

ристику. Не имея возможности привести здесь эти данные, отсылаем читателя к литературе [см. 968, 928 и др.], посвященной изучению этих вопросов.

Одним из чрезвычайно ценных и в то же время наиболее простых методов оценки конструкционной (и не только конструкционной) стали является изучение вида излома (фрактография). Ценность этой характеристики, использованной еще Д. К. Черновым при его знаменитых открытиях, в настоящее время подтверждается все новыми фактами не только из производственного опыта, но и из области научных исследований. Главный недостаток этого метода значительный элемент субъективности, сказывающийся даже при пользовании шкалой изломов. В настоящее время разработаны [508] и разрабатываются объективные методы оценки вида изломов, но они имеют ряд ограничений и еще не получили широкого распространения [см. 968]. Применение электронного микроскопа (электронная микрофрактография) при усовершенствованном способе получения реплик (непосредственно с излома) уже дало ценные новые данные, позволившие более детально классифицировать изломы, установить влияние ряда факторов на строение излома и связать его с теорией дислокаций, лучше изучить разные виды хрупкости и др. [см. 951]. Вид излома все чаще и успешнее используется в качестве критерия при определении разных характеристик склонности стали к хрупкому разрушению и в первом грубом приближении оценивает также сопротивление стали распространению трещин.

Следует в заключение отметить, что при определении механических свойств стали, как и других материалов, их обычно считают квазиоднородными и квазизотропными. Определяемые механические характеристики являются, следовательно, макроскопическими, т. е. усредненными для данного сечения. Между тем в ряде случаев сильно проявляется структурная неоднородность материала, и для оценки его механических свойств необходим микроскопический подход. Я. Б. Фридман [509] попытался разграничить случаи, в которых необходимо учитывать напряженность и свойства разнородных структурных составляющих материала. В качестве критерия при таком разграничении Я. Б. Фридманом взято отношение I_d/I_c , где I_c — линейные размеры структурных неоднородностей, а I_d — линейные размеры максимально напряженной зоны образца.

В области выше наклонной линии на диаграмме рис. 139, т. е. при отношении $I_d/I_c > 10$, допустимо макроскопическое усреднение определяемых характеристик. В области диаграммы ниже наклонной линии, т. е. при отношении $I_d/I_c > 10$, желательно согласовать напряженность и сопротивление отдельных структурных элементов материала. При этом в области упругих деформаций напряжения в разных структурных элементах определяются значениями их модуля упругости; перегружается элемент, имеющий больший модуль. При возникновении пластической деформации напряжения перераспределяются и зависимости от вида кривой деформации. Очевидно, что при одинаковой структуре материал может переместиться из одной области диаграммы рис. 139 в другую в зависимости от способа нагружения, определяющего величину I_d . То же может произойти под влиянием других факторов, примеры которых приведены на диаграмме рис. 139, где направление перемещения показано стрелками.

2. РОЛЬ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Следует различать прямое и косвенное влияние, оказываемое легирующими элементами на свойства конструкционной стали. Такое разделение имеет и важное практическое значение, так как определяет принципиальную взаимозаменяемость легирующих элементов и пути, по которым следует идти для обеспечения этой взаимозаменяемости. Сама же возможность полной или частичной замены одних элементов другими в конструкционной стали имеет большое экономическое значение.

Прямыми мы называем непосредственное влияние элемента на повышение им тех или иных характеристик прочности стали без ущерба или с допустимым в данной области применения понижением ее пластичности и вязкости. Сюда относится влияние легирующих элементов на прочность и пластичность феррита, а также их влияние на механические свойства стали после закалки при полной или неполной прокаливаемости и последующего отпуска до одинакового уровня твердости. Все другие направления влияния легирующих элементов, пусть даже важнейшие или решающие, в том числе их влияние на прокаливаемость, на процессы, вызывающие отпускную хрупкость или ослабляющие последнюю, на анизотропность, на связывание вредных примесей, на технологические пути достижения возможного уровня механических свойств и т. п., являются косвенными.

A. РОЛЬ ЛЕГИРОВАННОГО ФЕРРИТА

Легирующие элементы образуют твердые растворы с ферритом, увеличивая в той или иной степени его твердость и прочность в соответствии с закономерностью Ч. С. Курнакова. Ни одна из приведенных на стр. 69 причин упрочнения твердых растворов не позволяет полностью объяснить количественное влияние разных элементов на упрочнение феррита. Доля упрочнения, обусловленная статическим смещением атомов из узлов решетки, должна быть тем больше, чем больше разность атомных радиусов α -железа и элемента [см. 300]. Более сильное упрочнение феррита вызывают элементы, имеющие иную решетку, чем α -железо, и элементы, растворимость которых в последнем при комнатной температуре ниже. Очевидно, что ограниченно растворяющийся элемент будет упрочнять феррит наиболее сильно, когда по условиям охлаждения сплава не успело установиться равновесное состояние и раствор является пересыщенным. Что касается прочности межатомной связи, то сопротивление отрыву в решающей степени зависит от полной прочности межатомной связи. А так как полную прочность межатомной связи в железе подавляющее большинство легирующих элементов изменяет мало, то легирование феррита должно оказывать слабое влияние на его сопротивление отрыву. Значительно сильнее должен сказываться такой фактор, как величина зерна (см. рис. 132). И действительно, в ряде исследований экспериментально установлено [127, 132, 529], что сопротивление отрыву зависит главным образом от величины зерна, а легирование не оказывает на эту характеристику заметного влияния. Легирующие элементы могут влиять на нее только косвенно в основном через величину зерна.

Сопротивление же пластической деформации в значительной степени определяется составляющей связи, обусловленной взаимодействием ионов, а также взаимодействием групп атомов с дислокациями,

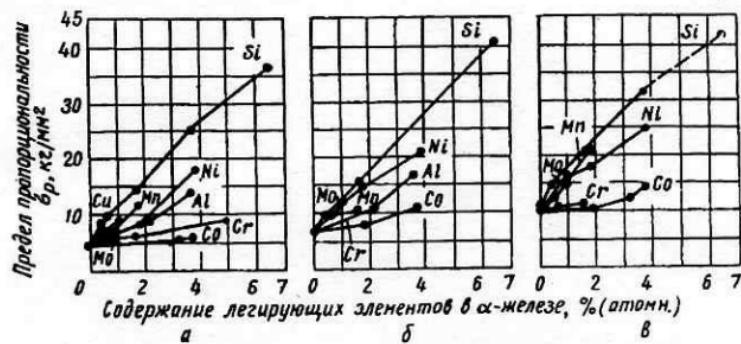


Рис. 140. Зависимость предела пропорциональности отожженного феррита от концентрации растворенного в нем легирующего элемента:

a — зерно № 0; *b* — зерно № 3; *c* — зерно № 4 и 5

вследствие чего оно должно зависеть больше от легирования, чем от величины зерна. Эти зависимости могут быть выявлены в наиболее чистом виде на сплавах, находящихся в равновесном состоянии. Поэтому в качестве иллюстрации этого положения на рис. 140 [127] приведена зависимость предела пропорциональности от содержания легирующих элементов при трех размерах зерна для отожженного феррита. Следует заметить, что, как показывают и некоторые другие факты, кремний, по-видимому, обуславливает в сплаве заметную долю ковалентной связи, что повышает предел пропорциональности и уменьшает пластичность. До некоторой степени это относится и к марганцу, но при более высоких его содержаниях.

Как видно из диаграмм истинных напряжений, приведенных для отожженного феррита на рис. 141 [127], легирующие элементы заметно увеличивают также начальный коэффициент упрочнения, характеризуемый углом наклона первого участка диаграммы к оси абсцисс (начальная ордината на каждой диаграмме равна пределу пропорциональности сплава). Наиболее сильно повышает коэффициент упрочнения кремний, уменьшающий также предельную пластичность. Так как конечный коэффициент упрочнения под влиянием легирующих элементов практически не изменяется, то изменение последними сопротивления вязкому разрушению определяется их влиянием на предельную пластичность. Поэтому кремний практически не повышает, а при большем содержании понижает сопротивление вязкому разрушению. Соответственно предел прочности феррита легирующие элементы увеличива-

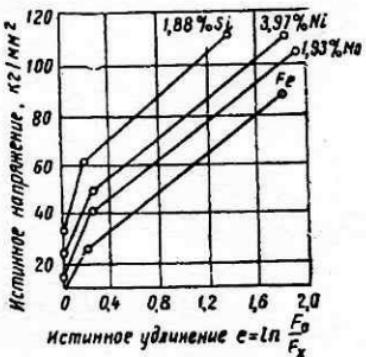


Рис. 141. Диаграммы истинных напряжений для нелегированного и легированного отожженного феррита

вают в тем большей степени, чем сильнее они повышают предел пропорциональности и коэффициент начального упрочнения.

