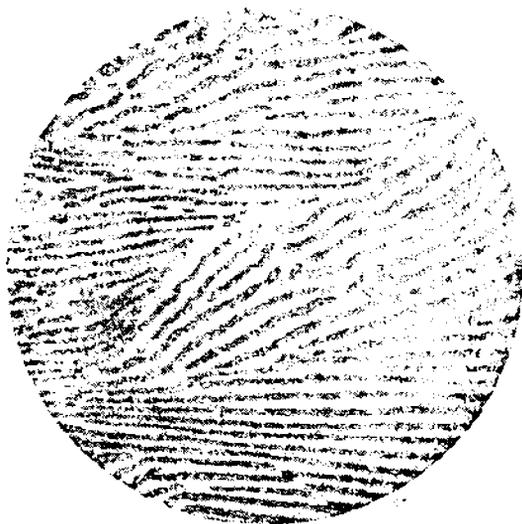
Медленно охлажденный аустенит распадается в точке A_1' , расположенной около 723°C (при 723°C или ниже, в зависимости от того, насколько медленным было охлаждение), образуя перлитную структуру, состоящую из довольно крупных чередующихся пластинок феррита и цементита (фиг. 9).

По измерениям американского ученого Мейла, расстояние между пластинками для обычного среднего перлита колеблется в пределах от 300 до 350 $\mu\text{д}$.



Фиг. 10. Тонкий перлит (сорбит).

нению со скоростью их роста. Ускорение охлаждения аустенита прежде всего приводит к понижению температуры образования перлита, а при более низких температурах скорость зарождения его центров оказывается большей, а скорость роста меньшей. Пластинки цементита в перлите при этом получаются более тонкими, в некоторых случаях даже настолько тонкими, что их трудно различить в структуре



Фиг. 9. Микроструктура перлита, получившегося при распаде аустенита при 720°C . Твердость образца равна 170 ед. Бринелля. $\times 2500$ (Вилсля).

При медленном охлаждении стали центры кристаллизации перлитных зерен возникают преимущественно у границ аустенитовых зерен, но благодаря большой скорости роста, перлитные образования при температурах, близких A_1' , успевают за короткое время разрастись, поглощая на своем пути многие мелкие аустенитовые зерна. Ионы углерода в аустените при температурах, близких к 720°C , очень подвижны, это приводит к тому, что в перлите, полученном в медленно охлажденной стали, пластинки цементита оказываются крупными (см. фиг. 9).

Большие размеры перлитных образований («зерен») здесь следует объяснять тем, что при высоких температурах скорость зарождения зерен перлита очень низка, по сравнению

металла, даже применяя очень большие увеличения для микроследования (фиг. 10).

В ускоренно охлаждающемся аустените зародыши перлитных «зерен» возникают по границам зерен аустенита. Это используется на практике для определения первоначальной величины зерен аустенита в стали. Как известно, величина зерен аустенита в стали рассматривается в настоящее время, как одна из существенных характеристик материала, она расценивается по специальной шкале, и показатель величины зерна входит в сертификат, следуемый на завод-потребитель для каждой партии стали.

Существует ряд методов определения величины зерна в стали, которые ниже будут подробнее рассмотрены; одним из них является так называемый способ частичной закалки. По способу частичной закалки образец стали, размерами $6 \times 12 \times 50$ мм, нагревается до соответствующей температуры, выдерживается при ней в течение желаемого времени и затем калиется в воду, но при этом погружается в закалочную жидкость не полностью, а примерно на $\frac{1}{3}$ или $\frac{1}{4}$ своей длины. В результате такой «частичной закалки» по длине образца получается не однородная закалочная структура, а «набор» закалочных структур, соответствующих различным скоростям охлаждения. В некоторой зоне образца скорость охлаждения аустенита будет превышать нижнюю критическую скорость охлаждения, но не на много. Здесь в материале успеет частично пройти высокотемпературное превращение аустенита.

Продукт высокотемпературного превращения — весьма тонкопластинчатый перлит — начинает образовываться, как указывалось выше, по границам зерен аустенита, и оторочка из него для зерен аустенита сохранится при дальнейшем охлаждении стали. Сами зерна аустенита в образце, охлажденном до комнатной температуры, уже испытают низко-температурное превращение, но кайма из очень тонкого перлита позволит при микроследовании судить о их размерах.

Недавно американскому исследователю Мейлу удалось применить электронный микроскоп к изучению структуры сталей, подвергнутых охлаждению с различной скоростью и содержащих в себе перлит с различными размерами пластинок, образовавшихся при различных условиях. Техника опытов Мейла весьма остроумна и интересна, ниже приводятся некоторые сведения о его экспериментах.

Электронный микроскоп действует по принципу отклонения пучка электронов, при прохождении через поле специально сконструированного электромагнита, аналогичного преломлению, испытываемому световым лучом, проходящим через линзу. Роль лучей света в электронном микроскопе выполняют пучки электронов, а роль линз — специальные электромагниты.

С помощью соответствующей системы таких магнитных «линз» электронный пучок может быть пропущен через более или менее прозрачный для него образец, и может быть на флюоресцирующем экране или на фотопластинке получена картина структуры образца, при громадных увеличениях. Достаточно сказать, что проф. Б. А. Остроумов (Ленинград) получал «электронно-фотографии» молекул некоторых органических соединений.

Для металлов этот метод исследования (в проходящем свете) не мог быть применен, вследствие трудностей, связанных с изготовлением очень тонких образцов, и лишь Мейлу впервые удалось использовать электронный микроскоп для изучения структур металлов при очень больших увеличениях с помощью способа «копирования». Для этого образец стали, подлежащий исследованию, шлифовался и полировался обычными металлографическими методами, после чего протравливался. Далее поверхность шлифа, по способу Мейла, покрывалась слоем серебра толщиной в $0,1$ мкм, осаждаемого из паров.

Полученная серебряная пленка осторожно снималась и ее сторона, обращенная к поверхности шлифа, представляла собой точную зеркальную копию последней. На серебряную пленку накладывался с одной стороны гладкий слой коллодия, после чего само серебро растворялось в кислоте. Если поверхность серебряной пленки представляла собой «негатив» по отношению к поверхности образца, то поверхность пленки из коллодия являлась уже «позитивом». Пленка из коллодия

помещалась в систему электронного микроскопа, и картина электронного пучка, прошедшего через пленку, фотографировалась, при громадных увеличениях (50000 раз).

Этот метод позволил Мейлу впервые получить фотографическое изображение очень тонкого перлита и сделать ряд снимков, отражающих картину изменения строения перлита, при постепенном снижении температуры высокотемпературного превращения¹.

Указанные снимки подтвердили ранее высказанную гипотезу, что при понижении температуры распада аустенита скорость зарождения центров кристаллизации перлитных «зерен» увеличивается, а скорость их роста замедляется.

На скорость высокотемпературного распада или превращения аустенита могут оказывать довольно существенное влияние и некоторые другие факторы, например, однородность состава аустенитовых зерен, присутствие в них частиц недорастворившихся карбидов и проч. Например, оставшиеся в аустените частицы карбидов способствуют зарождению центров кристаллизации перлитных образований и чем неоднороднее структура стали в момент перед охлаждением ее, тем труднее задержать в ней высокотемпературное превращение.

Для доказательства приведем пример. Два образца стали одинакового состава нагревались (в опытах Мейла) под закалку до температур соответственно 870 и 1060°C. Время выдержки в обоих случаях составляло 30 минут. За время выдержки, равное 30 мин. аустенитовые зерна в обоих образцах не успели сколько-нибудь заметно вырасти и таким образом основное отличие одного образца от другого, к моменту окончания выдержки, заключалось в том, что аустенит образца, нагретого до 1060°C, был однороднее аустенита второго образца, благодаря более быстрому протеканию процессов диффузии при более высокой температуре.

Определяя скорость зарождения перлитных образований в этих двух образцах, Мейл нашел, что при температуре 720°C в образце, выдержанном при более высокой температуре, перлит зарождается в 120 раз быстрее, чем в образце стали, выдержанном при 870°C.

Рассмотрим теперь вопрос о механизме выделения цементита из твердого раствора в железе, при высокотемпературном превращении аустенита.

Располагающиеся в твердом растворе в аустените частицы углерода не являются нейтральными его атомами, а представляют собой, как это показал Зейтг, двукратно заряженные положительные ионы². При выделении из твердого раствора, каждый такой ион должен прочно связаться с тремя частицами железа, образуя молекулу Fe_3C .

Углеродистые стали, при изменениях температуры, ведут себя в ряде случаев аналогично другим сплавам, например, сплавам меди с алюминием и др. элементами. Именно поэтому в настоящее время многие ценные сведения о процессах, происходящих в закалываемых сталях, получены в результате исследования общих закономерностей фазовых превращений в сплавах медь—алюминий, медь—олово, медь—цинк и др. (работы Г. В. Курдюмова с сотрудниками).

Позволим себе распространить аналогично между сталями и цветными сплавами, сопоставляя поведение аустенита, из которого выделяется карбид железа, с поведением твердого раствора меди в алюминий, из которого выделяется при охлаждении интерметаллическое химическое соединение $CuAl_2$.

Американский исследователь Сэмс³, изучая и сопоставляя ряд данных о поведении твердых растворов, предложил описание механизма выделения частиц $CuAl_2$ из твердого раствора в алюминий, хорошо согласующееся с известными о сплавах алюминия с медью фактами. Не излагая во всех подробностях теорию Сэмса, укажем лишь основные ее положения.

¹ Transactions ASM., vol. XXIX, 1941, № 4.

² Ряд работ акад. Н. Т. Гудцова и его учеников, проведенных независимо от цитируемых работ Зейтга, со своей стороны убедительно доказывают тот факт, что углерод в твердом растворе в аустените ионизирован.

³ Carl H. Sams, Metals Technology, April 1940.

На основании ряда работ ученых Вассермана и Виртса, Престона, Финка и Смита¹ доказано, что образованию частиц CuAl_2 предшествует образование в твердом растворе частиц некоторой промежуточной фазы (CuAl_2)', названной фазой Θ' — CuAl_2 , в отличие от обычных частиц CuAl_2 , часто именуемых фазой Θ . Сэменс считает, что процесс образования кристалликов фазы CuAl_2 может быть расчленен на несколько стадий. Предполагая, что в исходном твердом растворе частицы меди расположены совершенно беспорядочно, можно ожидать образования в отдельных участках твердого раствора атомных групп, которые чисто случайно содержат количество атомов меди, точно необходимое для возникновения соединения CuAl_2 , и имеет достаточные размеры, чтобы быть стабильными, при температуре выделения. После образования таких групп должен наступить период их упорядочения и перемещения в них атомов для образования частиц фазы $\Theta' — \text{CuAl}_2$.

Постепенно частицы $\Theta' — \text{CuAl}_2$, образующиеся в виде пластинок, должны увеличиваться, благодаря участию диффузии в этом процессе, и между ними и основной массой твердого раствора будут возникать грани — т. е. поверхности раздела фаз. В дальнейшем частицы $\Theta' — \text{CuAl}_2$ перестроятся в частицы фазы $\Theta — \text{CuAl}_2$.

Интересно отметить, что в сплавах алюминия с серебром выделению из твердого раствора фазы λ , богатой серебром, предшествует образование «промежуточной фазы γ^2 ».

Изучая выделение карбида при отпуске закаленной стали (отпуск мартенсита—см. ниже), Г. В. Курдюмов с сотрудниками² установил, что при температурах ниже 300°C из твердого раствора, т. е. из пересыщенной углеродом α фазы (с тетрагональной решеткой), выделяется карбид, отличающийся от Fe_3C по крайней мере по своей кристаллической решетке.

Превращение низкотемпературного карбида в карбид Fe_3C по данным цитированных работ происходит очень медленно при 300° и достаточно быстро в области температур $350—380^\circ\text{C}$. По нашему мнению, этот карбид невыясненного еще вида является промежуточной фазой, аналогичной фазам Θ' в сплавах алюминия с медью, и γ' в сплавах алюминия с серебром. Вполне возможно, что такая промежуточная фаза существует не только в указанных сплавах и не только в углеродистых, но и в специальных сталях. Установление условий образования и превращения подобных «промежуточных» фаз, появляющихся как необходимый этап во время процесса выделения карбидов или интерметаллических соединений из твердых растворов, поможет объяснить ряд «аномалий», наблюдающихся у специальных сталей при термообработке.

Продолжительность существования «промежуточных» фаз может быть большей или меньшей, в зависимости от природы этих фаз, строения и степени пересыщенности твердых растворов, из которых они выделяются, а также и от температуры. Очевидно, что чем выше температура, тем быстрее «промежуточная» фаза, например $\Theta' — \text{CuAl}_2$ должна превращаться в «основную» фазу, в данном случае— $\Theta — \text{CuAl}_2$.

Из вышесказанного следует, что распад медленно охлаждающегося аустенита в точке A_1' на смесь частиц цементита и феррита есть процесс диффузионный.

Рассматривая структуру металла, претерпевшего превращение при A_1 , сниженной до температур $650—580^\circ\text{C}$, мы можем различать в нем, при большом увеличении, перлитообразное строение и цементит, выделившийся в виде пластинок. Согласно Мейлу, расстояние между пластинками этой структуры меньше, чем $250—260$ мк. Так как последняя структура, при небольших увеличениях микроскопа, выглядит отлично от структуры медленно охлажденной стали и пластинки в ней значительно тоньше (сравни фиг. 9 и 10), ее называют сорбитом, в честь

¹ G. Wasserman und J. Weerts, Metallwirtsch. (1935), 14, 605—609. G. D. Preston, Phil. Mag. (1938) 26, 855—871.

W. L. Fink and D. W. Smith, Metals Technology, June 1939.

² C. S. Barrett, A. H. Gelsler and R. F. Mehl, Metals Technology, Febr. 1941.

³ М. Арбузов и Г. Курдюмов, «Журнал Техн. Физики» (1940) X, 13, 1093—1100.

английского ученого Сорби, разработавшего в основных чертах современный метод микросследования металлов.

Наличие самостоятельных включений Fe_3C в структуре сорбита и зависимость положения точки $A_{r'}$ от скорости охлаждения доказывают, что процесс превращения аустенита в сорбит есть также процесс диффузионный.

При температуре $A_{r'}$ равной $580-550^{\circ}C$ (конечно все эти числовые данные относятся к простой углеродистой стали), аустенит превращается при охлаждении в структуру (фиг. 11), называемую трооститом, в честь исследователя металлурга Трооста. Тщательное микроследование троостита также выявило пластинчатый характер расположенных в нем частиц цементита. Для троостита Мейл нашел толщину пластинок, равную около 100 μ .

Суммируя результаты многих исследований по этому вопросу, можно сказать следующее:

1. Превращение аустенита в точке $A_{r'}$ при охлаждении протекает с самым активным участием процесса диффузии.

2. Продукты «высокотемпературного» превращения: перлит, сорбит и троостит, не имеют между собой принципиальных различий и являются смесью пластинок феррита и цементита.

3. Чем быстрее применяется охлаждение стали при закалке, т. е. чем ниже точка $A_{r'}$, тем тоньше пластинки укрепляющего сплав компонента — цементита.

4. В то время как перлит медленно охлажденной стали содержит $0,83\%C$, пластинчатые структуры, получающиеся при сниженной температуре $A_{r'}$ (т. е. сорбит и троостит), таким постоянством состава не обладают.

Отсутствие принципиальной разницы в строении перлита, сорбита и троостита привело к тому, что недавно некоторые исследователи подняли вопрос о целесообразности применять термин «перлит» ко всем пластинчатым структурам, состоящим из феррита и цементита и образующимся непосредственно из аустенита в интервале между 540 и $723^{\circ}C$. Однако устранение из металлографической номенклатуры терминов «сорбит» и «троостит» несколько осложняется тем, что при применении к стали другого вида термообработки — отпуска, могут быть получены сорбит и троостит с зернистой, а не пластинчатой формой карбида.

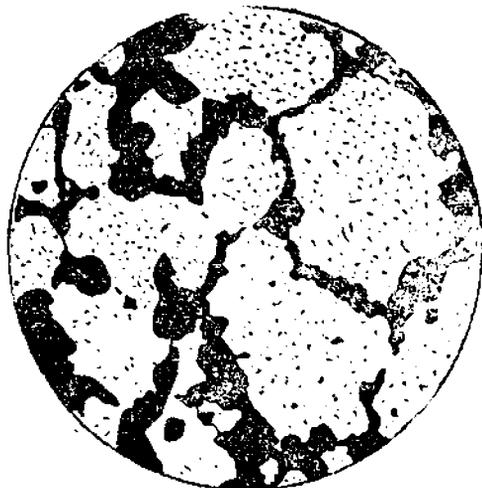
Если подытожить воззрения ряда виднейших ученых — металлургов на номенклатуру структур сталей, то можно указать три течения¹:

1. Оставить в силе прежние названия «перлит», «сорбит», «троостит», добавляя к ним в необходимых случаях определения «пластинчатый» или «зернистый» (Совер).

2. Применять название «перлит» ко всем пластинчатым структурам, а наименование «сорбит» к структурам, в которых карбид имеет зернистую форму (Бейн, Виллелла, Гвеллич).

3. Применять классификацию пластинчатых структур, основываясь на расстояниях между пластинками (Клейтон).

Наиболее вероятным следует считать, что название «троостит» в ближайшие годы, повидимому, аннулируется. Те структуры, которые сейчас именуются «сорбитом» и «трооститом», будут называться «перлитом», с добавлением к этому тер-



Фиг. 11. Образования троостита на фоне перлитовиднейшей остальной массы. $\times 500$.

¹ N. T. Cleaveland, Metal Progress, July, 1940, p. 68.

видности в другую, зародыши кристаллов новой фазы обычно имеют вид пластинок, расположенных вдоль определенных кристаллографических плоскостей прежней фазы. В медленно охлаждающемся сплаве центры кристаллизации новой фазы, наоборот, в основном располагаются там, где сильнее всего искажена решетка прежней фазы, т. е. по границам зерен последней.

На поверхности шлифа, приготовленного для микроисследования, следы пересечения пластинчатых кристаллов, образующихся в быстроохлаждаемом сплаве, с плоскостью шлифа будут иметь вид игл, а иногда треугольников и шестиугольников (для случая кубических структур аллотропических модификаций). Получающаяся микроструктура весьма характерна и носит название Видманштеттовой структуры, по имени Видманштеттена, наблюдавшего ее впервые у метеоритов. Она часто встречается у литой и перегретой стали, подвергшейся ускоренному охлаждению.

«Игольчатая» структура мартенсита есть частный случай Видманштеттовой структуры, когда пластинчатые кристаллы новой фазы (феррита) образуются вдоль определенных плоскостей первоначальных аустенитовых зерен, а частицы карбидной фазы не успевают образоваться в ионы углерода и остаются в решетке железа.

Согласно исследованиям Г. В. Курдюмова и Г. Закса¹, а также Гренингера и Трояно², изучавших рентгенографически механизм образования монокристаллов мартенсита, решетка последнего возникает из решетки аустенита, посредством двух сдвигов атомных слоев в определенных направлениях. Это со своей стороны, подтверждает, что для мартенситного превращения нет необходимости протекания процессов диффузии углерода в сплаве. Решетка мартенсита исследовалась рентгенографическим путем, и Г. В. Курдюмов определяет мартенсит как твердый раствор, обладающий тетрагональной объемно-центрированной решеткой, близкой к кубической решетке альфа-железа.

В узлах пространственной решетки мартенсита помещаются атомы (точнее — ионы) железа, а ионы углерода расположены в промежутках между узлами решетки. Согласно Г. В. Курдюмову, константы решетки мартенсита зависят от содержания в нем углерода и могут быть вычислены по формулам:

$$a = 2,861 + 0,118 p, \\ c = 2,861 - 0,015 p,$$

где 2,861— Å — постоянная решетки альфа-железа и p — весовой процент углерода. Чем больше углерода содержится в мартенсите, тем сильнее выражена разница между a и c и тем дальше структура мартенсита отстоит от кубической.

При температуре АМ превращение аустенита в мартенсит лишь начинается и для многих сталей практически прекращается при температурах, лежащих ниже 0°C . Возникновение отдельных кристаллов мартенсита при соответствующих температурах совершается мгновенно; акустическим методом установлено, что время, затрачиваемое на образование такого кристалла, составляет меньше 0,002 сек.

В связи с этим интересно отметить, что скорость аустенитомартенситного превращения, точнее говоря время, необходимое для него, не зависит от температуры. По крайней мере акустический метод дает одинаковые результаты как для превращения при $300\text{—}400^{\circ}\text{C}$, так и для превращения при температурах ниже 0°C .

Итак, о превращении аустенита в мартенсит можно сказать следующее:

1) Превращение аустенита в мартенсит не зависит от скорости охлаждения, если скорость охлаждения достаточна для возникновения «низкотемпературного» превращения.

2) Образование кристаллов мартенсита происходит практически мгновенно.

3) Мартенсит, по существу, является твердым раствором, в котором остался углерод, содержавшийся в исходном аустените.

¹ Г. Курдюмов и Г. Закс, Вестник Металлопрома, 1930, № 9—10.

² A. B. Greninger and A. R. Troiano. Metals Technology, 1941, vol. 8, № 4, June, P. 1938.

Природа сил, вызывающих превращение аустенита в мартенсит, та же, что и сил, вызывающих превращение кристаллов одной модификации в другую (Курдюмов). Дополнительным подтверждением этого положения служит то, что в медных сплавах существуют структуры, подобные мартенситу и возникающие в процессе термообработки, причем «мартенситное» фазовое превращение в медных сплавах обратимо. Следует считать, что аустенито-мартенситное превращение есть бездиффузионный процесс перехода твердого раствора углерода в железо из одной модификации в другую.

Мартенсит является самой твердой из всех закалочных структур, но в то же время он обладает низкой вязкостью (как ударной, так и статической).

6. Некоторые особенности превращения аустенита в мартенсит

В дополнение к изложенному в и. 5, остановимся вкратце на результатах некоторых исследований, появившихся недавно в печати и посвященных вопросу об аустенитно-мартенситном превращении.

Ряд журналов поместил сообщения о работах Карпендера и Робертсона¹ (Карпендер — крупнейший английский металлург, б. президент английского Institute of metals, Iron and Steel Institute и др. научных учреждений, трагически погибший 17 септ. 1940 г. во время воздушной бомбардировки), а также Гренингера и Трояно² показавших, что при охлаждении углеродистых сталей превращение аустенита в мартенсит происходит так:

В данной стали процесс превращения аустенита в мартенсит зависит от того, как металл был охлажден через интервал температур между некоторыми точками AM и AM' . Если сталь при закалке медленно охлаждать в интервале между точками AM и AM' (см. фиг. 8), процесс превращения аустенита в мартенсит также замедляется (т. е. уменьшается количество мартенсита, образующегося за единицу времени). Если охлаждение приостановилось в интервале между AM и AM' , то образование мартенсита также приостанавливается.

Положение точек AM и AM' постоянно для стали данного состава и в случае простых углеродистых сталей может быть определено из табл. 3.

Таблица 3

Положение точек AM и AM' в зависимости от содержания углерода в стали

Содержание углерода в стали, %	Точка AM , °C	Точка AM' , °C
0,2	400	290
0,4	300	120
0,6	265	50
0,8	230	10
1,0	205	ниже 0
1,2	180	ниже 0
1,6	130	ниже 0

Точка AM' является температурой, ниже которой в стали превращение остаточного аустенита протекает, но лишь в очень малых количествах.

Гренингер и Трояно в своей работе³ в основном подтверждают результаты, полученные Карпендером и Робертсоном по исследованию интервала аустенито-

¹ H. Carpenter and J. M. Robertson, Metals, Oxford University Press, 1939.

² Stahl und Eisen, 22 August 1940, № 34, S. 751.

³ Kinetics of the Austenite-Martensite Transformation in Steel. By A. B. Greninger and A. R. Troiano, Transactions A. S. M., Sept. 1940, vol. XXVIII, № 3, pp. 537—562.

-мартенситного превращения (от AM и AM'), дополняя работу последних указанием на то, что остаточный аустенит в стали может распадаться и при постоянной температуре, при условии, если она достаточно высока ($200-150^{\circ}C$).

Этот распад остаточного аустенита является результатом дополнительного диффузионного процесса. Остаточный аустенит — не стабильная фаза и при понижении температуры из него может выделяться карбид. В свою очередь необходимым условием для заметного выделения карбида будет достаточная скорость диффузии (напомним, что скорость диффузии резко снижается при понижении температуры). При выдержке остаточного аустенита в области несколько повышенных температур ($200-150^{\circ}C$), скорость диффузии оказывается достаточной, чтобы выделилось некоторое количество цементита, который при та-



Фиг. 14. Мартенситные иглы на фоне аустенита в стали, содержащей свыше 1,4% С (Гренингер и Трояно).



Фиг. 15. Мартенситные образования на фоне аустенита в стали, содержащей 1,4%С (Гренингер и Трояно).

ких температурах в сталях, содержащих свыше $0,2\%C$, будет пересыщать аустенит.

Аустенит, при выделении из него карбида, становится более бедным твердым раствором, а нам известно, что чем ниже содержание углерода в аустените, тем выше расположена для него точка AM и тем более узок интервал между AM и AM' . Таким образом, после протекания подготовительного диффузионного процесса, новые порции остаточного аустенита смогут перейти в мартенсит. Ниже $100^{\circ}C$ распад остаточного аустенита практически обнаружить не удалось, повидимому вследствие малой скорости процессов диффузии при этих температурах.

В другой своей работе Гренингер и Трояно¹ отмечают, что характер аустенито-мартенситного превращения при высоком содержании углерода в стали отличается от характера того же превращения в малоуглеродистых сталях. Форма кристаллов мартенсита также меняется при изменении содержания углерода в стали. В заэвтектоидных сталях, содержащих до $1,40\%C$, мартенситные кристаллы (точнее говоря, их длинные оси) расположены параллельно направлению (110) в решетке аустенита. Стали доэвтектоидные (исследовались стали с содержанием $0,35$, $0,55$ и $0,70\%C$), подвергнутые очень резкой закалке, имеют выделения мартенсита на параллельных плоскостях (111) решетки аустенита. При очень высоком содержании углерода в стали (свыше $1,40\%$) мартенсит кристаллизуется, главным образом, в виде игол, сходящихся концами и образующих острые углы (фиг. 14).

Для стали с $1,40\%C$ форма группировок мартенситовых образований внезапно меняется, равно как меняется ориентация игол мартенсита по отношению к распадающимся кристаллам аустенита. Иглы аустенита в стали, содержащей $1,4\%C$, сходясь, образуют тупые углы (фиг. 15). В стали с содержанием углерода около 1% и меньше мартенситовые образования имеют вид и форму сетки, по-

¹ Greninger and Troiano, Metals Technology, August 1940, T. P. 1212

крявающей полированную и протравленную поверхность шлифа, просматриваемого под микроскопом (фиг. 16).

Особый характер процесса мартенситообразования в малоуглеродистых сталях уже несколько лет привлекает к себе внимание ряда исследователей. Причиной этого было внешнее различие структур закаленной мало- и высокоуглеродистой стали, выявленное при металлографических исследованиях. В свою очередь рентгенограммы, полученные для закаленных малоуглеродистых сталей (содержащих до 0,5% С), отличались тем, что показывали не тетрагональную, а как будто кубическую решетку мартенсита, с довольно размытыми линиями. На этом основании некоторые исследователи предположили, что мартенсит может быть двух видов: тетрагональный и кубический. Однако работы Г. В. Курдюмова и его школы показали, что в малоуглеродистых сталях, вследствие высокого по-



Фиг. 16. Мартенситные образования в стали, содержащей около 1% С (Гренигер и Трояно).

ложения точки *AM*, при закалке происходит частичный распад мартенсита. Иначе говоря, в малоуглеродистых сталях мартенсит, образуясь при температурах выше 125—150° С, способен распадаться во время охлаждения стали в интервале температур между *AM* и 125—150° С.

Согласно диаграмме, изображенной на фиг. 4, чем меньше в стали углерода, т. е. чем выше точка *AM*, тем быстрее должно быть охлаждение, чтобы избежать высокотемпературного превращения и, как показали работы Г. В. Курдюмова и его учеников, тем больше должна быть скорость охлаждения для того, чтобы мартенсит, образовавшийся при закалке, не распадался бы в гетерогенную смесь

феррита и карбида железа, во время дальнейшего охлаждения при той же закалке. Оказывается, что в сталях с содержанием углерода меньше 0,6% не удается даже самой резкой закалкой задержать частичный распад мартенсита.

Понятно, что рентгенограммы закаленной малоуглеродистой стали должны показать размытую картину с линиями, характерными и для альфа-фазы с кубической решеткой. Размытой эта картина рентгенограммы будет хотя бы потому, что: 1) не весь мартенсит может распаться, линии, соответствующие тетрагональной решетке, могут частично наложиться на рентгенограмме на линии кубической решетки феррита, и 2) кристаллы феррита, получившегося при распаде мартенсита, будут очень мелки. В металле, кроме того, могут быть искажения решетки из-за внутренних напряжений.

Из сказанного следует, что возможен лишь один вид мартенсита, с тетрагональной решеткой, и что предположение о существовании «кубического» мартенсита неверно.

7. Высокотемпературное и низкотемпературное превращения в легированных сталях

Легированные добавки в сталях могут влиять на ход процессов, протекающих в этих материалах при закалке. Аустенит специальных сталей легче переохлаждается до низких температур, критические скорости охлаждения V_1 и V_2 понижаются и благодаря действию специальных присадок в легированных сталях при небольших скоростях охлаждения часто удается получить мартенситовую структуру.

Как указывалось выше, во время высокотемпературного превращения карбид железа (цементит) выделяется из твердого раствора в железе, последнее меняет свою решетку (Fcc на Fe₂C) и таким образом аустенит превращается в смесь

частиц феррита и цементита. При низкотемпературном превращении выделение карбида из твердого раствора не происходит, железо превращается из одной модификации в другую, но оставшиеся в его решетке ионы углерода являются избыточными и служат причиной тетрагональности новой образовавшейся фазы. Для того чтобы в каком-либо участке твердого раствора произошло образование кристаллика карбида, чтобы создавалась поверхность раздела фаз между группой молекул карбида и основной массой твердого раствора, необходимо наличие в данном участке твердого раствора достаточного количества ионов углерода.

Совершенно аналогично тому, что происходит в твердых растворах сплавов системы алюминий—медь, каждой температуре «высокотемпературного» превращения соответствует свой минимальный размер частиц фазы, могущей образоваться путем выделения из твердого раствора пересыщающего его компонента. При протекании высокотемпературного превращения вблизи от точки A_{c1} пластинки выделившегося карбида получаются крупными. Очевидно, что чем выше температура превращения аустенита, тем больше размеры частиц карбидов, которые могут возникнуть за счет выделения цементита из твердого раствора его с железом. Возникновению в данном участке твердого раствора самостоятельной, довольно крупной, частицы выделившегося из твердого раствора компонента должен предшествовать период собирания в этот участок достаточно большого количества ионов углерода.

В простых углеродистых сталях процессы диффузии протекают довольно быстро, чем и обуславливается большая скорость в них высокотемпературного превращения аустенита. Иная картина будет иметь место в специальных сталях. Для примера рассмотрим сплав, содержащий три компонента: железо, углерод и никель, т. е. никелевую сталь.

Никель в сталях не является карбидообразующим элементом, растворимость углерода в никеле до сих пор еще не удалось показать методом рентгенографического анализа. Если в каком-либо участке твердого раствора в железе начнут собираться ионы углерода, то следовательно частицы никеля, также растворенного в железе, должны будут удалиться из этого района. Процессы диффузии тогда должны быть направлены таким образом, чтобы параллельно с обогащением углеродом отдельных зон аустенита, шло обеднение их никелем.

Перемещение ионов углерода в аустените, содержащем никель, также окажется более сложным процессом, чем такое же перемещение углерода в аустените углеродистой стали. Движение иона углерода в решетке железа должно совершаться путем небольших скачков, так как совершенно очевидно, что в каждой ячейке твердого раствора может существовать ограниченное число мест, которые может занимать ион углерода. Присутствие в твердом растворе дополнительно введенных туда частиц никеля, замещающих собой часть атомов железа в решетке аустенита, не может не отразиться на числе возможных положений ионов углерода в той же решетке.

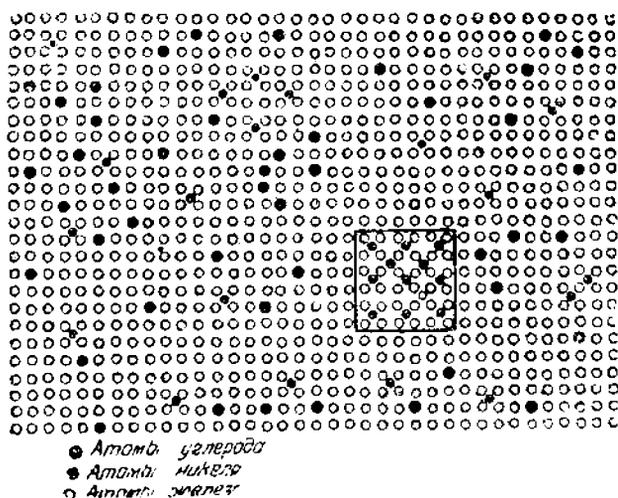
Рассматривая путь, совершаемый какой-либо частицей углерода внутри массы аустенита, при процессе собирания в какую-либо зону в твердом растворе ионов углерода, можно заключить, что в никельсодержащем аустените этот путь окажется длиннее, чем в обычном аустените. Ионам углерода, очевидно, придется кое-где «обходить» места, занятые частицами никеля.

На фиг. 17 приведена схема, поясняющая ход местных изменений (флюктуаций) состава аустенита в сплаве $Fe - Ni - Fe_3C$. В результате такого влияния никеля на процессы, являющиеся необходимыми подготовительными фазами к образованию кристаллов цементита при высокотемпературном превращении, последнее в никелевых сталях удастся задержать много легче, чем в углеродистых сталях. Для каждой скорости охлаждения сплавов системы железо—углерод — никель можно составить диаграмму, показывающую, какова будет структура этих сплавов после окончательного их охлаждения с обычной закалочной температуры до комнатной.

На фиг. 18 изображена диаграмма подобного рода, показывающая изменение структуры железо — никель — углеродистых сплавов, в зависимости от содер-

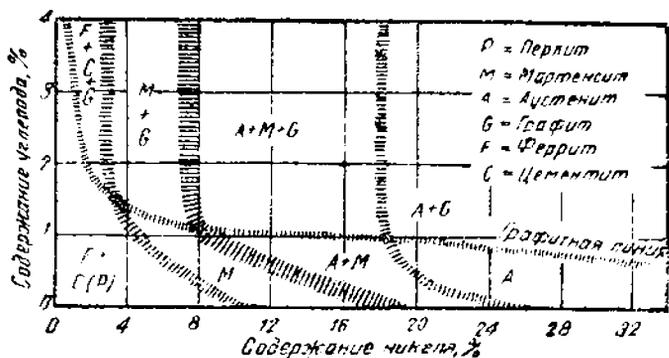
жания в них углерода и никеля, при охлаждении сплавов на воздухе (при нормализации). С помощью штриховки на фиг. 18 координатная плоскость разделена на зоны. Зная состав указанного сплава, можно по диаграмме определить общий характер структуры, которая получится в данном сплаве при его нормализации.

Вышеприведенные рассуждения относятся к сталям, содержащим никель в качестве легирующей присадки, но можно было бы их привести и в отношении



Фиг. 17. Схема флюктуаций в составе аустенита в сплаве железо — углерод — никель. \circ -атомы железа, \bullet -атомы никеля, \ominus -атомы или пары углерода. Кристаллик карбида железа может образоваться только в очерченном участке, где имеется соотношение количества атомов железа и частиц углерода, отвечающее составу карбида железа, и отсутствуют атомы никеля. Число групп частиц железа и углерода в очерченном участке достаточно для того, чтобы в нем при данной температуре возник самостоятельный кристаллик карбида железа (Бейн).

«Класс стали» — это характеристика структуры, которую будет иметь сталь данного состава в результате нормализации. Из диаграммы фиг. 18, например,



Фиг. 18. Уточненная диаграмма Гийе для никелевой стали.

видно, что никелевая сталь, содержащая 7% никеля и 0,8% углерода, при нормализации получает мартенситовую структуру. Эта сталь, по Гийе, именуется «сталью мартенситного класса». Аналогично по диаграмме фиг. 19 можно сказать, что сталь, содержащая 0,20% углерода и 2% хрома, при нормализации получает

других легированных сталей. Правда, в случае применения легирующих присадок, обладающих резко выраженной тенденцией к карбидообразованию, ход рассуждений должен быть иным, но в итоге все же придется прийти к выводу, что высокотемпературное превращение в легированных сталях можно задержать легче, чем в простых углеродистых сталях.

На фиг. 19 приведена диаграмма структур, получающихся в хромистых сталях при их нормализации, а на фиг. 20, а и б — две структурных диаграммы для марганцевых сталей; одна из них составлена при спокойном охлаждении сплавов с закалочных температур на воздухе, а другая — при закалке их с 950° С в воду.

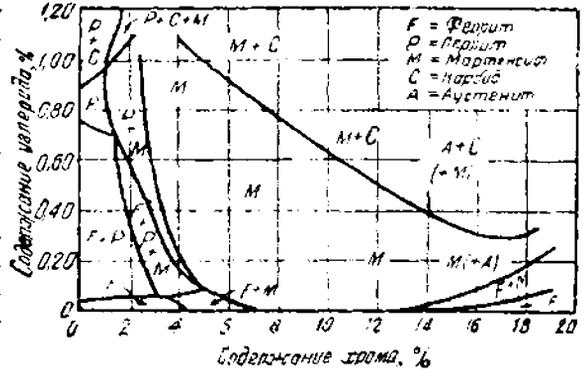
Гийе ввел в употребление термин «класс стали».

структуру феррито-перлитную, а сталь с 0,20% углерода и 6% хрома — структуру мартенситную. Соответственно первая сталь будет названа сталью феррито-перлитного класса, а вторая — сталью мартенситного класса.

Разбивка составов сталей на классы, т. е. получение диаграмм, подобных изображенным на фиг. 18, 19 и 20, производится экспериментальным путем.

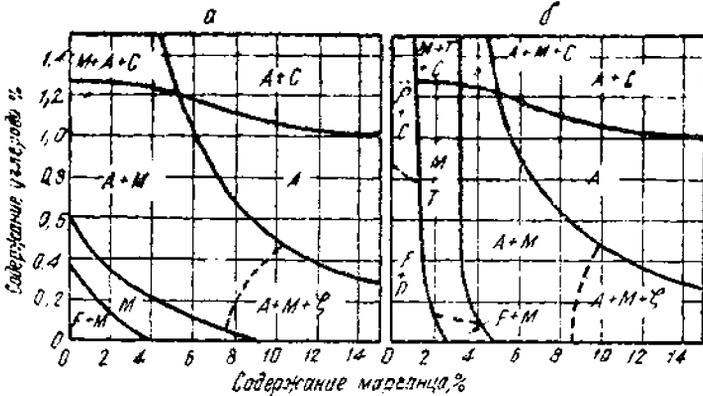
На практике стали мартенситного класса часто называют «самокальными», подчеркивая этим то, что указанные стали принимают твердую закалочную структуру мартенсита при охлаждении на воздухе, а не путем закалки их в воду или в масло.

Легированные примеси в сталях способны не только задерживать в них высоко-температурное превращение, но и оказывать существенное влияние на низко-температурное, мартенситное превращение аустенита. Их влияние может сказываться в смещении точек мартенситного превращения и в том также, что они затрудняют



Фиг. 19. То же, для хромистой стали. Образцы нормализовались. Диаметр образцов равнялся 12 мм.

те сдвиги в кристаллической решетке аустенита, посредством которых в сплавах



Фиг. 20. а — структурная диаграмма для марганцевых сталей, при закалке их в воде с температуры 950° С (составлена по типу диаграмм Гийе), б — уточненная диаграмма Гийе для марганцевых сталей. Буква Т обозначает троостит.

происходит перестройка вещества из одной аллотропической модификации в другую.

Поэтому многие легированные стали, при достаточно большом содержании в них легирующих примесей, могут быть отнесены к аустенитному классу, т. е. при нормализации в них остается аустенитовое строение, так как тормозится не только высокотемпературное, но и низкотемпературное превращение,

ГЛАВА III

ТЕОРИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ

1. Изотермический распад аустенита

Около 100 лет назад служащий Златоустовского завода (ныне Златоустовского инструментального комбината имени В. И. Ленина) П. Аносов первый в Европе научился изготавливать булатную сталь, секрет получения которой был давно утерян. Необходимо отметить, что предварительно Аносов провел большое исследование восточных булатов, применив для этого микроскоп и методы слабого и глубокого травления кислотой отполированной поверхности стали (почти на 35 лет раньше английского ученого Сорби).

К сожалению, труды Аносова, частично опубликованные им же в выходившем в то время в России «Горном журнале» (1831, 1847 гг. и др.), частично сохранившиеся в виде записок в архиве Златоустовского инструментального комбината, не получили еще должного освещения в мировой литературе и о русском ученом-самородке забывают, называя англичанина Сорби — «отцом» метода микроисследования металлов.

П. Аносову удалось, после многолетней кропотливой работы, не только выплавить сталь, отвечающую составу дамасской стали, но и термически обработать ее, придав металлу замечательную упругость, твердость и в то же время вязкость.

Аносовский булат по своим механическим свойствам являлся чудом оружейного производства для того времени. Существует предположение, выдвинутое отдельными работниками Златоустовского инструментального комбината в 1939 г. и не лишенное вероятности, что П. Аносов обрабатывал свои клинки по методу, в своих основных чертах аналогичному способу «austempering» (наше название: «изотермическая закалка»), запатентованному в Англии и США в 1929 г.

По этому способу термической обработки, применявшемуся на Златоустовском заводе задолго до работ Льюнса, Дэвенпорта и Бейна, для закаливаемого клинка изготавливалась из листового железа ванночка, заполнявшаяся маслом. Клинок, нагретый до светлокрасного каления, помещался в эту ванночку, причем масло в ней быстро нагревалось и даже вскипало. Когда масло вскипало, клинок вынимали из ванночки и, замачивая в воде, охлаждали до комнатной температуры.

В результате сталь принимала почти такую же твердость, как и при закалке в очень холодную воду, но вязкость ее получалась более высокой, чем в случае обычной закалки.

Изотермическая закалка заключается в том, что нагретый образец, имеющий чисто аустенитовую структуру, быстро охлаждается до температуры, лежащей между 530 и 180° С, выдерживается при этой температуре в течение времени, необходимого для превращения аустенита в другую структуру, и затем охлаждается далее до комнатной температуры.

Схематически процесс изотермической закалки показан на фиг. 21.

В Англии изотермическая закалка некоторых деталей, изготовленных из простой углеродистой стали, была предложена Льюнсом в 1929 г. По способу Льюнса закалка велась в масляную или соляную ванну, имеющую температуру около 230° С.

Более подробно изотермический процесс превращения аустенита исследовали американские металлурги Бейн и Дэвенпорт и впервые опубликовали в 1930 г. работу о теоретических основах изотермической обработки. Бейн и Дэвенпорт представили результаты своих исследований, проведенных дилатометрическим методом, в виде сводной диаграммы, приведенной на фиг. 22 и названной ими S-образными кривыми или просто: S-кривыми.

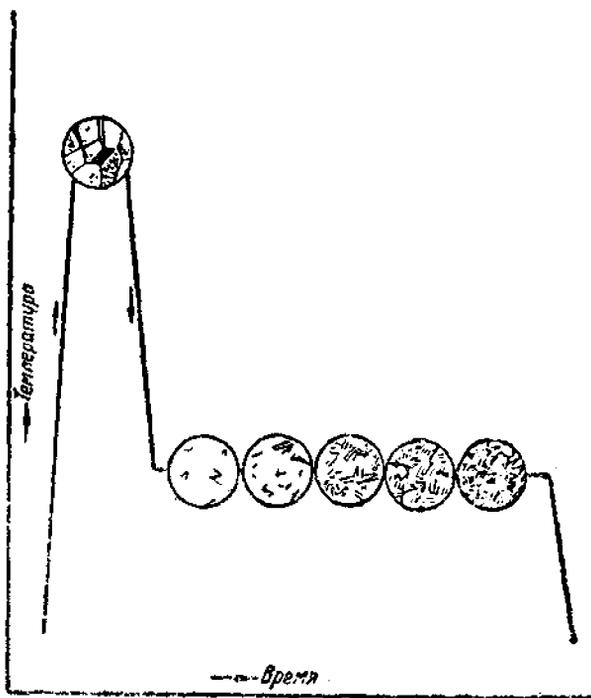
Ознакомимся с построением S-кривых. На оси абсцисс здесь откладывается время в секундах, по логарифмической шкале. Ординаты в диаграмме Бейна и Дэвенпорта — суть температуры в °С. Выше линии — 723°С находится область существования стабильного аустенита. Крайняя левая кривая, самая близкая к оси ординат, помечена на диаграмме словами «начало превращения», она показывает через сколько секунд начинается процесс превращения аустенита, переохлажденного до различных температур.

Из графика фиг. 23 можно видеть, что в стали с 0,76%С, при переохлаждении аустенита до 700°, превращение его начинается приблизительно через 10—15 сек. При переохлаждении до 400°С превращение начинается через 4—5 сек., при переохлаждении до 300°С — через 45—50 сек., и т. д.

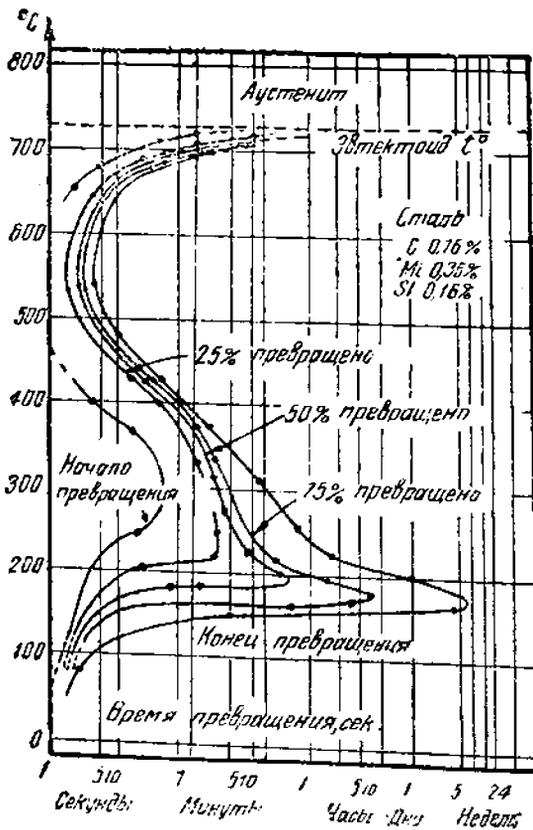
Приблизительно между 500 и 600°С кривая прерывается, так как дилатометрический метод не позволял Бейну и Дэвенпорту точно определять момент начала превращения аустенита в этом интервале температур. Вторая (если считать слева направо) кривая диаграммы Бейна и Дэвенпорта помечена: «превратилось 25%». Она показывает промежутки времени, за которые аустенит, переохлажденный до различных температур, успел распастись на 25% (время исчисляется с момента переохлаждения). Кривые третья, четвертая и пятая составлены Бейном и Дэвенпортом соответственно для превращения аустенита на 50, 75 и, наконец, на 100%.

Диаграмма Бейна и Дэвенпорта, изображенная на фиг. 22, составлена для стали, близкой по своему составу к эвтектоидной концентрации.

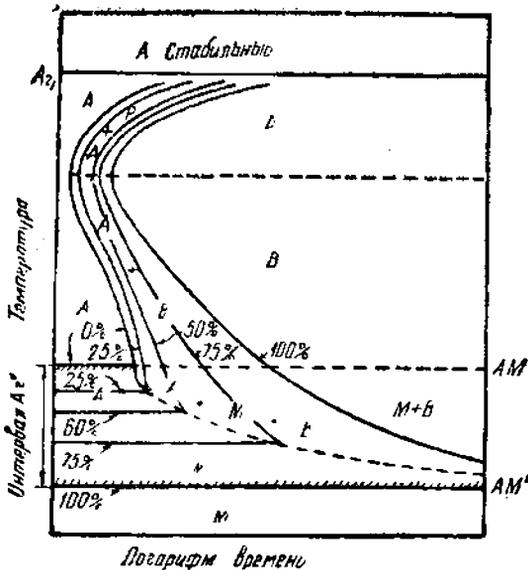
В статье Бейна и Дэвенпорта, опубликованной в 1930 г. S-кривые в нижней части диаграммы снова приближаются к оси ординат (см. фиг. 22). Анализируя возможные неточности и ошибки в экспериментах Бейна и Дэвенпорта, С. С. Штейнберг показал, что построение самой нижней части S-кривой сделано Бейном и Дэвенпортом без достаточных оснований. Мало того, нижняя часть S-кривой (как раз спорный ее участок), противоречит нашим, доказанным многочисленными опытами, воззрениям на низкотемпературное превращение аустенита в мартенсит. Противоречие состоит в том, что рассматривая превращение, согласно S-кривой, данной первоначально Бейном и Дэвенпортом, мы вынуждены считать, что время является существенным фактором для процесса мартенситообразования (самая нижняя часть S-кривой). На самом деле, как уже было



Фиг. 21. Схема проведения изотермической закалки.



Фиг. 22. Первоначальный вид S-кривых, построенных Бейном и Дэвенпортом.



Фиг. 23. Принципиальная диаграмма изотермических превращений по Штейнбергу (продукты изотермич. превращения в районе ниже выступа кривой обозначены новым термином) А — аустенит, Р — перлит, М — мартенсит, В — бейнит.

указано выше, переход из аустенита в мартенсит протекает без участия процесса диффузии и время здесь практически роли не играет.

Диаграмма, изображенная на фиг. 23, впервые предложена С. С. Штейнбергом¹. Она может помочь уяснению качественной стороны явлений, наглядно показывая, каков должен быть характер S-кривых в нижней их части. Термин «бейнит», приведенный на фиг. 25, мы применяем ко всем продуктам изотермического превращения, иным, чем перлит. В отличие от мартенсита, образование бейнита зависит от диффузии и, следовательно, может потребовать заметного количества времени.

Верхняя часть S-кривой остается, как это видно из фиг. 25, без изменений. При температуре выше выступа кривых (т. е. крайней левой абсциссы верхнего изгиба буквы S), аустенит превращается, как мы увидим далее, изотермически в перлит или сферодизированные структуры.

Если аустенит был достаточно быстро охлажден и переохладился до низких температур, то он начинает превращаться в мартенсит у горизонтали 0% (начала интервала Ar' , т. е. точка AM'). Далее аустенито-мартенситное превращение продолжается при охлаждении таким образом, что в образце получится 25% мартенсита и 75% аустенита — у горизонтали «25%», 50% мартенсита и 50% аустенита — у горизонтали «50%», и т. д.

Согласно исправленной диаграмме Бейна и Дэвенпорта, изотермическая выдержка остаточного аустенита в интервале температур ниже AM' должна привести к его изотермическому распаду, протекающему тем медленнее, чем ниже температура.

Рассмотрим S-кривые в различных интервалах температур, чтобы лучше уяснить процессы, протекающие при изотермическом распаде аустенита.

¹ Труды Уральского промышленного института, вып. VIII,

2. Изотермический распад аустенита в верхней зоне S-кривой

Изотермическая выдержка углеродистой стали в районе температур около 690—720° С обеспечивает настолько полное и активное протекание в материале процессов диффузии, что карбид успевает принять зернистую форму. Образование зернистого цементита, сферодизация карбида в стали при изотермическом превращении аустенита подробно изучалось американскими исследователями Лейсном, Годэном и Лидером¹. Подвергая стали с различным содержанием углерода (от 0,33 до 1,16% С), без легирующих добавок, изотермическим выдержкам при различных температурах, эти ученые нашли, что изотермический распад в самой верхней части S-кривой всегда проходит с образованием зернистой формы карбида.

Для различных сталей интервал температур сферодизации не одинаков. В малоуглеродистых сталях труднее получить сферодизированный цементит, но все же это возможно, если применить изотермическую выдержку при температурах, лежащих чуть ниже критической (от 715° С до критической точки). В сталях с содержанием углерода 0,8% и выше, наоборот, получить сферодизированный цементит легко и в диапазоне температур выдержек, дающих зернистую форму карбида, шире. Например, в стали, содержащей 1,16% С можно получить почти полностью сферодизированный цементит при изотермической выдержке в районе около 700° С.

Изотермический распад аустенита при температурах, несколько более низких, чем температуры сферодизации, но все же лежащих в верхней части S-кривой (до верхнего поворота S-кривой, т. е. в самой верхней части буквы S), приводит к получению перлитной структуры. Толщина пластинок перлита здесь будет зависеть от температуры превращения. При температурах, близких к нижней границе этого интервала, может получиться очень тонкопластинчатая структура.

3. Изотермическое превращение аустенита в средней части S-кривой²

Рассмотрим процесс изотермического превращения аустенита в зоне температур между областью перлитного превращения (верхняя часть S-кривой) и температурой АМ, для данной стали. Назовем диффузионный процесс образования перлита — процессом превращения первого рода, а бездиффузионный процесс превращения аустенита — процессом превращения второго рода (по Г. В. Курдюмову).

Изотермическая выдержка аустенита выше некоторой температуры, как указано в § 2, приводит к образованию или сферодизированного цементита и феррита, или же перлитной структуры, т. е. в сущности протекает лишь диффузионный процесс превращения первого рода. Граница этого верхнего интервала температур есть ордината, соответствующая верхнему изгибу буквы S, или C (см. фиг. 23).

Если, понизив температуру изотермического процесса, опуститься ниже верхней зоны диаграммы фиг. 23 и таким образом перейти к средней части S-кривой, то превращение аустенита будет сочетать в себе две стадии. Первой стадией явится диффузионный процесс, ведущий к сосредоточению, а возможно и к выделению карбида из превращающегося аустенита, а второй — образование мартенсита в тех обедненных углеродом областях, для которых температура изотермической выдержки окажется соответствующей их точке АМ.

Напомним, что чем меньше содержится в стали углерода, тем выше для нее точка АМ.

¹ P. Rauson, W. L. Holdarp and J. Leeder, Trans. A. S. M. June 1940, vol. XXVIII, № 2, p. 306.

² Излагаемая нами точка зрения на характер процессов изотермического превращения аустенита в средней части S-кривой косвенно подтверждается некоторыми авторами, обнаружившими изменение химического состава остающегося аустенита при его частичном изотермическом превращении в бейнит, в сторону повышения содержания углерода.

Вопрос этот очень важен для правильного понимания сущности аустенитного превращения в средней зоне S-кривой и нуждается в дальнейшей разработке.

Процесс такого превращения аустенита уже может происходить при температурах, лежащих ниже 500°C (приблизительно), благодаря тому, что положение точки AM (т. е. A_{r_1}) для малоуглеродистых сталей оказывается довольно высоким. Карпентер и Робертсон нашли, что у стали, содержащей около $0,2\%$ C , точка AM лежит при 400°C . Опыты Карпентера и Робертсона со сталью, содержащей очень мало углерода, привели их к заключению, что в пределе, при содержании углерода, равном $0,06\%$ (максимальная растворимость углерода в феррите), точка AM сливается с температурой A_{r_1} .

При температурах выше 300°C карбидом, выделяющимся из аустенита и из отпускаяющегося мартенсита, будет Fe_3C , а при более низких температурах — «низкотемпературный» карбид, который, по нашему мнению, является «промежуточной» фазой.

Далее необходимо отметить, что изотермический процесс превращения аустенита в средней части S-кривой не ограничивается соединением в себе диффузионного процесса и превращения второго рода. Перераспределение углерода является здесь подготовительным процессом к превращению второго рода, а продукты превращения второго рода, в свою очередь, не могут остаться нечувствительными к дальнейшему пребыванию сплава при сравнительно высокой температуре и будет претерпевать отпуск.

Как известно, продуктом превращения второго рода будет мартенсит, пересыщенный твердый раствор углерода в альфа-железе. В результате отпуска при температуре порядка $280\text{—}350^{\circ}$ и выше, из него выделяется карбид и, таким образом,



Фиг. 24. Микроструктура бейнита (образования бейнита на фоне аустенита), по Грейнигеру и Трояно. $\times 2000$.

мартенсит превращается в смесь кристалликов феррита и карбида.

Поэтому изотермическое превращение аустенита в средней, второй зоне S-кривой есть сумма трех процессов:

- а) подготовительного диффузионного процесса с возможным выделением частиц карбида из аустенита;
- б) бездиффузионного процесса образования мартенсита в обесцвевших углеродом участках аустенита и
- в) отпуска образовавшегося тут же мартенсита — превращения его в смесь частиц феррита и карбида.

В результате протекания такого сложного явления микроструктура продукта изотермического превращения в средней зоне S-кривой несколько похожа на мартенситную, но отличается от нее тем, что носит не ярко выраженный игольчатый характер. Структура этого продукта изотермического распада названа бейнитом (фиг. 24), в честь американского ученого Бейна.

Характерной особенностью бейнита является его значительная вязкость при работе на удар и высокая твердость. Твердость и ударная вязкость бейнита и той же стали, термически обработанной обычным путем (закалка на мартенсит с последующим низким отпуском), сопоставлены на фиг. 25.

П р и м е ч а н и е. Дэвенпорт, изучая свойства продуктов изотермического превращения аустенита углеродистых сталей, построил кривые, показывающие фактическое изменение их твердости, в зависимости от температуры превращения¹.

Эти кривые плавно поднимаются вверх, по мере понижения температуры превращения, но в интервале температур около $430\text{—}550^{\circ}\text{C}$ ход их резко

¹ E. S. Davenport, Trans. A. S. M., 1939, vol. XXVII, № 4, p. 837.

изменяется и кривые обнаруживают тенденцию не к повышению, а, наоборот, к некоторому снижению. Интервал «неправильного хода» кривых твердости отвечает той области S-кривой, где происходит смена пластинчатых продуктов превращения на бейнит. Выше указанного интервала изотермическое превращение аустенита приводит к получению перлитобразной структуры.

Американский металлург Мейл¹, подразделяя бейнит на категории, в зависимости от температуры изотермического превращения, называет бейнит, образовавшийся в интервале около 430—550°С, «верхним бейнитом». Как уже указывалось выше, аустенит при изотермической выдержке должен либо распаться, образуя гетерогенную смесь феррита и карбида, либо (после протекания в нем соответствующих подготовительных процессов) частично превращаться в игольчатые кристаллы тетрагонального твердого раствора углерода в альфа-железе, т. е. мартенсита.

Понятно, что понижение температуры изотермического превращения должно приводить к уменьшению скорости диффузии углерода в превращающемся в твердом растворе. Если при высоких температурах может получиться пластинчатая или даже зернистая форма карбида, то при относительно низких температурах превращения такие крупные частицы карбидов образоваться не смогут. В связи с этим на первое место выступает стремление твердого раствора изменить свою гранецентрированную решетку на решетку объемноцентрированного куба.

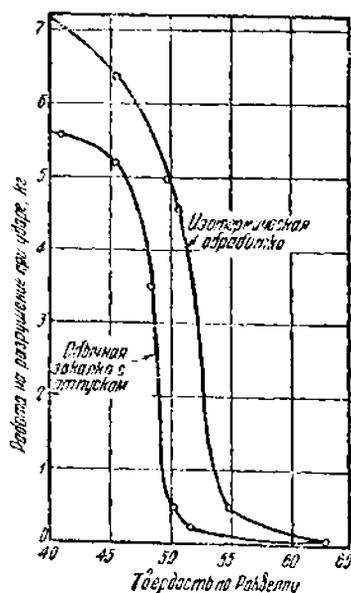
Мейл предположил, что «верхний бейнит» является структурой, в которой основную роль играют ферритовые включения, имеющие, может быть, даже зернистую форму. Взгляд Мейла разделяет и Коэн, который, совместно с Хилляйкером² исследуя процессы изотермического превращения аустенита в сером чугуне, нашел снижение твердости продуктов превращения, аналогичное указанному Дэвенпортом, в интервале около 500°С.

Работа Коэна и Хилляйкера будет нами подробно рассмотрена ниже, но здесь следует упомянуть, что Коэн, подобно Мейлю, считает «верхний бейнит» состоящим из феррита с весьма мелкими включениями свободных карбидов, объясняя этим «аномалию» в ходе изменения твердости продуктов превращения, в зависимости от температуры последнего.

4. Изотермическое превращение аустенита в нижней части S-кривой

Рассмотрим процесс превращения аустенита при изотермической выдержке его в интервале ниже точки АМ для данной стали, т. е. в нижней части S-кривой.

Так как во время охлаждения с температуры закали до температуры изотермической выдержки мы здесь должны пройти точку АМ для данной стали, к началу изотермической выдержки сплав будет содержать не только аустенит, но и мартенсит. Мартенсита, образовавшегося во время охлаждения, в этой стали окажется тем больше, чем ниже будет расположена температура изотермической выдержки. Процессы диффузии в остаточном аустените, при температурах, ле-



Фиг. 25. Диаграмма изменения ударной вязкости стали после обычной термической обработки и изотермической обработки (Ледже).

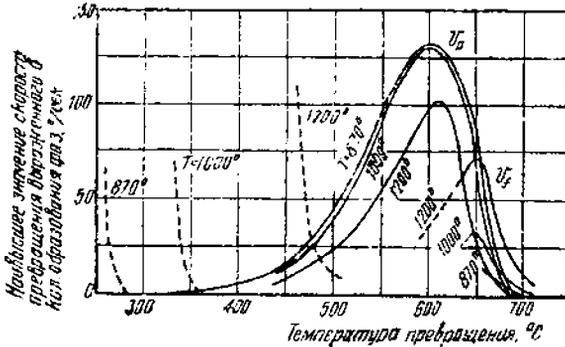
¹ R. F. Mehl, «The Physics of Hardenability», A. S. M. Symposium of Hardenability of Alloy Steels, 1938.

² C. R. Hilliker and M. Cohen, The Iron Age, Febr. 13, 1941, p. 43.

жащих ниже АМ, крайне замедлены, но все же могут привести к его изотермическому превращению.

Аналогично изотермическому превращению аустенита в средней части S-кривой, превращение в нижней части S-кривой соединит в себе все три стадии, т. е. процесс диффузионный, процесс второго рода и отпуск образовавшегося мартенсита. Благодаря сравнительно низкой температуре превращения аустенита, равно как и отпуску ранее образовавшегося мартенсита, будут протекать медленно.

Из диаграммы фиг. 25 мы видим, что в этом интервале ветвь S-кривой, показывающая конец изотермического превращения, уходит далеко вправо и на практике, при такого рода изотермической выдержке стали, обычно получается микроструктура, состоящая из: а) бейнита (близкого по свойствам к мартенситу), б) неопущенного мартенсита и в) остаточного аустенита.



Фиг. 26. Диаграмма Ланге для зависимости скоростей образования продуктов распада аустенита от степени перегрева стали.

нию размеров зерен аустенита соответствует повышение мартенситной точки.

Указанное обстоятельство играет большую роль в тех случаях, когда закаливаемая сталь подвергается перегреву на 50—100° С и выше, по сравнению с температурой ее нормальной закалки; перегрев стали способствует разрастанию в ней зерен аустенита. По этой причине S-кривые, полученные для сталей определенного состава, справедливы лишь при условии точного учета исходных температур изотермической обработки.

Ланге¹ считает, что перегрев стали не только влияет на положение точки АМ, но также снижает скорость распада аустенита в «опасной зоне» высокотемпературных превращений. Как можно видеть из фиг. 26, максимальная скорость распада аустенита значительно уменьшается по мере того, как перегрев стали приводит к росту в ней зерен аустенита².

На фиг. 26, представляющей собой полученные экспериментальным путем кривые скоростей изотермического распада аустенита, в зависимости от температуры распада и степени перегрева, нанесены три вида кривых. Пунктирные линии в левой части диаграммы составлены Ланге для мартенситного превращения, а сплошные линии в первой части диаграммы, обозначенные V_f и V_p , — кривые скоростей образования соответственно — феррита и пластинчатой перлитной структуры.

Поясним, что Ланге проводились опыты с доэвтектоидной углеродистой сталью, в которой, при достаточно высоких температурах изотермической выдержки аустенита, сначала выделяются частицы феррита, а затем уже появляются перлитные образования. Из фиг. 26 можно заключить, что для закалки стали, имеющей крупнозернистую аустенитную структуру, достаточны более низкие скорости охлаждения, чем для мелкозернистой стали такого же химического состава.

¹ Н. Langé, Mitt. K.-Wilh. Inst. Eisenforschung 22, 1940, S. 229 Lieferung 15.

² Данные, полученные Ланге о влиянии перегрева стали на положение мартенситной точки, качественно подтверждены Гренингером (A. B. Greninger, Transactions ASM, vol. XXX, 1942, № 1, p. 1).

6. Влияние охлаждения с постоянной скоростью на превращение аустенита

Рассмотрение основных положений теории закалки стали, даже в настоящем кратком курсе, было бы неполным без ознакомления со связью, существующей между изотермическим превращением аустенита и превращением аустенита в непрерывно охлаждающейся стали.

Диаграмма Портевена—Вефера, отражающая зависимость положения критических точек начала высокотемпературного и низкотемпературного превращения от скорости охлаждения, очень важна для теории закалки, но является прежде всего схемой и не поясняет полностью всей кинетики процесса превращения аустенита при его охлаждении.

С другой стороны, S-кривые, показывающие ход превращения аустенита в зависимости от температуры, составлены лишь для рассмотрения поведения переохлажденного аустенита во время изотермической выдержки.

Естественно, что может возникнуть вопрос о том, как согласуются экспериментальные данные о превращении аустенита при постоянной температуре, соединенные в S-кривые, с диаграммой Портевена—Вефера. Подобный вопрос в свое время поставили еще Бейли и Дэвенпорт, но полного ответа на него они не дали. С тех пор этому вопросу было посвящено несколько работ, часть которых принадлежит ученикам советского ученого С. С. Штейнберга¹, а часть — американским исследователям Бейну, Гренджу и Киферу и др.²

Так как по существу разрешение указанного вопроса сводится к разъяснению кинетики превращения аустенита при непрерывном охлаждении, рассмотрим последнюю для простейшего случая, когда охлаждение аустенита ведется с постоянной скоростью.

Если скорость охлаждения очень низка, то аустенит может распасться, согласно самой верхней части S-кривой, на смесь, состоящую из феррита и зернистого цементита. Такой случай возможен.

При повышении скорости охлаждения, например, до 20° С/сек. для углеродистой стали эвтектоидного состава мы получим точку $A_{r'}$ сниженной, но высокотемпературное превращение охлаждающегося аустенита не ограничится лишь одной точкой, т. е. будет происходить, вообще говоря, не при постоянной температуре, а в интервале температур. Диаграмма Портевена—Вефера в этой части еще не дополнена, на ней указаны лишь точки начала высокотемпературного превращения при охлаждении, ибо нижняя граница интервала этого превращения еще не изучена.

Структура продукта высокотемпературного превращения не будет одинакова для различных температур, лежащих даже на одной абсциссе, соответствующей какой-либо постоянной скорости охлаждения. В момент начала высокотемпературного превращения из аустенита выделяются более крупные пластинки или образования феррита и цементита, чем в последующие моменты, когда температура стали станет ниже, благодаря непрерывному охлаждению. Высокотемпературное превращение аустенита в точке $A_{r'}$, следовательно, только начинается. Далее оно протекает в течение интервала температур, зависящего прежде всего от состава стали и скорости ее охлаждения, а затем приостанавливается, если скорость охлаждения V превышает нижнюю критическую скорость охлаждения V_1 .

В некотором интервале температур при $V > V_1$ аустенит находится в квазиравновесном состоянии с продуктами высокотемпературного превращения и не распадается дальше на смесь феррита и карбида, во время процесса охлаждения. Этот остаточный аустенит сохраняется до точки A_M , начиная с которой переходит в мартенсит или же неотличимый от него при микроисследовании «нижний бейнит».

При возрастании скорости охлаждения до V_2 (верхняя критическая скорость охлаждения при закалке) интервал превращения при точке $A_{r'}$ уменьшается

¹ Труды Уральского филиала АН СССР, 1938—39.

² R. A. Grange and S. M. Klefer, Transactions ASM, vol. XXIX, March 1941, № 1 p, 85.

и при $V = V_2$ весь аустенит остается не распавшимся до температурного интервала, начинающегося в точке АМ. Грэнджем и Кифером в цитированной работе предложен способ построения «диаграммы непрерывного охлаждения» аустенита, непосредственно исходя из вида S-кривых для данной стали, но вследствие дискуссионности некоторых допущений, сделанных ими, этот метод мы рассматривать не будем.

7. Превращение аустенита в легированных сталях

Влияние легирующих присадок на кинетику превращения аустенита в специальных сталях подробно исследовалось группой работников Уральского Филиала Академии Наук СССР, под руководством С. С. Штейнберга и В. Д. Садовского. В результате их исследований были составлены кривые, показывающие изменение скорости превращения аустенита специальной стали, в зависимости от характера и количества введенных в нее легирующих добавок. Позднее в США, лабораториями Стального Треста и других фирм, также проводились, аналогичные исследования; результаты этих работ выразились в виде многочисленных S-образных кривых, построенных для сталей различных марок.

Легирующие примеси в сталях могут влиять на устойчивость аустенита, на его способность к переохлаждению. При изотермической выдержке аустенит специальных сталей может дольше сохраняться, не распадаясь, чем аустенит углеродистой стали. Это — общее замечание, оно, как правило, приводится во многих курсах термической обработки сплавов, но к нему необходимо сделать некоторые дополнения.

Рассматривая S-образную диаграмму углеродистых сталей, можно заметить, что поворотная точка S-кривой, соответствующая крайней левой ее абсциссе, обычно, лежит при температурах около 550°C , независимо от содержания углерода в сплаве. При температурах выше поворота S-кривой изотермическое превращение (точнее — распад) аустенита приводит к образованию структуры «тонкого перлита», — то есть гетерогенной смеси частиц феррита и цементита.

Если сталь по своему составу отличается от эвтектоидной и содержит еще избыточный феррит, то некоторое количество последнего выделяется из аустенита, во время его изотермической выдержки, и на S-образных диаграммах линия начала распада аустенита при температурах, лежащих выше поворота S-кривой, раздвоена. Изотермически выдерживаемый аустенит при высоких температурах, спустя некоторое время с момента переохлаждения, начинает в этом случае выделять из себя кристаллы ферритной фазы, а затем уже в сплаве начнется образование более или менее тонкой перлитной структуры.

Количество такого «избыточного» феррита, получающегося при изотермической выдержке, зависит от температуры последней, — чем она ниже, тем меньше феррита выделится из аустенита, перед началом образования перлитной структуры. Когда, постепенно понижая температуру изотермического превращения, мы приближаемся к повороту S-кривой, толщина пластинок карбида в продуктах превращения становится все меньше и меньше, но все же существует какой-то минимальный размер этих пластинок. У поворота S-кривой продукты превращения аустенита меняют свой характер: существует для каждой системы сплавов железо + углерод + присадки своя критическая температура, при которой изотермически выдерживаемый аустенит превращается не в смесь феррита и цементита, а в так называемый «верхний бейнит».

Опыты Мейла, изучавшего структуру верхнего бейнита с помощью вышеописанного метода отпечатков на коллодии, рассматриваемых (точнее говоря — фотографируемых) при увеличениях 25000—50000 раз, с электронным микроскопом, показали отсутствие в верхнем бейните частиц цементита размерами более 300 \AA (для доэвтектоидной углеродистой стали) и присутствие в нем островков феррита. Возможно, что при температуре, соответствующей повороту S-кривой для углеродистой стали некоторое количество феррита может оказаться избыточным и выделиться из аустенита, прежде чем последний начнет превращаться в бейнит.

Вопрос, затронутый нами, еще нельзя считать разрешенным. Вполне ясно лишь одно: поворот S-кривой находится при той температуре, выше которой карбиды, имевшиеся в твердом растворе аустенита, способны непосредственно из него выделяться, и ниже которой эти карбиды могут, хотя бы некоторое время, оставаться в решетке железа, перестроившейся из гранецентрированной в объемноцентрированную.

S-образная диаграмма для углеродистых сталей имеет один поворот в своей верхней части. Для некоторых видов специальных сталей на S-образной диаграмме получаются два и больше поворотов, температуры последних могут быть различными для разных систем сплавов.

Причины такого влияния легирующих присадок на изотермическое превращение аустенита не ясны: возможно, что здесь играют роль карбиды, образующиеся в сталях различными специальными присадками, выделяющиеся в некоторых случаях из аустенита порознь. Отметим, что те специальные стали, которые содержат легирующие примеси, не образующие карбидов, имеют S-образные диаграммы с резко выраженным одним поворотом S-кривых.

Влияние легирующих элементов на кинетику изотермического превращения и распада аустенита изучалось В. И. Зюзиным¹. В. И. Зюзин исследовал стали, содержащие присадки Ni, Cu, Si, Mn, Al, V, W, Cr, Mo, Co. Он опытным путем установил, что все вышеуказанные элементы, кроме кобальта, замедляют процессы изотермического превращения и распада аустенита. Кобальт, наоборот, повышает скорость изотермического превращения и распада аустенита. Относительно влияния отдельных, изученных легирующих элементов на вид S-образной диаграммы В. И. Зюзин говорит следующее: элементы, повышающие верхние критические точки стали (например, Si, Al), увеличивают также температурную зону максимальной скорости разложения аустенита, элементы же, понижающие критические точки (Ni, Mn), снижают эту зону в область более низких температур.

Сказанное относится к легирующим элементам, либо не образующим карбидов в стали (Si, Cu, Ni, Al, Co), либо к элементам, обладающим, подобно марганцу, не слишком сильной тенденцией к образованию карбидов, в присутствии большого количества железа.

«Стали с добавками активных карбидообразующих элементов (Mo, Cr, W, V) дают осложненную картину кинетики с особой промежуточной зоной устойчивости аустенита в интервале 400—500—600°». Иначе говоря, стали, содержащие в своем составе указанные карбидообразующие элементы (в достаточном количестве) могут иметь продолжительный «инкубационный» период существования переохлажденного аустенита как раз там, где аустенит углеродистой стали особенно быстро превращается в тонкий или очень тонкий перлит. Эти же легированные Mo, Cr, W или V стали могут, при достаточно большом содержании в них легирующих элементов, давать S-образную диаграмму с двумя поворотами, т. е. с двумя минимумами устойчивости переохлажденного аустенита. Получающиеся, в результате превращения аустенита при температурах этих минимумов, продукты металлографически изучены достаточно.