При легировании феррита одновременно несколькими элементами упрочнение его по одним данным подчиняется закону аддитивности, а по другим данным [127] определяется тем из введенных элементов, который влияет наиболее сильно. Однако оба эти положения в наших исследованиях¹ не подтверждаются экспериментально ни для отожженного, ни для нормализованного состояния (см. рис. 142 и 152). Следует заметить, что у феррита, содержащего умеренное количество легирующих элементов, их относительное влияние в нормализованном состоянии приблизительно такое же, как и в отожженном.

Повышение прочности отожженного и нормализован-

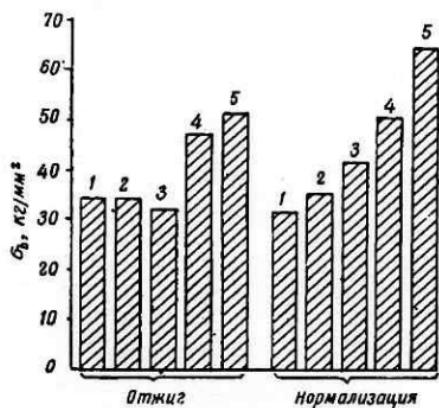


Рис. 142. Предел прочности феррита, легированного разными элементами, в отожженном и нормализованном с 975°С состояния:

1 - 0,88% C; 2 - 0,28% Mo; 3 - 3,45% Ni,
4 - 0,89% Cr, 3,15% Ni; 5 - 0,86% Cr
3,15% Ni, 0,29% Mo

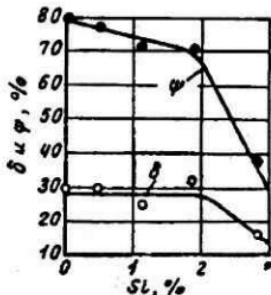


Рис. 143. Влияние кремния на пластичность феррита в нормализованном состоянии

ного феррита за счет легирующих элементов не сопровождается обычно падением его пластичности, выраженной относительным удлинением и сужением. Исключение составляет кремний, который по указанной выше предположительной причине понижает пластичность феррита, да и то особенно заметно только начиная с ~2% Si (рис. 143). Понижает пластичность также марганец, если содержание его в феррите больше 3–3,5%.

Как и следовало ожидать, влияние легирования феррита в наибольшей степени оказывается на его ударной вязкости, которая, как правило, понижается. Однако вследствие очень большой чувствительности ударной вязкости к величине зерна, способу выплавки и раскисления, а также условиям дальнейшей обработки значения ее, особенно у феррита, могут колебаться в широких пределах у одного и того же материала. В качестве иллюстрации на рис. 144 показаны вид излома, величина зерна и ударная вязкость двух образцов нелегированного литого феррита одной плавки после одинаковой термической обработки. Этим и объясняется, по-видимому, противоречивость встречающихся

¹ Исследования легированного феррита, результаты которых приводятся ниже проведены автором совместно с А. Ф. Захаровой.

ся в литературе данных, относящихся к закономерностям изменения ударной вязкости у легированного феррита.

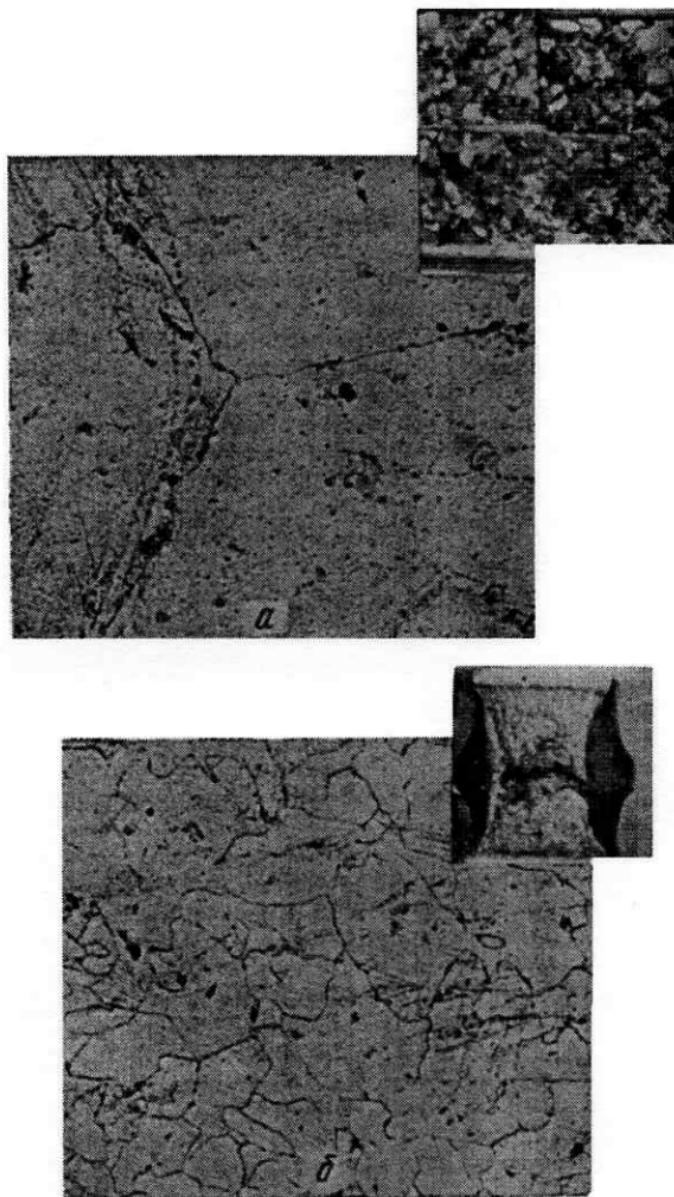


Рис. 144. Вид излома и величина зерна двух образцов (*а* и *б*) нелегированного литого феррита одной плавки. Ударная вязкость при температуре +20°C:

а — $a_k = 1.0 \text{ кгм}/\text{см}^2$; *б* — $a_k = 24.6 \text{ кгм}/\text{см}^2$ (образец не сломался)

В еще большей степени это относится к положению критической температуры хрупкости при определении ее ударным изгибом надрезанных образцов (рис. 145). Большое влияние на значение критической

температуры, которое оказывает способ раскисления (на рис. 145, при переплавке в индукционной печи), совершенно понятно, если учесть, что кислород, как это видно из рис. 146 [522], сильно повышает критическую температуру хрупкости. На очень чистом железе наблюдалось (см. Треппшу и др. [9]) значительное повышение T_k с повы-

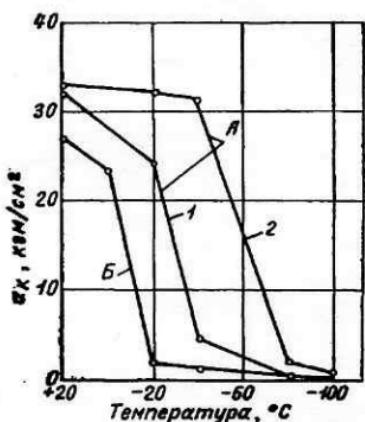


Рис. 145. Изменение ударной вязкости с температурой у литого (Б) и кованого (А) феррита:
1 и 2 — различные способы раскисления

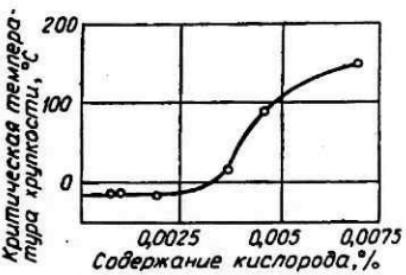


Рис. 146. Влияние кислорода на критическую температуру хрупкости феррита

шением температуры разливки, по-видимому, вследствие более крупного первичного зерна.

Направление влияния легирующих элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению в нормализованном состоянии иллюстрируется рис. 147—152. Кремний повышает критическую температуру хрупкости, а при содержании его в количестве больше 1% резко падает и ударная вязкость при комнатной температуре. Хром приблизительно до 2% уменьшает склонность феррита к хрупкому разрушению, а при более высоком содержании действие его ослабевает и может стать отрицательным. Положительное влияние также до определенного содержания на склонность феррита к хрупкому разрушению оказывают марганец, алюминий и медь.