Необходимо в заключение отметить, что степень однородности (гомогенности) аустенита изотермически обрабатываемых легированных сталей очень сильно влияет на форму и расположение кривых на их S-образных диаграммах.

Это обстоятельство также нуждается в дальнейшей разработке.

¹ Труды Уральского филиала АН СССР, 1938—39

ГЛАВА IV ПРАКТИКА ЗАКАЛКИ СТАЛИ

I. Нагрев стали под закалку

В целях рационального использования печного хозяйства термических цехов нагрев изделий под закалку необходимо осуществлять за возможно более короткий промежуток времени. Выбирая режим нагрева для каких-либо конкретных изделий, следует руководствоваться двумя обстоятельствами:

1) какую предельную скорость нагрева можно допустить для данных изделий и

2) какую скорость нагрева можно получить в печах, имеющихся в цехе.

Понятно, что для стали чрезмерно быстрый нагрев (в обычных печах) вреден, так как возникающая в процессе такого нагрева разность температур между отдельными слоями металла (внутренними и наружными) вызовет неравномерное изменение объема материала по сечению изделия, а следовательно деформацию (изгиб, коробление) и трещины.

Максимальная скорость нагрева, которая может быть применена к стали, а также и время полного прогрева данного изделия, зависят, главным образом, от следующих факторов:

1) характера нагрева изделия (например, нагрев односторонний или же равномерный со всех сторон, нагрев в пламенной печи, в соляной ванне и т. д.);

2) формы и размеров изделия;

3) однородности материала изделия;

4) состава стали.

Чем равномернее к поверхности изделия подводится тепло, тем быстрее можно вести нагрев, без риска коробления детали (если изделие имеет правильную форму) и тем меньшее время затрачивается на нагрев. Нагрев в жидких ваннах, т. е. в расплавленном свинце или расплавленных солях (например, NaCl, селитра и пр.) может протекать намного быстрее, чем в обычных печах. Причиной этого ускорения процесса является очень равномерный доступ тепла к поверхности, вследствие хорошего контакта нагреваемого металла с равномерно нагретой расплавленной солью или расплавленным свинцом.

Приводим табл. 4, характеризующую время прогрева для стальных брусьев квадратного сечения, с содержанием в стали 0,4% углерода (по данным Н. А. Минкевича).

В последнее время быстро расширяется применение еще одного, нового способа нагрева, с помощью индуктированных токов высокой, средней и низкой частоты и прямым пропусканием тока. Так как при электронагреве тепловая энергия вырабатывается в самом металле, здесь получается наибольшая скорость прогрева.

Вторым фактором, от которого зависит время прогрева изделия, является его форма. При условии равномерного подвода тепла со всех сторон, нагрев плоской пластины толщиной D требует в два раза больше времени, чем нагрев длинного цилиндрического тела диаметром D и в три раза больше времени чем нагрев шара диаметром D (Н. А. Минкевич). Изделия сложной формы часто требуют индивидуального подхода к условиям их нагрева, так как резкие пере-

Продолжительность прогрева стали в разных условиях

В чем производился нагрев	Температура, °С	Сторона квадрата брусков, мм	Время прогрева, мин.
Пламенная нефтяная печь (Нагрев за счет лучеиспускания)	900	20	15
Силиконовая электропечь (Нагрев за счет лучеиспускания)	900	40	27
Силиконовая электропечь (Нагрев за счет лучеиспускания)	900	40	20
Соляная ванна из расплавленного NaCl (Нагрев за счет теплоотдачи жидкости, соприкасающейся со всей поверхностью изделия)	900	20	10
Соляная ванна из расплавленного NaCl (Нагрев за счет теплоотдачи жидкости, соприкасающейся со всей поверхностью изделия)	900	20	4
Соляная ванна из расплавленного NaCl (Нагрев за счет теплоотдачи жидкости, соприкасающейся со всей поверхностью изделия)	900	40	13

ходы в сечении и выделяющиеся острые края являются местами, наиболее подверженными короблению и растрескиванию, при недостаточно однородном быстром нагреве. Поэтому чем крупнее деталь и чем сложнее ее конфигурация, тем медленнее следует вести нагрев.

Как указывалось выше, максимальная допустимая скорость прогрева металла под термообработку зависит также и от однородности последнего. Например, неоднородность стали вследствие зональной и дендритной ликвации или наличие в стали в исходном состоянии остатков усадочной раковины, рыхлостей, пузырей, трещин и прочих дефектов увеличивает опасность развития в материале внутренних напряжений при нагреве и способствует появлению коробления и трещин.

Поэтому, чем чище и однороднее сталь, тем быстрее можно ее нагревать.

Теплопроводность стали играет важную роль при установлении скорости нагрева и времени прогрева стальных изделий. Чем выше теплопроводность стали, тем медленнее и дольше нужно греть металл во избежание брака по нагреву. Для углеродистых сталей теплопроводность зависит прежде всего от содержания в них углерода. Чем больше в стали углерода, тем ниже ее теплопроводность. Для легированных сталей мы наблюдаем значительное снижение теплопроводности, как результат влияния добавленных в сталь элементов.

При повышении температуры теплопроводность стали снижается (см. табл. 5).

Все перечисленные факторы, влияющие на максимальную допустимую скорость нагрева стали под термическую обработку, мы должны учитывать. За последнее время рядом авторов (Н. Ю. Тайц, Н. М. Родигин) предприняты попытки теоретических расчетов допустимых скоростей нагрева изделий и дан ряд вполне обоснованных формул для их определения.

На практике в большинстве случаев допустимая скорость нагрева определяется экспериментальным путем.

На заводах СССР ранее, до начала возникновения стахановского движения, были приняты нормы нагрева, установленные Главспецсталью. Эти нормы еще в 1936 г. подверглись резкой критике проф. Н. А. Минкевича и проф. Н. Н. Доброхотова, но оставались в действии, пока стахановское движение не доказало возможности значительного их сокращения, а соответственно и повышения производительности печей¹.

На практике были опрокинуты нормы нагрева, установленные при конструировании термических печей лучшими фирмами США и Западной Европы. Изме-

¹ Проф. д-р Н. А. Минкевич, «Сталь», 1940, I,

Теплопроводность железа и некоторых сталей (Эссер, Эйлендер и Пютц)¹

Материал	Химический состав, %			Теплопроводность, кал/см. сек. °С				
	С	Mn	Легированные присадки	100	200	300	400	500
Электролитическое железо	следи	—		0,208	0,184	0,157	0,134	0,120
Углеродистая сталь . . .	0,065	0,40		0,193	0,165	0,140	0,123	0,109
» »	0,29	0,84		0,180	0,154	0,125	0,105	0,0907
» »	0,52	0,63		0,162	0,132	0,109	0,0852	0,0750
» »	0,85	0,65		0,160	0,122	0,102	0,0875	0,0695
» »	1,10	0,55		0,156	0,119	0,100	0,0800	0,0650
» »	1,40	0,53		0,152	0,119	0,0961	0,0760	0,0601
Хромо-никелевая сталь	0,13	0,40	4,5% Ni и 1,1% Cr	0,137	0,134	0,130	0,128	0,125
» » »	0,30	0,60	1,5% Ni и 0,5% Cr	—	0,073	0,063	0,060	0,058
» » »	0,35	0,60	4,5% Ni и 1,3% Cr	0,109	0,101	0,090	0,080	0,071
Аустенитовая сталь . . .	0,12	—	18% Ni и 27% Cr	0,049	0,050	0,052	0,053	0,054
» »	1,12	13,5	Марганец	0,0442	0,0448	0,0455	0,0478	Не опред.

нение режимов нагрева, установленное стахановцами наших заводов, пошло в первую очередь по линии создания, так называемого, высокого температурного напора. Проф. д-р Н. А. Минкевич указывает, что весьма важным фактором в процессе нагрева является величина температурного напора на нагреваемую поверхность изделий, т. е. разница температур между газами или стенками печи и изделиями. Чем больше эта разница, тем быстрее повышается температура поверхности изделий (табл. 6).

Для термически обрабатываемых тонких изделий повышенный температурный напор может быть установлен в течение всего периода нагрева, но «при нагреве изделий толщиной в 75—100 мм и более температурный напор в печи допустим лишь на период до подъема температуры на поверхности изделий до заданной, но с обязательной последующей выдержкой изделий для выравнивания на этой температуре в зоне печи, имеющей немного более высокую температуру» (Н. А. Минкевич).

Высокий температурный напор прежде всего может быть достигнут посадкой изделий в печь, разогретую до наибольшей температуры, которую только могут выдержать изделия без коробления или образования на них трещин. Как указывает проф. Н. А. Минкевич, «для многих авиационных, автомобильных и тракторных деталей эта температура может быть даже выше конечной заданной температуры нагрева под закалку и нормализацию». Для большинства мелких и средних изделий из углеродистой стали температура у загрузочного окна печи может быть на 40—60° выше, чем в другом конце печи, со стороны выдачи. В этом случае температура печи со стороны выдачи может превышать заданную температуру нагрева изделий на 20—30° С.

Для крупных поковок, к сожалению, температуру печи при посадке приходится брать гораздо ниже, так как следует считаться с возможными внутренними напряжениями в материале, имеющем не слишком сложную форму. В изделиях сложной конфигурации напряжения, возникающие при возможном различии в тепловом расширении по сечению материала, очень опасны, так как могут повлечь за собою коробление и даже трещины в обрабатываемой детали.

Поэтому на практике наилучшую скорость нагрева для изделий сложной формы рекомендуется определять опытным путем.

Выдержка при температуре закалки необходима для того, чтобы процессы диффузии в материале успели сделать аустенит однородным. Для конструкцион-

¹ Н. Esser, W. Eilender und Pütz, Archiv f. d. Eisenhütt. — 11, 1938, 619—622.

Таблица 6

Условия нагрева стальных изделий
I. Нормы американского общества металлов (ASM)
 а) Углеродистые стали, содержащие до 0,5% углерода

Диаметр или толщина, мм	Время нагрева от температуры 18°C до температуры закалки, час.—мин.
до 25	0—45
25—50	1—15—1—30
50—75	1—30—1—45

б) Углеродистые стали, содержащие 0,5—1,1% углерода

Диаметр или толщина, мм	Время нагрева от температуры 18°C до температуры закалки, час.
до 25	0—45
25—50	1—15—1—30
50—75	1—30—2—00
75—100	2—00—2—30

II. Нормы, принятые на наших заводах

Материал	Диаметр или толщина, мм	Условия нагрева	Время нагрева, час.—мин.
Углеродистые стали средней и высокой твердости	до 25	Всесторонний нагрев в электрической печи	0—20
	25—50	»	0—45
	50—75	»	1—00
Конструкционные легированные стали (с Cr, Ni и Si)	до 25	»	0—25
	25—50	»	1—00
	50—75	»	1—15—1—30

Указанные в данной таблице нормы нагрева применимы к деталям.

ной углеродистой стали эта выдержка может быть очень короткой и достигать 20% минимального времени прогрева. Высокоуглеродистые стали требуют несколько большей выдержки, т. е. 25—30% от времени прогрева. Отметим, что при некоторых особых условиях нагрева (нагрев электрическим током) выдержка стали при температуре закалки практически роли не играет, так как циркулирующий в металле электрический ток чрезвычайно сильно интенсифицирует процессы диффузии, направленные к гомогенизации аустенита¹.

¹ Это положение подтверждается работами проф. Н. В. Гевелинга (Поверхностная электротермообработка, ОНТИ) и работой Б. А. Красюк (Труды Николаевского Кораблестроительного Института 1940, вып. 4), обнаружившего резкое снижение температуры возврата пластичных свойств наклепанной меди, при прогреве ее электротокком.

2. Жидкие закалочные среды

Среди охладителей, применяющихся в качестве закалочной среды, первое место принадлежит жидкостям. Как указывалось выше, скорость охлаждения при закалке играет роль основного фактора. Однако для получения хороших результатов нет необходимости обеспечивать большую скорость охлаждения закаливаемого изделия во всем диапазоне, от температуры закалки до комнатной температуры. Критическая точка A_{r_1} при очень медленном охлаждении лежит при 723°C , но слегка ускоренное охлаждение (напр., охлаждение со скоростью $1^\circ\text{C}/\text{мин.}$) легко обеспечит снижение A_{r_1} на $50\text{--}60^\circ\text{C}$.

Как показал ряд опытов, для того, чтобы снизить A_{r_1} до $630\text{--}680^\circ\text{C}$, достаточно лишь небольшого ускорения охлаждения, но для того, чтобы предотвратить распад аустенита в интервале около $500\text{--}600^\circ\text{C}$, необходимо, наоборот, применять скорости охлаждения, измеряющиеся сотнями градусов в секунду. Когда «опасная» зона превращения аустенита в троостит и сорбит ($550\text{--}600^\circ\text{C}$ для углеродистой стали) уже пройдена и аустенит удалось переохладить ниже 500°C , скорость охлаждения может быть опять замедлена.

Мало того, слишком быстрое охлаждение в этом, третьем, интервале температур (ниже зоны превращения аустенита в троостит) может быть даже вредным, ибо оно увеличит вредные внутренние напряжения в материале и может привести к короблению и трещинам. Из сказанного ясно, что самым важным при закалке является быстрое охлаждение лишь в некотором районе температур.

В ряде руководств по термической обработке приводятся цифры скоростей охлаждения в небольшом интервале около 700°C , для разных сред и разных сталей, сопоставляемые с получаемой закалочной структурой. Подобные сопоставления ошибочны, так как, к сожалению, скорость охлаждения у $t^\circ = 720^\circ\text{C}$ нельзя считать величиной, определяющей результат закалки.

Причины этого две: во-первых, для закаливаемых тел наиболее существенной является скорость охлаждения вообще не у 720°C , а в районе максимальной скорости аустенито-перлитного превращения для данной стали, а во-вторых, как мы увидим далее, разные закалочные среды могут обеспечивать одинаковые скорости охлаждения в области температур в 720°C , и создавать совсем различные скорости охлаждения в этом, наиболее важном интервале, который например, у углеродистых сталей лежит в области температур около 550°C .

Охлаждающая способность различных жидких сред изучалась рядом исследователей. Общепринятым методом, используемым во многих опытах для определения охлаждающей способности жидкостей, является погружение в них предварительно нагретого шарика. Применяют серебряный шарик, нагретый до 800°C , внутри которого помещается термомпара, соединенная с осциллографом или каким-либо иным регистрирующим аппаратом.

Как показали опыты¹, охлаждение нагретых тел во всех жидкостях может быть подразделено на три совершенно различных стадии. В первой стадии, вокруг закаливаемого тела образуется паровая рубашка более или менее стабильная, не удаляемая вибрацией или перемещением закаливаемого тела в жидкости. Такая паровая рубашка является хорошей тепловой изоляцией и охлаждение тел в первом интервале определяется их лучеиспусканием и (обычно низкой) теплопроводностью паров жидкости.

Во второй стадии паровая рубашка растворяется в массе жидкости и вокруг закаливаемого тела начинается интенсивное кипение, при котором от охлаждаемого металла отнимается на парообразование очень много тепла. Пары, образующиеся при этом, опять конденсируются, вследствие контакта с охлаждающей жидкостью, передавая таким путем тепло от закаливаемого тела к жидкости. Вторая стадия охлаждения заканчивается тогда, когда температура закаливаемого тела становится приблизительно равной точке кипения жидкости. Затем

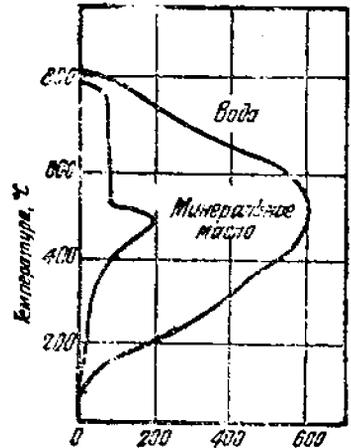
¹ A. Rose, Archiv f. d. Eisenhüttenwesen, 13 (1939/40), Heft 8, S. 345/54.

наступает третья стадия охлаждения, во время которой тепло отводится от закаливаемого тела за счет конвекции и теплопроводности жидкости.

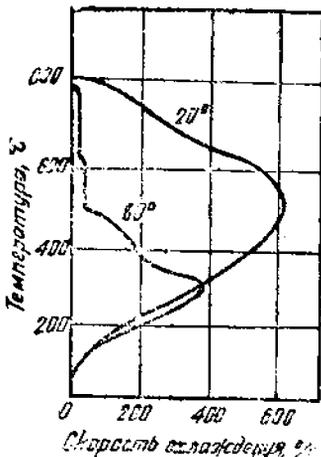
На фиг. 27 приведены характерные кривые, полученные для охлаждения раскаленного тела в воде и минеральном масле. Сильнейшее влияние на процесс охлаждения в жидкости оказывают температура последней и циркуляция закалочной среды.

Экспериментальные кривые фиг. 28 и 29 показывают влияние температуры закалочной жидкости на процесс охлаждения тела в ней. Повышение температуры жидкости, во-первых, уменьшает максимальную скорость охлаждения, а, во-вторых, снижает вторую стадию охлаждения, задерживая устранение стабильной рубашки, образующейся в первой стадии.

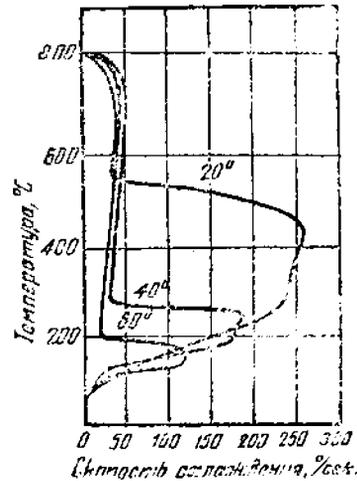
Для характеристики влияния циркуляции охлаждающей жидкости приведем лишь две цифры (согласно работе А. Розе). Если сравнить охлаждающую способность воды, перемещающейся относительно закаливаемого изделия со скоростью 10 и 25 см/сек², то окажется, что при температуре закаливаемого тела, равной 500° С, вода, имеющая температуру 8° С, циркулирующая со скоростью 10 см/сек, обеспечит скорость охлаждения 90° сек, а вода, циркулирующая со скоростью 25 см/сек и имеющая температуру 20° С, создаст скорость охлаждения 600°/сек.



Фиг. 27. Кривые Розе для охлаждения металлического образца с 800° в воде и в минеральном масле.



Фиг. 28. Влияние температуры закалочной жидкости на процесс охлаждения в ней (вода).



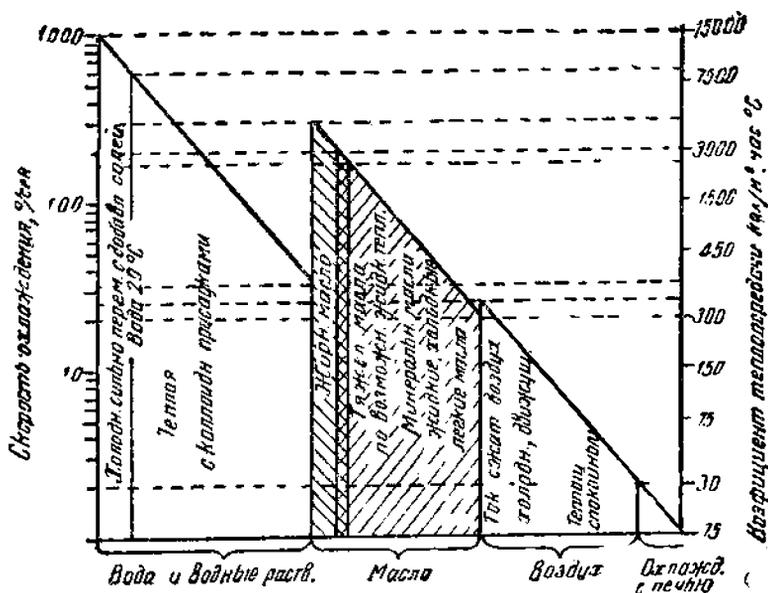
Фиг. 29. Влияние температуры закалочной жидкости на процесс охлаждения в ней (масло) (по Розе).

Из приведенного примера очевидно, что при применении одной и той же закалочной жидкости, с соблюдением тождественности всех условий, кроме одного — одинаковой интенсивности циркуляции жидкости (или, что то же самое — одинаковой скорости перемещения закаливаемого предмета в ванне во время охлаждения), результаты термической обработки могут быть совсем различными. Изменить охлаждающую способность жидкости можно не только путем изменения

¹ По А. Rose, Ibid.

ее температуры и степени циркуляции. Добавки в жидкость разных примесей (солей, растворимого стекла, эмульсий) также сильно изменяют ее охлаждающую способность. Например, добавка в воду 5% NaOH значительно увеличивает резкость закалки, а закалка в эмульсию, содержащую 90% воды и 10% масла, наоборот, оказывается менее резкой, чем в чистую воду. На фиг. 30 приведена диаграмма Розе, показывающая величины скоростей охлаждения при 500°C для закалки в разных средах, а также и коэффициент отвода тепла от закаливаемого тела при охлаждении в этих средах (также у 500°C), выраженный в тысячах кал/м²час°C.

Выше указывалось, что для закалки углеродистых сталей особую роль играет скорость охлаждения их в районе температур у 550—600°, так как в этой зоне наиболее быстро протекает высокотемпературное превращение аустенита. При введении в сталь легирующих добавок зона наиболее активного протекания аустенито-перлитного превращения может изменять свое положение. Легирую-



Фиг. 30. Скорости охлаждения в критическом интервале (между 500 и 600° С), придаваемые различными закалочными средами (Розе).

щие элементы, повышающие критические точки сталей при их охлаждении, например, кремний и алюминий, смещают указанную зону вверх, а элементы подобно марганцу и никелю смещают эту зону вниз.

Добавки активных карбидообразующих элементов в сталь усложняют характер процессов, протекающих в закаливаемых сталях, так присадки Mo, Cr, W, V «дают осложненную картину кинетики с особой промежуточной зоной устойчивости аустенита в интервале 400—500—600°» (В. И. Зюзин)¹. Таким образом, при оценке влияния различных закалочных сред на результат закалки следует обращать внимание на то, какую скорость охлаждения может обеспечить закаливаемому телу та или иная среда именно в указанной «критической» зоне. Сама зона наиболее активного протекания высокотемпературного превращения аустенита, например, у углеродистых сталей лежит в интервале 550—600° С, у никелевых конструкционных сталей она расположена ближе к 600° С, а у стали, содержащей 1% углерода и 2,25% вольфрама, она находится приблизительно у 400°C.

¹ Труды Уральского филиала Акад. наук СССР, вып. 10, 1941.

3 Жидкие pulverизированные, газообразные и твердые закалочные среды

В практике заводов, выполняющих термическую обработку инструмента и многих ответственных деталей, часто используются для охлаждения при закалке pulverизированные (распыленные) жидкости. Процесс охлаждения в такого рода средах еще систематически не изучен, но можно уверенно сказать, что скорость охлаждения при высоких температурах здесь будет достигать довольно больших значений. Преимуществом применения распыленных жидкостей является возможность закалки крупных изделий и изделий сложной формы, с уменьшением опасности коробления.

Газообразные среды также применяются в качестве охладителей при закалке. Необходимо разграничить два случая использования газообразных охладителей. Первым из них является обдувка закаливаемых изделий сжатым воздухом, дающая максимальную скорость охлаждения до 30°сек. при 500°C (фиг. 31). Вторым случаем является выдача изделий из печи с охлаждением на спокойном воздухе, называемая нормализацией. Температура воздуха при нормализации — комнатная.

Нормализация — очень важный для практики вид термообработки. Нередко нормализацию заэвтектонидных сталей проводят с более высоких температур, чем закалку, с целью перевести вторичный карбид при нагреве полностью в твердый раствор. На диаграмме фиг. 4 отдельной линией указаны принятые для углеродистых сталей температуры нормализации.

4. Закалочные устройства

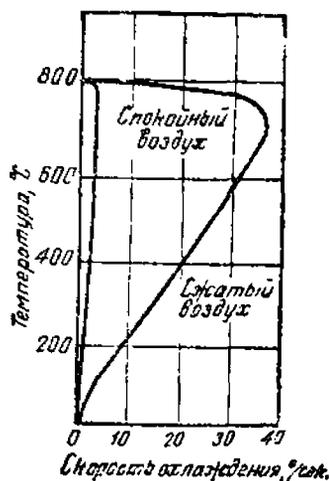
Охлаждение «в твердых средах» имеет место, например, при закалке плоских предметов (хотя бы полотен пил) с охлаждением между двух холодных металлических плит. Резкость закалки здесь, как известно из практики, достигается очень большая, хотя процесс охлаждения в подобных закалочных устройствах еще достаточно не изучен.

Охлаждение закаливаемого изделия, как видно из п. 2 и 3, может осуществляться различными способами, для чего применяются:

- 1) простые закалочные баки;
- 2) закалочные баки с подогревом или охлаждением жидкости и перемешиванием или смесью ее;
- 3) струйные или водопыльные аппараты;
- 4) обдувочные устройства и
- 5) специальные закалочные устройства.

Цеха, занятые серийным производством термически обрабатываемых деталей, обычно, оборудованы механизированными закалочными устройствами, с механической загрузкой и выгрузкой изделий. Подогрев или охлаждение жидкости, равно как и циркуляция ее, играют большую роль, поэтому точное регламентирование и стандартизация процесса закалки немыслимы без применения закалочных устройств с принудительной циркулирующей жидкости и регулировкой ее температуры. Кроме того, состав и вязкость некоторых закалочных жидкостей могут изменяться при эксплуатации ванны, вследствие чего необходимо обеспечивать смены этих жидкостей.

Регулировка температуры может осуществляться, например, с помощью змеевиков, расположенных внутри закалочного бака и пр. Циркуляция может создаваться либо продуванием через жидкость воздуха, либо приспособлениями



Фиг. 31. Кривые Розе для охлаждения в струе сжатого воздуха и на спокойном воздухе.

для откачки и обратной подачи охлажденной до нужной температуры и очищенной закалочной жидкости.

Для уменьшения коробления изделий при закалке, а также для частичной закалки поверхности некоторых изделий, применяются аппараты струйной закалки, или же аппараты, распыляющие закалочную жидкость.

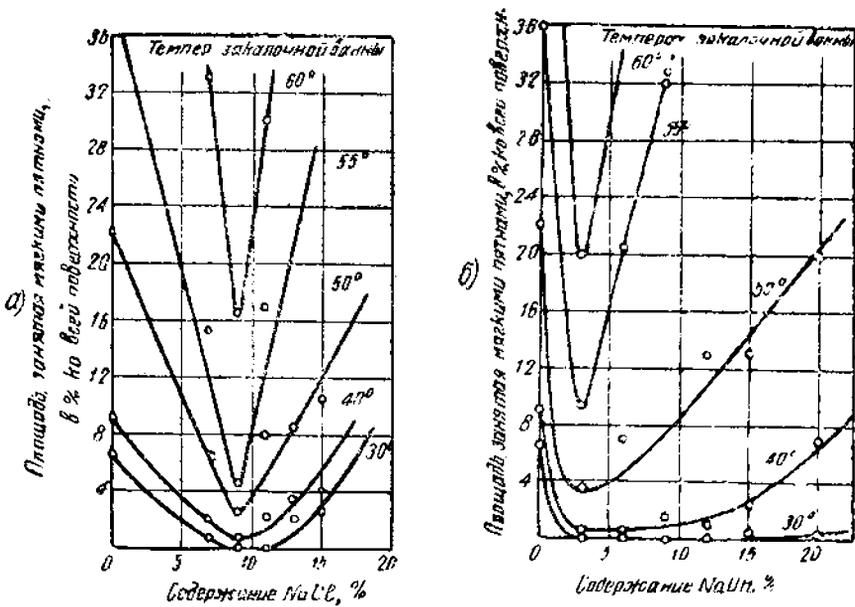
В тех случаях, когда особенно важно избежать коробления деталей при термической их обработке, а сами детали изготовлены из достаточно тонкого листового материала, применяют закалку с охлаждением между двумя массивными холодными кусками металла.

Характерным примером закалки с применением «твердой закалочной среды» может служить закалка некоторых деталей в штампах. Кусок листового материала, из которого должна быть отштампована данная деталь, в этом случае нагревается в печи до температур, лежащих обычно на 30—50° выше обычной закалочной температуры для взятого сорта стали. Затем лист быстро переносится под штамп; штамповкой ему придается нужная конфигурация, а благодаря быстрому отводу тепла в массы металла, из которого изготовлены пуансон и матрица, деталь принимает закалочную структуру.

Другой пример закалки деталей, которым нужна форма уже придана, это закалка полотен пил в специальных устройствах, между двумя холодными металлическими плитами.

5. «Мягкие пятна» на углеродистой стали

Углеродистые стали требуют, по сравнению с легированными сталями, более высоких скоростей охлаждения при закалке. Резкое охлаждение, в свою оче-



Фиг. 32. Влияние концентрации и температуры водных растворов хлористого натрия и едкого натрия на образование «мягких пятен». а — растворы хлористого натрия; б — растворы едкого натрия.

редь, часто является причиной коробления и искривления термически обрабатываемых изделий. Для закалки углеродистых сталей чаще всего применяется в качестве закалочной жидкости — вода, но она имеет то неудобство, что допускает случайное образование мягких, незакаленных пятен на поверхности именно этих сталей.

Особенно часто возникают мягкие пятна при применении подогретой воды. Можно считать, что «мягкие пятна» образуются из-за неравномерного разрушения стабильной паровой рубашки, обволакивающей изделие в первой стадии его охлаждения при закалке. На том участке поверхности изделия, где паровая рубашка дольше остается в виде «островка», сталь не прокаливается и остается «мягкое пятно».

Борьба с этим видом брака весьма существенна и за последнее время в США появился ряд работ разных авторов, посвященных вопросу уничтожения «мягких пятен» на закаливаемых изделиях из углеродистой стали. Оказалось, что некоторые вещества, присутствуя в закалочной жидкости, активно способствуют появлению «мягких пятен» (бура, фтористый натр), в то время как другие например NaCl и NaOH (добавленные в определенном количестве) уменьшают возможность появления «мягких пятен».

Опытным путем установлено (фиг. 32, *а* и *б*), что добавка к воде 9% NaCl или 3% NaOH является оптимальной для устранения такого вида брака. Вместе с тем, закалкой изделий из углеродистых сталей с помощью аппаратов, снабженных разбрызгивателями охлаждающей жидкости, можно предупредить появление «мягких пятен».

ГЛАВА V

ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ

1. Величина зерна в стали

Изделия, изготовленные из различных кусков стали, принадлежащих по своему химическому составу к одной марке, иногда ведут себя совершенно различно при термообработке. Например, при закалке в тождественных условиях с одной и той же температуры, они могут оказаться прокаленными с поверхности на разную глубину. Это различие, которое десять-пятнадцать лет тому назад представлялось совершенно необъяснимым, сейчас хорошо исследовано. Найдено, что его причину является связь между размером так называемого «зерна в стали» и процессами, происходящими в материале при охлаждении. Размер «зерна в стали», влияет также и на процессы химико-термической обработки. Два куска стали одинакового химического состава, но имеющие различную величину зерна, совершенно различно цементируются, приобретая при одинаковых режимах цементации различную глубину и характер цементированного слоя. Особенное значение, придаваемое теперь величине зерна в стали, заставляет нас остановиться на «росте и образовании зерен в стали» и некоторых факторах, связанных с этими явлениями.

Как известно из результатов многих исследований, в стали существуют два сорта зерен, величина которых играет большую роль: аустенитовые зерна и зерна феррита. В приводимой табл. 7 перечислены некоторые свойства стали и изменение их при уменьшении размеров зерен аустенита.

Таблица 7

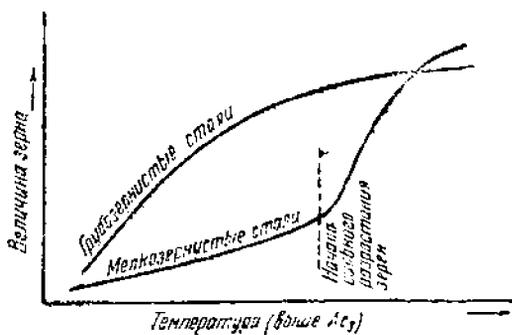
Влияние размера аустенитовых зерен на поведение стали

Свойства	Влияние уменьшения зерна аустенита
В условиях аустенит. строения:	
Прокаливаемость	Уменьшается.
Скорость цементации и обезуглероживание	Уменьшается.
Скорость распада аустенита	Увеличивается.
Температуры превращений (критические точки)	Повышаются.
Вероятность появления закалочных трещин	Уменьшается.
Коробление при термообработке	Меньше.
Пластическая деформируемость	Ухудшенная ковкость и большое сопротивление сдвигу.
В отожженном и нормализованном состоянии стали:	
σ_B (крепость на разрыв)	Слегка понижается.
σ_s (предел текучести)	Слегка понижается.
σ_e (предел упругости)	Повышается.
$\delta\%$ (удлинение)	Увеличивается.
$\varphi\%$ (сужение площади)	Увеличивается.
Твердость	Немного понижается.
Обработываемость давлением в холодном состоянии	Можно протягивать на меньший диаметр и быстрее прокатывать
Грубая обработка на станке	Ухудшается, благодаря плохой стружке
Оковательная обработка	Улучшается.

Относительно зерен феррита можно заметить, что в среднеуглеродистых сталях, пожалуй, большее значение имеет характер распределения феррита в структуре материала, чем размеры ферритовых зерен. Наоборот, для малоуглеродистых сталей, при всех прочих равных условиях, уменьшение размеров зерен феррита способствует увеличению твердости, вязкости и прочности материала при обычной температуре. Поведение стали при термообработке, а также размеры ферритовых зерен и распределение феррита в структуре стали, зависят от размеров зерен аустенита, поэтому рассмотрим факторы, определяющие величину последних.

Известно, что независимо от размеров зерен феррита и перлитных образований при комнатной температуре, зерна аустенита, образующиеся при нагревании стали выше точки A_{c3} , первоначально мелки, но дальнейший нагрев аустенита и выдержка при высоких температурах способствует их разрастанию. Путем сравнения поведения различных сталей при высоких температурах удалось установить, что в одних сталях укрупнение зерен аустенита активно протекает сразу же за точкой A_{c3} , в то время, как другие стали в начале как бы сопротивляются «огрублению» аустенита (т. е. разрастанию его зерен).

Схема фиг. 33 показывает характер изменения размеров зерен аустенита для этих двух типов сталей. Стали, в которых аустенитовые зерна легко укрупняются, называются «грубо-зернистыми», а стали, обладающие «иммунитетом» против разрастания зерен, хотя бы в некотором интервале температур выше A_{c3} часто носят название «мелкозернистых».



Фиг. 33. Схема поведения зерен аустенита при перегреве стали выше A_{c3} .

Температура, начиная с которой в «мелкозернистой» стали происходит процесс активного увеличения зерен аустенита, называется температурой «огрубления» зерен. Она различна для разных сталей и зависит от длительности выдержки аустенита при высокой температуре. Например, огрубление зерен аустенита при 775°C в мелкозернистой эвтектоидной стали начинается лишь после трехчасовой выдержки, в то время, как при 885°C оно будет заметным даже при выдержке в течение 30 мин. (Вилелла). Следовательно, никакого «порога огрубления зерна» нет, и можно говорить о температуре огрубления, лишь строго учитывая продолжительность пребывания стали при этой температуре.

В так называемых грубозернистых сталях укрупнение зерен протекает постепенно, при повышении температуры. Огрубление мелкозернистых сталей происходит первоначально путем разрастания отдельных зерен аустенита, тогда как остальные зерна остаются мелкими. Тогда в «мелкозернистых сталях» получается микроструктура, изображенная на фиг. 34. В течение этого периода неравномерного увеличения зерен сталь имеет смешанные зерна (очень крупные и мелкие). Скорость роста зерен аустенита тем выше, чем выше температура. Режим охлаждения материала с максимальной достигнутой при нагреве температуры не оказывает заметного влияния на размеры получившихся в стали зерен аустенита.

Из сказанного следует, что контроль сталей по их способности к разрастанию зерен в процессе обработки очень важен. Это иллюстрируется тем, что теперь в США контролю «на зерно» подвергается свыше 80% продукции всех сталелитейных заводов.

Одно время был в большом ходу термин «природная величина зерна» в стали, но теперь он утратил всякий смысл, ибо никакой «природной величины зерна»

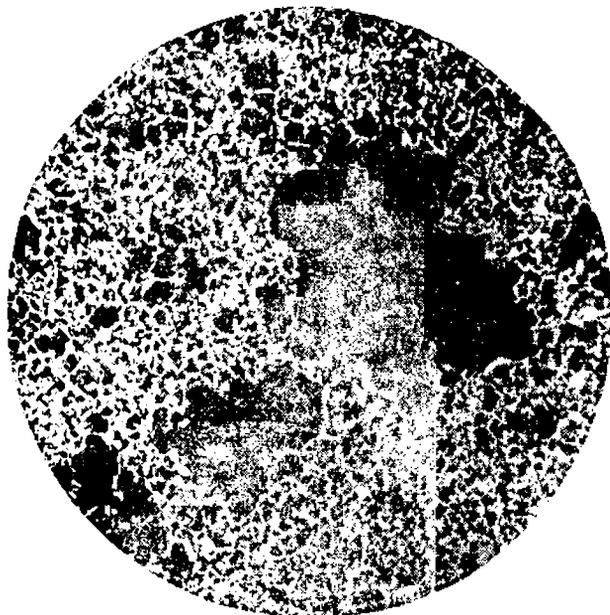
не существует, стали же различаются между собою не по «наследственной величине зерна», а по тому, насколько склонны они становиться крупнозернистыми в процессе их термической обработки.

Все углеродистые стали, охлажденные до комнатных температур, обычно (за исключением закаленных высокоуглеродистых сталей) в своей структуре аустенита не имеют, но тем не менее существует ряд способов, позволяющих определить по холодным образцам размеры аустенитовых зерен, имевшихся в материале выше точки A_{r1} . Методы выявления в стали размеров зерен аустенита, имевшихся при высоких температурах термообработки, можно подразделить на две группы (по Виллелла):

а) методы, связанные с изменением состава металла, в процессе выявления очертаний зерен аустенита и

б) методы, основанные на применении особых условий охлаждения.

К первой группе относится единственно рекомендуемый почти всеми нашими учебниками старый метод Мак-Квед-Эна.



Фиг. 34. Смешанное зерно, получившееся в стали при перегреве. $\times 700$.

Метод Мак-Квед-Эна состоит в том, что исследуемый образец подвергается цементации в твердом карбюризаторе (60% угля и 40% $BaCO_3$) в течение 8 час. при $925^\circ C$, с последующим медленным охлаждением (со скоростью около $2^\circ C$ в минуту), до комнатной температуры. Известно, что если аустенит, содержащий свыше 0,83% С, медленно охлаждается, то избыточный углерод, выделяясь из него, образует, совместно с железом, карбид железа, располагающийся в виде сетки по границам зерен аустенита. После того, как образец, обработанный по Мак-Квед-Эну медленно охладится ниже A_{cm} и A_{r1} , аустенит в нем перейдет в цементит и перлит, причем сетка це-

ментита, хорошо видимая под микроскопом, обрисует контуры тех зерен аустенита, которые были в стали при высокой температуре.

Число зерен аустенита, приходящихся на 1 дм^2 поверхности образца, рассматриваемой при увеличении микроскопа в 100 раз, принято за основу оценки зернистости стали по так называемой шкале ASTM (Американского Общества Испытания Материалов) (табл. 8).

Метод Мак-Квед-Эна может с успехом применяться в тех случаях, когда сталь предназначается для цементации и дает ценные сведения о получаемой при этом глубине слоя, величине зерна, наличии после цементации мягких пятен, о характере цементированного слоя. Однако, как метод определения величины зерна в стали, этот способ не является универсальным, а, наоборот, — возможности его очень ограничены, ибо он дает лишь сведения о том, как разрастается зерно аустенита в стали при определенных условиях, т. е. выдержке в течение 8 час. при $925^\circ C$, с изменением состава стали.

Между тем, на практике основным обычно является вопрос не о том, как будет вести себя сталь в специфических условиях опыта Мак-Квед-Эна, а как она себя ведет при температурах, применяемых в условиях конкретного технологического

Размеры аустенитовых зерен

№ размера зерна по шкале ASTM	Число зерен на 1 дм ² при увеличении 100	Площадь поверхности грани зерен в единице объема, дм ²
-3	0,063	0,25
-2	0,125	0,35
-1	0,25	0,50
0	0,5	0,70
1	1	1,00
2	2	1,41
3	4	2,00
4	8	2,83
5	16	4,00
6	32	5,66
7	64	8,00
8	128	11,3
9	256	16,0
10	512	22,6
11	1024	32,0
12	2048	45,3

процесса термообработки данного изделия. Для выявления такого поведения зерен в стали применяют другие методы.

Метод нормализации. Метод нормализации очень прост и состоит в том, что образец, подвергнутый нагреву до температуры, интересующей исследователя с точки зрения технологического процесса обработки данного изделия, в течение определенного времени, также связанного с вышеуказанным технологическим процессом, выдвигается из печи на спокойный воздух (нормализуется). Этот метод применим для сталей, содержащих от 0,2 до 0,55% углерода.

Метод нормализации основан на том, что феррит, выделяющийся при умеренном охлаждении из аустенита в доэвтектоидных сталях, образует сетку по границам последнего, превращающегося в перлит при A_1 . К сожалению, в сталях, содержащих свыше 0,55% С, феррита уже может не хватить для образования в структуре материала сплошной сетки. В сталях, содержащих меньше 0,30% углерода, наоборот, слишком много феррита и он может образовывать крупные кристаллы, не выявляя очертаний контуров бывших зерен аустенита.

Этот метод применим также и к заэвтектоидным сталям, где контуры зерен аустенита, имевшегося при высоких температурах, обрисовывает сетка вторичного цементита.

Метод частичной закалки. Образец определенных размеров (напр. $6 \times 12 \times 50$ мм) нагревается до соответствующей температуры и выдерживается при ней в течение желаемого времени (см. метод нормализации), после чего калится в воду, но погружается в закалочную жидкость не полностью, а лишь на $\frac{1}{3}$ или $\frac{1}{4}$ своей длины. В результате, по длине образца получается совокупность структур, соответствующих самым различным скоростям охлаждения. В нижней части образца будем иметь мартенситовое строение, в некоторой средней части куса материала, находившейся при закалке вблизи от поверхности, получится мартенсит с небольшим количеством троостита, расположенного по границам прежних зерен аустенита, а в верхней части образца получится обычная структура нормализованной стали.

Рассматривая продольный микрошлиф куса металла, подвергнутого частичной закалке, на нем всегда можно найти зоны, по которым удастся определить

величину прежнего аустенитового зерна. Этот метод применим для сталей, содержащих свыше 0,30, а также и свыше 0,55% С. Метод частичной закалки может применяться взамен метода нормализации.

Метод травления мартенсита. Исследуемый образец стали закаливается и слегка отпускается (15—30 мин. при 230—315°С). Затем шлиф полируется и протравливается специальным реактивом, состоящим из 100 см³ этилового спирта, 5 см³ концентрированной соляной кислоты и 1 г пикриновой кислоты.

Применение метода основано на том, что когда аустенит превращается в мартенсит при резкой закалке, относительная ориентация аустенитовых зерен, имевшихся при высокой температуре, отражается на микроструктуре, получившейся после закалки. Указанный реактив выявляет различие в ориентации закаленных участков, а следовательно, и контуры бывших зерен аустенита.

Метод мартенситного травления применим как к углеродистым, так и к легированным сталям в широких пределах.

Метод «излома». По излому, сравниваемому с имеющимся в лаборатории набором стандартных изломов, можно судить о величине зерна аустенита, имевшегося в данной стали при высоких температурах. Образец, испытываемый этим методом, надпиливается и калиется с избранной температуры, после чего ломается для просмотра его излома.

Размеры образца должны быть небольшими с тем, чтобы обеспечить его сквозную закалку. Применяется этот метод для средне и высокоуглеродистых сталей.

Метод «травления нагревом» применяется с особым успехом тогда, когда содержание углерода в стали меньше, чем 0,1%. Вообще же его можно применять для стали любого состава, за исключением, конечно, сталей аустенитового класса, для которых эти методы вообще не нужны.

Образец нагревается до намеченной температуры и выдерживается при ней в течение желаемого времени в среде, которая не окисляет, не дезоксидирует, не науглероживает и не обезуглероживает сталь. Предварительно образец шлифуется и полируется. На фиг. 35 изображена схема устройства для нагрева образца в такой среде. После нагрева образец падает и калиется в ртуть, во избежание окисления поверхности при охлаждении с высоких температур.

Фиг. 35. Установка для «травления нагревом». Образец после нагревания в печи калиется в ртуть.

Во время нагрева, повидимому, происходит испарение металла по границам зерен аустенита и на поверхности выявляется четкий рисунок очертаний прежних аустенитовых зерен.

При исследовании величины скорости, с которой аустенит должен быть охлажден для того, чтобы избежать высокотемпературного превращения удалось установить, что она зависит в основном от:

- а) состава стали,
- б) величины зерна и
- с) однородности аустенита.

Границы зерен однородного аустенита вообще являются участками, где начинается перлитное высокотемпературное превращение. Если величина зерна аустенита велика, общая площадь поверхности границ зерен в данном образце стали будет меньше, чем в том образце, где зерна мельче.

В результате, чем крупнее в стали зерна аустенита, тем легче можно избежать в ней высокотемпературное перлитное превращение, и, следовательно, тем меньшая скорость охлаждения необходима для получения в ней мартенситной структуры.

Американские металлурги Гроссман и Стефенсон исследовали вопрос о влиянии величины зерна в стали на прокаливаемость последней, т. е. на глубину закаленного слоя, простирающегося от поверхности образца, подвергающейся наиболее резкому охлаждению, до той зоны внутри образца, в которой скорость охлаждения оказывается достаточной для получения 50% мартенсита и 50% тонкого перлита. Приводимая ниже табл. 9 характерна для итогов работы Гроссмана и Стефенсона.

Таблица 9

Влияние величины зерна в стали, содержащей 0,43% С, на глубину прокаленного слоя (Гроссман и Стефенсон)¹

Величина зерна (номер по шкале ASTM)	Глубина прокаленного слоя на образце диаметром 1,5", дм
6 1/2	0,18
5 1/4	0,215
4 3/4	0,23
3 1/2	0,28
1 1/2	0,35

На основании экспериментальных данных Гроссманом и Стефенсоном были построены кривые, отражающие зависимость между величиной зерен в стали и глубиной прокаленного слоя для ряда марок сталей.

Таким образом, следует считать, что от величины зерна в стали в сильной степени зависит результат закалки, если при температуре закалки аустенит был однородным.

Мы подчеркиваем последнее обстоятельство, так как вследствие неоднородности состава аустенита в различных участках его зерен, которая на практике может получиться в результате слишком быстрого нагрева или заниженной температуры термообработки, а также недостаточной выдержки при температуре термообработки, начало превращения аустенита в перлитную структуру, при ускоренном охлаждении, не всегда завершается районом границ зерен. Включения других фаз в кристаллах аустенита, хотя бы, например, нерастворившихся частиц карбидов, также способствуют возникновению исходных пунктов превращения при A_1 внутри зерен аустенита, а не на их границах.

Следует также заметить, что зерна, содержащие меньше углерода или легирующих элементов (для специальных сталей) должны иметь большие скорости превращения, чем зерна богатые углеродом или специальными элементами. Поэтому для сталей, содержащих неоднородный аустенит или сравнительно большое число включений, величина зерен аустенита не всегда является одним из основных факторов, определяющих прокаливаемость стали данного состава.

2. Прокаливаемость

Когда кусок стали закаливается, глубина прокаленного слоя зависит от:

- а) способности данной стали вообще закаливаться и
- б) скорости, с которой охлаждается этот кусок стали, в свою очередь, зависящей от размеров образца и способа охлаждения.

Способность различных сталей закаливаться определяется, как уже было указано, их химическим составом и величиной зерна аустенита. Что касается рассматриваемых нами углеродистых сталей, то они, по сравнению с легирован-

¹ Grossman and Stephenson, Heat Treating and Forging, Nov. 1940, p. 540/43; Transactions ASM, 1941, vol. XXIX, № 1, p. 1.

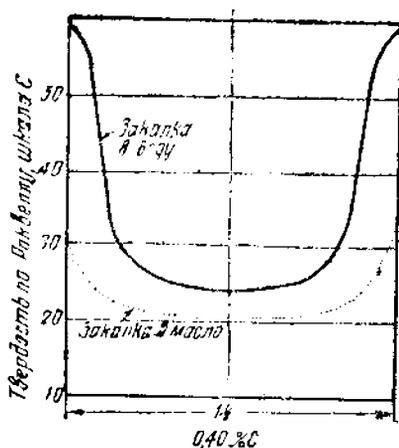
ными. имеют очень высокие критические скорости охлаждения V_1 и V_2 , а поэтому относятся к «мелкопрокаливающимся» сплавам. Относительно влияния размеров зерна аустенита ранее уже указывалось, что чем крупнее зерна, тем глубже получается прокаливаемый слой.

Перейдем теперь к рассмотрению влияния скорости охлаждения при закалке на глубину прокаленного слоя, получаемого на изделии.

Выше, в §§ 2 и 3 гл. IV, описаны различные способы охлаждения и закалочные среды, в которых отдача тепла образцом происходит с разной скоростью. Скоростью отдачи тепла закаливаемым изделием в критическом интервале высокотемпературного превращения может характеризоваться резкость закалки. Максимальная скорость охлаждения при закалке всегда получается у поверхности образца; по мере углубления внутрь образца, по его сечению, мы имеем снижение скорости охлаждения. Благодаря этому обстоятельству, как уже было указано, внутри образца может получиться незакаленная зона.

Изучая распределение твердости по поперечному сечению закаленного куска стали, можно построить «кривые» прокаливаемости (см. фиг. 36), иногда называемые U-кривыми. Знание глубины получившегося прокаленного слоя имеет громадное значение для практических целей, так как эта глубина характеризует результат термической обработки.

В области контроля прокаливаемости сталей наиболее передовыми предприятиями являются американские концерны «Карнеги Иллинойс Стил Корпорейшен» и «Дженерал Моторс», опыт которых в настоящее время используется на некоторых наших заводах, при самом активном участии проф. Н. Ф. Болховитинова.



Фиг. 36. Кривые распределения твердости по сечению закаленного образца (U-кривые)

Кратко рассмотрим основные методы определения прокаливаемости стали, завоевавшие себе за короткий срок широкую популярность.

Самым простым методом определения прокаливаемости стали, не требующим специального оборудования, является метод пробной закалки круглых образцов и разрезания их, с последующим измерением твердости в различных участках сечения. Этот метод наиболее успешно может быть применен для «мелкопрокаливающих» сталей, к которым в частности и относятся углеродистые стали. Определять с помощью указанного метода прокаливаемость «глубоко-калящихся» специальных сталей затруднительно, так как приходится брать образцы больших размеров, долго нагревающиеся и требующие значительной затраты времени при разрезании.

К недостаткам этого метода следует отнести также и зависимость получаемых результатов от резкости закалки, так как известно, что чем резче закалка, тем глубже получается прокаленная зона на образце стали. Бернс, Мур и Арчер предложили применить некоторую разновидность метода «разрезания», заключающуюся в том, что круглый образец стали определенного диаметра (1 дюйм) закаливается в воду, после чего разрезается и для него строится U-кривая, на основании измерений твердости по поперечному сечению.

Как характеристику прокаливаемости Бернс, Мур и Арчер предложили некоторое математическое выражение, включавшее число твердости образца на поверхности, в центре и площадь на диаграмме под кривой «прокаливаемости» (U-кривой). Это выражение было названо «коэффициентом SAC» (по-английски: surface — поверхность, area — площадь, center — центр). Однако способ Бернса, Мура и Арчера не может быть применен для тех сталей, у которых высока спо-

способность к прокаливанию и образцы которых при закалке в воду прокаливаются до центра.

По способу Шепхерда, основанному на том же принципе разрезания образцов, круглый стержень определенного диаметра, например, 20 мм, калился в соленую воду, затем разрезается пополам, поверхность его сечения полируется и путем травления шлифа 50% водным раствором HCl на нем выявляется закаленный слой.

Недавно видный металлург США Гроссман разработал очень важное приложение способа разрезания образцов для определения так называемых «критических размеров прокаленного образца».

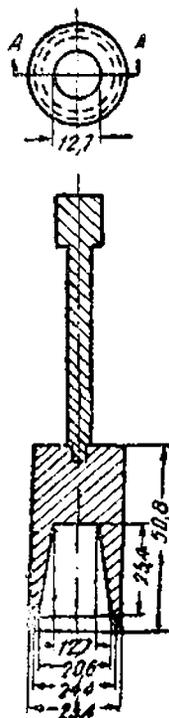
По Гроссману несколько образцов различной величины, изготовленных из данной стали, должны быть закалены и затем разрезаны. Измеряя твердость по сечению, можно определить, какой из образцов будет иметь резко сниженную твердость только в самой центральной зоне, т. е. какой из образцов прокалится почти точно насквозь. Этот образец и является, согласно Гроссману, эталоном прокаливаемости данной стали, при данных условиях закалки.

Работа Гроссмана по изучению прокаливаемости стали явилась основанием нового и пока единственного метода стандартизации условий закалки, получившего в США в 1940 г. значительную известность¹.

Для глубокопрокаливающихся сталей перечисленные способы тем не менее, не вполне удобны и поэтому в лаборатории объединения «Дженерал Моторс» (США) был разработан специально для таких сталей метод «охлаждения конца образца». Способ «Дженерал Моторс» заключается в том, что образец диаметром 25 и длиной 75 мм закаливается с одного своего конца струей воды, после чего измеряется твердость по длине образца, на отдельных его участках, от закаленного к незакаленному концу, через каждые $\frac{1}{8}$ дм.

Для углеродистых сталей, отличающихся низкой прокаливаемостью, Джомини предложил особую форму образца (см. фиг. 37), при закалке которого струя охлаждающей жидкости (вода 24°C) направляется в его внутреннюю полость. Различные участки поверхности образца тогда подвергаются охлаждению с разной скоростью и, определяя твердость вдоль образующей наружной поверхности, можно установить размер прокаленной зоны (Джомини считает зону прокаленной, если твердость в данном участке материала не ниже $R_c = 60$) (табл. 10).

Способ Джомини страдает тем недостатком, что условия охлаждения в различных участках поверхностного слоя здесь не тождественны условиям охлаждения в различных зонах сплошного образца, за-



Фиг. 37. Вид образца Джомини.

Таблица 10

Соотношение глубин прокаливаемости, определяемой способом разрезания образца и пробой по Джомини, для углеродистых сталей

Глубина прокаленной зоны, мм	
По Шепхерду	По Джомини
2	5
3	7,5
4	9,6
5	11,0
6	11,9
7	12,6
8	13,2

¹ The Iron Age, Apr. 25, May 2, 1940, Metal Progress, Okt. 1940. Transactions of the American Society for Metals, Dec. 1940.

каленного погружением. После критики со стороны некоторых исследователей (Брукнер) Джомини провел работу¹ с целью выяснения возможности перехода от данных, получаемых по способу Шепхерда для мелкопрокаливающихся сталей, к данным, получаемым по способу Джомини с образцом, изображенным на фиг. 37 (Джомини называет указанный тип образца — образцом L).

3. Стандартизация условий закалки и повторяемость результатов, получающихся при закалке

Несмотря на то, что процесс закалки стали известен очень давно, до самого последнего времени техника закалки была очень несовершенна и далеко не всегда при как будто бы одинаковых условиях этой операции получались единообразные результаты. Лишь 10—15 лет назад металлурги и металловеды различных стран подошли к решению важнейших задач, связанных с научным обоснованием сущности явлений, происходящих в сплавах при закалке.

Постепенно закалка перестает быть искусством, требующим особого умения для своего выполнения. Параллельно с разработкой новых методов термообработки сейчас во всех странах ведется большая работа по стандартизации условий обычной закалки и обеспечению полной повторяемости ее результатов. Понятно, что такая стандартизация может быть осуществлена лишь после исследования важнейших факторов, влияющих на изменения в строении сплавов, происходящие при закалке.

Первым важнейшим фактором бесспорно здесь является состав стали. Так как его значение для углеродистых сталей разъяснено выше, на нем сейчас останавливаться не будем. Следующий фактор — величина зерна аустенита в стали при температуре выше A_{c3} (перед резким охлаждением закаливаемого изделия) — был также нами ранее рассмотрен.

Из нерассмотренных нами факторов наиболее важными являются: 1) размеры закаливаемого изделия и 2) резкость закалки, т. е. величина, определяющая скорость отвода тепла от закаливаемого тела, в определенном диапазоне температур.

Так как о результатах закалки всегда судят по глубине и характеру прокаленной зоны, изучаемой с помощью проб «на прокаливаемость», несколько детализируем U-кривую, общие сведения относительно которой приводились в предыдущем параграфе.

Кривые «прокаливаемости» обычно строятся по данным, полученным при измерении твердости в разных участках сечения закаленного образца. Однако, если сердцевина образца не прокалилась, то это можно выявить не только путем измерения твердости по сечению, но и путем травления 50%-раствором соляной кислотой шлифа, изготовленного из разрезанного образца (проба по Шепхерду). Непрокалившаяся сердцевина, травящаяся HCl, получает иную окраску, чем закалившийся «поясок», и можно убедиться с помощью микроисследования, что граница различно окрашенных участков шлифа находится там, где мартенсита имеется около 50%. Зона образца, в которой имеется 50% мартенсита, легко определяется и по измерениям твердости, так как в этом участке сечения получается наиболее резкий перепад твердости.

Условимся, согласно Гроссману, что глубиной прокаленного слоя называется расстояние от поверхности образца до той его зоны, в которой имеется 50% мартенсита.

Глубина прокаленного слоя для каждого сорта стали (имеется в виду сталь определенного состава, с определенной величиной аустенитового зерна) зависит от размеров закаливаемого изделия и от резкости закалки. На практике при конструировании всегда нужно учитывать этот прокаленный слой, аналогично глубине цементации, так как закаленный кусок стали может иметь совершенно различные механические и иные свойства на поверхности и в сердцевине, в зависимости от толщины прокаленной зоны.

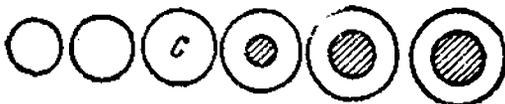
¹ W. E. F o m i n y, Metal Progress, 1941, vol. 39, № 4, p. 447.

С другой стороны очень важно для производства, чтобы конструкторы точно указывали, какую глубину прокаленной зоны следует считать необходимой для данного изделия. Понятно, что излишне глубокий прокаленный слой не только просто ненужен, но и вреден, так как вязкость сердцевины получается сниженной и деталь хуже работает под действием ударных нагрузок. Для цеха, выполняющего термообработку, также не рационально выпускать изделия с завышенной глубиной прокаленной зоны, ибо всякое увеличение ее связано с применением при закалке повышенных скоростей охлаждения, а следовательно, и с опасностью коробления детали и появления на ней трещин.

Первым условием установления стандарта в операции закалки является точное указание конструктора на размеры прокаленной зоны, необходимые для каждого типа деталей. Получив от конструктора исходные сведения, технологический отдел должен, при составлении технологической карты, конкретно указать цеху условия закалки каждой детали с тем, чтобы обеспечить в ней требуемую глубину прокаленной зоны. Для этого технологическому отделу необходимо знать «прокаливаемость» различных сталей.

Рассмотрим, согласно Гроссману, вопрос выяснения такого рода характеристики материала.

В конце предыдущего параграфа уже указывалось, что закаливая в одних и тех же условиях несколько различных по своим размерам образцов, изготовленных из одной и той же стали, можно определить величину образцов, прокаливающихся при данных условиях точно насквозь. Размеры образцов, прокаливающихся при данных условиях закалки точно насквозь, могут служить показателем прокаливаемости стали. Как величину, характеризующую эту прокаливаемость в конкретных условиях, Гроссман ввел так называемый «критический размер образцов».



Фиг. 38. Образец С, имеющий критические размеры, прокаливается точно насквозь. Образцы большего диаметра имеют непрокаливаемую сердцевину.

Критическим размером образцов стали по Гроссману является диаметр (для круглого образца) или толщина (для пластинки) того образца, который при данных условиях закалки прокаливается точно насквозь. Иными словами, образцы данной стали, превышающие по своим размерам «критические», будут иметь непрокаленную зону в середине, образцы, размерами меньше «критических», будут прокаливаться насквозь (при данных условиях) и иметь в своей сердцевине больше, чем 50% мартенсита (см. фиг. 38). Если изменять условия закалки, применяя, например, более резко-охлаждающие среды, глубина прокаленной зоны, а следовательно, и «критический размер» образцов, будет меняться.

Понятно, что недостаточно конкретизированные указания «более резкая закалка», «менее резкая закалка» не пригодны для разработки стандартизации термообработки. Вот почему особенно ценной является попытка Гроссмана и Азимова установить количественную характеристику резкости закалки. Рассмотрим определение резкости закалки, согласно этим авторам.

Как указывает Гроссман, исследуя образцы одной и той же стали, закаливаемые в разные среды, можно определить продолжительность охлаждения в их центральной зоне. Для структурных превращений, протекающих в стали при закалке, главную роль играет скорость охлаждения в интервале температур около 500—600° С. Поэтому первостепенное значение имеет не продолжительность охлаждения образцов стали с температуры закалки и до комнатной температуры, а продолжительность охлаждения их в верхней половине этого интервала температур.

Пусть для случая спокойного медленного погружения образца в воду, имеющую комнатную температуру, продолжительность охлаждения образца с температуры закалки до температуры, равной половине разности температуры закалки и температуры охлаждающей среды, составит, например 11 сек. Принимая резкости

закалки в спокойной воде, имеющей комнатную температуру, за единицу, условимся обозначать резкостью закалки величину H , обратнопропорциональную продолжительности охлаждения закаливаемого тела, в указанном выше интервале температур.

Если, например, продолжительность такого охлаждения при закалке в спокойную воду и в масло составит для одинаковых образцов одной и той же стали соответственно 11 и 44 сек., то, приняв резкость закалки в воде за единицу найдем, что резкость закалки при охлаждении в масле будет равна $H = 0,25$.

На основании экспериментальных данных Гроссман и Азимов составили ориентировочную таблицу величин резкости закалки H для разных сред (табл. 11).

Таблица 11

Величина резкости закалки H для разных сред

Способ охлаждения	Охлаждающая среда			
	Величина H			
	воздух	масло	вода	соленая вода
Образец медленно погружается, среда не подвергается принудительной циркуляции	0,02	0,30	1,0	2,2
Образец с умеренной скоростью движется в спокойной охлаждающей среде	Не определялась	0,4—0,6	1,5—3,0	Не определялась
Образец быстро движется в спокойной среде	Не определялась	0,6—0,8	3,0—6,0	7,5
Образец охлаждается в быстром потоке или в струе жидкости	—	1,0—1,7	6,0—12,0	Не определялась

Исследуя влияние резкости закалки на «критические размеры» образцов, Гроссман и Азимов нашли, что при увеличении резкости закалки H «критические размеры» образцов данной стали возрастают, асимптотически приближаясь к некоторым «идеальным критическим размерам».

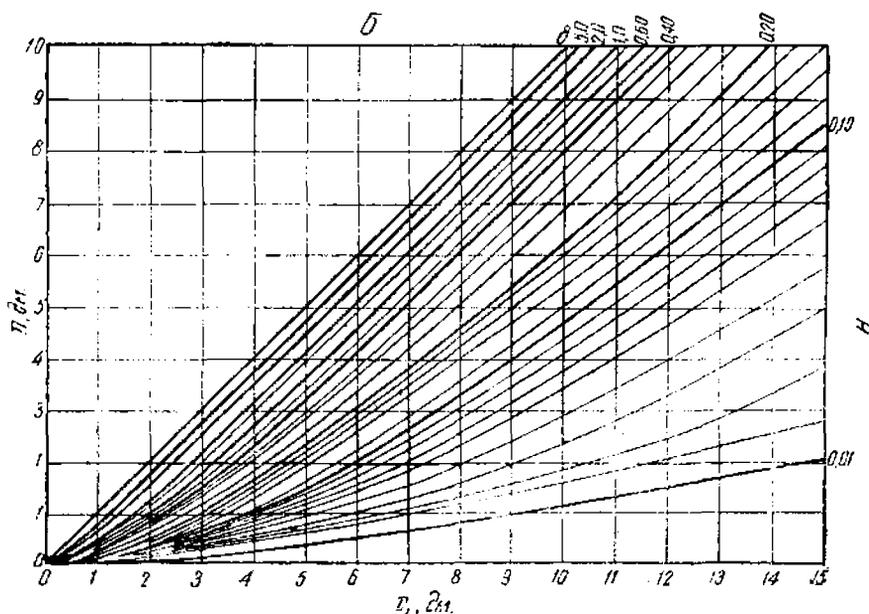
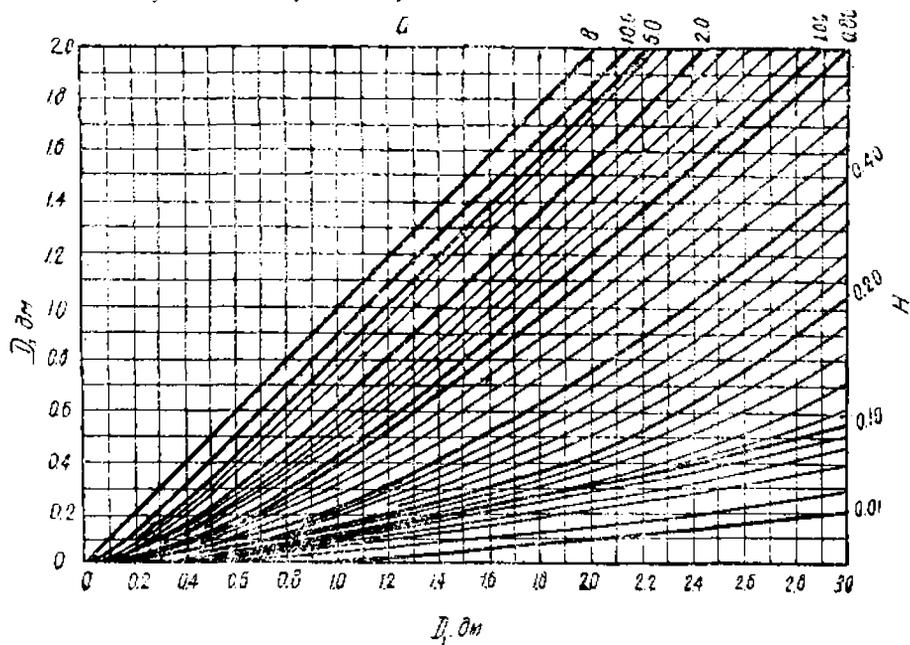
Поэтому оказалось необходимым ввести новое понятие о так называемых «идеальных критических размерах» образцов, т. е. о критических размерах образцов для того случая, когда резкость закалки $H = \infty$.

«Идеальные критические размеры» являются важнейшей характеристикой прокаливаемости данной стали. Необходимо всегда помнить, что без точного учета этого показателя мы не гарантированы от всевозможных неожиданностей и технологический процесс закалки данной стали правильно построен быть не может.

Гроссман и Азимов предложили для практического использования экспериментально полученные кривые (фиг. 39, *a* и *b*) позволяющие определять по «критическим размерам» образцов, найденным из опыта, «идеальные критические размеры» для этих же сталей, если известна резкость закалки. Наоборот, зная величину резкости закалки H , достигаемую при конкретных условиях закалки, можно легко перейти от «идеальных критических размеров» к фактически получаемым в данных условиях закалки «критическим размерам».

Для рассмотрения дальнейшего развития системы стандартизации процесса закалки стали нам необходимо прежде всего выяснить связь между «критическими размерами» образцов и глубиной покаливаемой зоны, получаемой на куске стали определенных размеров. Второй задачей явится изучение предложенной Гроссманом и Азимовым простой методики определения резкости закалки H , обеспечиваемой данным закалочным устройством.

Как видно из схемы фиг. 39, глубина прокаленной зоны, при всех прочих одинаковых условиях, зависит от размеров изделия — чем больше диаметр изделия, тем меньше получается глубина прокаленного слоя.



Фиг. 39. а и б — графики Гроссмана для определения критических размеров образцов стали.

Условимся обозначать: D — диаметр закаливаемого круглого образца.
 D_n — диаметр средней, непрокалившейся части образца.
 D_c — «критические размеры» круглого образца.
 D_1 — «идеальные критические размеры» круглого образца.
 H — резкость закалки.

Теперь перейдем к выяснению точной зависимости глубины прокаленного слоя от размеров изделия и резкости закалки¹. Пусть три образца, изготовленные из совершенно одинаковой стали, но имеющие различные размеры (1, 1½ и 2 дм. диаметром) закаливаются в одинаковых условиях. Определяя опытным путем продолжительность охлаждения в центре образца диаметром в 1 дм., мы найдем, что, например, при закалке в воду она будет равна 11 сек., а при закалке в масло — 44 сек. Из экспериментов определим, что в центре других образцов, т. е. полутора и двухдюймового, продолжительность охлаждения при закалке будет гораздо выше (например, при закалке в воду она составит соответственно 24 и 45 сек.)

Далее, принимая во внимание, что одинаковым продолжительностям охлаждения, в бесконечно узких концентрических зонах по сечению кусков металла будет соответствовать одинаковая твердость после закалки, найдем ширину прокаленной зоны на 1½ и двухдюймовом образцах.

Пусть при продолжительности охлаждения, равной 11 сек., материал получит твердость $R_c = 58$, а при продолжительности охлаждения, равной 24 сек. твердость $R_c = 48$, тогда по полученным опытным данным составим таблицу (табл. 12).

Таблица 12

Ширина прокаленной зоны	
Диаметр образца, дм	Продолжительность охлаждения 11 сек., т. е. твердость $R_c=58$
Закалка в воду	
1	В центре
1½	0,255 дм от поверхн. вглубь образца
2	0,23 " " " "
Закалка в масло	
Диаметр образца, дм	Продолжительность охлаждения 24 сек., т. е. твердость $R_c=48$
1	В центре
1½	0,13 дм от поверхн. вглубь образца
2	0,06 " " " "
Закалка в воду	
Диаметр образца D , дм	1 1,5 2
$\frac{D_u}{D}$	0,0 0,66 0,77
Закалка в масло	
Диаметр образца D , дм	1 1,5 2
$\frac{D_u}{D}$	0,0 0,83 0,94

Введем для характеристики прокаливаемости стали фактор $\frac{D_u}{D}$, т. е. отношение диаметра средней непрокаленной зоны образца ко всему диаметру.

Понятно, что $\frac{D_u}{D} = 0$ будет соответствовать случаю, критических размеров образца, а $\frac{D_u}{D} = 1$ — случаю, когда глубина прокаленной зоны равна нулю.

¹ М. А. Grossman and M. Asimow, Iron Age, 1940, Apr. 25, p. 25 and May 2, p. 39. M. Asimow and M. A. Grossman, Trans. A.S.M., 1940, Dec. vol. XXVIII, № 4, p. 949.

Допустим, что в первом случае (закалка в воду) прокаленная зона имеет твердость не ниже $R_c = 58$, а во втором случае (закалка в масло) не ниже $R_c = 48$. Такое предположение не соответствует ранее принятому определению глубины прокаленной зоны (зона, содержащая не менее 50% мартенсита) и делается нами лишь для того, чтобы кривые, построенные по вышеуказанным данным, оказались одна над другой, на одной диаграмме. Поскольку эта диаграмма необходима только для наглядного сопоставления прокаливаемости, вообще получаемых при закалке в воду и масло, наше допущение можно оправдать.

Изменим приведенные выше таблицы, высчитав соответствующие значения $\frac{D_u}{D}$ для рассматриваемого частного случая, учитывая сделанное допущение.

Теперь на основании этих таблиц построим кривые, выражающие изменение $\frac{D_u}{D}$ в зависимости от диаметра образца D (см. фиг. 40).

Из кривых видно, что характер изменения относительной глубины прокаленных зон, в зависимости от диаметра образцов, в свою очередь, зависит от резкости закалки.

При закалке в воду, более резкой чем закалка в масло, глубина прокаленной зоны будет уменьшаться медленнее с увеличением размеров изделия, чем при закалке в масло.

Принимая определение глубины прокаленной зоны, как зоны, в микроструктуре которой имеется не менее 50% мартенсита, Гроссман и Азимов нашли из опытов значения $\frac{D_u}{D}$ как функции от H , для образцов

разных диаметров, и составили для практического использования ряд кривых, аналогичных кривым фиг. 40,

но построенных в координатах $\frac{D_u}{D}$ и HD . Сначала та-

кие кривые Гроссман и Азимов построили для образцов круглого сечения, а затем и для образцов, имеющих форму пластины. Эти кривые для круглых образцов приведены на диаграмме фиг. 41.

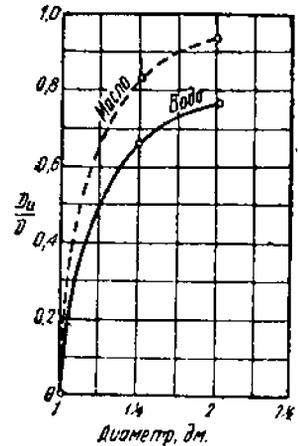
Кроме кривых на диаграмме фиг. 41 нанесена еще сетка для величин D , а поэтому у оси абсцисс имеется пометка « D или HD ».

Ознакомимся с практическим применением диаграммы Гроссмана-Азимова. Пусть требуется определить резкость закалки, получаемую в конкретных условиях. Возьмем для этого два образца разного диаметра (например 1 и 1½ дюйма)¹, изготовленные из одной и той же стали, совершенно одинаковым способом, закалим в наших условиях и затем измерим твердость по поперечному сечению образцов. Пусть окажется, что дюймовый образец прокалится точно насквозь, а

для полуторадюймового образца $\frac{D_u}{D} = 0,66$.