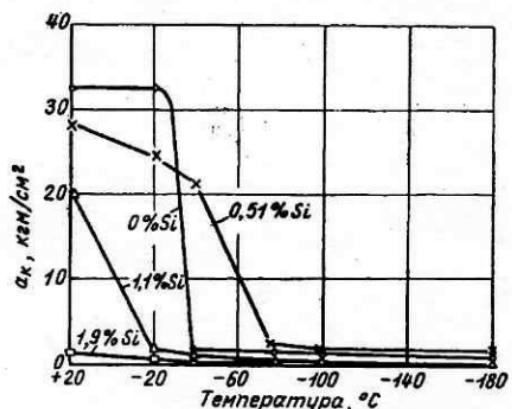


Рис. 147. Влияние кремния на склонность нормализованного феррита (кованого) к хрупкому разрушению

но смещает критическую температуру хрупкости вниз никель, что подтверждается и опытом применения никелевых сталей. При +20°C никель несколько понижает ударную вязкость (рис. 152). С учетом этого обстоятельства и того, что другие элементы (в том числе хром) понижают критическую температуру только до определенного их содержания (а у стали — с учетом и влияния температуры отпуска, см. стр. 240),

Наиболее сильно и надеж-

устраняются противоречия, наблюдающиеся иногда в исследованиях разных авторов [913].

Основная закономерность влияния легирующих элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению в настоящее время фор-

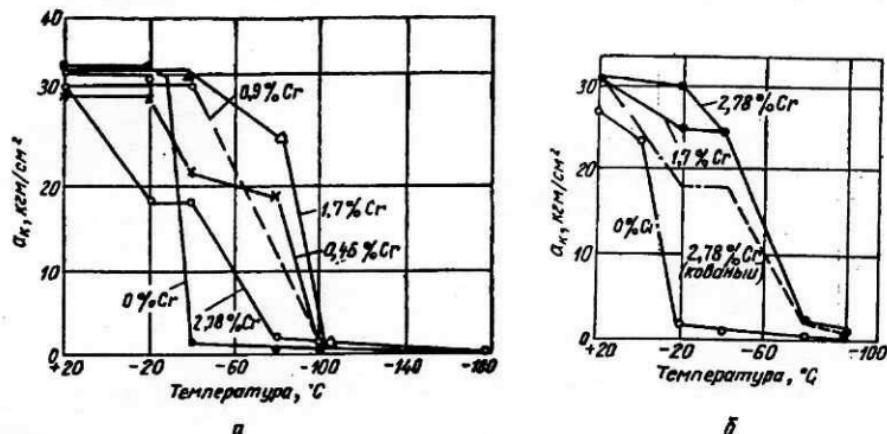


Рис. 148. Влияние хрома на склонность нормализованного феррита к хрупкому разрушению:
а — кованого; б — литого

мулируется так [530]: элементы, способствующие укрупнению зерна, а также слабо изменяющие его величину, повышают критическую температуру хрупкости и тем интенсивнее, чем сильнее повышают предел те-

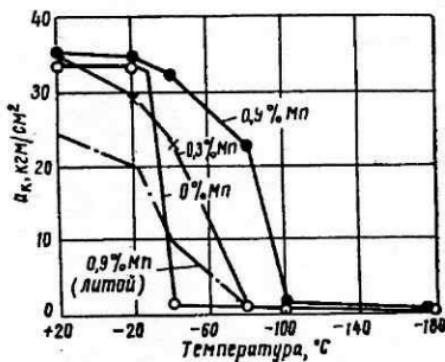


Рис. 149. Влияние марганца на склонность нормализованного феррита к хрупкому разрушению

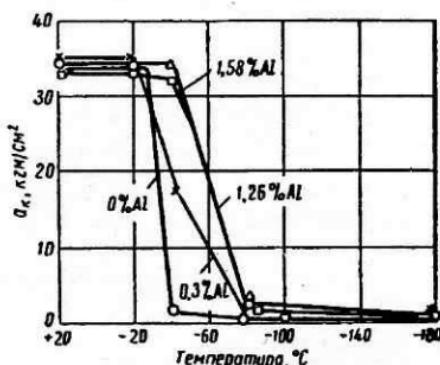


Рис. 150. Влияние алюминия на склонность нормализованного феррита (кованого) к хрупкому разрушению

кучести феррита. Элементы же, способствующие получению мелкого зерна, до некоторой концентрации понижают критическую температуру хрупкости, а затем по достижении предельного измельчения зерна их влияние должно стать обратным за счет повышения сопротивления феррита малым пластическим деформациям.

Следует иметь в виду, что относительное влияние элементов на предел текучести при низких температурах принципиально может быть

обратным их относительному влиянию на эту характеристику при комнатной температуре, так как с понижением температуры предел текучести, как видно из рис. 153 [242], повышается тем сильнее, чем ниже его исходное значение. Из схемы рис. 154 видно, что это может приве-

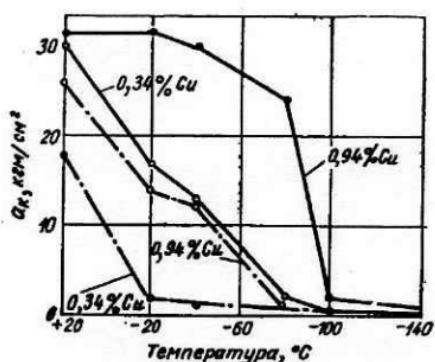


Рис. 151. Влияние меди на склонность нормализованного феррита к хрупкому разрушению:
— кованые сплавы; —— литые сплавы

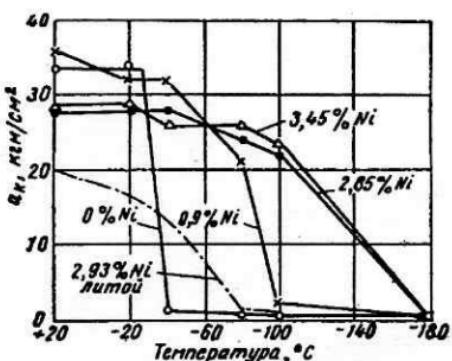


Рис. 152. Влияние никеля на склонность нормализованного феррита к хрупкому разрушению

сти при прочих равных условиях и к обратному относительному влиянию соответствующих элементов на критическую температуру хрупкости. Если учитывать и это обстоятельство, то приведенное положение о характере влияния элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению с точки зрения механики материалов, конечно, правильно.

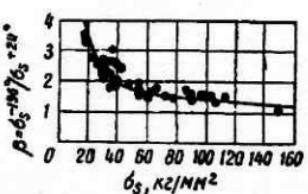


Рис. 153. Степень повышения предела текучести при температуре -196°C в зависимости от его исходного значения (при $+20^{\circ}\text{C}$)

сплавы с гранецентрированной кубической решеткой, в том числе на медной основе, вовсе не переходящие в хрупкое состояние, могут разрушаться хрупко уже вблизи комнатной температуры, если у них в граничном слое зерна образовалась низкопрочная фаза (стр. 272). Обогащением граничного слоя следует объяснить и сильное отрицательное влияние малых количеств углерода на критическую температуру хрупкости (рис. 155 [522]). То же относится и к влиянию кислорода (рис. 146), способствующего тому, что излом из внутрикристаллического переходит в межкристаллический.

Меньший эффект влияния элементов на склонность к хрупкому разрушению для литого феррита, чем для кованого (рис. 149, 151, 152),

также косвенно свидетельствует о том, что главная роль легирующих элементов связана с вызываемыми ими изменениями состава и структуры граничного слоя зерна. В литых сплавах скорость диффузии во много раз меньше, чем в пластически деформированных [см. также 39]. Этим можно объяснить воспроизведенный на рис. 148 факт, что у кованого феррита легирование 2,78% Сг уже усиливает склонность к хрупкому разрушению против 1,7% Сг (рис. 148, а), тогда как у литого феррита такое количество хрома еще влияет положительно (рис. 148, б).

Труднее ответить на вопрос — в чем именно заключаются изменения, вносимые легирующими элементами в состав и структуру граничного слоя зерна. Наиболее вероятными нам кажутся изменения в двух направлениях.