Тогда будем иметь:

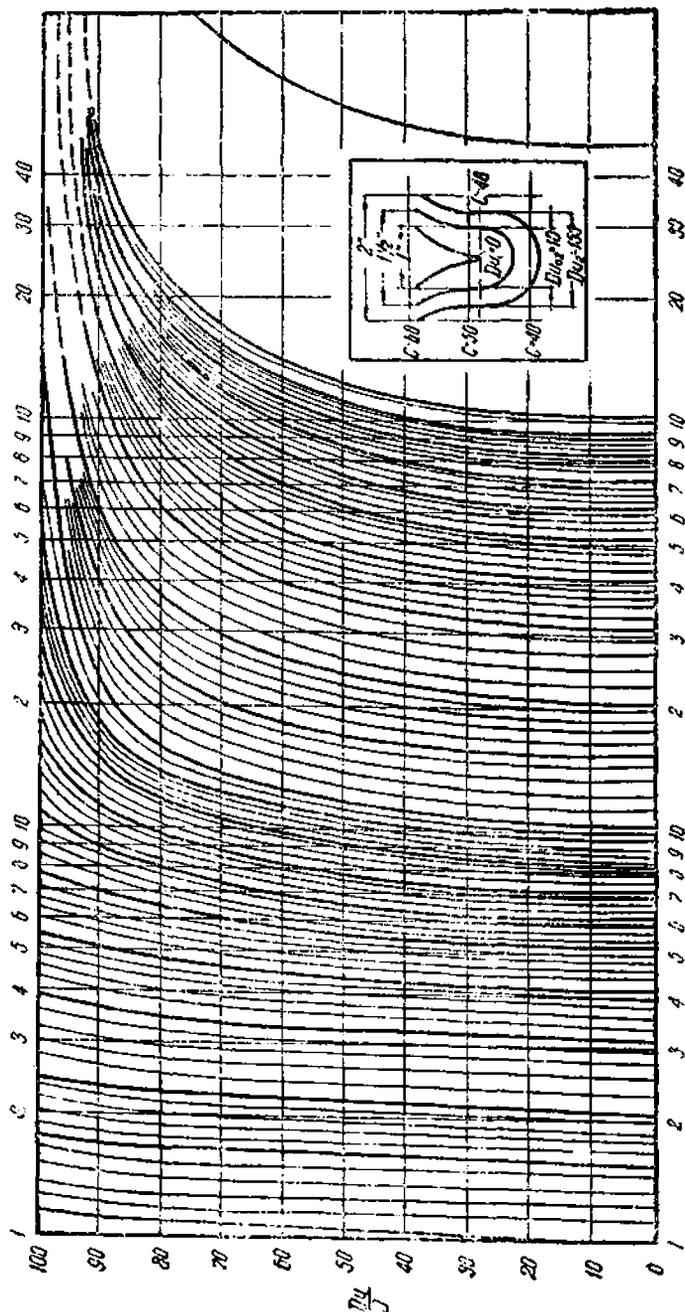
$$\text{образец № 1 } \frac{D_u}{D} = 1, \text{ образец № 2 } \frac{D_u}{D} = 0,66.$$



Фиг. 40. Изменение $\frac{D_u}{D}$ в зависимости от диаметра стального образца для закалки с различной резкостью.

¹ Здесь размеры образцов указаны в дюймах, согласно графикам, построенным Гроссманом и Азимовым. Пересчет в сантиметры следует производить после использования диаграммы Гроссмана-Азимова.

Наложим на диаграмму фиг. 41 прямоугольный лист бумажной кальки таким образом, чтобы нижний его край совпал с нижним краем этой диаграммы. Далее, руководствуясь сеткой черных линий, нанесем на кальку полученные данные для образцов № 1 и № 2, в координатах $\frac{D_u}{D}$ и D (см. фиг. 42, точки С и Е). Затем начнем

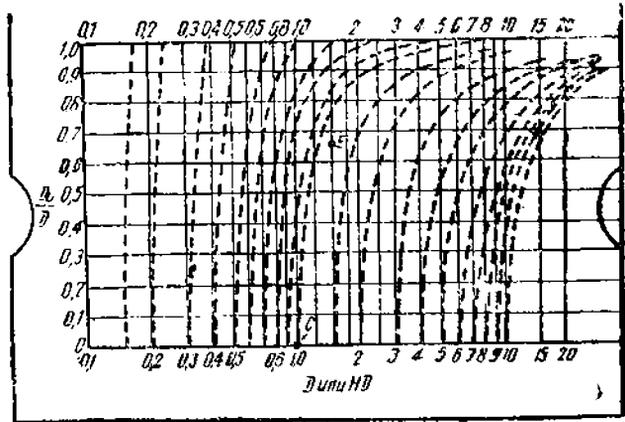


Фиг. 41. Диаграмма Гроссмана — Азимова для круглых стальных образцов.

перемещать кальку вдоль диаграммы кривых (строго наблюдая за тем, чтобы нижние края листа кальки и диаграммы совпадали) до тех пор, пока точки С и Е не окажутся на одной кривой диаграммы фиг. 41.

Эта кривая (пунктирная на фиг. 43) линия покажет, что для точки $CHD = 5$, откуда $H = 5$, так как $D = 1$, а для точки $EHD = 7,5$, откуда $H = 5$, так как D здесь равно 1,5. Если в центре первого образца не окажется 50° , мартенита, то точка C переместится выше, но методика определения резкости закалки H останется прежней. Испытав не два, а три или большее число образцов, мы получим больше точек и учитывая возможные ошибки эксперимента, точнее определим по диаграмме фиг. 41 резкость закалки.

Выше уже отмечалось, что когда в технологической карте указываются условия термообработки отдельных изделий, обычно, кроме перечисления температур и продолжительности нагревов, описание процесса закалки ограничивается словами: «закалка в масло», или «закалка в воду», или «закалка в соленую воду» и т. п. Такие указания ни в коей мере не являются точными для производственников, ибо закалка даже в одну и ту же закалочную ванну может дать различные результаты, в зависимости,



Фиг. 42. Определение резкости закалки. Восковая бумага наложена на диаграмму Гроссмана-Азимова и на нее нанесены точки C и E , согласно черной сетке.

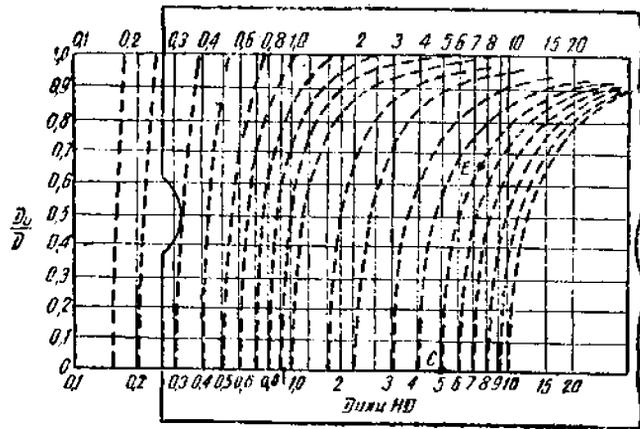
например, от степени циркуляции охлаждающей среды или (что то же самое) от скорости перемещения изделия в закалочной ванне.

Эти различия в результатах закалки всеми признаются «в принципе», но на практике их часто не принимают в расчет, просто потому, что не представляют, насколько они могут быть велики. Между тем, как показали Гроссман и Азимов, разница в глубине прокаленной зоны для одинаковых образцов стали, закаленных с одинаковой температурой в одну и ту же закалочную

среду (вода при 15°C), но с разной скоростью перемещения их в ванне, может достигать 40% .

Поэтому возникает необходимость точного указания условий закалки, правильнее говоря, резкости закалки при составлении режима термообработки стали.

С другой стороны, в цеховых условиях, должна систематически проверяться резкость закалки (с помощью пробной закалки и разрезания образцов), обеспечиваемая данной закалочной ванной, при выбранном способе закалки. Только тогда будет получаться полное единообразие результатов закалки и их соответствие требованиям технологических карт.



Фиг. 43. Определение резкости закалки. Восковая бумага сдвинута, точка C осталась на оси абсцисс, но точки C и E совпали с одной из пунктирных кривых.

Наряду с применением диаграммы Гроссмана-Азимова (фиг. 41) для определения резкости закалки, по этой диаграмме можно определять глубину прокаленной зоны для образца данных размеров, если известны резкость закалки и «критические размеры» для исследуемой стали. Пусть известно, что данная сталь имеет «критический диаметр» образца $D_c = 1,5$ дм., а резкость закалки принимается $H = 2$. Это означает, что при $\frac{D_u}{D} = 0$. $HD = 2 \times 1,5 = 3$.

Далее пусть требуется найти для такой стали глубину прокаленной зоны или, что почти то же самое, величину $\frac{D_u}{D}$ при $D = 3$ дм. и $H = 2$. Попятно, что искомое значение D_u можно получить, поднявшись вверх по кривой, начинающейся при $HD = 3$ до точки, имеющей абсциссу $HD = 6$.

Диаграмма Гроссмана-Азимова позволяет производить и обратный расчет, т. е. определять величину резкости закалки H , при которой получится требуемая глубина прокаленного слоя, если известны «критические размеры» образца данной стали и фактические размеры образца, подвергающегося термообработке.

Первые работы Гроссмана и Азимова привели к установлению критерия прокаливаемости, глубины прокаливаемости, глубины прокаленного слоя и определению резкости закалки, применительно к круглым образцам. Позже, в конце 1940 г., этими же авторами были составлены таблицы и диаграммы для закалки плоских пластин, а для деталей неправильной формы был предложен метод приближенного подсчета, при котором каждая точка в сечении изделия неправильной формы рассматривалась по аналогии с соответствующей точкой внутри круглого образца, имеющего «эквивалентный диаметр». Работы Гроссмана и Азимова еще не завершены, но полученных результатов уже достаточно, чтобы построить на производстве стройную систему стандартизации закалки.

Учитывая различную прокаливаемость сталей, принадлежащих к разным партиям, хотя бы они и относились к одной марке, нужно только при составлении технологической карты обратиться к складу или главному магазину завода и получить оттуда характеристику D_i (идеальный критический размер) именно для той партии стали, которая находится в распоряжении главного магазина завода. Для различных партий одной и той же стали характеристика D_i может быть различной, например, вследствие различия в размерах зерна. По D_i отдел главного технолога должен рассчитать резкость закалки H , нужную для получения указанной конструктором глубины закаленного слоя.

Цех, выполняющий термообработку, получит при такой организации процесса точное значение резкости закалки H , в полном соответствии с конкретными свойствами стали, предназначенной для изготовления данного изделия и имеющейся в распоряжении завода. Цех должен лишь точно проверить резкость закалки и приведение ее в соответствие с величиной H , указанной в технологической карте.

Систему Гроссмана-Азимова можно применить также и для приведения условий закалки в цехе в соответствии с условиями закалки в лабораториях, когда бывает необходимо лабораторные опыты перенести в производственную обстановку. Следует лишь оговорить, что система, предложенная Гроссманом и Азимовым, может дать весьма ценные результаты в приложении к углеродистым и легированным конструкционным сталям, содержащим не слишком большие количества карбидообразующих элементов, сильно смещающих положение зоны наиболее активного протекания высокотемпературного превращения аустенита. Если же взять, например, легированные стали, имеющие два минимума устойчивости — переохлажденного и изотермически выдерживаемого аустенита, то к ним систему Гроссмана-Азимова применить нельзя вследствие иного хода структурных превращений в этих сталях, значительно отличающегося от хода превращений в простых углеродистых сталях. Система Гроссмана-Азимова не учитывает особенностей кинетики процессов, которыми обладают некоторые легированные стали, и в этом заключается ее существенный недостаток.

ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ЗАКАЛКА

1. Практика изотермической закалки

В ряде случаев изотермическая закалка стальных изделий имеет значительные преимущества по сравнению с обычной термической обработкой путем простой закалки и отпуска. Техника выполнения изотермической закалки на бейнит не сложна и ее легко можно понять из схемы, приведенной на фиг. 44.

Возможность использования изотермической закалки для отдельных стальных изделий зависит от следующих факторов:

- 1) химического состава материала изделия,
- 2) размеров и формы изделия и
- 3) требований к механическим свойствам материала изделия после его термической обработки.

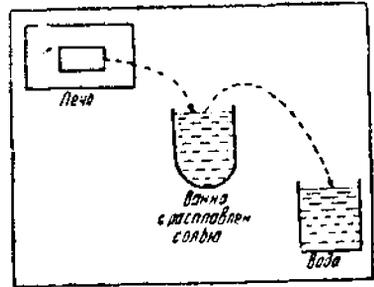
Состав стали играет в этом вопросе важнейшую роль, так как он в основном определяет характер S-диаграммы, положение максимума или максимумов скорости распада аустенита при изотермической выдержке, величину лимитирующего периода («*pose time*»). Конечно, на величину лимитирующего периода влияют и некоторые дополнительные факторы, например, размер зерна в стали, характер распределения некоторых примесей в структуре материала и т. д., но химический состав здесь все же является фактором важнейшим, основным.

С продолжительностью лимитирующего периода тесно связан вопрос о максимальных размерах изделия (точнее говоря, о максимальной толщине сечения материала), могущего быть закаленным изотермически. Так, аустенит углеродистой стали очень быстро распадается при изотермической выдержке в области температур около 550—600°C.

Лимитирующий период для углеродистой стали очень непродолжителен и измеряется долями секунды.

Общее правило здесь таково: если время охлаждения изделия с температуры закалки до избранной температуры изотермического превращения будет больше, чем лимитирующий период, то распад аустенита начнется раньше начала изотермической выдержки и после проведения последней в стали может получиться, кроме бейнита, еще и перлитоподобная структура.

Время, затраченное на охлаждение закаливаемого изделия до избранной температуры изотермического превращения, при закалке на бейнит, всегда должно быть короче лимитирующего периода данной стали. Крупные изделия не могут закаливаться на бейнит, так как в них за счет тепла, отдаваемого сердцевинной, продолжительность охлаждения до соответствующей



Фиг. 44. Схема выполнения изотермической закалки.

температуры изотермического превращения может превышать лимитирующий период.¹

К сожалению, S-кривые пока получаются экспериментальным путем для каждой марки стали и еще нет никакого справочника, из которого можно было бы узнать продолжительность лимитирующего периода и продолжительность превращения аустенита для разных температур изотермической выдержки различных сталей.

Максимальные размеры изделий, подвергающихся изотермической закалке, для некоторых марок углеродистых и легирующих сталей приведены в табл. 13, составленной американским металлургом Ледже, по данным некоторых заводов США².

Таблица 13

Максимальные размеры (толщина сечения) изделий, прокаливаемых изотермически (Ледже)

Сталь	Содержание, %					Максимальный диаметр, мм (или сторона квадрата)	Максимальная температура по Роквеллу, шкала С
	C	Mn	Cr	Ni	Mo		
Углеродистая	0,95—1,05	0,3—0,5	—	—	—	3,7	57—69
Углеродистая с высоким содержанием Mn	0,95—1,05	0,6—0,9	—	—	—	4,7	57—60
Углеродистая	0,8—0,9	0,3—0,5	—	—	—	3,0	55—58
Углеродистая с высоким содержанием Mn	0,8—0,9	0,6—0,9	—	—	—	5,4	55—58
Углеродистая	0,6—0,7	0,6—0,9	—	—	—	4,7	53—56
Углеродистая с высоким содержанием Mn	0,6—0,7	0,9—1,2	—	—	—	7,0	53—56
Углеродистая с очень высоким % Mn	0,6—0,7	1,6—2,0	—	—	—	15,6	53—56
Молибденовая	0,65—0,75	0,75—0,95	—	—	0,25	15,6	53—56
Хромистая	1,0	0,4—0,6	0,4—0,6	—	—	7,8	57—60
Хромомарганцево-молибденовая	0,45—0,55	0,6—0,9	0,8—1,1	—	0,15—0,25	12,5	52
Хромоникельмолибденовая	0,6—0,7	0,5—0,8	0,5—0,8	1,5—2,0	0,3—0,4	25 или больше	54

Таблица Ледже может быть использована, как вспомогательный материал при выяснении возможности применения изотермической закалки для конкретных изделий. Однако, она далеко не полна и несколько неточна. Дело в том, что положение и форма линий начала и конца изотермического распада и превращения аустенита на S-образной диаграмме определяется не только химическим составом стали. Работами многих авторов доказано, что например, величина зерна, гомогенность структуры стали, а также и ряд других факторов, оказывают влияние на устойчивость переохлажденного аустенита, сменяя во времени моменты начала и конца его изотермического превращения и изменяя скорость этого превращения.

Практические достоинства изотермической обработки стали велики и существует обширная номенклатура изделий, для которых применение изотермиче-

¹ По мнению автора, применяя нагрев под закалку токами высокой частоты, можно добиться путем изотермической выдержки получения в поверхностном слое металла бейнитовой структуры, также и для крупных стальных изделий (заявлено автором в Бюро новизны изобретений в мае 1941 г.).

² L e g g e, Metals and Alloys, August 1939, pp. 228—242.

ской закалки было бы весьма желательно. Напомним, что замена обычной закалки с отпуском изотермической закалкой в ряде случаев приводит к уменьшению внутренних напряжений в материале, повышению его ударной вязкости, значительному уменьшению процента брака изделий при термообработке и проч.

Между тем применение изотермической закалки в практике наших заводов занимает далеко не такое большое место, как это должно было бы быть. Причиной здесь, по нашему мнению, является отсутствие в литературе достаточного справочного материала, хотя бы S-диаграмм для разных марок стали, и практических указаний по разработке методики закалки для конкретных изделий.

Ниже кратко опишем ход практических изысканий в условиях любой, самой примитивной, заводской или цеховой лаборатории, в случае, если понадобится установить возможность применения изотермической закалки для какого-либо конкретного изделия.

Первое, что требуется выяснить при разработке подобного вопроса, — это позволяют ли размеры (собственно толщина сечения материала) данной детали полностью прокаливаться при изотермической закалке. Понятно, что дальнейшие эксперименты имеют смысл лишь в случае положительного ответа на указанную первую часть общего вопроса. Вторая часть вопроса заключается в подборе температуры и времени изотермической выдержки, необходимых для получения требуемых механических свойств материала изделия. Третья часть вопроса состоит в выяснении технологичности выбранного режима изотермической обработки. Рассмотрим последовательно эти составные части поставленного вопроса.

1. Для определения способности материала данного изделия изотермически закаливаться при нужных сечениях следует произвести такие опыты:

Изготавливают из стали, подлежащей обработке, ступенчатые образцы. Ступенька — прямоугольный параллелепипед: образец состоит из 4—5 ступенек. Размеры ступенек образца из углеродистой стали рекомендуются такие: 1-я ступенька $3 \times 12 \times 12$ мм, 2-я ступенька $4 \times 12 \times 12$ мм, 3-я ступенька $5 \times 12 \times 12$ мм, и т. д.

Для более глубоко прокаливающихся конструкционных легированных сталей «шаг» ступеньки, равный в предыдущем случае 1 мм, следует увеличить и сделать, например, 1-ю ступеньку размерами $4 \times 12 \times 12$ мм, вторую $6 \times 12 \times 12$ мм или $7 \times 12 \times 12$ мм, и т. д.

Далее ступенчатые образцы нужно изотермически закалить на твердость, приблизительно лежащую в интервале 45—52 R_c , т. е. на бейнит, если ориентироваться по самой тонкой «ступеньке».

Затем нужно проверить, путем испытания отдельных ступенек на твердость, какой максимальной толщины должна быть ступенька, чтобы твердость, определенная в поперечном сечении не отличалась (в пределах допустимых погрешностей) от показателя R_c или H_v на первой ступеньке. Если эта максимальная толщина равна или больше толщины сечения материала нашего изделия, то дальнейшие опыты над разработкой режима его изотермической обработки целесообразны.

П р и м е ч а н и е. Режим изотермической закалки для ступенчатых образцов, т. е. температуру и продолжительность изотермической выдержки следует назначать, руководствуясь S-диаграммой для данной марки стали. После изотермической выдержки в соляной или свинцовой ванне образцы следует замачивать в холодной воде, затем зачищать (тщательно) и измерять твердость на отдельных ступеньках.

Однако на практике может встретиться случай, когда экспериментатор не располагает соответствующей S-диаграммой.

Вообще говоря, тогда было бы полезно, хотя бы примитивным способом, описываемым ниже, построить S-диаграмму или вернее часть ее. Но иногда, в целях экономии времени, в случае наличия опасений, прокалится ли изотермически данное изделие при том сечении, которое она имеет, можно поступить проще.

Из той же стали нужно изготовить 15—20 плоских образцов (прямоугольных параллелепипедов) размерами $3 \times 12 \times 12$ мм; поверхность их должна быть

чиста от окалины. Затем, нагрев маленькую соляную или свинцовую ванну до температур 330—350°, расположить ее рядом с лабораторной печью, нагретой до температуры нормальной закалки для данной стали (т. е. до $A_{c_3} + 50 \div 70^\circ$) и баком с водой. Заготовленные плоские образцы следует, после выдержки и нагрева их в лабораторной печи, калить в ванне, подвергая их при этом различной изотермической выдержке в соляной ванне, а затем замачивая в воду.

Вышеуказанную температуру изотермической выдержки плоских пробных и ступенчатых образцов автор рекомендует для углеродистых и легированных конструкционных сталей. По данным показателей твердости изотермически обработанных плоских образцов можно составить табл. 14, форма которой приводится ниже.

Таблица 14

Твердость изотермически закаленных плоских образцов при различном времени выдержки в соляной ванне

Сталь — хромованадиевая, состава: 0,43% С; 0,85% Cr; 0,15% V; 0,42% Mn; 0,25% Si.
Плавка № 4211, Зерно № 6 по шкале ASTM
Температура изотермич. выдержки $t_{из} = 340^\circ\text{C}$.
Температура закалки $t_{зак} = 820^\circ\text{C}$
Образцы размерами $3 \times 12 \times 12$ мм.

Продолжительность изотермич. выдержки	3 сек.	5 сек.	10 сек.	30 сек.	1 мин.	5 мин.	10 мин.	30 мин.
Твердость образцов R_c	59	60	57	55	53	51	48	48,5

Как видно из первых двух граф таблицы, образцы, замоченные в воду после изотермической закалки при 340° и выдержки 3 и 5 сек. в соляной ванне, имели высокий показатель твердости, обычно соответствующий мартенситной структуре стали.

Если мы изготовим шлифы этих двух образцов, протравим их и посмотрим под микроскопом, то обнаружим в них действительно характерную мартенситную структуру.

Это свидетельствует о том, что в обработанных образцах аустенит, за время изотермической выдержки, равной 3 или 5 секундам, не смог начать превращаться, и аустенито-мартенситное превращение произошло по всему объему образцов при замачивании последних.

Действуя указанным путем, можно легко определить, с достаточной для многих практических целей степенью точности, время «инкубационного» периода для изотермически выдерживаемого переохлажденного аустенита данной стали при любой температуре. Момент, когда длительность изотермической выдержки станет большей, чем «инкубационный» период, будет отражен на табл. 14 выше приведенной формы: твердость обработанных образцов, начиная с этого момента, станет снижаться. Например, по таблице, составленной для рассматриваемого частного случая хромованадиевой стали, можно сказать, что «инкубационный» период при температуре изотермической выдержки $t_{из} = 340^\circ\text{C}$ заканчивается в интервале между 5-й и 10-й секундами с момента переохлаждения этой стали.

Начало образования бейнита в пробных образцах приведет к понижению их твердости. Тогда структура после замачивания в воду будет не мартенситная, как при выдержках, меньших или равных «инкубационному» периоду, а мартенсит (за счет части аустенита, не превратившейся при изотермической выдержке) плюс бейнит.

Постепенно снижающаяся, по мере более полного развития распада аустенита и образования большего процента бейнита, твердость образцов в конце

концов придет к некоторому сравнительно стабильному уровню. В рассматриваемом случае, для образцов данной хромованадиевой стали, это получится при изотермической выдержке $t_{из} = 340^\circ$ и 5 мин. $< \tau_{из} < 10$ мин. Значит, окончательные превращения переохлажденного аустенита при $t_{из} = 340^\circ$ наступит при продолжительности изотермической выдержки длительностью до 10 мин.

Итак, опыты, проведенные в этом частном случае над образцами хромованадиевой стали, позволили определить две точки на изотерме ее S-образной диаграммы, т. е. моменты начала и конца превращения аустенита, переохлажденного до 340°C .

Таким же путем изменяя температуру изотермической выдержки и контролируя микроструктуру образцов, можно найти точки начала и конца (во времени) для переохлажденного аустенита при других температурах $t_{из}$ и построить, с удовлетворительной точностью, всю S-диаграмму для любой стали (кроме, конечно, сталей аустенитного класса).

Однако, для нашего случая, т. е. нахождения режима изотермической обработки ступенчатых образцов, достаточно иметь лишь две указанные точки, точнее говоря, даже одну из них (момент конца превращения аустенита) на изотерме S-образной диаграммы.

Ступенчатые образцы следует закалывать так же, как и плоские образцы с изотермической выдержкой при $t_{из}$ и продолжительностью выдержки несколько большей того периода времени, который нужен для полного превращения аустенита (в нашем примере эта продолжительность равна 15—20 мин.).

2. После определения способности данной стали изотермически закаливаться в толщинах, соответствующих размерам сечения материала конкретного изделия, нужно перейти к определению $t_{из}$ и $\tau_{из}$ (т. е. температуры и продолжительности изотермической выдержки), при которых получатся механические свойства материала, требуемые техническими условиями.

Проще всего это сделать, имея S-диаграмму для данной стали, путем нанесения на нее показателей твердости продуктов изотермического превращения, тогда требуемые величины $t_{из}$ и $\tau_{из}$ можно предугадать. Если же такой диаграммы нет, нужно, пользуясь вышеуказанным методом, построить с помощью плоских образцов, толщина которых была бы равна максимальной толщине сечения материала данного изделия, участок S-образной диаграммы и найти опытным путем ту температуру изотермической выдержки, при которой продукты превращения аустенита имеют требуемые механические свойства.

3. Определив $t_{из}$ и $\tau_{из}$, можно перейти к массовой серийной обработке данных изделий, лишь выяснив технологичность найденного режима. Совершенно очевидно, что точность соблюдения условий режима, нормальная при лабораторных опытах, значительно выше, чем в обычных условиях производства. Это означает, что разработанный в лаборатории режим изотермической обработки оправдает себя в условиях массового производства, если:

а) продолжительность выдержки $\tau_{из}$, можно изменять в пределах не менее ± 2 мин. и

б) температуру изотермической выдержки $t_{из}$, можно изменять в пределах не менее $\pm 10^\circ\text{C}$, без ущерба для качества изделий.

2. Патентирование проволоки

Охлаждая в свинцовой ванне сталь, имеющую аустенитное строение, можно придать последней высокую вязкость и в то же время прочность, повышенную по сравнению с отожженным состоянием материала. Это обстоятельство явилось основанием одного из способов термической обработки стали, так называемого патентирования.

Как показала заводская практика, патентированная сталь (т. е. сталь, закаленная в расплавленный свинец, так можно назвать патентирование, применяя устаревшую терминологию) при протяжке или волочении проявляет очень большую пластичность, позволяя применять высокие степени обжатия (до 89—90%). В то же время отожженная сталь, при изготовлении из нее проволоки, не допу-

скает степеней обжата свыше 30—40%, без промежуточного дополнительного отжига.

Понятно, что патентирование сразу же завоевало себе прочное место в технологическом процессе изготовления стальной проволоки и стальных лент. В СССР патентирование впервые было применено в 1922 г. на Белоречском заводе (Урал). Сущность явления, происходящих в стали при патентировании, в течение долгого времени понималась ошибочно: считали, что патентирование есть просто закалка стали «на сорбит». Иными словами, скорость охлаждения в расплавленном свинце, повидимому, признавалась недостаточной, чтобы получить в закалываемой стали мартенситную структуру. Например, проф. Штейнберг в своих лекциях, читанных им в Уральском индустриальном институте, указывал, что «пересыщенный и переохлажденный аустенит при патентировании даст сорбитную структуру, обладающую большой однородностью в смысле распределения в ней составляющих: феррита и цементита».

Однако анализируя этот процесс и получающиеся результаты, мы должны признать, что при патентировании имеем дело не с обычной закалкой со скоростями охлаждения меньшими V_1 , а с характерным случаем изотермической закалки на структуру «верхнего бейнита». Прежде всего, из практики известно, что для стали, содержащей около 0,45% углерода, понижение температуры свинцовой ванны с 400 до 350°C приводит к получению в материале «мартенситообразной» структуры, из-за которой проволока делается хрупкой и ломается при наматывании на барабан.

Между тем, если изучить, согласно Веферу и Розе, кривые, показывающие скорость охлаждения раскаленного металлического тела в свинцовой ванне, то станет ясным, что такое понижение температуры закалочной среды не может сильно увеличить скорость охлаждения в «критическом» интервале, т. е. около 550°C. Вефер и Розе определили, а Луег и Помп¹ подтвердили, что свинцовая ванна, имеющая температуру от 400 до 550°C, создает у 600°C скорость охлаждения закалываемого тела порядка 100—200°/сек. Напомним, что нагретое масло, используемое как охладитель при выполнении изотермической закалки, обеспечивает скорость охлаждения вообще не свыше чем 100—150°/сек.

Скорость охлаждения при патентировании достаточна, чтобы избежать высоко-температурное превращение. Это можно видеть также и из экспериментальных кривых, полученных Луегом и Помпом для охлаждения в расплавленном свинце, и в некоторых солях.

Температура изотермического превращения при патентировании обычно выбирается в интервале между 400 и 550°C. Продолжительность изотермической выдержки патентируемой проволоки очень невелика и процесс превращения аустенита в «верхний бейнит» успевает произойти за время пребывания проволоки в свинцовой ванне, исчисляемое в секундах. Все зависит здесь от температуры процесса, так как верхняя граница образования бейнита лежит у поворота S-кривой, т. е. там, где меньше всего нужно затратить времени в ожидании начала изотермического превращения.

Нагрев для получения в стали аустенитового строения, обычно, ведут в специальных печах, причем температура, с которой производится этот вид изотермической закалки, выбирается выше, чем $A_{c_3} + 40 \div 50^\circ\text{C}$, так как на практике доказано, что для получения оптимальных результатов температура патентируемой проволоки должна быть $A_{c_3} + 100 \div 120^\circ\text{C}$. Теоретически такой выбор температур еще не обоснован, хотя и существует предположение о том, что, повидимому, бейнит, полученный из крупнозернистого аустенита, содержит более равномерно распределенные частицы феррита и цементита.

В настоящее время нагрев проволоки под патентирование в печах постепенно вытесняется новым способом нагрева, с помощью электрического тока. Согласно этому новому способу патентирования готовая проволока, выходя из стана, на-

¹ W. L u e g und A. M. P o m p , Stahl und Eisen, 11 (1941), S. 266—270.

правляется посредством роликов в ванну, содержащую жидкий электролит, например воду, слегка подкисленную серной кислотой. Через электролит осуществляется контакт проволоки с одним полюсом источника переменного тока низкого напряжения. Выйдя из ванны, проволока проходит известный участок пути в воздухе, после чего попадает с помощью направляющих роликов в ванну, наполненную расплавленным свинцом. К ванне со свинцом присоединяется второй полюс источника переменного тока.

Благодаря выделению джоулева тепла, проволока, на участке между первой ванной с электролитом и свинцовой ванной, нагревается до высокой температуры 860—950°C. Температура проволоки проверяется с помощью оптического пирометра. Продолжительность изотермической выдержки в расплавленном свинце здесь может регулироваться двумя способами:

- 1) изменением скорости движения проволоки в описанной выше системе и
- 2) изменением размеров (длины) свинцовой ванны, через которую проходит проволока.

После свинцовой ванны проволока опять проходит известный участок своего пути в воздухе, прежде чем попадает в следующую ванну, наполненную 5—10% водным раствором серной кислоты, где подвергается электролитическому травлению-очистке. Иногда патентированная проволока проходит дополнительный невысокий отпуск. Пропускная способность такого ряда устройств, через которые последовательно проходит проволока, очень велика и скорость движения через них проволоки может доходить даже до 10—20 м/сек.¹

Недостаток процесса патентирования состоит в том, что свинец является дефицитным цветным металлом, а работа со свинцовыми ваннами связана с вдыханием рабочими вредных испарений. Поэтому для нас имеют большое значение опыты по замене свинца расплавленными солями. Недавно Лусг и Помп² установили, что расплавленный свинец, имеющий температуру 450—550°C, вполне может быть заменен для целей патентирования расплавленными солями, (KNO₃, Na NO₃, смесь 50% KNO₃ и 50% Na NO₃), имеющими такие же температуры, тогда как при патентировании в области температур между 350 и 400°C соляные ванны дают несколько пониженные показатели крепости проволоки. К сожалению, продолжительность изотермической выдержки при патентировании не всегда точно регулируют и учитывают, а это мешает полной стандартизации процесса.

Механические свойства стальной проволоки приведены в табл. 15.

Таблица 15

Прочность патентированной стальной проволоки с различным содержанием углерода (без легирующих примесей)³

Содержание углерода, %	Крепость на разрыв, кг/мм ²	
	нижний предел	верхний предел
0,3	60	75
0,4	70	83
0,5	80	92
0,6	88	100
0,7	93	110
0,8	107	118

Примечание. За счет снижения температуры изотермического превращения крепость проволоки может быть сильно повышена и, например, при температуре свинцовой ванны 350°, для патентированной проволоки, содержащей 0,58% C $\sigma_s = 150$ кг/мм², но проволока становится слишком хрупкой. Числа, указанные в таблице, являются оптимальными.

¹ Stahl und Eisen, 1941, № 11, S. 264.

² W. Lueg und A. Pomp, *ibid.*

³ W. R. Bixdorf, Wire and Wire Prod., 13 (1938) p. 505—15 and 617.

3. Изотермическая закалка серого чугуна

Основными структурными составляющими серого чугуна являются феррит-цементит и графит (фиг. 45). Термическая обработка серых чугунов может заключаться как в отжиге (невысокий отжиг для снятия внутренних напряжений и отжиг при 750—900° для улучшения обрабатываемости режущим инструментом), децементации (получение ковкого чугуна), так и в закалке с последующим отпуском. Различные виды отжига и децементации чугунов будут рассмотрены ниже, здесь же мы остановимся на закалке серых чугунов.

Подвергая эти сплавы закалке, можно перевести имеющуюся в них смесь феррита и цементита в более тонкодисперсную форму, т. е. в сорбит или троостит, а применяя соответствующие режимы термообработки, можно получить в чугуне даже мартенсит. Однако нельзя рассматривать серый чугун просто как сталь с включениями графита, не участвующими в процессах изменения структуры материала при термообработке. Характерной особенностью чугуна является неустойчивость имеющегося в нем цементита, который может распадаться по реакции $Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$ (графит), даже при температурах, лишь немного превышающих 400°С. Следовательно, при нагреве чугуна в нем должен идти процесс постепенного уменьшения содержания связанного углерода и увеличения количества графита.



Фиг. 45. Микроструктура литого серого чугуна.

Обратный процесс—переход свободного углерода в твердый раствор, хотя и протекает при высоких температурах, но очень медленно. Серый чугун для закалки нагревается до температур, лежащих выше 750—780°С, так как его эвтектондная точка расположена выше эвтектоидной точки стали, вследствие повышенного содержания в чугуне кремния. Как уже было указано выше, нагрев серого чугуна сопровождается усилением в нем процесса графитизации цементита.

Максимальной активности графитизация достигает при эвтектоидной температуре A_{c1} , так как выше A_{c1} начинает происходить обратный процесс — растворение углерода в аустените. По этой причине закалку серого чугуна ведут с температур, значительно превышающих A_{c1} , т. е. несколько перегревают сплав, чтобы в аустените растворилось возможно большее количество углерода.

Кремний не только повышает эвтектоидную температуру, но как элемент, сильно способствующий графитизации, повышает ту температуру, с которой нужно закалывать чугун, чтобы получить заметное улучшение свойств сплава. Нормальная температура закалки серого чугуна находится в пределах 820—920°С и расположена тем выше, чем больше в чугуне кремния. Кривые Шварца и Фэта (фиг. 46) показывают изменение твердости чугуна, в зависимости от температуры закалки.

Минимум на кривых фиг. 46, расположенный около A_{c1} (750—780°С), объясняется активной графитизацией именно в этом районе температур.

В качестве закалочной среды для серых чугунов холодная вода не применяется, так как очень резкое охлаждение чугуна всегда приводит к появлению в материале больших напряжений, короблений и трещин. Этому способствуют включения листов графита, которые в отношении механической прочности аналогичны простым разрезам, разрывам сплошности металла. Около включений гра-

фита особенно легко концентрируются внутренние напряжения, вызывающие трещины в изделии.

Поэтому обычной закалочной средой для серых чугунов будет горячая вода, масло или даже струя воздуха. После такой закалки серый чугун имеет сорбито-трооститную или даже сорбитную структуру с включениями графита.

Таблица 16

Влияние термической обработки на механические свойства чугуна (по М. Г. Окноу)

Свойства в исходном состоянии		После закалки в масле с 850°C HВ	После закалки в масле с 850° и отпуска при 600—650°	
σ_B , кг/мм ²	HВ		σ_B , кг/мм ²	HВ
18,0	218	430	20,9	220
19,3	204	—	21,7	252

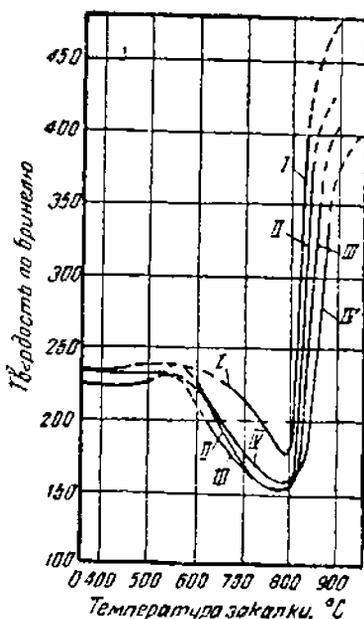
Применяя после закалки отпуск с температуры 550—600°C, можно получить серый чугун с сорбитообразной основной массой. Закалку и отпуск чугуна целесообразно производить, если в чугуне не слишком много графита, или же если чугун легирован специальными элементами вроде никеля, хрома и т. д.

Влияние термической обработки на механические свойства чугуна приведено в табл. 16.

Недавно американский металлург Бартоломью¹ запатентовал новый способ термообработки изделий из литого серого чугуна. По методу Бартоломью чугун следует калить с температуры 850—870° в масло, или же в расплавленную соль, имеющие температуру 270°C. Продолжительность изотермической выдержки здесь составит около 15 минут. При изотермической закалке по данным Бартоломью, проверенным нами, твердость чугуна по Бринелю повышается на 40—50% (для перлитного серого чугуна с мелкими включениями графита) против литого состояния².

С теоретической стороны изотермическую закалку серого чугуна двух марок исследовали Хилляйкер и Коен³. К первой марке, изученной Хилляйкером и Коеном, принадлежал простой серый чугун, содержащий $C_{обш}$ — 3,63% и $C_{сввз}$ — 0,71%, а ко второй марке — никелевый серый чугун, содержащий $C_{обш}$ — 3,68%, $C_{сввз}$ — 1,12% и 2,03% Ni, при несколько пониженном содержании кремния.

Используя метод микроисследования и измерение твердости образцов, подвергнутых изотермической выдержке разной продолжительности, при разных температурах, Хилляйкер и Коен построили S-кривые, изображенные на фиг. 47, а и б. Кривые помеченные «начало превращения», нанесены на фиг. 47, а и б



Фиг. 46. Изменение твердости чугуна в зависимости от температуры закалки: 1 — легированный цилиндрический чугун; 2 — простой цилиндрический чугун; 3 — торговый чугун; 4 — фосфористый торговый чугун (Шварц и Фэт).

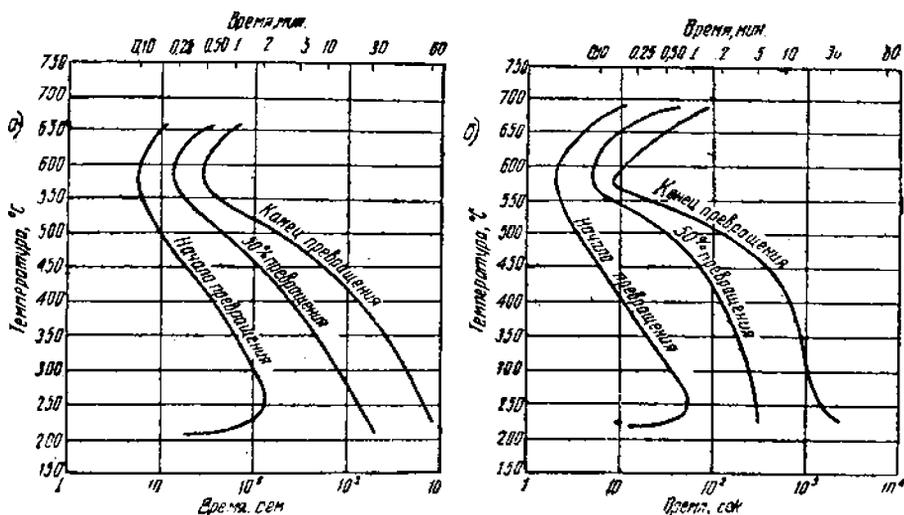
¹ Bartholomew, The Iron Age, Aug. 1940, vol. 146, № 5.

² Автором обрабатывались на двух заводах литые чугунные изделия толщиной от 10 до 28 мм по режиму, предложенному Бартоломью, и полученные при этих опытах результаты вполне соответствовали данным Бартоломью.

³ Clinton R. Hilliker and Morris Cohen, The Iron Age, Febr. 13, 1941, vol. 147, № 7, p. 43.

по данным исследования микроструктур, кривые «превращено 50%» — по данным, полученным по измерениям твердости, а кривые «окончание превращения» составлены Хилляйкером и Коеном как на основании микросследования, так и по твердости термически обработанных образцов.

Следует отметить, что понятие «конец превращения» здесь было условным и означало лишь, что при дальнейшей изотермической выдержке в материале



Фиг. 47. S-кривые для серых чугунов: а — для простого чугуна; б — для легированного никелевым чугуна.

оставалось только некоторое количество очень стойкого остаточного аустенита. Распад этого остаточного аустенита при изотермической выдержке протекал очень медленно и не вносил существенных изменений в общую картину явления.

Сопоставляя фиг. 47, а и б, мы видим, что добавка никеля к серому чугуну приводит к смещению S-кривых вправо. Например, при температуре около 570°C аустенитное превращение в простом никелированном сером чугуне начинается через 2 сек. с момента начала изотермической выдержки и 50% аустенита в нем превращается в другую структуру через 5 сек.

В никелевом сером чугуне при той же температуре превращение аустенита начинается через 6 сек. и 50% аустенита здесь превращается в иную структуру лишь через 14 сек. Для никелевого серого чугуна лимитирующий период получается более длительным и из этого следует, что изотермическим способом можно закалывать более крупные детали, если в чугуне присутствуют легирующие элементы.

На фиг. 48 показано изменение твердости продуктов превращения, в зависимости от температуры последнего. Интересно отметить, что твердость продуктов превращения не повышается прогрессивно, по мере снижения температуры изотермической выдержки. Продукты превращения, образующиеся в интервале приблизительно от 450 до 500°C, получают заметно мягче продуктов превращения как при более низких, так и при более высоких температурах.

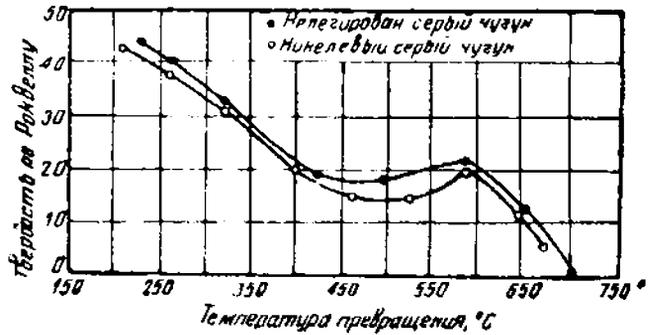
Интервал «неправильного» изменения твердости отвечает той области S-кривой, где происходит смена пластинчатых продуктов распада на игольчатые.

В серых чугунах, изучавшихся Хилляйкером и Коеном при температурах лежащих выше 580°C (на диаграммах фиг. 47 а, и б температура около 580°C соответствует выступу S-кривых), изотермическое превращение приводило к получению перлитобразной массы (понятно, что включения графита и фосфидной эвтектики сохранялись).

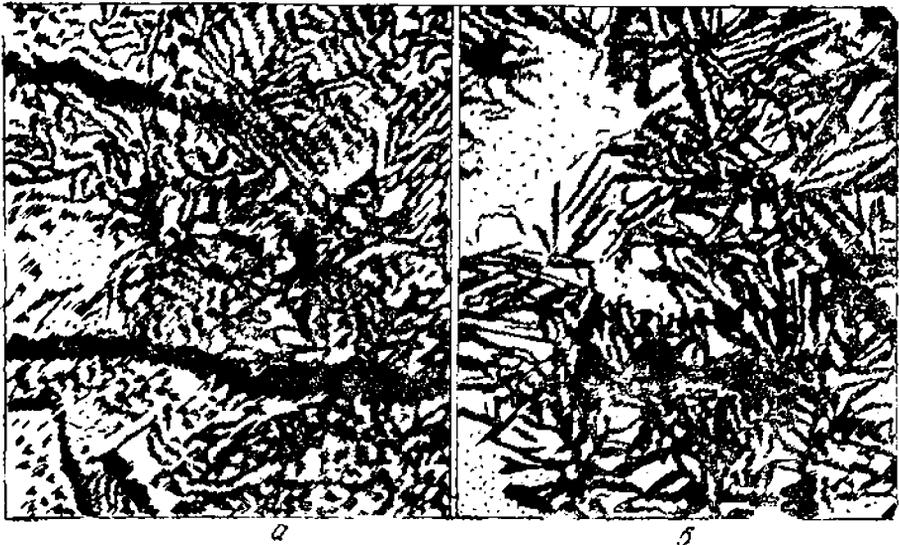
Изотермическое превращение при более низких температурах (при 475°C и ниже) приводило, как это выяснили Хилляйкер и Коен, к образованию в мате-

риале значительного количества свободного феррита (фиг. 49, а) или даже к образованию иглообразной бейнитовой структуры (фиг. 49, б).

Чтобы объяснить понижение твердости продуктов превращения, наблюдающееся при температурах изотермической выдержки около 450—500°С, Хилляйкер и Коен прибегали к вышеупомянутому предположению Мейля о структуре «верхнего бейнита». Пытаясь более детально выяснить этот вопрос, Хилляйкер и Коен подвергали ряд образцов чугуна изотермической закалке, причем прерывали изотермическую выдержку в тот момент, когда в образцах успевала превратиться в другую структуру лишь часть аустенита. В микроструктуре продуктов превращения, протекавшего в интервале 450—500°С, получалось значительное количество частиц феррита, так что предположение Мейля о строении «верхнего бейнита», повидимому, подтверждалось.



Фиг. 48. Изменение твердости изотермически закаленного серого чугуна в зависимости от температуры превращения. Верхняя кривая построена для никелевого чугуна, нижняя — для простого серого чугуна.



Фиг. 49. Микроструктура изотермически закаленных чугунов. а — при температуре превращения 475°С; б — при температуре превращения 320°С.

Заключения Коена и Хилляйкера в последней своей части требуют еще дополнительной проверки, но, несмотря на их дискуссионность, краткие сведения о соображениях этих авторов приводятся, чтобы показать, в каком направлении сейчас может развиваться уточнение теории изотермической закалки.

Понятно, что большое практическое значение изотермической закалки серого чугуна, как обработки, повышающей одновременно его твердость и вязкость, требует тщательного составления и детального изучения S-кривых для разных марок чугуна.

Работа Хилляйкера и Коена является первой работой, в общих чертах разъясняющей процессы, протекающие в сером чугуне при его изотермической закалке.

ГЛАВА VII

ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА СТАЛИ И ЧУГУНА

При обычной закалке с нагревом в печи тепло, отдаваемое сердцевиной детали во время охлаждения, может препятствовать возникновению на поверхности изделия достаточно твердого закаленного слоя. Этот «эффект массы» тем сильнее будет сказываться, чем крупнее закаливаемое изделие.

Из предыдущего нам уже известно отрицательное влияние увеличения размеров образца стали на его прокаливаемость. Покажем это более наглядно на следующем примере.

Закаливая обычным путем с резкостью $H-1$ круглый образец углеродистой стали с повышенным содержанием марганца (0,45% углерода и 0,9% марганца), диаметром 12,5 мм, мы получим на его поверхности твердость, равную R_c-60 , а в центре — R_c-55 . Закаливая в таких же условиях образец, изготовленный из той же стали, но диаметром 125 мм, мы получим на его поверхности твердость, равную R_c-38 , а в центре — R_c-25 . Отсюда видно, что, применяя обычную закалку для крупных изделий (исключая изделия, изготовленные из некоторых сортов специальных сталей, обладающих большой прокаливаемостью) нельзя получить на их поверхности такую же высокую твердость, какой можно достигнуть термообработкой на малых лабораторных образцах, сделанных из того же материала.

Практика показала, что единственный путь к созданию твердого слоя на поверхности крупных изделий, изготовленных из углеродистых и специальных конструкционных сталей, это применение поверхностной закалки. Нагревая, а затем подвергая быстрому охлаждению тонкий наружный слой материала детали, мы можем придать ему высокую твердость, сохранив сердцевину изделия незакаленной и попрежнему вязкой.

Термическая обработка с нагревом в печи крупных изделий и изделий, имеющих сложную форму, связана еще с другим неудобством. Как указывалось ранее, однородный нагрев, а тем более и равномерное быстрое охлаждение при обычной закалке получить очень трудно, почти невозможно. Вследствие этого возникают неравномерные объемные изменения, и в материале, подвергающемся обработке, мы всегда можем ожидать коробления и даже появления трещин.

Для мелких деталей или деталей простой формы вероятность брака по указанным причинам невелика, если условия, поставленные технологической картой, соблюдаются достаточно точно. Наоборот, изделия больших размеров или сложной формы очень трудно термически обрабатывать с нагревом в печи без значительного риска их коробления и появления трещин.

Поверхностная закалка здесь приходит на помощь. Не требуя прогрева и быстрого охлаждения всей массы детали, она дает нам возможность почти без брака получить на таких изделиях нужный твердый поверхностный слой.

Далее, при изготовлении некоторых деталей, например шестерен, высокая стоимость режущего инструмента и быстрая его изнашиваемость позволяет производить ряд операций (например, нарезку зубьев, в случае шестерен) лишь при сравнительно низкой твердости обрабатываемого материала. Если говорить о шестернях, то следует заметить, что упрочнять их с помощью обычной закалки

уже после нарезки зубьев трудно, так как нагрев шестерен в печах и общая закалка вызывают значительное коробление зубьев. В этом случае поверхностная закалка является особенно ценным видом обработки, позволяя упрочнять материал после нарезки зубьев, не снижая точности зацепления.

Наконец, на практике мы часто сталкиваемся с необходимостью местного упрочнения поверхностного слоя детали, на отдельных его участках. Выполнение такой обработки обычным методом нагрева изделия в печи и последующей закалки невозможно, и здесь также приходится прибегать к поверхностной закалке.

В настоящее время можно насчитать много тысяч наименований изделий разного рода, проходящих этот новый вид термической обработки. Среди них различные валы, шестерни, шпиндели, кулачковые валики, муфты и пр. Поверхностной закалке подвергаются не только стальные, но и чугунные детали, что очень важно, так как обычная закалка даже мелких чугунных изделий может производиться только при применении невысоких скоростей охлаждения (закалка в масло или в горячую воду), а крупные чугунные изделия вообще обычным способом калить нельзя.

Методы поверхностной закалки можно классифицировать по способам нагрева поверхностного слоя обрабатываемой детали:

- 1) закалка с нагревом пламенем,
- 2) закалка с нагревом электротоками высокой частоты,
- 3) закалка с прямым прогревом поверхностного слоя изделия проходящим электрическим током и
- 4) поверхностная закалка с прочими способами нагрева.

1. Поверхностная закалка ацетилено-кислородным пламенем

Закалка стали с помощью нагрева ацетилено-кислородным пламенем применяется уже давно и в 1928 г. широко проводилась во Франции для поверхностной обработки-сорбитизации головок рельс. Тем не менее долгое время многие заводы как в СССР, так и за границей, уклонялись от использования этого способа обработки.

Выдвигались самые разнообразные возражения против нагрева стали под закалку ацетилено-кислородным пламенем, причем главным образом опасались перегрева закаливаемого слоя, вследствие очень высокой температуры пламени, равной около 3000°C . Несостоятельность этих опасений доказала практика, и в настоящее время закалка с нагревом ацетилено-кислородным пламенем широко применяется в СССР и за границей.

Особенно удачно был освоен этот новый способ термической обработки на Ново-Краматорском заводе имени И. В. Сталина, где первая установка для закалки пламенем зубьев шестерен, смонтированная в 1936 году, непрерывно работала со все увеличивающейся нагрузкой.

Следует, однако, отметить, что работа на подобной установке требует довольно высокой квалификации калильщика. В этом отношении весьма показательны заметки, появившиеся в некоторых американских технических журналах, трактующие о том, как лучше обучать калильщика, занимающегося поверхностной «пламенной» закалкой и что для этой профессии «лучше всего подходят молодые люди, работавшие несколько лет в заводской лаборатории на обычных металлографических анализах».

Это говорит о том, что закалка ацетилено-кислородным пламенем — не простая операция, которую может механически выполнять любой рабочий.

В данное время применяются четыре основных метода закалки с нагревом пламенем.

¹ Например проф. Н. В. Гевелинг указывает, что «кислородно-ацетиленовой горелкой легко расплавить сталь на одной стороне листа толщиной 5 мм, не нагревая до цветов каления его другую сторону».

Первый из них можно назвать «закалкой отдельных участков». Он заключается в нагреве небольших участков с помощью пламени горелки, а затем в быстром их охлаждении погружением в закалочный бак (если деталь невелика) или же струей воды. Этот метод наиболее прост, не требует в большинстве случаев никаких вспомогательных механизмов и может выполняться даже «ручным» способом.

Второй метод закалки пламенем, наиболее удобный для термообработки плоских поверхностей, можно назвать способом прогрессивной закалки. По второму способу пламя горелки (однофакельной или многофакельной) перемещается над обрабатываемой поверхностью с определенной скоростью. Нагретые до светлокрасного каления участки затем быстро охлаждаются с помощью струи воды, движущейся вслед за пламенем на таком расстоянии, чтобы вода обеспечивала эффект закалки, но в то же время не мешала бы пламени. Иногда, взамен движущегося водяного сопла быстрое охлаждение может достигаться частичным погружением изделия в воду, во время прогрева поверхности детали пламенем.

Прогрессивная закалка пламенем, вообще говоря, должна выполняться на специальных станках, но можно в случае необходимости поместить горелку и водяное сопло на специальной тележке, равномерно перемещаемой вдоль по поверхности.

Третий способ закалки пламенем применяется для термообработки поверхностей круглых или цилиндрических тел. Назовем его «способом закалки при вращении». По этому методу закаливаемая деталь вращается перед пламенем горелки так, чтобы ее поверхность прогревалась до светлокрасного каления. Нагретые участки детали могут охлаждаться либо струей воды, либо опускаться в бак с водой или маслом.

Четвертый способ поверхностной закалки пламенем является сочетанием второго и третьего; он применяется для валов, больших шпинделей и т. п. По четвертому способу вращение закаливаемого тела соединено с поступательным его движением относительно пламени горелки.

Результат поверхностной закалки для всех методов, исключая первый, как показала практика, зависит главным образом от двух факторов:

1) расстояния между горелкой и обрабатываемой поверхностью (точнее говоря, между язычком пламени и последней) и

2) скорости перемещения пламени относительно поверхности изделия. Эти два фактора в конечном итоге определяют, до какой температуры и на какую глубину прогревается в каждом случае поверхностный слой.

Нам уже известно, что научная разработка технологического процесса закалки связана с правильным выбором закалочной температуры и точным соблюдением выбранного режима. При обычной закалке регулировка температуры осуществляется легко, но, к сожалению, при закалке пламенем фактическая температура поверхности детали не может быть точно определена с помощью имеющихся в нашем распоряжении приборов. Поэтому для контроля температур при закалке пламенем приходится прибегать к косвенным методам.

Таких методов в настоящее время имеется два. Первый заключается в том, что в специальном вышеревленном канале, в теле образца, на некотором определенном расстоянии от его поверхности, помещается термопара. Показания гальванометра, присоединенного к этой термопаре, конечно, не будут соответствовать истинным температурам закаливаемого слоя, но до известной степени все же позволят судить о температуре последнего.

Второй способ — суждение о температуре обрабатываемого слоя по его микроструктуре, полученной после закалки пламенем. Если закаленный пламенем образец имеет структуру одинаковую с образцом, закаленным с нагревом в печи до некоторой известной температуры t_1 , то ясно, что поверхность первого образца была нагрета пламенем также до температуры t_1 .

Условимся называть температуру закаливаемой поверхности, определенную последним методом, эффективной температурой,

Исследуя процесс закалки стали и чугуна ацетилено-кислородным пламенем, Гартлей¹ установил, что регулировка эффективной температуры поверхностного слоя должна осуществляться при постоянных размерах пламени, за счет изменения расстояния между наконечником горелки и поверхностью изделия. Применяя первый метод косвенного измерения температуры при закалке пламенем, Гартлей изучал ее изменение на некоторой глубине под поверхностью закаливаемого образца, в зависимости от расстояния между образцом и наконечником горелки. При опытах Гартлея канал для термопары был высверлен на глубине 9,2 мм над поверхностью образца.

Таблица 17

Результаты опытов Гартлея

Расстояние наконечника горелки от поверхности образца, мм	Показания гальванометра, присоединенного к термопаре, при разных положениях горелки относительно канала, в котором находилась термопара, °С		Примечание
	горелка расположена над участком поверхности, лежащем над термопарой	горелка уже прошла над термопарой и находится на расстоянии 15 мм от участка, указанного в предыдущей графе	
25	322	512	Горелка перемещалась относительно нагреваемой поверхности с постоянной скоростью, около 100 мм/мин. Обрабатываемый материал — чугун Давление ацетилена поддерживалось постоянным Давление кислорода регулировалось так, чтобы получить нейтральное пламя.
18	290	560	
13	287	585	
10,7	—	563	
10	—	527	

Результаты указанных опытов показывают (см. табл. 17), что приближая горелку к поверхности образца до некоторого критического расстояния, мы будем получать повышение интенсивности нагрева как на поверхности, так и на некоторой глубине под ней. Дальнейшее же приближение пламени к поверхности вызовет менее интенсивный нагрев металла на той же глубине под обрабатываемой поверхностью. Это объясняется тем, что при слишком близком положении горелки значительная часть доставляемого пламенем тепла расходуется на оплавление крайнего поверхностного слоя металла.

Из сказанного видно, что для разработки технологического процесса закалки пламенем данной детали необходимо прежде всего установить оптимальное расстояние между горелкой и поверхностью. При таком оптимальном расстоянии эффективная температура поверхности должна лежать в пределах между минимальной температурой закалки для данного материала и той температурой, выше которой начинают уже заметно сказываться явления его перегрева. Это оптимальное расстояние зависит от состава стали, ее строения и теплопроводности.

Понятно, что давление ацетилена, размеры и форма горелки играют также очень важную роль при установлении такого оптимального расстояния и должны быть выбраны заранее.

В связи с большим значением, которое приобретает сейчас закалка пламенем, следует ожидать, что скоро будут разработаны стандартные типы горелок

¹ A. L. Hartley, The Iron Age, 1940, vol. 146, № 16, 17, 18, 19, 20.

для этой цели, а также будут составлены и справочные таблицы оптимальных расстояний для различных марок стали и чугуна.

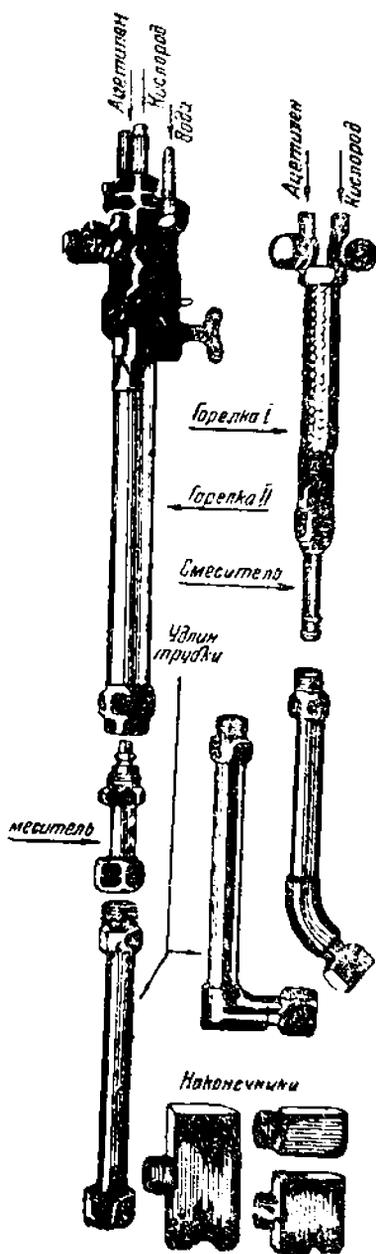
После того как оптимальное расстояние установлено или же избрано на основании соответствующего справочного материала, необходимо перейти к выбору режима перемещения горелки относительно закаливаемой поверхности, важнейшему фактору, от которого главным образом, зависит глубина прокаленной зоны¹.

Согласно Эрлеру и Томлинсону,² для этой цели из данного материала нужно изготовить кольцо (авторы рекомендуют взять внешний диаметр кольца равным 17 дм., внутренний — 15 дм., при толщине стенок в 1 дм.) и поместить внутри его горелку, вращающуюся вокруг некоторой оси, перпендикулярной к плоскости кольца. Отрегулировав расстояние между наконечником горелки и внутренней поверхностью кольца, следует менять скорость перемещения нагреваемого пламени относительно закаливаемой поверхности с тем, чтобы построить график зависимости твердости, получаемой на внутренней поверхности кольца, а также и глубины закаленного слоя (определяемой по излому кольца), от скорости перемещения горелки. По полученному графику можно выбрать наилучшую скорость перемещения пламени, обеспечивающую необходимую глубину прокаленной зоны.

Конечно, все вышеописанные исследования должны проводиться заранее с тем, чтобы цех получил подробно разработанную технологическую карту на каждую деталь, подвергающуюся поверхностной закалке ацетилено-кислородным пламенем.

Нагрев поверхности при закалке ацетилено-кислородным пламенем большей частью производится с помощью многофакельной горелки. Общий вид двух таких горелок представлен на фиг. 50. Форма наконечников горелок может быть самой различной, в зависимости от способа закалки и конфигурации закаливаемой поверхности. Применяются как горелки с плоскими наконечниками (для обработки плоских поверхностей), так с наконечниками, имеющими форму мундштуков с боковыми отверстиями (для закалки зубьев шестерен) и пр.

Б. М. Давидсон и С. Д. Рехтер³ указывают, что пламя горелки следует тщательно регулировать, чтобы оно было вполне нейтральным. Языки пламени должны иметь четкие контуры, без-



Фиг. 50. Устройство горелок для поверхностной закалки ацетилено-кислородным пламенем. Наконечники для одной из горелок снабжены отверстиями для подачи охлаждающей жидкости.

¹ Изменение скорости линейного перемещения горелки относительно поверхности детали, даже в довольно широких пределах (в опытах Гартлея скорость перемещения горелки изменялась от 100 до 180 мм/мин) оказывает очень небольшое влияние на эффективную температуру поверхности.

² John Erler and P. H. Tomlinson, Heat Treating and Forging, March 1941, p.122.

³ Б. М. Давидсон и С. Д. Рехтер, «Вестник металлпромышленности», 1940, № 45, стр. 85.

туманных хвостов (признак избытка ацетилена) и без острой яркости (излишек кислорода). Для отрегулирования пламени горелки обычно надо отвернуть ацетиленовый кран настолько, чтобы полностью обеспечить поступление нужного количества ацетилена, а затем постепенно открывать кислородный кран до тех пор, пока исчезнут туманные хвосты. Этот момент должен быть уловлен чрезвычайно точно. Горелка должна быть расположена по отношению к закаливаемой поверхности таким образом, чтобы все языки пламени находились на одинаковом расстоянии от последней.

Чтобы тепло, сообщаемое пламенем, по возможности равномерно распределялось по всей поверхности, необходимо держать горелку на достаточном расстоянии от острых углов или кромок детали. Если есть возможность, то с этих острых углов должны быть сняты фаски, если же фаски снять нельзя, то кромки должны быть замазаны графитом или так называемой электродной угольной пастой.

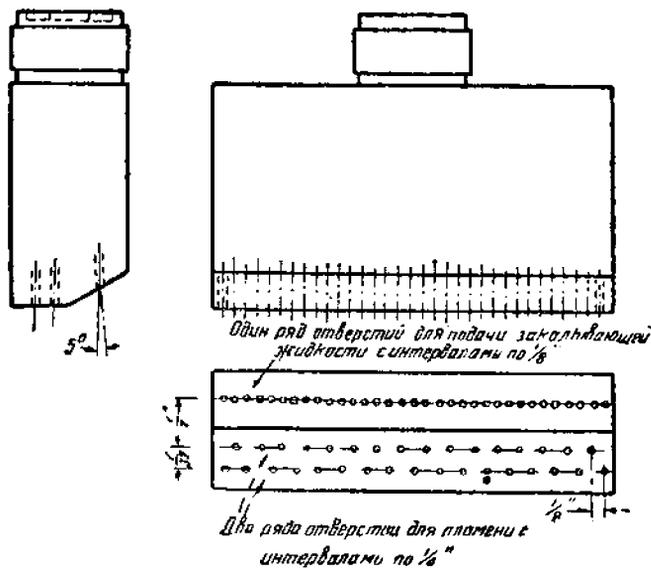
Высверленные или нарезанные отверстия, выходящие на закаливаемую поверхность или слишком близко расположенные к ней, также должны защищаться с помощью графитных пробок.

Б. М. Давидсон и С. Д. Рехтер в цитированной статье, посвященной практике Ново-Краматорского машиностроительного завода им. Сталина, в части поверхностной закалки шестерен ацетилено-кислородным пламенем, пишут: «следует избегать нагревания концов зубьев, для чего необходимо горелку держать некоторое время неподвижно¹, до получения нужного цвета калення, а за 4—5 мм до конца зуба горелка выводится из впадины».

Охлаждение поверхности детали, нагретой до высоких температур, как уже указывалось раньше, производится либо прямым погружением закаливаемой детали в воду, либо с помощью специальных водяных сопел, либо за счет теплоотдачи теплопроводностью в ненагретую основную массу закаливаемого изделия, частично погруженного в воду. Иногда подача охлаждающей жидкости конструктивно связывается с горелкой (фиг. 50 и 51).

Способны хорошо закаливаться пламенем стали и чугуны не всех марок. Это зависит прежде всего от содержания в сплаве связанного углерода и легирующих добавок (табл. 18).

При разработке технологического процесса закалки пламенем сталь должна быть тщательным образом паспортизована в отношении ее способности прокаливаться, величины зерна и положения критических точек. В технологической карте эти показатели обязательно должны указываться, в противном случае о повторимости результатов закалки пламенем, даже для стали одной и той же марки, говорить нельзя.



Фиг. 51. Наконечники горелки с отверстиями для подачи охлаждающей жидкости.

¹ На Ново-Краматорском заводе применялись первый и третий способы закалки пламенем.

Составы сталей, наиболее пригодных для закали пламени

Сталь	Химический состав, %						Ориентировочная твердость по Бринеллю, при закалке в		
	C	Mn	Ni	Cr	Прочие легирующие добавки	воду	масло	воздух	
Простая углеродистая	0,30—0,40	0,6—0,9				350—500			
	0,35—0,45	0,6—0,9				450—550			
	0,40—0,50	0,6—0,9				500—600			
	0,45—0,55	0,6—0,9				550—650			
Марганцевая	0,25—0,35	1,6—1,9				450—500			
	0,30—0,40	1,6—1,9				500—550	450—550	350—400	
	0,35—0,45	1,6—1,9				550—650	450—550	350—450	
Никелевая	0,30—0,40	0,5—0,8	2,55—2,75			450—500			
	0,35—0,45	0,6—0,9	2,25—2,75			500—550	400—500		
	0,40—0,50	0,6—0,9	2,25—2,75			550—600	400—500		
	0,45—0,55	0,6—0,9	2,25—2,27			600—650	400—500		
Хромоникелевая	0,25—0,35	0,5—0,8	1,00—1,50	0,45—0,75		400—500			
	0,30—0,40	0,5—0,8	1,00—1,50	0,45—0,75		450—550	400—550	350—500*	
	0,35—0,45	0,6—0,8	1,00—5,01	0,45—0,75		550—650	400—550	350—500	
Хромомolibденовая	0,30—0,40	0,6—0,9		0,80—1,10	0,15—0,25 Mo	400—500			
	0,35—0,45	0,6—0,9		0,80—1,10	0,15—0,25 Mo	450—550	400—550	350—500	
	0,45—0,55	0,6—0,9		0,80—1,10	0,15—0,25 Mo	550—650	400—550	350—500	
Хромистая	0,35—0,45	0,6—0,9		0,80—1,10		450—550			
	0,45—0,50	0,6—0,9		0,80—1,10		350—650			
Хромованадиевая	0,30—0,40	0,6—0,9		0,80—1,10	0,15—0,20	450—550	400—550	350—500	
	0,35—0,45	0,6—0,9		0,80—1,10	0,15—0,20	550—600	400—550	350—500	
	0,45—0,55	0,6—0,9		0,80—1,10	0,15—0,20	550—650	400—550	350—500	

* Таблица взята из ст. А. Л. Hartley, The Iron Age, 1940, vol. 146.

До закалки деталей пламенем необходимо удалить у них внутренние напряжения, для чего в большинстве случаев применяется кратковременный отжиг при температуре около 650°C. Обдирка на станке и правка, произведенные после такого отжига, могут привести к значительному короблению или даже к появлению трещин после поверхностной закалки. Если правка крайне необходима, то после нее следует повторить отжиг.

В равной степени следует перед закалкой пламенем тщательно осмотреть поверхность, подлежащую закалке, так как всякие трещины и пороки на ней приведут к браку после обработки пламенем. После закалки пламенем изделия должны подвергаться низкому отпуску, не снижающему твердости и лишь устраняющему внутренние напряжения (температура отпуска 180—200°C).

Контроль закаленных поверхностей (согласно техническим условиям Ново-Краматорского завода) заключается в наружном осмотре, испытании на твердость и травлении закаленных поверхностей для выявления трещин. ОТК должны также проводить периодическую проверку глубины и структуры закаленного слоя на специальных образцах.

Для указанного выше травления применяется 20%-ный раствор азотной кислоты. Продолжительность травления колеблется от 10 до 20 мин., в зависимости от марки закаливаемой стали. Составы различных сталей, наиболее пригодных для закалки пламенем, приводятся в табл. 18.

2. Закалка пламенем светильного или коксового газа

Во многих случаях оказывается рациональным применять для закалки пламенем не ацетилен с кислородом, а обычный светильный газ. Некоторое затруднение в этом случае представляет сравнительно низкая температура пламени светильного газа и его острофокусность. С помощью горелки, работающей на смеси светильного газа с воздухом, можно получить на поверхности изделия максимальную температуру лишь около 1050°C, причем только на участке очень небольшой площади.

Выход из этого положения можно найти, применяя многофакельную горелку, но все же, даже при нагреве поверхности маленькими язычками пламени светильного газа, иногда получается «вятная» закалка с отдельными небольшими перегретыми участками. Повысить температуру пламени можно, применяя смесь газ — воздух — кислород. Например, смесь газ + (воздух + 27% кислорода) дает разогрев пламени поверхности металла максимум до 1480°C¹. Применяя газ с кислородом, можно получить температуру поверхности до 1780°C. Благодаря более высокой температуре пламени горения такой смеси можно горелку помещать на большом расстоянии от нагреваемой поверхности и достигать этим более равномерного прогрета последней.

Интересный случай применения коксового газа для целей сорбитизации головок рельс представляет процесс, разработанный в Сибирском металлургическом институте сотрудниками его Ю. Грдиной и Н. Шубиной². Они применяли заводской коксовый газ, давлением 200—450 мм вод. ст. в смеси с кислородом.

После нагрева обрабатываемой поверхности в течение 4—5 мин. головки рельс обрызгивались водой в течение 3—7 сек. Благодаря быстрому охлаждению брызгами воды поверхность закаливалась, но тут же отпускалась за счет тепла, сохранившегося в слоях, расположенных на некоторой глубине под поверхностью изделия.

В результате такой обработки наружный слой головки рельса принимал сорбитную структуру, достаточно вязкую, чтобы хорошо сопротивляться ударным нагрузкам, но в то же время обладающую повышенной стойкостью на износ при трении. Глубина сорбитной зоны получалась около 6—8 мм, при твердости на поверхности от 320 до 380 единиц Бринеля.

¹ J. M. K r a p p e, The Iron Age, Apr. 10 и 17, 1941, pp. 47—50 и 28—31.

² Ю. Г р д и н а и Н. Ш у б и н а, «Сталь», 1949, № 10, стр. 40.

Основной трудностью в разработке технологического процесса сорбитизации головок рельс с помощью пламени коксового газа была низкая температура этого пламени и его острофокусность. Ю. Г. Грдина и Н. Шубина указывают, что «наиболее важная деталь закалочного устройства, горелка, хотя и имела особый мундштук для подогрева, но все же давала на коксовом газе слишком малое пятно нагрева по сравнению с ацетиленом». Выход из этого положения был найден в применении многофакельной горелки.

Давление коксового газа во всех случаях должно было поддерживаться постоянным, для чего применялся специальный компрессор. Следует заметить, что при использовании светильного газа для закалки пламенем также необходимо быть независимым от изменения давления газа в магистрали и применять для этого специальные компрессоры.

3. Закалка с нагревом токами высокой частоты

За последние 6 лет, в результате ряда исследований, проведенных в СССР и США, разработан и применяется на некоторых, наиболее передовых заводах способ поверхностной закалки с нагревом токами высокой частоты. Особую роль в развитии этого метода играют труды лаборатории проф. В. П. Вологодина (Ленинградский Электротехнич. институт), являющегося автором применяющихся в СССР закалочных высокочастотных установок.

При поверхностной индукционной закалке нагрев поверхностных слоев изделия происходит за счет возникновения в них индуцированных токов высокой частоты. Здесь используется явление «поверхностного эффекта» (скин-эффект), заключающееся в неравномерном распределении плотности переменного тока по сечению проводящего тела. Токи высокой частоты практически проходят не по всему сечению проводника, но лишь по некоторому его наружному слою, глубина которого зависит от сопротивления проводника, его магнитной проницаемости и частоты тока.