Некоторые элементы могут увеличивать степень атомного порядка в граничном слое. Такого эффекта можно ожидать от элементов, способствующих в нормальном сплаве с железом получению γ -фазы. Другие элементы могут «очищать»

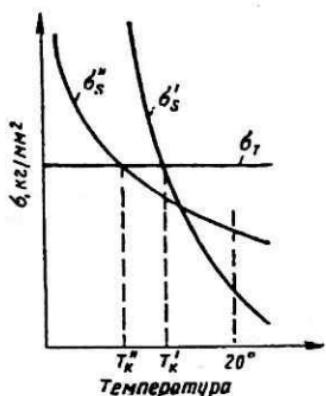


Рис. 154. Схема возможного относительного влияния легирующих элементов на предел текучести при комнатной температуре и на положение критической температуры хрупкости

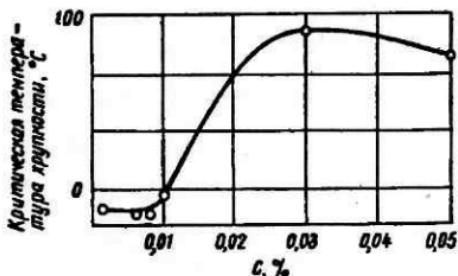


Рис. 155. Влияние малых количеств углерода на критическую температуру хрупкости железа

граничный слой зерна от примесей, главным образом от углерода и кислорода, повышающих температуру перехода в хрупкое состояние. Естественно, конечно, при этом ожидать, что положительное влияние элемента в обоих случаях должно продолжаться до тех пор, пока образуемый им самим в граничном слое твердый раствор не станет хрупким.

С изложенной точки зрения такие элементы, как никель, марганец и медь, должны понижать критическую температуру хрупкости феррита вследствие того, что они увеличивают степень атомного порядка в граничном слое. При этом медь должна давать меньший эффект, чем никель. За пределом насыщения или после определенного пересыщения медью α -раствора выпадает новая фаза, представляющая собой твердый раствор железа в меди, и система становится более хрупкой. Поэтому дальнейшее повышение содержания меди делает ее влияние отрицательным.

Эффект понижения критической температуры хрупкости марганцем, начиная с некоторого содержания его в сплаве, также должен перейти в обратный, так как высокомарганцовистая γ -фаза в отличие

от высоконикелевой сама резко понижает свою пластичность при низких температурах (стр. 271 и рис. 185). Интересно, что марганец при содержании его около 2% (см. рис. 156 [522]) парализует отмеченное выше (рис. 155) вредное влияние малых количеств углерода. Объясняется это, по-видимому, тем, что при достаточном содержании марганца в сплаве почти весь находящийся в граничном слое углерод оказывается растворенным в γ -фазе.

В отличие от никеля, марганца и меди, хром, алюминий и кремний с увеличением их содержания в сплаве все больше «ферритизируют» граничный слой зерна. При этом углерод вытесняется из граничного слоя в объем зерна. Следовательно, положительная роль таких элементов заключается, по-видимому, в том, что они «очищают» границу зер-

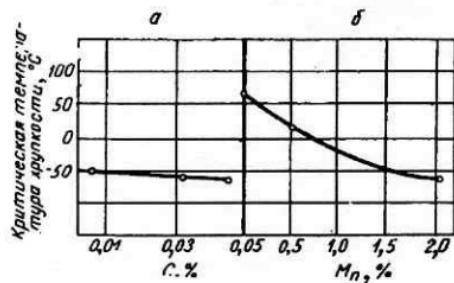


Рис. 156. То же, что на рис. 155, но при наличии в стали марганца:

a — 2% Mn; б — 0,05% C

важнее, чем их влияние на величину зерна, так как алюминий понижает критическую температуру хрупкости еще при таких содержаниях в сплаве, когда зерно уже значительно укрупняется.

Если изложенные предположения верны, то влияние легирующих элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению, особенно количественно, должно зависеть не только от состава сплава, но и от условий его термической обработки и скорости диффузии соответствующих элементов в твердом растворе, что согласуется с опытом.

В заключение заметим, что вопросу о влиянии легирующих элементов на склонность феррита к хрупкому разрушению мы уделили сравнительно много внимания потому, что и у стали склонность к хрупкому разрушению определяется прежде всего поведением феррита в этом направлении, как бы оно ни вуалировалось различными другими факторами. Поэтому в стали влияние легирующих элементов на эту важнейшую характеристику должно определяться теми же закономерностями и, следовательно, сохранять в основном тот же характер, что и в феррите. Результаты некоторых опубликованных по этому вопросу исследований [323, 531, 971 и др.] подтверждают, что в стали влияние легирующих элементов на склонность к хрупкому разрушению принципиально такое же, как в феррите.

В сложнолегированном феррите, как и в сложнолегированной стали, сохраняется направление влияния каждого из легирующих элементов. Однако количественно их суммарный эффект может заметно отличаться от аддитивного в соответствии с изменением энергии взаимодействия элементов с железом в случае сложного легирования. Так,

на от углерода, а некоторые из них — и от кислорода. Однако твердый раствор железо — кремний сам обладает большой хрупкостью. Поэтому влияние кремния уже при сравнительно малом общем содержании его в сплаве становится отрицательным. Положительный же эффект, вызываемый хромом и алюминием, сохраняется до более высоких концентраций. На примере алюминия можно видеть, что влияние легирующих элементов на граничный слой может оказаться

например, влияние никеля в хромоникелевом и хромоникельмolibденовом феррите или соответствующих сталях на их склонность к хрупкому разрушению обычно сильнее, чем в феррите или стали, легированных только никелем.

С точки зрения возможной роли легированного феррита в повышении прочности конструкционной стали особенно важно влияние, оказываемое легирующими элементами на механические свойства феррита в закаленном и отпущенном состоянии.

Как было указано на стр. 158, при закалке легированного феррита превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ совершается по мартенситному механизму со всеми присущими ему особенностями. При этом происходит сильное упрочнение феррита за счет совокупности изменений, происходящих в его микро- и субмикростроении. Роль легирующих элементов заключается в изменении положения мартенситной точки сплава, а роль большой скорости охлаждения — в переохлаждении γ -фазы до мартенситной точки.

Отсюда следует, что при закалке феррит должен упрочняться тем больше, чем сильнее понижают мартенситную точку содержащиеся в нем легирующие элементы. Исследования подтверждают, что наиболее сильное упрочнение двойного легированного феррита при закалке вызывают марганец, хром и никель при содержании каждого из них в количестве 3—4%. Особенно же сильно, как и следует ожидать, прочность после закалки повышается у сложнолегированного феррита, что иллюстрируется рис. 157 для предела текучести.

Из рис. 157 видно также, что предел текучести закаленного легированного феррита относительно мало понижается при последующем отпуске. Существенное падение его начинается только после $\sim 500^\circ\text{C}$. Роль легирующих элементов в этом направлении сводится к повышению ими температуры возврата и рекристаллизации феррита или начала укрупнения блоков. Поэтому наиболее заметно повышает устойчивость сплава против разупрочнения при отпуске молибден. Аналогичное влияние оказывают и другие элементы, повышающие температуру рекристаллизации феррита, например вольфрам, ванадий, ниобий и т. п. Как видно из рис. 158 для хромоникельмolibденового феррита, при отпуске до температуры около 500°C предел прочности также уменьшается сравнительно мало. Характеристики же пластичности и особенно ударная вязкость, которые и после закалки имеют высокие значения, при этом заметно повышаются.

Резкое измельчение структуры приводит к значительному повышению после закалки сопротивления легированного феррита отрыву. По величине последнее приближается к значению этой характеристики у мартенсита (см. рис. 131), у которого она понижена вследствие уменьшения углеродом прочности межатомной связи в железе. Для закаленного состояния естественно поэтому ожидать, что легирующие элементы, способствующие сильному упрочнению феррита за счет мартенситного превращения, будут повышать также и его сопротивление отрыву. Как видно из рис. 159 [127], никель, хром и марганец и особенно сочетание хрома и никеля вызывают значительное повышение сопротивления отрыву у закаленного феррита. Так как закалка увеличивает также начальный и конечный коэффициенты упрочнения, то еще сильнее за счет протекания предварительной пластической деформации в результате закалки повышается сопротивление вязкому разрушению S_k .

При последующем отпуске обе эти характеристики начинают за-

метно снижаться с началом рекристаллизации или укрупнения блоков, т. е. при температуре около 500°C . Выдержка закаленного легированного феррита при комнатной температуре в течение около 24 ч приводит к значительному повышению сопротивления вязкому разрушению S_k .