Для определения глубины этого слоя можно пользоваться формулой:

$$\delta = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{\pi}{\rho f}} \text{ см,}$$

где ρ — уд. сопротивление проводника,
 μ — магнитная проницаемость и
 f — частота.

Проф. В. П. Володин¹ приводит ряд данных о глубине проникновения тока для меди и углеродистой стали марки У5 (табл. 19).

Таблица 19

Глубина проникновения тока (по Володину)

Частота f , гертцах	Глубина проникновения δ , см		
	красная медь при 15°C	сталь 0,4 5%С при 15°C	сталь 0,45% С при 850°C
50	1,0	0,22	9,14
2000	0,15	0,05	1,45
10 ⁴	0,07	0,02	0,65
3 · 10 ⁵	0,012	0,005	0,12

Режим нагрева тесно связан с получением закаленного слоя различной толщины.

Следует различать несколько типов нагрева закалываемого поверхностного слоя детали индуцируемыми в нем токами. Во-первых, применяя токи очень вы-

¹ Для раздела «Закалка с нагревом токами высокой частоты» многие сведения заимствованы из трудов проф. В. П. Вологодина и его сотрудников.

сокой частоты, распространяющиеся по очень тонкому наружному слою, можно нагреть последний и, воспользовавшись теплопроводностью, распространить нагрев на глубину слоя, подлежащего закалке. Во-вторых, применяя токи более низкой частоты для нагрева стального изделия, можно использовать различие в условиях прохождения тока по нагретой наружной и холодной внутренней частям тела.

Как известно, сталь при нагреве выше точки A_{c2} резко меняет свои электрические и магнитные свойства. Например для стали, содержащей 0,24% С, величина магнитной проницаемости при переходе через A_{c2} меняется от

$$\mu = 350 \text{ до } \mu = 1.$$

Согласно проф. В. П. Вологдину, при нагреве куска стали сравнительно низкими частотами в течение очень короткого времени, тонкий наружный слой принимает закалочную температуру, а затем без большого перегрева нагреваются до той же степени более глубокие слои металла (см. табл. 20). Можно также избрать некоторый промежуточный режим нагрева, при котором значительная часть тепла будет выделяться на поверхности, но некоторая часть тепла выделится и внутри тела.

По данным лаборатории им. Вологодина для получения нагрева первого типа, с очень высокими частотами, следует применять частоты

$$f > \frac{400 \cdot 10^4}{x_k^2} \text{ герц,}$$

где x_k — глубина закаливаемого слоя в мм.

Нагрев промежуточного типа (нагрев второго типа) получится при частотах

$$\frac{400 \cdot 10^4}{x_k^2} > f > \frac{40 \cdot 10^4}{x_k^2} \text{ герц.}$$

Наиболее выгодный режим нагрева (нагрев третьего типа), имеет место при частотах

$$\frac{40 \cdot 10^4}{x_k^2} > f > \frac{10^4}{x_k^2} \text{ герц.}$$

Главными достоинствами нагрева третьего типа являются:

а) более равномерное распределение тепла внутри закаливаемого слоя, чем при нагреве первого и второго типа;

б) быстрый нагрев, при минимальном перегреве, в то время, как при пользовании нагревом первого типа, можно сильно перегреть наружный слой металла;

в) высокий термический к. п. д. закалочного устройства (точнее говоря, более рациональное использование тепла, передаваемого телу).

Недостаток применения нагрева третьего типа заключается прежде всего в необходимости использования больших удельных мощностей передаваемых телу. В то время, как при очень больших частотах нагрев поверхностного слоя можно получить при любой мощности нагрев третьего типа требует

$$P_1 > 0,5 \text{ W/cm}^2.$$

P_1 мы будем обозначать удельную мощность, передаваемую поверхностному слою закаливаемого изделия.

Выбор частоты закалочного устройства определяется следующими основными факторами: а) желаемым типом нагрева, б) глубиной закаливаемого слоя.

Кроме того, к. п. д. индуктора зависит также и от размеров всего закаливаемого изделия в целом, а также и от конфигурации закаливаемой поверхности.

При закалке цилиндрических предметов необходимо для получения достаточно высокого электрического к. п. д. выдерживать соотношение:

$$f > \frac{20000}{d^2}$$

где d — диаметр закаливаемого тела в см.

Выбор частоты закалочного устройства в зависимости от глубины закаленного слоя размеров детали, а также рода закаливаемого предмета (В. П. Вологдин)

	Частота, герц	Система генератора	Глубина закаливаемого слоя, мм	Диаметр закаливаемой детали, мм	Закаливаемая деталь
Звуковая частота	50	Сеть	10 и выше	300	Прокатные валы, крупные шейки, ролики тракторов
	150	Трансформатор-умножитель	8 и выше	300	Прокатные валы, крупные шейки, ролики тракторов
	500	Машина	5—20	200—400	Прокатные валы, ролики, крупные валы, плоские предметы больших размеров при большой глубине
	2000	»	1—2	30—300	Пальцы, валики, калибры, шариковые подшипники, инструмент, шестерни крупного модуля $m > 7$ при большой производительности (около 1000 штук в час)
	2000	»	3—15	30—300	Коленчатые и другие валы, распределительные валы, шейки крейскофа, рельсы, стрелки, крестовины, бандажи, плоские предметы при глубине слоя 3—15 мм, кольца шарико-подшипников диаметром свыше 100 мм, зубья шестерен модуля выше 10, шпиндели
	5000	»	1—5	20—300	Те же объекты, что и при частоте 2000 герц, но при меньших производительностях, а также больших ρ , т. е. удельных сопротивлений (чугун); гильзы цилиндров двигателей
	15000	»	1—5	15—300	Коленчатые валы, шейки при небольшой глубине, шестерни модуля $m \sim 3$, плоские предметы при глубине 1—2 мм, гильзы цилиндров
Высокая частота	$10^5 - 10^6$	Ламповые генераторы (дуга, искра)	0,2—3	5—300	Шейки, валики, коленчатые валы при малой производительности (около 40 штук в час), инструмент, гильзы цилиндров, шестерни модуля $m \sim 0,5 - 2$
	10^7	Лампа	0,2—0,5	1—5	Калка любых объектов при малой производительности, изделия малого диаметра, проволока

На фиг. 52 приведен график зависимости типа нагрева от частоты тока и глубины закаливаемого слоя (по Вологдину). Если закаливается поверхность тела, имеющего не простое круглое сечение, а, например, эллипсоидное или фигурное, то, согласно Г. А. Разорену¹, для получения однородного по толщине закаленного слоя следует выбирать частоту, сообразуясь с радиусом наименьшей кривизны сечения. Оптимальная частота здесь может быть ориентировочно подсчитана по формуле:

$$f = \frac{4000}{r_0^2} \text{ герц,}$$

где r_0 — радиус наименьшей кривизны в см.

¹ Г. А. Разорен, Известия Ленинградского электротехнического института, 1939 г.

Если закалывать шестерни малого модуля с помощью нагрева токами слишком высокой частоты, то наиболее сильно прокалятся концы зубьев, а рабочие боковые поверхности их могут остаться незакаленными. Слишком низкая частота, наоборот, приведет к получению закаленного слоя между зубьями, тогда как сами зубья могут остаться незакаленными.

Мощность закалочного устройства и расход энергии, потребляемой из сети при поверхностной закалке токами высокой частоты, проф. В. П. Вологдин пытался подсчитывать с помощью эмпирических формул, например,

$$P \approx \frac{5V}{t} \approx \frac{5Sx_k}{t} \text{ квт.}$$

где P — полезная мощность, сообщаемая закалываемому слою,

V — объем закалываемого слоя в см^3 ,

x_k — глубина закалываемого слоя в см ,

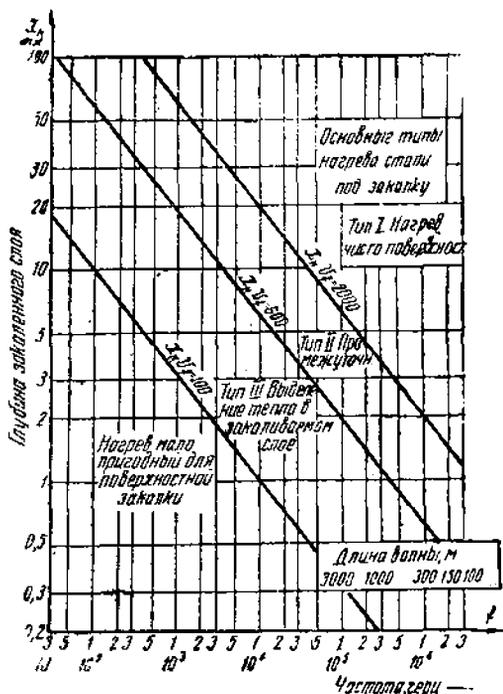
S — поверхность, прогреваемая индуктором в см^2 ,

t — время в сек.

Зная полезную мощность, сообщаемую закалываемому слою, и к. п. д. закалочной установки (согласно В. П. Вологдину, установка с машинным генератором может до 58% потребляемой ею мощности передавать в термически-обрабатываемый кусок металла, а установка с ламповым генератором — соответственно до 37%), легко можно было бы подсчитать расход энергии из сети и общую мощность закалочного устройства. Теоретически этот вопрос разработан В. П. Вологдиным и его сотрудниками, но, к сожалению, на практике их выводы и формулы использовать нельзя.

Дело в том, что закалываемый слой металла не может задерживать в себе выделяющееся в нем тепло: оно непрерывно будет отводиться, благодаря теплопроводности, вглубь металла. Теплопроводность стали в свою очередь отнюдь не является постоянной величиной, она меняется, в зависимости от температуры и изменений строения стали. Формулы же В. П. Вологодина эти факторы не учитывают.

Конфигурация деталей, подлежащих поверхностной электро-термообработке, также очень сильно влияет на фактический к. п. д. установки. В зависимости от формы закалываемой поверхности, во-первых, должен быть выбран способ поверхностной закалки. Так, если окажется нужным нагревать одновременно отдельные участки поверхности и затем охлаждать их, то мы имеем способ закалки «пятнами» (см. первый способ поверхностной закалки пламенем). Если виток, присоединенный ко вторичной обмотке выходного трансформатора установки (так называемый индуктор), с помощью которого в закалываемом слое возбуждаются токи высокой частоты, перемещается вдоль обрабатываемой поверхности, отдельные участки которой последовательно проходят нагрев и быстрое охлаждение струями воды, то мы имеем случай последовательной закалки. Во-вторых, форма индуктора и его расстояние от отдельных точек, лежащих на



Фиг. 52. Основные типы нагрева стали. Зависимость типа нагрева от частоты тока (В. П. Вологдин).

закаливаемой поверхности, сильно зависят от величины мощности, фактически используемой при электротермообработке.

Рассмотрим теперь вопрос о том, как на практике в настоящее время подходят к разработке технологического процесса закалки деталей токами высокой частоты. Получив деталь, подлежащую электротермообработке, технолог или инженер заводской лаборатории в первую очередь решает, какой способ закалки следует избрать. Конечно, при прогрессивной (последовательной) закалке можно одновременно нагревать лишь узкую полосу на поверхности обрабатываемой детали, что является выгодным с точки зрения использования закалочных установок низкой мощности. С другой стороны, иногда форма обрабатываемой поверхности, наличие на ней каких-либо выточек, отверстий и т. п. может заставить отказаться от применения последовательного нагрева и перейти к закалке «пятнами», требующей иногда применения больших мощностей.

Когда вопрос о выборе способа закалки решен, начинают экспериментальным путем подбирать форму индуктора. Если выбран кольцеобразный индуктор, то часто бывает целесообразно применить вращение закаливаемой

детали, иначе те участки поверхности, которые благодаря недостаточно точной центровке детали внутри индуктора окажутся ближе других к его витку, начнут перегреваться. Индукторы обычно изготавливаются из медных трубок прямоугольного или квадратного сечения, внутри их должна циркулировать вода для охлаждения самого индуктора. Применяются индукторы в виде петли, кольцевые одно- и многовитковые, индукторы фигурные, по форме детали.

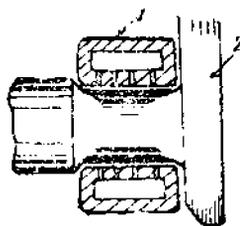
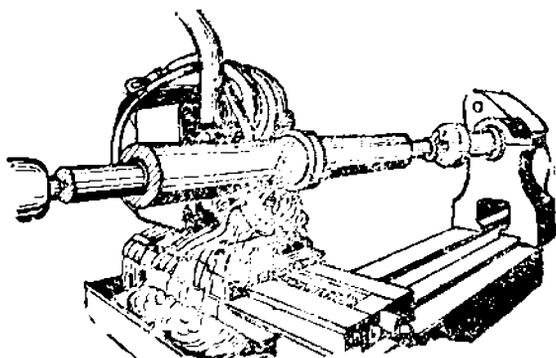
Фиг. 53. Закалка вала с помощью перемещающегося вдоль его образующей кольцевого индуктора. Охлаждение осуществляется потоками воды, подаваемой через отверстия в кольце-индукторе.

Охлаждение закаливаемых участков поверхности может быть осуществлено различными методами. Наиболее распространен способ использования воды циркулирующей внутри трубок индуктора. В части трубок, составляющих индуктор, делают небольшие отверстия, через которые на обрабатываемую деталь выбрасываются струйки воды. Иногда для охлаждения применяют отдельные приспособления — так называемые спрееры.

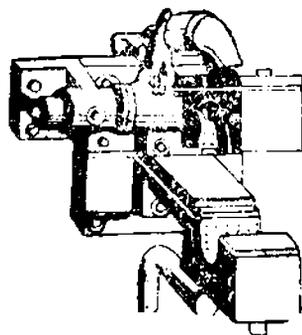
На фиг. 53, 54, 55 показаны различные случаи закалки деталей токами высокой частоты.

Когда для детали, подлежащей закалке этим способом, выбран индуктор и разработан способ охлаждения, приступают к выбору режима закалки. Темпера-

туры



Фиг. 54. Схема нагрева шейки коленчатого вала для поверхностной закалки токами высокой частоты и съемный индуктор фирмы Токко для этой цели.



Фиг. 55. Разъемный индуктор фирмы Токко (США).

ратуру на закаливаемой поверхности можно измерять с помощью оптического пирометра, а глубину закаленного слоя определяют либо по показателям твердости, по сечению детали, либо по макрошлифу последней.

Мощность, необходимую для закалки, подсчитать пока еще нельзя, предлагаемые для этого формулы дают неудовлетворительные результаты и на практике приходится определять ее опытным путем.

4. Прочие методы поверхностной закалки

Среди других методов поверхностной закалки стали, нашедших себе некоторое применение на производстве, следует отметить способ так называемой контактной электрозакалки с прямым нагревом проходящим током, дополнительно к общим принципам электрозакалки, предложенный также проф. Н. В. Гевеллингом.

По этому способу закаливаемая поверхность обкатывается роликом, вместе касания которого, вследствие большого электросопротивления, сталь нагревается до закалочной температуры. Один полюс источника тока присоединяется к ролику, второй — к детали. Существует несколько вариантов практического осуществления контактной электрозакалки, но принцип их один: закаливаемый материал нагревается за счет джаулева тепла, вырабатываемого при прохождении через отдельные участки детали весьма сильных токов низкой частоты.

Контактная электрозакалка применяется для термической обработки деталей простого сечения, не требующих на своей поверхности строго однородной твердости и имеющих по своим размерам значительные допуски.

ГЛАВА VIII ОТПУСК СТАЛИ

1. Изменение теплосодержания стали при закалке

Как известно, нагревание стали под закалку и выдержка нагретой детали при высокой температуре имеют своей целью получение в материале возможно более однородной аустенитовой структуры. Часть тепловой энергии, затрачиваемой при этом, идет на увеличение интенсивности тепловых колебаний частиц вещества, находящихся в узлах его пространственной решетки, то есть собственно на повышение температуры. Другая часть энергии расходуется на растворение частиц карбидов в феррите, а затем в аустените, и на работу, связанную с аллотропическими превращениями железа. Теплосодержание куска стали, нагретого под закалку, можно выразить формулой:

$$Q = Q_0 + M \int_{t_0}^{t_{зак}} c dt + q_2 + q_{раств.}$$

где Q_0 — теплосодержание этого же куска стали до нагрева,

M — масса рассматриваемого образца,

c — теплоемкость стали,

t_0 — исходная температура материала,

$t_{зак}$ — температура закалки,

q_2 — скрытая теплота аллотропического превращения, для взятой массы стали,

$q_{раств.}$ — теплота растворения карбидов в нагреваемом твердом растворе, в железе.

При медленном охлаждении образца стали изменение его теплосодержания будет протекать таким образом, что по достижении материалом исходной температуры мы либо вернемся к исходному теплосодержанию, либо получим даже $Q < Q_0$. Очень медленное охлаждение может привести к более полному выделению из твердого раствора в железе избыточных растворенных в нем веществ, и сферодизации частиц карбидов в структуре стали и т. д. Совершенно иная картина получится при ускоренном охлаждении стального образца с закалочной температуры.

Рассмотрим изменение теплосодержания стали при ее охлаждении с закалочной температуры с различными скоростями. Пусть в первом случае скорость охлаждения окажется достаточной лишь для образования в материале сорбитной структуры ($V_{охл} < V_1$, где V_1 — нижняя критическая скорость охлаждения данной стали при закалке). Здесь в процессе охлаждения образец полностью отдаст обратно скрытую теплоту аллотропического превращения, часть теплоты растворения карбидов и некоторую часть тепловой энергии, выраженной в виде интеграла $M \int_{t_0}^{t_{зак}} c dt$. Скрытая теплота аллотропического превращения

будет возвращена образцом по той причине, что охлаждение стали со скоростью $V_{охл} < V_1$ не позволит переохладить в ней аустенит.

Часть теплоты растворения останется в материале, так как частицы карбидов и кристаллы феррита, составляющие сорбит, довольно мелки и общая поверхность раздела фаз в стали, закаленной на сорбит, больше поверхности раз-

дела фаз в этом же сплаве до закалки. Теплоемкость стали не постоянна и является функцией от температуры сплава и его строения:

Если бы не существовало связи между теплоемкостью стали и ее строением, то при закалке вся тепловая энергия, затраченная ранее на повышение температуры материала, выделялась бы обратно. Но такая связь существует, а строение стали после закалки не идентично ее строению до закалки. Поэтому количество тепла, которое выделилось за счет понижения кинетической энергии частиц вещества (колеблющихся в узлах пространственной решетки), будет при охлаждении материала меньше, чем $M \int_{t_0}^{t_{зак}} c dt$, то есть

$$M \int_{t_0}^{t_{зак}} c dt > M \int_{t_0}^{t_{зак}} c_1 dt.$$

Теплосодержание стали, подвергшейся ускоренному охлаждению при $V_{охла} < V_1$ на некоторую величину ΔQ_1 больше, чем теплосодержание той же стали до закалки.

Совершенно аналогичное рассуждение, проведенное в отношении стали, закалкиваемой со скоростью охлаждения $V_1 < V_{охла} < V_2$, приведет к тому же выводу, только лишь ΔQ_2 для этого случая окажется большим, чем ΔQ_1 , ибо в троостите площадь поверхности раздела фаз еще больше, чем в сорбите. Сохранение в материале некоторой части карбидов в твердом растворе (в мартенсите) свидетельствует о том, что теплота их растворения совсем не выделилась при охлаждении стали.

Закалка стали на мартенсит, т. е. со скоростями охлаждения, большими V_2 , даст величину $\Delta Q > \Delta Q_2$, по указанным выше причинам. Сравнивая между собою термодинамическую устойчивость закалочных структур стали, можно сказать, что наименее устойчивой структурой должен оказаться мартенсит, обладающий наибольшим ΔQ . Несколько большей термодинамической устойчивостью обладает троостит, еще большей — сорбит.

Мартенситная, трооститная и сорбитная структуры именуется метастабильными. Процесс приближения материала, термически обработанного и имеющего метастабильную структуру, к равновесному состоянию (с точки зрения термодинамики) связан с рядом изменений в его строении. Эти изменения должны привести к уменьшению свободной энергии, заключенной в веществе, к уменьшению его теплосодержания путем выделения из твердого раствора частиц компонентов, пересыщающих последний, коагуляции их и изменения формы кристаллов, составляющих сплав (глобуляризацию).

2. Отпуск мартенсита

Как указывалось выше, мартенсит из всех закалочных структур наименее устойчив в термодинамическом отношении (уступит, иногда переохлаждаемый в сталях, закалочной структурой считать нельзя). Все же образец стали, закаленный на мартенсит, может сохранять свои свойства и строение в течение довольно долгого времени (годы и десятки лет), если температура его достаточно низка.

Основным условием для активного протекания в материале процессов изменения строения, направленных к повышению термодинамической устойчивости закаленной стали, является достаточная подвижность ионов железа, находящихся в узлах пространственной решетки вещества и ионов растворенных в нем компонентов.

Операция нагрева закаленной стали до температуры, лежащей ниже критической точки A_2 и выдержки при этой температуре, с целью ускорения приведения сплава в более стабильное состояние и получения требуемых механических свойств, называется отпуском.

Характерной особенностью, резко разграничивающей отпуск от отжига стали (на практике иногда путают эти термины), является отсутствие фазовой перекристаллизации при отпуске. Процессы, происходящие в закаленной стали при отпуске, протекают без затраты какой-либо внешней работы. Теплосодер-

жание стали, отпущенной и вслед затем охлажденной до комнатной температуры, меньше, чем теплосодержание той же стали до отпуска.

Выше уже указывалось, что строение и свойства образца, закаленного на мартенсит, могут практически оставаться неизменными в течение долгого времени, если только температура данного куска стали достаточно низка. Мы подчеркиваем слово «практически», так как строго говоря, не может быть такого положения, при котором строение термически обработанной стали сохранялось бы абсолютно неизменным с течением времени. При всех температурах, лежащих выше -273°C , в веществе должны протекать процессы диффузии, способствующие приближению его к более равновесному состоянию. Однако, скорость этих процессов при низких температурах настолько мала, что судить об их результатах часто можно только по истечении очень больших промежутков времени.

Наблюдения за образцами закаленной стали, выдерживаемыми при комнатной температуре, показали, что с течением времени их твердость почти не меняется, микроструктура, различимая с помощью обычного металлографического микроскопа, остается также неизменной, но размеры их меняются. Правда, более или менее заметное изменение размеров образца закаленной стали, выдерживаемого при комнатной температуре, можно обнаружить лишь по истечении месяцев, но все же в нем изменения происходят.

Подогревая сталь, имеющую мартенситную структуру, до температур, лежащих в интервале до $150 \div 180^{\circ}\text{C}$, мы очень сильно ускоряем протекающие в ней изменения, так как при температурах свыше $80-100^{\circ}\text{C}$ мартенсит уже довольно быстро распадается. Пространственная решетка мартенсита очень напряжена. Железо в модификации альфа имеет решетку объемно-центрированного куба и благодаря тому, что при закалке на мартенсит все частицы углерода остаются в решетке альфа-железа, кубическая ячейка решетки последнего искажается, становится тетрагональной. Распад мартенсита заключается в выделении из его кристаллов частиц углерода. Однако, последний находится в твердом растворе в железе в виде ионов и не может выделиться из мартенсита в чистом виде, процесс выделения углерода из твердого раствора в железе будет связан с восстановлением молекул карбида, которые диссоциировали при переходе их в раствор.

Выше мы подробно рассматривали ход образования частиц $\Theta - \text{CuAl}_2$ для случая выделения последнего из пересыщенного твердого раствора системы алюминий — медь, богатого алюминием. Возникновению самостоятельных частиц фазы $\Theta - \text{CuAl}_2$ должны предшествовать две стадии. Первой стадией явится перемещение частиц меди в массе твердого раствора к тем участкам, в которых далее возникнут кристаллики фазы $\Theta' - \text{CuAl}_2$. После того, как в массе твердого раствора сгруппируются в отдельных участках частицы меди и количество их окажется достаточным для возникновения в этих местах частиц фазы $\Theta' - \text{CuAl}_2$, образование фазы $\Theta - \text{CuAl}_2$ сведется к простому изменению пространственной решетки фазы $\Theta' - \text{CuAl}_2$.

Напомним, что фаза $\Theta' - \text{CuAl}_2$ имеет стехиометрический состав одинаковый с $\Theta - \text{CuAl}_2$, но отличается от последней лишь типом своей решетки. $\Theta' - \text{CuAl}_2$ является промежуточной фазой, возникающей в процессе распада указанного выше твердого раствора системы алюминий — медь. Продолжительность существования фазы $\Theta' - \text{CuAl}_2$ ограничена и чем выше будет температура сплава, тем быстрее произойдут атомные перестроения в частицах $\Theta' - \text{CuAl}_2$ и возникнут кристаллики $\Theta - \text{CuAl}_2$.

Совершенно аналогичное положение мы имеем в сталях при отпуске мартенсита. Условимся называть отпуск при температурах ниже 300°C низким отпуском. Изучая методами рентгеноструктурного анализа строение закаленной и отпущенной стали, Г. В. Курдюмов с сотрудниками установил следующее: распад мартенсита при низких температурах отпуска (до 180°) приводит к возникновению в сплаве частиц карбидов (для углеродистой стали), «отличных от Fe_3C по крайней мере, по своему строению».

Проводя аналогии между распадающимся мартенситом и распадающимся твердым раствором системы алюминий — медь, при выделении из него CuAl_2 мы должны сказать, что карбид, обнаруженный Г. В. Курдюмовым в сталях, отпущенных при низких температурах, отличный от Fe_3C , есть такая же «промежуточная фаза», как и $\text{O}' - \text{CuAl}_2$. Условия превращения частиц этой промежуточной фазы, которую мы назовем $\text{Fe}_3\text{C}'$, в частицы карбида Fe_3C , с его обычной пространственной решеткой, еще не изучены.

Низкий отпуск следующим образом влияет на свойства стали. При небольшой продолжительности отпуска подогрев закаленной на мартенсит углеродистой или специальной конструкционной стали до температур $100 - 120^\circ\text{C}$ не вызывает заметного снижения твердости материала. Наоборот, нередко наблюдают небольшое повышение прочности стали в результате такого отпуска. Причины повышения прочности здесь могут быть различными: возможно, что пребывание куска закаленной стали при несколько повышенных температурах приведет к превращению в мартенсит небольших кристалликов аустенита, который в некотором количестве может остаться в закаленной стали. Возможно также, что указанное небольшое упрочнение связано с эффектом старения. При старении частицы растворенного компонента (Fe_3C), выделившись из пересыщенного последним твердого раствора, по выражению Джеффриса и Арчера, «заклинивают возможные плоскости скольжения» в его кристаллах.

Наиболее важным результатом низкого отпуска является уменьшение внутренних напряжений в материале.

Низкий отпуск влияет еще и на размеры изделия, обычно, в сторону их уменьшения, по сравнению с размерами после закалки. Выше уже указывалось, что размеры детали, закаленной на мартенсит и находящийся при комнатной температуре, с течением времени несколько меняются. Это обстоятельство весьма существенно для таких изделий, как калибры, точный мерительный инструмент и т. п. Вполне понятно, что нельзя выпустить из инструментального цеха калибр, который самопроизвольно изменит свои размеры через несколько месяцев. Изменение размеров здесь связано с явлениями старения закаленной стали и протекает более интенсивно в первый период времени после закалки материала.

Ранее борьба с самопроизвольным изменением размеров мерительного инструмента велась путем выдержки этих изделий на складах заводов в течение нескольких месяцев. В настоящее время «вылеживание» деталей заменяется операцией «искусственного старения», которая является по своему существу низким отпуском. Для деталей, изготовленных из углеродистой стали, температура искусственного старения принимается равной $100 - 110^\circ$. Детали из легированных инструментальных сталей проходят искусственное старение при несколько более высокой температуре.

При отпуске мартенсита с выдержкой в интервале температур $300 - 450^\circ\text{C}$ процесс распада этого пересыщенного твердого раствора протекает быстро. Продукты распада мартенсита при «средних» температурах отпуска состоят из смеси феррита с кристалликами карбида. Благодаря сравнительно большой подвижности частиц в твердом растворе карбида железа в железе при температурах $300 - 400^\circ\text{C}$, кристаллики Fe_3C за время отпуска успевают не только возникнуть, но и вырасти, в материале уже при средних температурах отпуска достаточно активно протекает коагуляция зерен карбида. В результате средний размер последних в отпущенной стали может получиться того же порядка, что и размер частиц Fe_3C в обычном троостите, но частицы Fe_3C в отпущенной стали имеют глобулярную форму. Структуру отпущенной стали в этом случае именуют трооститом отпуска или зернистым трооститом.

О механических свойствах стали, отпущенной при различных температурах, можно судить по табл. 21.

Как видно из данных приведенной таблицы, ударная вязкость сталей, подвергнутых низкому и среднему отпуску, весьма невелика. При высоком отпуске закаленной конструкционной стали распад мартенсита и коагуляция зерен кар-

Механические свойства стали У5, после закалки и отпуска

Температура отпуска, °С	Твердость по Бринеллю, H_B	Крепость на разрыв σ_s , кг/мм ²	Предел текучести σ_s , кг/мм ²	Удлинение при разрыве δ , %	Вязкость при работе на удар α , ккал/см ²
120	600	150	около 150	менее 1	0,25—0,50
250	430	130	115	3	0,25—0,40
400	375	120	105	5	1,5—2
550	250	80	60	11	5—6

бидов протекает еще быстрее, чем при среднем отпуске. Получаемую здесь структуру называют сорбитом отпуска. Температуры «отпуска на сорбит» лежат обычно в интервалах 450—650°С.

Не вдаваясь подробно в режимы отпуска для различных деталей, укажем здесь лишь основные случаи его применения (по Н. А. Минкевичу).

1. Отпуск закаленных цементованных сталей для уменьшения внутренних напряжений производится на 110—200°С. Твердость после отпуска $H_B = 550—650$.

2. Низкий отпуск закаленной инструментальной углеродистой стали производится на 200—260°С. Твердость после отпуска $H_B = 600—700$.

3. Конструкционная углеродистая сталь для деталей различных машин отпускается обычно на 500—600°С. Твердость после отпуска $H_B = 180—270$.

4. Конструкционная легированная сталь отпускается обычно на 400—600°С. Твердость после отпуска $H_B = 200—450$.

5. Рессоры и пружины проходят чаще всего средний или высокий отпуск на 300—500°С. Твердость после отпуска $H_B = 370—480$.

В первый период времени отпуска процессы распада мартенсита и коагуляции карбидов протекают особенно активно, поэтому выдержка сталей при отпуске может быть не особенно продолжительной (кроме случая отпуска для искусственного старения). Например, для деталей из углеродистой стали длительность выдержки при отпуске не превышает времени, необходимого для их полного равномерного прогрева до температуры отпуска.

3. Хрупкость при отпуске

При изучении свойств термически обработанных конструкционных хромоникелевых сталей было обнаружено влияние режима их охлаждения после отпуска на ударную вязкость материала. В то время, как простые углеродистые стали после отпуска можно охлаждать непосредственно на воздухе, конструкционные хромоникелевые стали после отпуска, как показала практика, необходимо охлаждать быстро, замачивая в масле. Медленно охлажденные после отпуска хромоникелевые стали имеют заметно меньшую ударную вязкость, чем быстро охлажденные после отпуска. Это явление называется «хрупкостью при отпуске».

По предложению Американского общества металлов, восприимчивость различных сталей к возникновению у них отпускной хрупкости может быть охарактеризована так называемым числом хрупкости при отпуске S , где

$$S = \frac{\text{ударная вязкость стали, быстро охлажденной после отпуска}}{\text{ударная вязкость стали, медленно охлажденной после отпуска}}$$

Для сталей, совершенно невосприимчивых к хрупкости при отпуске, число S должно быть равно единице. Согласно работам Гривса и Джонса, число хрупкости при отпуске для разных сортов сталей может лежать в пределах от 1 до 34.

Представляет большой интерес тот факт, что стали, восприимчивые к хрупкости при отпуске, могут иметь крепость на разрыв и удлинение при разрыве — одинаковые как после медленного, так и после быстрого охлаждения после отпуска.

Углеродистые стали, содержащие менее 1,1% марганца и стали, легированные только никелем, не проявляют восприимчивости к хрупкости при отпуске, но стали, содержащие хром, значительные количества марганца, имеющие повышенное содержание в себе фосфора, азота и некоторых других элементов, могут быть весьма чувствительны к скорости их охлаждения после отпуска.

Влияние различных легирующих элементов и примесей на восприимчивость стали к хрупкости при отпуске изучалось многими исследователями. В результате этих работ установлено, что никель, вольфрам, кремний (в небольших количествах) практически не делают стали восприимчивыми к хрупкости при отпуске, а молибден способен даже устранять хрупкость при отпуске у весьма восприимчивых к ней хромистых и хромоникелевых конструкционных сталей. Выяснить причины хрупкости при отпуске, встречающейся у некоторых сортов сталей, оказалось довольно затруднительным, так как микроследование материала не показывало заметной разницы между строением образцов хрупких и вязких, то есть быстро и медленно охлажденных после отпуска.

Лишь по косвенным признакам некоторые исследователи заключили, что хрупкость при отпуске связана с выделением из феррита при его охлаждении карбидов неизвестного состава, причем быстрое охлаждение способствует образованию частиц выделившихся карбидов внутри зерен твердого раствора, а медленное — по границам последних.

На практике, при термической обработке многих конструкционных специальных сталей следует учитывать их восприимчивость к хрупкости при отпуске, а если таковая возникнет — провести дополнительную термическую обработку изделий, устраняющую отпускную хрупкость. Эта дополнительная термическая обработка для устранения уже создавшейся хрупкости после отпуска заключается в нагреве изделия вновь до температуры отпуска (или даже выше ее градусов на 30—50), кратковременной выдержке и последующем быстром охлаждении замачиванием изделия в масле.

4. Хрупкий отпуск

Как известно, сталь, закаленная на мартенсит, обладает весьма низкой ударной вязкостью. Применяя отпуск, можно повысить ударную вязкость стали, причем на первый взгляд может показаться, что повышению температуры отпуска должно всегда сопутствовать неуклонное повышение результирующей ударной вязкости материала.

В действительности же для многих сталей дело обстоит иначе. Далекое не всегда кривые изменения ударной вязкости закаленного и отпущенного материала, в зависимости от температуры отпуска, сохраняют во всех своих частях тенденцию к повышению, по мере возрастания температуры отпуска.

На приведенных кривых встречаются минимумы, точки перегиба и промежуточные максимумы (фиг. 56). Проф. А. С. Завьялов предложил именовать интервалы температур отпуска, в которых вышеуказанные кривые снижаются, «интервалами хрупкого отпуска», а отпуск стали при температурах, лежащих в этих интервалах, — «хрупким отпуском». Проведенная А. С. Завьяловым экспериментальная работа в области исследования «хрупкого отпуска» охватывает около 100 различных марок стали, включающих в себя многие практически важные легирующие добавки.

А. С. Завьяловым установлены следующие общие закономерности явления «хрупкого отпуска»¹.

¹ Проф. д-р А. С. Завьялов, К теории легирования и термической обработки стали. Монография. ЦНИИ НКТП. 1943

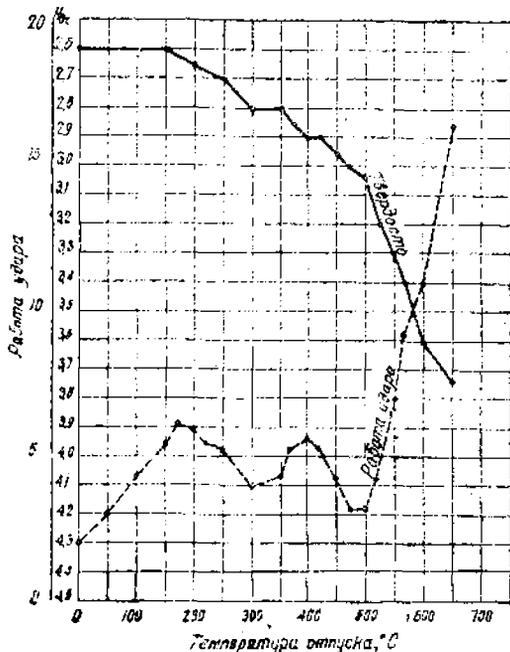
В отпускаемой стали могут происходить процессы:

а) выделения («обособления» — по терминологии А. С. Завьялова) частиц, карбидов железа и легирующих карбидообразующих элементов, а также нитридов (если таковые присутствуют) и разных интерметаллических соединений;

б) коагуляции выделившихся частиц;

в) превращения остаточного аустенита в мартенсит или троостит, сорбит или перлит и феррит, в зависимости от температуры отпуска.

Превращение остаточного аустенита при отпуске стали, безусловно, снижает ударную вязкость материала, но не является причиной «хрупкого отпуска».



Фиг. 5б. Изменение работы удара и твердости в зависимости от температуры отпуска в Cr-Ni-стали (А. С. Завьялов).

выделение частиц обособляющихся фаз каких-то критических размеров. Если взять стали, легированные карбидообразующими элементами, то в них может происходить при одной температуре отпуска выделение частиц обособляющихся фаз одного сорта (например, карбидов, богатых железом), при более высокой температуре — выделение частиц другого вида (например, карбидов, богатых хромом), и т. д. В соответствии с этим указанные стали могут иметь два и несколько интервалов хрупкого отпуска.