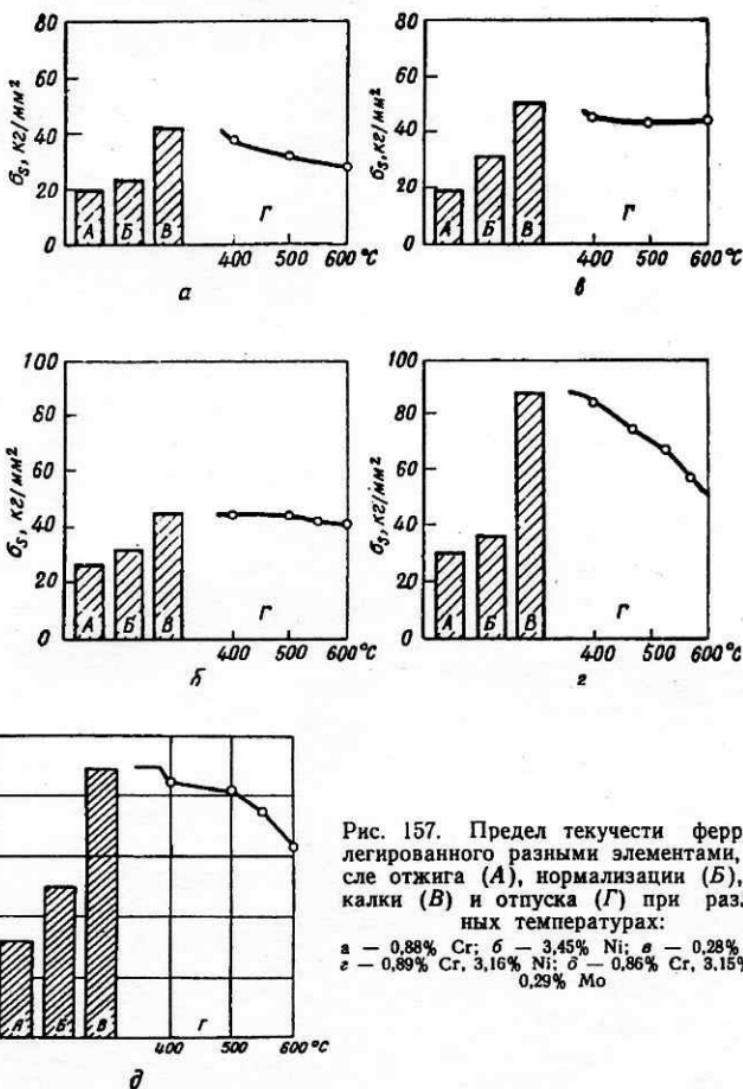


Рис. 157. Предел текучести феррита, легированного различными элементами, после отжига (A), нормализации (B), закалки (В) и отпуска (Г) при различных температурах:

a — 0,88% Cr; б — 3,45% Ni; в — 0,28% Mo;
г — 0,89% Cr, 3,16% Ni; д — 0,86% Cr, 3,15% Ni,
0,29% Mo

вследствие увеличения предельной пластичности [532]. Авторы полагают, что это явление объясняется протекающей при комнатной температуре частичной релаксацией остаточных напряжений, что уменьшает неравномерность пластического течения при растяжении.

Из всего сказанного следует, что в сложнолегированных сталях влияние элементов, растворенных в ферrite, на его прочность может быть весьма велико даже после нормализации и отжига. В улучшаемой же конструкционной стали значение пределов пропорциональности и

текущести при определенном сочетании легирующих элементов может быть приблизительно удвоено против нормализованного и утроено против отожженного состояния. При этом легированный феррит сохраняет еще высокую пластичность и вязкость.

Таким образом, роль легированного феррита в упрочнении должна быть большей в стали с неравновесной структурой. Однако эта роль становится меньше с увеличением содержания углерода в стали, так как при этом уменьшается количество феррита и количество растворенных в нем карбидообразующих элементов. Поэтому в сталях, применяющихся после нормализации или прокатки, например судострои-

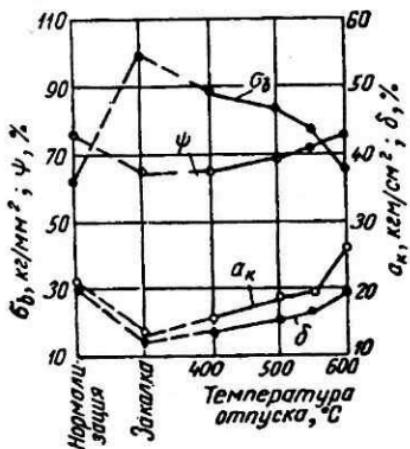


Рис. 158. Влияние закалки и отпуска на предел прочности, пластичность и вязкость феррита с 0,86% Cr, 3,15% Ni и 0,29% Mo



Рис. 159. Влияние некоторых элементов на сопротивление закаленного феррита отрыву

тельных и т. п., в которых содержится в 2—3 раза меньше углерода, чем в улучшаемых, по этой причине растворение элементов в феррите может играть иногда даже более важную роль, чем в улучшаемых сталях.

В связи со сказанным может возникнуть вопрос: нельзя ли вообще не вводить углерода в легированную конструкционную сталь? На самом деле введение углерода преследует по крайней мере четыре цели:

1. Дополнительное повышение прочности стали за счет карбидной фазы. Высокая прочность у феррита даже непосредственно после закалки достигается при большом содержании в нем легирующих элементов. Поэтому его прочность, отнесенная к условной «единице» количества легирующих элементов, недостаточна.

2. Возможность переохлаждения γ -фазы до мартенситной точки. Дело в том, что для достижения высоких значений характеристик прочности при закалке легированного феррита требуется большая скорость охлаждения, трудно достижимая во внутренних слоях реальных изделий сколько-нибудь значительной толщины. Углерод, следовательно, необходим для увеличения прокаливаемости за счет уменьшения скорости превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, приобретающего при этом, однако, более сложный характер и дополняемого новыми процессами.

3. При введении в сталь углерода последняя после высокого отпу-

ска имеет сорбитную основную массу, обладающую меньшей склонностью к хрупкому разрушению, чем ферритная.

4. Выплавка конструкционной стали, содержащей углерод, проще и легче, чем выплавка легированного феррита.

Однако в некоторых областях применения безуглеродистый легированный феррит может иметь определенные преимущества перед сталью, содержащей углерод. Примером могут служить изделия, в которых тонкий поверхностный слой в процессе работы нагревается до высокой температуры, близкой к плавлению, и в то же время подвергается эрозии. В этом случае углерод, находясь в поверхностном слое в твердом растворе и уменьшая прочность межатомной связи, будет способствовать вырыванию частиц из этого слоя, тогда как легирующие элементы, усиливая межатомные связи, будут влиять в обратном направлении. Другим примером могут служить стали для некоторых видов химической аппаратуры, строительные и т. п., от которых требуется очень хорошая свариваемость, сильно ухудшающая углеродом.

Но если углерод присутствует в стали, то роль легированного феррита в повышении прочности становится меньше, и важное значение приобретают степень дисперсности, количество, форма и распределение карбидов. Состав карбидов при этом влияет только на физико-химические процессы, обусловливающие получение в конечном счете данной степени дисперсности карбидов, их количества, формы и распределения.

Б. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРИУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ПОЛНОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Важнейшее принципиальное значение с точки зрения взаимозаменяемости легирующих элементов в конструкционной стали имеет вопрос об индивидуальном влиянии элементов на ее механические свойства в закаленном и отпущенном состоянии. При этом необходимо различать полную прокаливаемость, т. е. когда структура заготовки после закалки состоит по всему сечению из 100% или почти 100% мартенсита, и неполную прокаливаемость, когда в структуре заготовки после закалки присутствует также большее или меньшее количество немартенситных продуктов разложения аустенита.

На протяжении последних примерно 20 лет главным образом среди металловедов США утвердилось мнение, что решающее значение для механических свойств при полной прокаливаемости имеет полученная после отпуска структура, а химический состав стали практически роли не играет. Это означает, что если «мелкозернистые» конструкционные стали с одинаковым содержанием углерода после полностью мартенситной закалки отпустить до одного уровня твердости, то все они будут обладать одинаковыми характеристиками прочности, пластичности и вязкости, независимо от того, какими элементами и в каких количествах они легированы. Согласно этой концепции, за легирующими элементами признается, следовательно, только косвенная роль, проявляющаяся в их влиянии на прокаливаемость, на устойчивость мартенсита против отпуска, т. е. на значение температуры, при которой сталь должна быть отпущена для получения заданного уровня твердости, и, естественно, на процессы, обусловливающие отпускную хрупкость, анизотропность свойств и т. п.

В пользу такой или приблизительно такой концепции высказывались и высказываются [533, 620] также отдельные исследователи в Советском Союзе и некоторых других европейских странах. В частности, в свое время склонялся к такому мнению и автор данных строк. Главным доводом при этом являются результаты в основном лабораторных исследований плавок самого различного состава, представленные схематически на рис. 160. Из рисунка видно, что если пренебречь сравнительно большим рассеиванием точек (за счет обычных неточностей при измерении характеристик и влияния технологических и других факторов) и исходить из средней линии, то действительно можно прийти к выводу о почти полном отсутствии индивидуального влияния легирующих элементов.