Так, например, углеродистая сталь, содержащая 0,42% углерода, имеет один интервал хрупкого отпуска, лежащий между 225 и 325°, с минимумом при температуре 275°. Сталь, легированная хромом и никелем (0,35%С, 2,77%Cr, 2,82%Ni), имеет два интервала хрупкого отпуска, первый из них расположен между 175 и 400°C, с минимумом при 300°C, а второй — между 400 и 525°C, с минимумом у 480—500°C.

Добавка в сталь, содержащую карбидообразующие элементы, легирующих элементов, образующих не карбиды, а твердые растворы в альфа-железе, увеличивает склонность этой стали к хрупкому отпуску, вызывая более резкое его проявление.

Увеличение длительности отпуска приводит к смещению интервалов хрупкого отпуска в сторону более низких температур.

Мелкодисперсные частицы выделяющихся из твердого раствора карбидов — нитридов и иных соединений (по терминологии А. С. Завьялова «частицы обособляющихся фаз»), располагаясь по плоскостям скольжения, по границам зерен и т. п., затрудняют образование сдвигов, вследствие чего понижается работа удара и получается хрупкий излом образцов материала.

В сталях углеродистых и конструкционных, легированных элементами, не образующими карбидов (кроме кремния), имеется один интервал хрупкого отпуска, лежащий при температурах не выше 300—325°. Лишь в кремнистых сталях интервал хрупкого отпуска лежит при несколько более высоких температурах. Повышение температуры отпуска ведет к коагуляции выделившихся частиц, в результате чего возрастает ударная вязкость материала.

Можно сделать вывод, что интервал хрупкого отпуска лежит при температурах, обеспечивающих

ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ

Цементацией стали называется процесс насыщения ее углеродом путем диффузии последнего от поверхности вглубь изделия. Так как этот процесс ведется при высоких температурах и связан с изменением химического состава стали, он является одним из видов химико-термической обработки.

Цементируя поверхностный слой изделий, изготовленных из малоуглеродистой (простой или легированной) стали, обычно стремятся получить сочетание высокой твердости и стойкости против износа для поверхности детали, с вязкой сердцевиной ее, могущей хорошо сопротивляться ударным нагрузкам.

1. Теория цементации

Выше уже указывалось, что углерод может находиться в твердом растворе в железе в виде ионов. Эти ионы следует рассматривать, как продукт диссоциации карбидов, образовавшихся в сплаве при введении в железо присадок, содержащих углерод.

Химическая реакция, совершающаяся в сплаве между углеродом и элементами, могущими вступать в соединения с ним, сопровождается всегда заметным выделением тепла. Если сталь охлаждать, то значительное количество карбидов в ней выделяется в виде самостоятельных кристаллов, благодаря изменению растворимости, как говорят, «углерода в железе».

Называя аустенит γ феррит твердыми растворами углерода, соответственно в гамма-или альфа-железе, мы несколько неточно отражаем действительное положение. Нельзя считать, что частицы углерода, внедрившиеся в пространственную решетку железа, суть атомы, так как тогда следовало бы допустить, что карбиды образовавшиеся в стали в момент первого контакта железа и других карбидообразующих элементов с углеродом, распадутся при переходе в раствор в железе.

Процесс цементации не является результатом простой диффузии частиц углерода от поверхности вглубь цементуемого изделия. Явлению диффузии должно предшествовать образование на поверхности обрабатываемой детали слоя карбида железа.

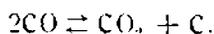
Для осуществления цементации изделия помещают в среду, именуемую карбюризатором, эвакуируют от наружной атмосферы и нагревают до температур, лежащих обычно в пределах от 800 до 1050°C. Карбюризаторы могут быть твердыми, как, например, частицы древесного или животного угля, перемешанные с некоторыми специальными добавками, жидкими (расплавленные углекислые соли) или газообразными (метан, светильный газ, продукты пиролиза нефти, керосина, масел и пр.).

Роль карбюризаторов мы более подробно рассмотрим ниже, а здесь лишь отметим, что назначением всякого карбюризатора является выделение из него углерода, могущего реагировать с железом цементуемого изделия. Следовательно, источником углерода, насыщающего поверхностные слои цементуемого изделия является карбюризатор.

На практике наиболее часто применяются твердые карбюризаторы. Самый распространенный из них — карбюризатор, состоящий из частиц древесного

угля и углекислого бария. Цементируемые им детали помещаются в железный ящик, пересыпаются слоями карбюризатора, а затем ящик плотно закрывается крышкой и все щели между ящиком и крышкой замазываются глиной. При нагревании этого ящика в печи, уголь, реагируя с некоторым количеством воздуха, находящимся в ящике, частично окисляется в CO .

В свою очередь, при высоких температурах окись углерода может превращаться в углекислоту, с выделением частицы углерода, согласно реакции:



Далее C реагирует с железом: $3\text{Fe} + \text{C} \rightleftharpoons \text{Fe}_3\text{C}$.

В результате протекания указанных реакций на поверхности изделия образуется слой карбида железа. С момента возникновения этого слоя система железо-цементирующая среда разделится на две системы: железо-карбид железа и карбид железа — цементирующая среда (проф. Н. В. Гевелинг).

Слой цементита на поверхности цементируемого изделия явится связующим звеном между обеими системами. Благодаря тому, что реакция образования карбида железа на поверхности детали будет продолжаться и при соответствующих условиях толщина слоя — корочки — цементита будет возрастать, следует считать, что частицы железа, необходимые для образования на поверхности корочки карбида новых порций цементита, передаются через уже образовавшийся его слой путем диффузии. В свою очередь, частицы цементита, образующие его слой, ближайший к поверхности железа, будут растворяться в последнем (если это позволит температура), и ионы углерода тогда смогут диффундировать вглубь материала цементируемого изделия.

Процесс цементации должен рассматриваться, как совокупность двух процессов: 1) образования на поверхности цементируемой детали химического соединения железа с углеродом и 2) растворения в железе образовавшегося на поверхности изделия цементита и диффузии ионов углерода вглубь изделия.

Химическая реакция между углеродом и железом, как показали многочисленные опыты над цементацией стали при сравнительно низких температурах может протекать довольно быстро даже при $500\text{--}600^\circ\text{C}$. Однако, продиффундировать вглубь материала при этих температурах возникший на поверхности детали цементит практически не может, ибо цементируют обычно не железо, а малоуглеродистую сталь, содержание углерода в которой почти всегда превышает предел растворимости последнего в железе в данных условиях. Напомним, что максимальная растворимость цементита в железе при 720°C соответствует $0,06\%$ углерода, тогда как стали для цементации содержат чаще всего $0,1\text{--}0,15\%$ углерода. Температура цементации прежде всего должна быть настолько высокой, чтобы в железе могло раствориться достаточно большое количество цементита.

Если посмотреть на диаграмму плавкости системы железо-цементит (см. фиг. 4), то можно заметить, что при температурах, лежащих ниже 723°C , для углеродистых сталей растворимость цементита в железе весьма невелика и не достигает даже $0,1\%$ по углероду. Переход железа в модификацию гамма сопровождается резким увеличением этой растворимости. Отсюда можно сделать вывод, что практически используемые температуры цементации должны быть для углеродистых сталей не ниже 723°C , а для сталей легированных — не ниже точки перлитного их превращения.

Цементит, образующийся на поверхности цементируемого изделия, передается с помощью диффузии в сердцевинные слои материала детали; более высокая температура процесса выгодна с точки зрения ускорения этого проникновения ионов углерода вглубь изделия. На практике, тем не менее, не стремятся значительно повышать температуру цементации, ибо при более высоких температурах процесса повышение концентрации углерода в аустените поверхностных слоев детали протекает очень интенсивно. Хотя скорость диффузии при повышении температуры и увеличивается, все же ионы углерода, поглощаемые аустенитом поверхностного слоя материала, при температурах цементации

близких к 1000°C (а также, конечно, и при более высоких температурах), не успевают достаточно глубоко продиффундировать в цементируемую сталь.

При цементации стремятся довести содержание углерода в поверхностных слоях детали приблизительно до $0,9 - 1,0\%$, таким образом значительно упрочнив сталь. Если же содержание углерода в наружном цементованном слое значительно превысит эвтектоидную концентрацию, то этот слой получится крупным и будет легко выкрашиваться из-за наличия в нем структурно свободного вторичного цементита, выделяющегося из аустенита при охлаждении цементированной детали.

У цементированной детали между наружным, наиболее богатым углеродом слоем, и сердцевиной, содержащей мало углерода, имеются так называемые «переходные» слои. Их структура имеет большое значение. При тонком переходном слое, когда содержание углерода в материале резко меняется по глубине, наружный цементированный слой оказывается недостаточно прочно связанным с массой всей детали, он тогда может легко выкрашиваться. Цементация изделий при слишком высоких температурах приводит к быстрому образованию на их поверхности тонкого цементированного слоя, с содержанием углерода $0,9 - 1,0\%$,



Фиг. 57. Микроструктура цементированного слоя на незакаленном стальном изделии.

но переходный слой между наружной цементированной зоной и цементированной сердцевиной получается тонким.

Цементированный слой на изделии характеризуют по: а) глубине его, б) распределению содержания в нем углерода, от поверхности до нецементированной зоны («ядра») материала и в) структуре его.

Грубое определение глубины цементированного слоя можно произвести на закаленном контрольном образце, называемом «свидетелем», закладываемом в цементационный ящик вместе с обрабатываемыми деталями, но его изломом. Толщина серого матового фарфоровидного слоя в этом случае будет соответствовать приблизительно расстоянию от поверхности образца до зоны его, содержащей около $0,5\%$ углерода. Более точно глубина цементации определяется по макрошлифу отполированного и протравленного по своему поперечному сечению образца.

Однако, для большинства практических целей оба указанные способа определения глубины цементации оказываются слишком неточными, кроме того, они не позволяют в должной степени характеризовать результаты цементации, и тогда приходится прибегать к микроисследованию контрольного образца.

На фиг. 57 представлена микрофотография незакаленного шлифа, вырезанного из цементированного образца. На цементированной поверхности иногда можно различить тонкую белую корочку почти чистого цементита. Ниже расположены зоны, содержание углерода в которых превышает эвтектоидную концентрацию, затем — эвтектоидная зона, которую сменяют переходные слои.

Глубину цементации при микроисследовании можно измерять различно. Во-первых, определяют среднее расстояние от поверхности до эвтектоидной зоны, т. е. до той зоны материала, в которой уже отсутствуют прослойки вторичного цементита по границам перлитных образований. Это расстояние называется толщиной заэвтектоидного слоя цементации. Во-вторых, можно измерить среднее расстояние от поверхности до первых зерен феррита — такое измерение практикуют чаще всего. В третьих (что делается редко), можно определить расстояние

от поверхности до цементированного «ядра» изделия, т. е. измерить общую глубину цементации.

Когда на практике говорят, что измерялась с помощью микроскопа глубина цементации и она составила, например, 1,2 мм, то под этим обычно понимают именно второе, то есть среднее расстояние от поверхности до первых зерен феррита для данного цементированного образца.

О том, как распределяется углерод, содержащийся в цементированном слое, по его глубине, судят, рассматривая микроструктуру незакаленного образца. Структуру материала в этом случае характеризуют по характеру распределения цементита в различных участках цементированного слоя, по тонкости пластинок феррита и цементита, составляющих перлит, по форме и размерам зерен феррита, по размерам перлитных образований.

2. Карбюризаторы

Сталь можно цементировать в твердой, жидкой или газообразной среде. Механизм процесса для различных карбюризаторов будет различным, поэтому рассмотрим отдельно цементацию в твердом, жидком и газообразном карбюризаторе.

а) Цементация в твердом карбюризаторе.

Твердые карбюризаторы можно подразделить на следующие три группы:

- 1) древесный уголь с ускорителями,
- 2) смесь древесного с животным углем и ускорители,
- 3) смеси древесного угля с сажей, животным углем, ускорителями, коксом, содой, мелом и проч.

При цементации в твердом карбюризаторе химические реакции протекают так, как указывалось выше, то есть уголь окисляется в СО, последняя превращается в уголекислоту, выделяя из себя углерод. В то время, как углерод реагирует далее с железом и образует цементит на поверхности цементируемой детали, остающаяся уголекислота может быть абсорбирована поверхностью цементируемого изделия. Судя по данным ряда исследователей, присутствие даже очень небольшого количества уголекислоты в газовой среде, окружающей цементируемую деталь, может весьма существенно замедлить дальнейший ход процесса.

Основную роль поглотителя уголекислоты в этом случае принимает на себя древесный или животный уголь. Молекулы СО₂, получающиеся в результате протекания реакции $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C$, особенно легко абсорбируются пористым углем. Далее между СО₂ и углем, благодаря высокой температуре, до которой нагрет карбюризатор, также будет протекать реакция $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C$, но уже в обратном направлении. СО₂, соединяясь с углеродом в порах частиц древесного или животного угля, даст СО. В отличие от СО₂, СО абсорбируется пористым углем в незначительных количествах, вследствие чего не может оставаться в порах и будет выделяться обратно в газовую среду, окружающую цементируемое изделие, и вновь участвовать в процессах цементации. Таким образом, роль древесного или животного угля в карбюризаторе заключается не только в поставке углерода, необходимого для процесса цементации, но и в «очистке» газовой среды вокруг цементируемого изделия от уголекислоты.

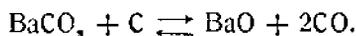
При цементации карбюризаторами, имеющей своей основой древесный уголь, передача углерода стали от карбюризатора совершается через посредство окиси углерода. Если употреблять для цементации животный уголь, то ход процессов несколько изменится, так как обугленные рога, кости и кожа содержат в себе вещества, дающие углеводороды и цианистые соединения. Скорость цементации при применении карбюризаторов с добавками обугленных костей, рога и обрезков кожи, увеличится, по сравнению с цементацией древесным углем.

Однако не следует считать, что животный уголь может быть с лучшими результатами применен для целей цементации, чем уголь древесный. Дело в том, что он может содержать в себе серу и фосфор, диффундирующие в цементируе-

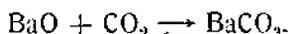
мый слой при высоких температурах. Например, цементируя кусок малоуглеродистой стали в женой коже, можно получить весьма богатый серый поверхностный слой материала образца. Во внешней части цементированной корки таким путем удавалось создать концентрацию в 2% серы и даже выше (Булленс). Понятно, что повышенное содержание серы и фосфора в цементированном слое приведет к повышенной хрупкости последнего и сделает его способным легко выкрашиваться.

Активность твердых карбюризаторов увеличивают двумя путями. Первый путь — это применение добавок к карбюризатору в виде веществ, образующих при высоких температурах летучие цианиды. Уже указывалось, что повышенная по сравнению с древесным углем активность животного угля, как карбюризатора, объясняется именно тем, что он выделяет при высоких температурах процесса цианиды и летучие углеводороды.

Второй путь — применение к карбюризатору добавок, способствующих образованию в газовой среде, окружающей поверхность цементируемой детали, окиси углерода и углеводородов. В качестве ускорителей второго типа на практике очень широко применяются карбонаты: углекислый барий, сода. Реакция, протекающая между карбонатом и углеродом при высоких температурах, приводит к образованию окиси углерода, например:



Окись углерода участвует в процессе цементации, а BaO, за счет поглощения углекислоты, переходит обратно в карбонат:



Наилучшим ускорителем из карбонатов является именно углекислый барий. Na_2CO_3 и K_2CO_3 , хотя и дешевле BaCO_3 и способствуют в начале процесса цементации более энергичному его протеканию, чем даже BaCO_3 , но не реагируют с углекислотой и не восстанавливаются обратно в NaCO_3 и K_2CO_3 , а реагируя далее с углеродом, образуют некоторые дополнительные порции окиси углерода и чистые металлы. Na и K и во время хода цементации возгоняются, и таким образом карбюризатор, содержащий в начале добавки Na_2CO_3 и K_2CO_3 , постепенно истощается.

Сравнивая между собою активность различных карбюризаторов, применяемых в заводской практике, можно сказать следующее. Наиболее вялым или, как говорят, самым «мягким» из твердых карбюризаторов является чистый древесный уголь. Укажем далее несколько составов карбюризаторов (в %), располагая их в порядке возрастания активности:

1		5	
Древесный уголь	15	Древесный уголь твердых пород	60
Животный уголь (жженой кость)	70	Углекислый барий	10
Растит. масло (отходы)	15	Кокс	25
2		Сода	1
Древесный уголь твердых пород	80	Мел	1
Углекислый барий	20	Патока	3
3		6	
Древесный уголь твердых пород	60	Древесный уголь твердых пород	50
Углекислый барий	40	Жженой кожа	10
4		Опилки	20
Дубовый уголь	70	Поваренная соль	20
Углекислый барий	10	7	
Углекислый кальций	7	Красная кровяная соль	20
Сода	1	Древесный (дубовый или березовый) уголь	60
Измельченный кокс	5	Углекислый барий	20
Патока	4		
Влажность не свыше	4		

Наиболее часто на наших заводах применяются карбюризаторы №№ 2, 3 и 5.

Приготовление цементирующих смесей на достаточно больших предприятиях производится в специальных барабанах — смесителях. Предварительно составные части карбюризатора, как-то древесный уголь, кокс и т. п., размельчаются и просеиваются через специальные сита. Размер частиц твердых составных частей карбюризатора должен быть вполне определенным, ибо это влияет на результаты цементации.

Исследования, посвященные вопросу влияния размеров частиц древесного угля на результаты цементации, показали, что наличие в карбюризаторе угольной пыли отрицательно влияет на его активность. Наиболее благоприятные для практических целей размеры частиц карбюризатора соответствуют приблизительно размерам рисового зерна.

Скорость процесса цементации зависит, следовательно, от: а) состава карбюризатора и величины его зерен, б) температуры, в) химического состава цементируемой стали и размеров зерен аустенита в нем.

Первые два фактора уже рассмотрены выше, вкратце остановимся на третьем. На практике при цементации некоторых мелкозернистых малоуглеродистых сталей можно иногда наблюдать появление у них необычной структуры. Если, как правило, после цементации наружный поверхностный слой цементированной детали имеет структуру перлита с сеткой заэвтектоидного цементита (в незакаленном, конечно, состоянии), то иногда у мелкозернистых сталей наблюдается разорванная сетка заэвтектоидного цементита, а иногда даже скоагулированные включения цементита, окруженные островками феррита. Последнюю структуру, встречающуюся у цементированных сталей, принято называть абнормальной.

Многочисленные исследования, посвященные изучению абнормальности стали, показали, что абнормальная структура образуется в тех сталях, которые обладают повышенной способностью углерода к диффузии. В малоуглеродистых сталях абнормальная структура редко получается при большом и среднем размерах аустенитного зерна, наиболее часто она встречается у мелкозернистых сталей.

Абнормальные стали, как и всякие мелкозернистые стали, обладают ухудшенной прокаливаемостью, требуют при закалке применения более резких охладителей и т. п., но детали с абнормальной структурой вполне могут с помощью соответствующей термической обработки получить удовлетворительные свойства.

Цементация в жидких карбюризаторах. В литературе имеются указания на возможность применения для цементации расплавленных углекислых солей, например соды. Опыты, проведенные в этом направлении, показали, что благодаря диссоциации расплавленных карбонатов при высоких температурах вокруг стального образца, погруженного в подобную соляную ванну, создается «рубашка» из окиси углерода; через эту «рубашку» углерод передается железу. На практике, однако, жидкие карбюризаторы применения почти не имеют, из-за весьма низкой активности.

Не следует смешивать цементацию жидкими карбюризаторами с широко распространенным цианированием — насыщением поверхностных слоев стальных изделий одновременно углеродом и азотом. Осуществляется оно обычно путем погружения обрабатываемых изделий в ванны, содержащих расплавленные цианистые соли и некоторые добавки углекислых солей и инертных ингридиентов.

Газовая цементация. Цементация стальных изделий твердыми карбюризаторами, несмотря на свою доступность и дешевизну, страдает многими существенными недостатками. На ряде производств сейчас стремятся заменить ее другим, более совершенным, способом химико-термической обработки — цементацией в газообразных карбюризаторах или, как ее кратко именуют, газовой цементацией.

Газовая цементация происходит более быстро, при ней не требуется применять длительный прогрев малотеплопроводной массы твердого карбюризаци-

тора. Она легко поддается регулировке во время хода самого процесса, допускает применение дополнительных выдержек изделия, обрабатываемого в цементационной камере, при нейтральной атмосфере, для «рассасывания» слоя заэвтектонидного состава. Этот состав получается на поверхности деталей, цементируемых при более высоких, чем обычно, температурах и более активными карбюризаторами.

Техника газовой цементации с принципиальной ее стороны очень проста, она сводится к нагреву деталей до температур 900—1050°C в атмосфере газообразных углеводородов. Реакции, протекающие при газовой цементации, по видимому, сводятся к диссоциации газообразных углеводородов и соединению железа с углеродом, в момент его выделения, на поверхности стального изделия. Газовая цементация чистой окисью углерода изучалась лабораторным путем, но распространения в промышленности не получила. На практике для газовой цементации очень часто пользуются светильным газом, ацетиленом, бутаном, пропаном, а также газообразными продуктами крекинга и пиролиза масел и нефтепродуктов.

Исследования показали, что более легкие углеводороды больше пригодны для газовой цементации. На результаты газовой цементации, кроме само собой разумеющихся факторов (состава цементирующего газа, температуры процесса и состава и размеров зерна стали), оказывают существенное влияние еще и скорость протока цементирующего газа через реторту или камеру, в которую помещены обрабатываемые изделия, и давление газа. Выяснено, что повышение скорости протока газа, до некоторых пределов, влечет за собою ускорение процесса цементации.

Опыты Н. А. Питеркина показали, что применяя газовую цементацию при давлениях свыше 3 ат, можно получить весьма активно протекающий процесс науглероживания стали. Скорость цементации при этом может возрасти в несколько раз.

3. Техника цементации

Для цементации в твердых карбюризаторах детали помещаются в специальные железные ящики и пересыпаются слоями карбюризатора. Толщина слоя карбюризатора между отдельными изделиями должна составлять 20—25 мм. Расстояние цементируемых изделий от стенок ящика не должно быть меньше 30 мм.

Понятно, что форма и размеры ящика должны соответствовать типу изделий. Слишком большие ящики применять не рационально, так как изделия, находящиеся в центре ящика, будут плохо и медленно прогреваться, в виду низкой теплопроводности карбюризатора. Некоторые конструкции цементационных ящиков предусматривают необходимость исключения в них участков, где бы плохо прогревались цементируемые изделия; такие ящики или горшки снабжаются специальными выступами. Типы цементационных ящиков или горшков представлены на фиг. 58.

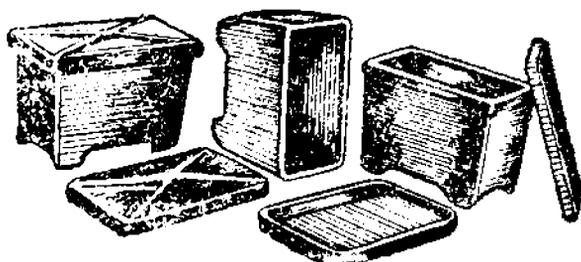
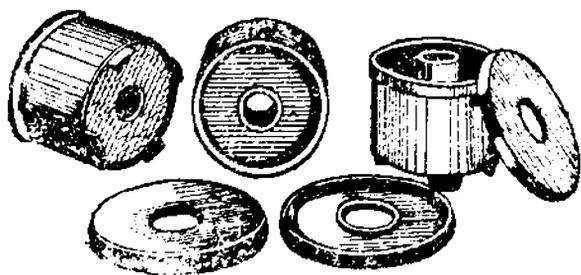
Слон карбюризатора, закладываемого в ящики, подвергаются специальной трамбовке. Для этого на мелких предприятиях, где объем цементируемой продукции не велик, применяются ручные «колотушки», а на крупных предприятиях специальные механические или пневматические трамбовочные устройства.

Нужно учитывать, что многие цементационные смеси, в процессе выдержки в них изделий, способны давать значительную усадку, уменьшаясь в своем объеме на 10—20%. Это обстоятельство играет большую роль в тех случаях, когда выдержка изделий при цементации велика. Уменьшение усадки может быть достигнуто использованием смеси свежего карбюризатора с уже работавшим или добавкой в карбюризатор, например, размолотого кокса с низким содержанием в нем серы.

Одновременно с цементируемыми изделиями в цементационные ящики закладываются контрольные образцы-стержни, изготовленные точно из той же

стали, что и обрабатываемые изделия. Иногда в стенках ящика делаются специальные отверстия, в которые вмазываются контрольные образцы. На заводах эти контрольные образцы часто именуют «свидетелями». По излому контрольных образцов и по шлифу их поперечного сечения определяют глубину поперечного цементированного слоя, а также составляют его характеристику.

Рекомендуется на верхний слой карбюризатора накладывать лист асбеста и промазывать его глиной, после чего плотно закрывать ящик крышкой, тщательно промазывая все щели огнеупорной глиной. Детали перед цементацией следует очистить от окалины, грязи и жира. Необходимо всегда иметь в виду, что



Фиг. 58. Цементационные ящики.

качество цементированного слоя связано с состоянием поверхности изделий при цементации: чем чище поверхность изделий, тем более однородным по составу и свойствам получится цементированный слой на различных участках детали.

Обмазанные ящики, перед посадкой их в печь должны быть выдержаны некоторое время на воздухе, чтобы обмазка подсохла. В противном случае глина на ящике при посадке его в печь растрескается и обмазка своей цели не достигнет. Нагрев до температуры цементации применяется медленный — даже для мелких ящиков температура цементации обычно достигается спустя лишь 4—5 час. с момента их садки в печь. На

производстве практикуется иногда и 20—40-часовые интервалы прогресса цементационных ящиков.

Выдержка при температуре цементации тесно связана с требованиями, предъявляемыми к цементированному слою, и с самой температурой цементации. Как правило, процесс цементации весьма длителен и измеряется часами и десятками часов. Если цементированный слой должен быть тонким (например для мелких шестерен, зубья которых обычно цементуются на глубину 0,3—0,6 мм), то цементацию ведут при более высоких температурах, чем в случае необходимости получения толстого цементированного слоя. Продолжительность выдержки в первом случае резко уменьшена по сравнению со вторым. Более высокие температуры и резко действующие карбюризаторы применяются для деталей, не испытывающих значительных ударных нагрузок.

Приведенная ниже таблица содержит данные о влиянии времени выдержки на глубину цементированного слоя, в зависимости от температуры. Таблица 22 составлена для случая применения карбюризаторов № 2 и 5, составы которых приведены выше. Данные для нее взяты из производственных инструкций некоторых наших машиностроительных заводов.

Последнее время для ускорения цементации на многих наших заводах начали применять так называемые «ступенчатые» выдержки. Сущность этого заключается в том, что, собственно процесс цементации ведется при завышенных температурах, по сравнению с теми температурами, которые были ранее приняты для обработки тех же изделий. Например, вместо ранее установленной для данного изделия температуры цементации 900°C, процесс ведут при 1000—1050°C.

Влияние времени выдержки на глубину цементированного слоя,
при различных температурах

Глубина цементации, мм	Время выдержки, часы		Температура
	карбюризатор № 2	карбюризатор № 5	
0,5	5	4,5	875
0,5	4	3,75	925
0,5	2	2,5	1000
0,8	8,5	8	875
0,8	7,25	6,5	925
0,8	3,25	3,0	1000
1,0	10	9,5	875
1,0	9	8,5	925
1,0	5	4	1000
1,2	12	11	875
1,2	11	10	925
1,5	15	14	875
1,5	13	12	925
2,0	20	19	875
2,0	18,5	17,5	925
2,5	24	23	875
3,0	29	28	925

значительно сокращая время выдержки. Получив на детали цементированный слой, несколько меньший по глубине, чем тот, который требуется для данного изделия, температуру выдержки снижают на 150—200°C и некоторое время выдерживают еще при этой температуре. Процесс цементации, благодаря столь значительному понижению температуры, резко замедляется, и дополнительная выдержка по существу является периодом не активного протекания дальнейшей цементации изделия, а периодом активного протекания диффузии цемента из ранее науглероженной зоны несколько далее, вглубь материала изделия. Во время этой дополнительной выдержки исчезнет резкий переход от цементированного наружного слоя к цементированной сердцевине детали, столь характерный для цементации, проведенной при завышенных температурах.

Общая продолжительность процесса цементации, при применении «ступенчатой» выдержки получается меньшей, по сравнению со старым способом цементации, процентов на 30, качество цементированного слоя при этом даже несколько улучшается.

По окончании выдержки цементационные ящики вынимают («выдают») из печи. Иногда ящики раскупоривают тогда, когда они еще не успели остыть, и изделия, еще нагретые до красного цвета каления, быстро охлаждают, замачивая в воду или масло. Такая термическая обработка практикуется на некоторых мелких заводах с отсталой технологией, как окончательный вид обработки для таких, например, изделий, как столярный и электромонтажный инструмент (молотки столярные, плоскогубцы, кусачки и пр.).

Эту термическую обработку после цементации надо признать неправильной, так как крупнозернистый аустенит, получившийся в материале изделия, благодаря длительной выдержке его при высокой температуре, в результате закалки даст крупноиглочатый мартенсит, характерный для перегретой стали.

Всякая установка для газовой цементации, за исключением установок, работающих по методу американского исследователя А. Линдберга, состоит из двух частей. Первая часть включает в устройство для получения цементирующего газа и аппаратуру для очистки этого газа. Вторая часть установки — это сама цементационная камера, или так называемая цементационная реторта и печь, нагревающая ее.

На наших заводах в настоящее время применяются для газовой цементации почти исключительно продукты пиролиза и крекинга керосина и других производных нефти, но не газообразные углеводороды, подобные, например, этилену, ацетилену и пр., которые могут быть получены вне завода, выполняющего цементацию, и доставлены в баллонах к цементационным установкам.

Устройство для пиролиза и крекинга нефтепродуктов, являющееся у нас существеннейшей частью установки для газовой цементации, работает по следующей схеме. Жидкий нефтепродукт (например керосин) вытекая из резервуара, каплями падает внутрь нихромовой реторты, нагретой до 700—900°C. При этом происходит расщепление данного нефтепродукта на смесь углеводородов. Последние могут быть далее крекированы, для чего должны быть смешаны с парами воды и вновь подвергнуты действию высоких температур. Впрочем, иногда ограничиваются лишь пиролизом нефтепродуктов.

Полученные в результате указанных операций газообразные углеводороды далее обязательно должны быть очищены от частиц твердого углерода (сажи) и ряда примесей, для чего пропускаются через специальные очистители. Очищенные газы направляются в цементационную реторту и проходят через нее с относительно небольшой скоростью. На выходе из реторты отработанные цементационные газы поджигаются и во время работы установки горят небольшим факелом. По величине этого факела можно легко регулировать скорость потока цементационного газа через реторту.

Цементационная реторта обычно представляет собою нихромовый цилиндр, закрываемый сверху и снизу, с двумя патрубками для подачи цементующего газа и вывода газообразных продуктов процесса. В реторту загружаются изделия для химико-термической обработки, после чего реторта герметически закрывается и через нее начинают пропускать газ-карбюризатор, одновременно нагревая всю цементационную камеру.

При всей своей сложности установка для газовой цементации весьма экономична в работе. Учитывая же значительное сокращение времени на проведение этого процесса и улучшение качества цементированного слоя, по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе, следует считать газовую цементацию весьма выгодной.

Во время процесса цементации газообразные углеводороды, как указывалось выше, разлагаются на водород и углерод, действующий *in statu nascenti* на железо, соединяющееся с ним. В результате этого процесса на поверхности цементируемой детали образуется корочка карбида, диффундирующего в дальнейшем вглубь материала обрабатываемого изделия. После образования корочки дальнейшая реакция между углеродом, поступающим от карбюризатора, и железом может происходить либо благодаря быстрому удалению карбида, «раскалыванию» корочки вследствие диффузии карбида вглубь материала, либо благодаря диффузии железа через слой карбида. Вместе с тем процесс диссоциации углеводородов не зависит от скорости реакции между железом и углеродом адсорбирующимся на поверхности изделия и в газовой среде, окружающей обрабатываемую деталь. Молекулы углеводородов продолжают диссоциировать и распадаться с выделением свободного углерода в течение всего времени выдержки.

Если скорость реакции между железом и углеродом на поверхности раздела фаз (железо и газообразный карбюризатор) недостаточна для того, чтобы весь углерод, освобождающийся из карбюризатора, мог бы войти в соединение с железом и образовать карбид, избыток его остается на поверхности цементируемого изделия в виде сажи. Газовая цементация при низких температурах (800—850°C) часто сопровождается возникновением значительного слоя на поверхности обрабатываемой детали, так как при этих температурах скорость диффузии цементита в железе и железа в цементите относительно невелики. Налет сажи на изделиях считается отрицательным явлением, ибо частицы сажи, осаждаясь на поверхность стали, изолируют последнюю от газообразной среды — карбюризатора. Замечено, что чем более тяжелые углеводороды применяются

в качестве карбюризаторов, тем более возрастает количество сажи, отлагающейся на поверхности изделий.

Городской светильный газ далеко не везде может быть использован, как карбюризатор. Например, заводы Москвы не могут его применять для этой цели. Цементация им иногда связана с возникновением на деталях чрезмерного слоя сажи, влияющего на ход процесса.

В практике ряда заводов США распространена цементация пропаном, этиленом и другими углеводородами, вырабатываемыми на специальных заводах и транспортируемые в баллонах. Установки для газовой цементации, использующие уже готовый сжатый газ-карбюризатор, весьма портативны. Их применение является значительным шагом вперед, по сравнению с постройкой сложных и громоздких установок, снабженных аппаратурой для пиролиза и крекинга нефтепродуктов.

В заключение следует отметить весьма удобную установку для газовой цементации, предложенную инж. Линдбергом в США. Эта установка работает, используя продукты пиролиза специального масла неизвестного состава. Капли масла в установке Линдберга падают прямо внутрь цементационной камеры, одновременно служащей и пиролизной ретортой. Состав патентованного масла Линдберга таков, что в цементационной камере и на обрабатываемых изделиях не отлагается слой сажи и процесс цементации проходит вполне успешно. Масло Линдберга поставляется исключительно его фирмой (США) по сравнительно недорогой цене.

4. Термическая обработка после цементации

Как указывалось выше, длительная выдержка при высоких температурах, когда сталь имеет аустенитовую структуру, приводит к значительному разрастанию в ней зерен. Сталь же с крупным зерном хрупка и обладает еще рядом других отрицательных качеств.

Напомним, что основной задачей цементации является создание на поверхности изделий твердого слоя, хорошо сопротивляющегося истиранию, при наличии у деталей вязкой сердцевины («ядра»). По этим причинам после цементации каждое изделие должно быть термически обработано. Простая однократная закалка с отпуском здесь не могут быть применены, так как кусок стали после цементации неоднороден по химическому составу. Нам уже известно, что режимы термической обработки различны для малоуглеродистой и высокоуглеродистой стали.

Термическая обработка цементированных изделий должна состоять из:

- а) операции термического размельчения зерна в сердцевине детали,
- б) операции закалки, упрочняющей поверхностный слой и устраняющей крупнозернистость этого слоя и
- в) низкого отпуска для уменьшения внутренних напряжений.

Размельчение зерен в нецементированной сердцевине детали должно предшествовать прочим операциям, так как требует применения более высоких температур. Для термического размельчения зерен сталь следует нагреть вновь до перехода ее в строение аустенита, т. е. немного выше A_{c3} .

Аустенит, образующийся из перлита и феррита при нагревании стали до A_{c3} и далее до A_{c3} , вначале мелкозернист, и кристаллы его могут вновь вырасти лишь в результате продолжительной выдержки при высоких температурах, или же при дальнейшем его нагревании (перегрева). Температура A_{c3} для материала сердцевины цементированного изделия, содержащей около 0,1—0,15% углерода, довольно высока — 850—870°C.

Это означает, что первой операцией термической обработки цементированной детали должна быть либо закалка с температуры 900° (т. е. с температуры $A_{c3} + 40 - 50^\circ$), либо нормализация с той же температуры, либо отжиг с кратковременной выдержкой изделия при 900°C. На практике встречаются все три варианта первой термической обработки после цементации.

Вторая термическая обработка после цементации, кроме придания высокой твердости цементированному слою, должна еще уничтожить в нем крупнозернистость.

При первой термической обработке зерно размельчается в той части изделия, где содержится мало углерода, т. е. в сердцевине. Температура 900°C, выбранная для этой термообработки в соответствии с составом сердцевины, слишком высока для высокоуглеродистой стали поверхностного слоя детали. Так, если первой обработкой будет закалка, то на поверхности цементированного изделия получится крупнозернистый мартенсит, характерный для перегретой стали.

Вторая термическая обработка — закалка с температуры 760 — 780°C создаст на поверхности изделия нормальную мартенситовую структуру, а для сердцевины явится температурой неполной закалки.

Отв. редактор *К. А. Малышев*

Подписано к печати 15/XII 1944 г.
Уч.-изд. л. 12,25

НС 30326
Тираж 5000

Печ. лист. 7,75
Заказ № 983

5-я типография треста «Полиграфкнига» Огиза при СНК РСФСР,
Свердловск, ул. Ленина, 47.

Цена 12 руб.