Однако изложенную концепцию нельзя считать правильной по ряду причин. Так, из рис. 160 следует, что между твердостью и пределом текучести существует определенная постоянная для различных конструкционных сталей прямолинейная зависимость. Это едва ли возможно хотя бы потому, что предел текучести, характеризующий сопротивление начальной пластической деформации, не учитывает, следовательно, коэффициента упрочнения. Даже отношение предела текучести к твердости подбирается, как известно, отдельно для стали каждого типа. На рассеивании точек для значений σ_s безусловно сказывается также индивидуальное влияние каждого элемента на сопротивление ферритной основной массы малым пластическим деформациям.

Второе положение, противоречащее рассматриваемой концепции, заключается в том, что область рассеяния характеристик пластичности слишком широка. Это видно из рис. 161, заимствованного из исследований Е. Яницкого и М. Байера [см. 89], впервые выдвинувших и, с их точки зрения, экспериментально обосновавших описываемую концепцию. Конечно, из этого рисунка непосредственно не следует, что причина рассеяния значений относительного сужения, особенно при значениях твердости по Бринелю $\sim 350 \text{ кг}/\text{мм}^2$, заключается в индивидуальном влиянии легирующих элементов. Однако именно такой вывод следует из рис. 162 [534], на котором приведены данные для большого количества плавок различного состава и способа изготовления. Из рис. 162 видно также, что наиболее часто встречающиеся в конструкционной стали элементы по их повышающему влиянию на относительное сужение стали при данном значении ее предела прочности располагаются в определенной последовательности.

В еще большей степени это относится к ударной вязкости. У сталей, легированных различными элементами, при комнатной температуре мы наблюдали значительно больший разброс значений ударной вязкости, чем относительного сужения. Из рис. 163 [534] видно, что хромомолибденовая сталь I (марганцовская плавка) и марганцевонадиевая

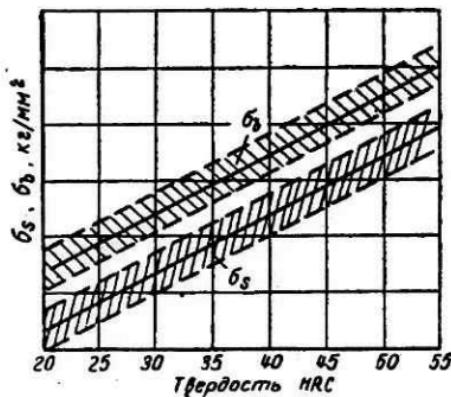


Рис. 160. Схема изменения предела текучести и предела прочности в зависимости от твердости при полной прокаливаемости

сталь 2 (электроплавка) имеют совершенно одинаковую прокаливаемость, определяемую методом торцовой закалки. В то же время наиболее часто встречающиеся значения ударной вязкости при комнатной температуре и при данном значении предела прочности у стали плавки 2 приблизительно в два раза ниже, чем у стали плавки 1.

Для индивидуального влияния легирующих элементов на склонность к хрупкому разрушению закаленной и отпущеной стали в основном сохраняются те же закономерности, что и для легированного феррита. Наиболее сильно и надежно склонность к хрупкому разрушению закаленной и отпущеной стали также уменьшает никель, хотя ударную вязкость при комнатной

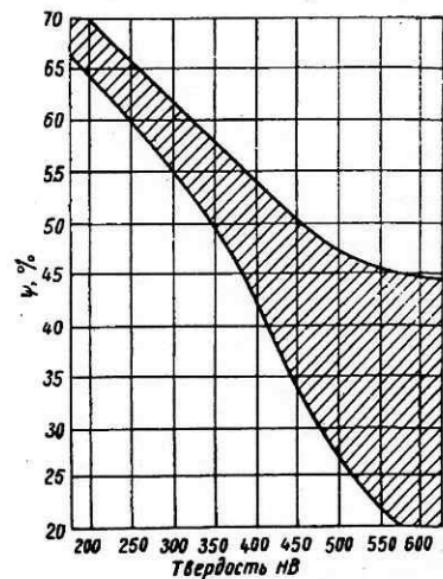


Рис. 161. Область рассеяния значений относительного сужения стали в зависимости от твердости при полной прокаливаемости

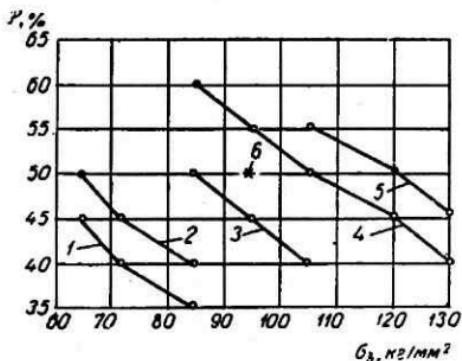


Рис. 162. Соотношение между пластичностью и пределом прочности у сталей, легированных разными элементами:

1 — нелегированные качественные стали; 2 — то же, высококачественные стали; 3 — стали, легированные марганцем; 4 — то же, хромом и молибденом; 5 — то же, хромом, никелем и молибденом; 6 — то же, хромом

температура он и в стали, как и в легированном феррите (см. рис. 152), часто понижает.

Для иллюстрации в табл. 21 [531] сопоставлены по склонности к хрупкому разрушению хромомарганцевомолибденовая и две хромони-

ТАБЛИЦА 21

СКОЛОННОСТЬ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ХРОМОМАРГАНЦЕВОМОЛИБДЕНОВОЙ И ХРОМОНИКЕЛЬМОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА
ДО ТВЕРДОСТИ 217—235 кг/мм²
(остальные свойства были приблизительно одинаковые)

Номер	Содержание основных элементов, %					Ударная вязкость, кг/мм ² , при температуре, °С				
	С	Mn	Cr	Mo	Ni	+20	-75	-125	-150	-180
1	0,28	1,45	1,4	0,39	—	14,5	8,1	1,8	0,4	0,4
2	0,24	—	1,09	0,39	1,65	14,6	12,7	8,5	4,5	2,3
3	0,26	—	1,58	0,39	4,01	14,1	12,6	10,9	8,6	7,0

кельмolibденовые стали. Но при переходе от легированного феррита к стали следует считаться с тем, что углерод даже в узких пределах сильно повышает критическую температуру хрупкости, как это можно видеть, например, из рис. 164 [419].

Интересно отметить, что и сторонники концепции взаимозаменяемости элементов в случае полной прокаливаемости склонны считать никель исключением [536, 620]. Независимо от этого отдельные исследователи и в США (в частности, Френч) высказывают мнение, что следует пересмотреть эту концепцию и изыскивать новые составы конструкционных сталей, исходя не только из одной лишь прокаливаемости.

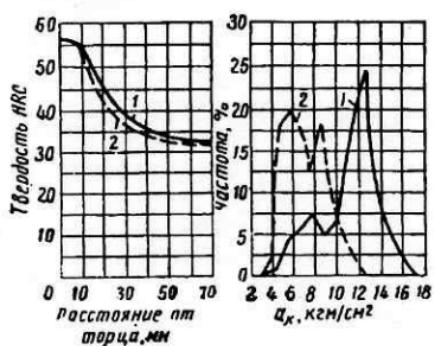


Рис. 163. Ударная вязкость при одинаковой прокаливаемости и одинаковом пределе прочности ($\sigma_0 = 90$ — $105 \text{ кг}/\text{мм}^2$) у двух различно легированных сталей

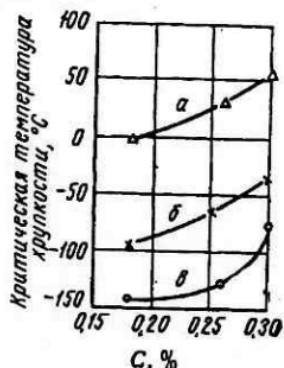


Рис. 164. Зависимость критической температуры хрупкости от содержания углерода у стали с 3,06—3,25% Cr, 0,17—0,26% Ni, 0,52—0,56% Mo, 0,012—0,015% N при структуре:
а — перлит; б — отпущеный бейнит; в — отпущеный мартенсит. Отпуск до $\sigma_b = 70 \text{ кг}/\text{мм}^2$

Возможность достижения заданного уровня прочности при более высокой температуре отпуска, обеспечиваемая введением в сталь определенных легирующих элементов или их сочетаний, также представляет самостоятельный интерес. В частности, чем выше температура отпуска, тем полнее снимаются остаточные напряжения и тем больше можно удалиться от «опасного» интервала температур, в котором наблюдается необратимая отпускная хрупкость.

Вместе с тем исследования индивидуальной роли легирующих элементов еще нельзя считать завершенными. Следовало бы изучить влияние элементов на другие критерии склонности стали к хрупкому разрушению, кроме критической температуры хрупкости, главным образом на сопротивление распространению трещины и чувствительность в надрезу. На положение критической температуры хрупкости, кроме легирования, сильно влияет и ряд других факторов: содержание углерода (см. рис. 164), величина зерна, предел прочности и др. А так как выдержать в каждом случае строгое постоянство всех факторов очень трудно, то это не может не сказаться на доводах как сторонников, так и противников концепции взаимозаменяемости легирующих элементов.

Практический интерес представляет влияние, оказываемое легирующими элементами на механические свойства стали не только после высокого, но и после низкого и частично после среднего отпуска.

Предел прочности стали, как и ее твердость, в низкоотпущенном состоянии определяется в основном содержанием углерода (см. стр. 191) и от легирующих элементов практически не зависит. Коэффициент упрочнения, как было установлено экспериментально [132], после низкого отпуска также практически не зависит от легирования и определяется содержанием углерода в твердом растворе. Но, как известно, из диаграммы истинных напряжений получается приближенное соотношение

$$S_k = \sigma_b + D\epsilon,$$

где S_k — сопротивление разрушению;

D — коэффициент упрочнения;

ϵ — предельная пластичность.

Отсюда следует, что под влиянием легирующих элементов сопротивление разрушению у низкоотпущенной стали может изменяться главным образом за счет изменения предельной пластичности. Поэтому влияние легирующих элементов на предельную пластичность низкоотпущенной стали приобретает важное значение.

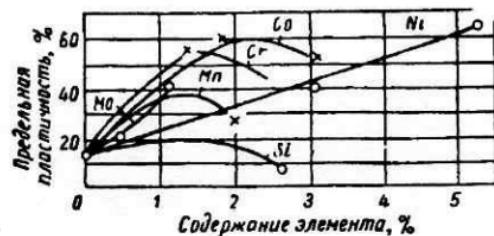


Рис. 165. Влияние легирующих элементов на предельную пластичность низкоотпущенной стали

правлении влияет кремний, а затем марганец. В стали же, отпущеной после закалки при 200°C , как видно из рис. 165 [132], только кремний до $\sim 2\%$ не изменяет, а затем понижает предельную пластичность. Никель и молибден все время повышают пластичность, а остальные элементы повышают ее до некоторого содержания, а затем понижают, но значения предельной пластичности долго еще остаются выше, чем у углеродистой стали. Основную причину иного влияния легирующих элементов на пластичность стали по сравнению с ферритом авторы видят в том, что элементы изменяют однородность структуры низкоотпущенной стали, т. е. однородность распределения углерода в мартенсите, и концентрацию углерода в растворе.

У низкоотпущенной стали критическая температура хрупкости обычно несколько ниже (хотя абсолютная величина ударной вязкости меньше), чем у высокоотпущенной [207]. Это объясняют [132] более высоким сопротивлением отрыву у низкоотпущенной стали (рис. 131). Однако немаловажно и то обстоятельство, что у низкоотпущенной стали предел текучести при комнатной температуре значительно больше, чем у высокоотпущенной. Вследствие этого значения его с понижением температуры, как правило, повышаются медленно, что в соответствии с рис. 154 также должно понизить критическую температуру хрупкости. Учитывая ход изменения предела текучести с понижением температуры, можно лучше объяснить и то обстоятельство, что относительное влияние легирующих элементов в низкоотпущенной стали может несколько измениться по сравнению с высокоотпущенной. Так, например, после от-

Установлено [200, 132], что предельную пластичность закаленного и отпущенного при 200°C феррита все легирующие элементы понижают, причем, как и следовало ожидать, наиболее сильно в этом направлении.

пуска при 200° С легированные хромом стали по значению ударной вязкости при температуре жидкого азота несколько превосходят и во всяком случае не уступают отпущенными при 200° С никелевым сталим [207], тогда как после отпуска при 625—650° С последние оставляют хромистые стали далеко позади. У легированных кремнием сталей в низкоотпущенном состоянии критическая температура хрупкости также ниже, чем после высокого отпуска.

Но значительную роль в свойствах низко-, а также среднеотпущеной стали играет остаточный аустенит. Неоднократно высказывались предположения о повышении остаточным аустенитом пластичности низкоотпущенной стали. Но тогда считали, что в низколегированной конструкционной стали остаточного аустенита вообще не может быть. В последние же годы чувствительными методами было показано [537], что заметные количества остаточного аустенита после закалки получаются не только в низколегированной, но и в простой углеродистой стали, содержащей всего около 0,2% С. Новые исследования показывают, что наличие в низкоотпущенной стали остаточного аустенита и, следовательно, легирующих элементов, способствующих увеличению его количества, имеет в основном отрицательные последствия. Главное из них заключается в значительном понижении предела текучести уже при небольшом количестве остаточного аустенита. Разложение остаточного аустенита в бейнит при отпуске выше 200° С или превращение его в мартенсит при глубоком охлаждении до отпуска приводят соответственно к повышению предела текучести. Другие характеристики прочности также понижаются остаточным аустенитом, а после среднего отпуска, приводящего к разложению аустенита, характеристики прочности тем хуже, чем больше количество его, полученное после закалки. При одинаковом исходном количестве аустенита лучшими характеристиками прочности обладает структура бейнита, получаемого после отпуска при 300—325° С [538].

Характеристики пластичности под влиянием остаточного аустенита, как правило, также понижаются. Это считают следствием превращения аустенита в неотпущененный мартенсит при пластическом деформировании стали в процессе испытания. В частности, после отпуска при 200° С, когда мартенсит сам уже приобретает достаточную пластичность, аустенит уменьшает предельную пластичность стали и соответственно ее сопротивление разрушению. Таким образом, предположение, что остаточный аустенит является причиной повышенной пластичности низкоотпущеной стали, экспериментально не подтверждается.

В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ НЕПОЛНОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Если в случае полной прокаливаемости стали индивидуальное влияние легирующих элементов на ее механические свойства многими исследователями еще отрицается, то в случае неполной прокаливаемости, т. е. когда наряду с мартенситом в структуре закаленной стали присутствуют и немартенситные продукты разложения аустенита, индивидуальная роль элементов ни у кого не вызывает сомнений. Между тем получить чисто мартенситную структуру по всему сечению заготовки трудно и практически очень редко удается, причем с увеличением размера сечения эти трудности возрастают.

Дело в том, что влияние легирующих элементов только тогда полностью сказывается на прокаливаемости, когда они при температуре закалки полностью находятся в растворе. Для достижения же этого необходимо сталь нагревать перед закалкой до температур, лежащих значительно выше верхней критической точки, особенно если она содержит карбидообразующие элементы — хром, молибден, ванадий, вольфрам и др. Однако такое повышение температуры закалки почти всегда ведет к заметному, а иногда и резкому падению ударной вязкости (точнее, к повышению склонности к хрупкому разрушению) стали после отпуска и усиливает проявление аномалий в изменении ударной вязкости при отпуске [207].

Это связано главным образом с укрупнением зерна, хотя в некоторых случаях, особенно при высоком отпуске, может иметь место и дополнительное падение ударной вязкости, вызванное выделением при отпуске какой-либо фазы, которая вследствие высокой температуры нагрева была более полно переведена в раствор при закалке. Поэтому вредное влияние повышения температуры закалки будет выражено сильнее у стали, обладающей большой склонностью к росту зерна, но принципиально оно в большей или меньшей степени наблюдается и в стали, легированной значительным количеством карбидообразующих элементов, препятствующих росту зерна.

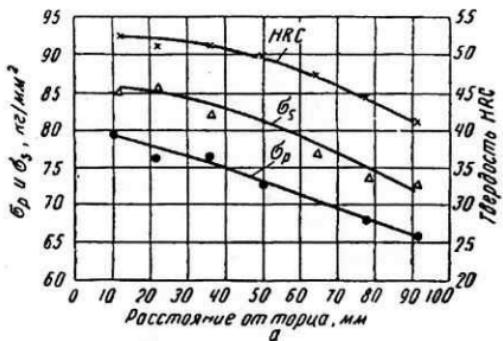
Таким образом, влияние легирующих элементов в направлении повышения прокаливаемости конструкционной стали может быть использовано только до известного предела. Полному использованию легирующих элементов препятствует также и то, что введение их в повышенном количестве по мере увеличения сечения заготовки усиливает опасность образования трещин при водяной закалке. Такую заготовку необходимо закаливать в масле или в двух средах и т. п., а это сильно снижает эффективность легирующих элементов. Наконец, очень часто приходится руководствоваться экономическими и дополнительными соображениями, не позволяющими применять тот или иной элемент в количестве, достаточном для обеспечения полной прокаливаемости.

Индивидуальное влияние легирующих элементов на механические свойства конструкционной стали при неполной прокаливаемости исследовано еще мало. Объясняется это тем, что прежде всего необходимо было изучить влияние количества и характера немартенситных продуктов разложения аустенита на механические свойства стали. Поэтому в настоящее время можно исходить из того, что качественное влияние элементов на механические свойства, в том числе на склонность к хрупкому разрушению отпущенных немартенситных структур, в основном такое же, как и на свойства отпущеной мартенситной структуры. Количественное же влияние элементов в первом случае заметно сильнее [461]. В частности, никель при немартенситных структурах еще сильнее понижает критическую температуру хрупкости.

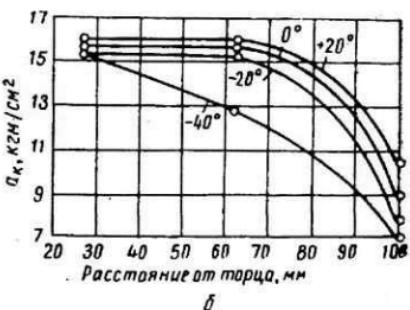
Что касается влияния количества и характера немартенситных структур на механические свойства, то наиболее достоверны результаты, полученные в работах, в которых прокаливаемость была изолирована как фактор. Это может быть достигнуто в основном тремя способами: 1) закаливая образцы одинакового, желательно малого диаметра с разными скоростями охлаждения; 2) вырезая испытуемые образцы из заготовки для торцовой закалки перпендикулярно ее оси на различном расстоянии от охлаждаемого водой торца, для чего, например, в методе А. Л. Немчинского (стр. 170), предусмотрен образец диаметром

60 мм; 3) получая немартенситные структуры путем изотермического разложения аустенита при разных температурах.

В исследованиях автора и Л. П. Копп первый способ, заключавшийся в том, что образцы диаметром 22 мм закаливались на разные

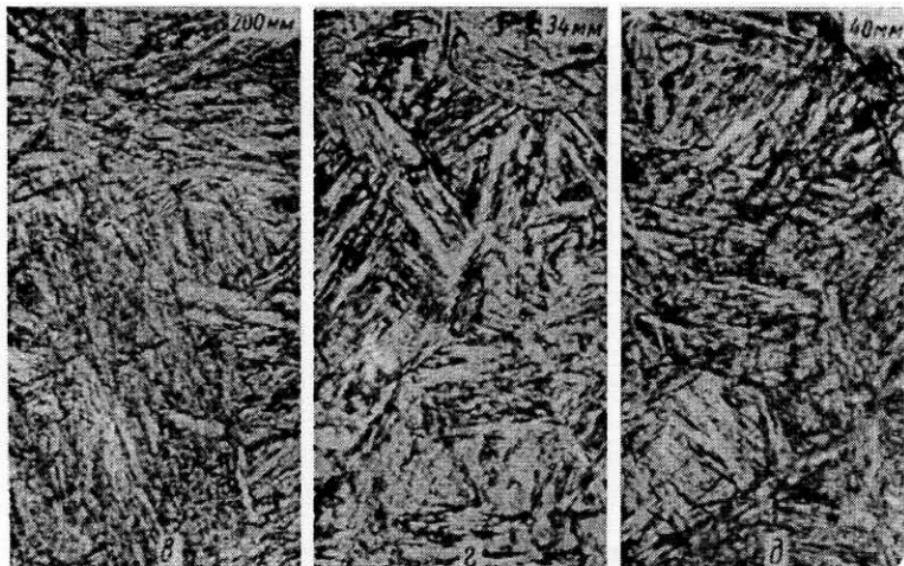


Твердость измеряли непосредственно после закалки



Испытания проводили при различных температурах

Рис. 166. Изменение свойств стали 35ХН3М с увеличением расстояния от охлаждаемого водой торца. Сталь подвергалась закалке и отпуску при 600° С.



Микроструктура центра образца (до отпуска) на разном расстоянии от охлаждаемого водой торца. $\times 500$

уровни твердости в бомбах различных диаметров из мягкой стали [139], дал удовлетворительные результаты. Однако более достоверные и надежные данные удалось получить в последующих исследованиях, в которых был использован второй способ. Заготовки диаметром 70 мм и длиной 170 мм из сталей разной легированности ввинчивались в блок диаметром 150 мм и высотой 150 мм, замедлявший охлаждение «горячего» конца. Торец заготовки, нагретой вместе с блоком до температуры закалки, охлаждался струей воды. После измерения твердости

вдоль оси образец подвергали высокому отпуску; затем из заготовки вырезали поперечные разрывные и ударные образцы на различном расстоянии от охлаждавшегося водой торца.

Из рис. 166, а видно, что предел пропорциональности и предел текучести падают с увеличением расстояния от охлаждаемого водой торца, но заметное падение начинается после ~ 35 мм. Насколько можно судить по микроструктуре на рис. 166, в, это соответствует ~ 10 — 15% бейнита. С этого же расстояния начинается и падение ударной вязкости при -40°C (рис. 166, б), тогда как значения ее при более высоких температурах испытания остаются постоянными до ~ 60 мм. Относительное удлинение и сужение также остаются постоянными на расстоянии до 60 мм. Как видно из рис. 167, то же относится к хромоникелевой стали 25ХН4, отпущененной при 650°C , с той лишь разницей, что здесь заметное падение свойств начинается при большем количестве бейнита (рис. 167, в). Сопротивление разрешению S_k падает особенно сильно после ~ 35 мм (рис. 167, б). Во всех этих случаях перлитных структур после закалки не наблюдалось.

В хромокремнемарганцовистой стали 35ХГС, отпущененной при 660°C , предел пропорциональности, предел текучести и сопротивление разрушению с увеличением расстояния от охлаждаемого водой торца падают приблизительно так же (рис. 168, а), но ударная вязкость резко понижается и при комнатной температуре (рис. 168, б). Объясняется это тем, что в данной стали немартенситные продукты разложения аустенита представляют собой перлитно-трооститно-ферритные структуры, что иллюстрируется примерами, приведенными на рис. 168, в.

Дополнительно в табл. 22 приведены для двух хромоникельмolibденовых сталей значения ударной вязкости при низких температурах, полученные на продольных образцах, изготовленных из центральной части заготовок разного диаметра. Все заготовки были одновременно закалены в масле с 860°C (выдержка 4 ч), а затем отпущены при 520°C в течение 10 ч и охлаждены в воде. Из табл. 22 видно, что у

ТАБЛИЦА 22

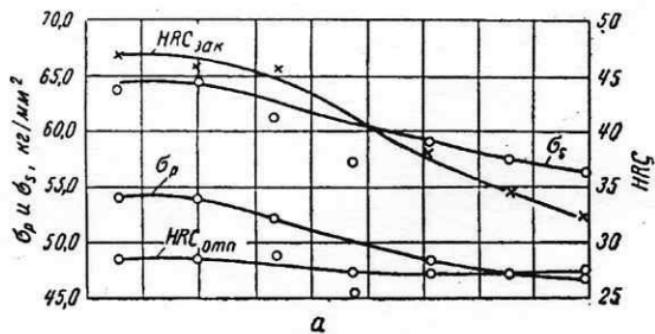
УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ (ПОСЛЕ ОТПУСКА ДО ОДИНАКОВОЙ ТВЕРДОСТИ)
Cr-Ni-Mo СТАЛЕЙ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ. ОБРАЗЦЫ 1 МЕНАЖЕ, ПРОДОЛЬНЫЕ

Сталь	Диаметр заготовки, мм	Твердость RC		Ударная вязкость a_K , кгм/см ² , при температуре, °C				
		после закалки	после отпуска	+20	0	-50	-100	-180
A ¹	30	49,5	39,0	5,0	4,6	3,3	2,4	1,8
	60	48,5	41,0	4,1	4,2	2,9	2,6	1,8
	100	45,5	40,0	4,2	3,9	3,7	2,3	0,6
	150	40,0	38,5	4,4	4,0	3,7	2,8	0,7
B ²	30	52,5	38,0	7,4	7,3	6,3	5,3	3,0
	60	51,5	39,5	6,3	6,7	5,8	4,7	3,9
	100	50,5	37,5	6,8	6,8	5,5	4,7	4,1
	150	46,5	36,5	5,1	4,6	4,4	3,9	0,8

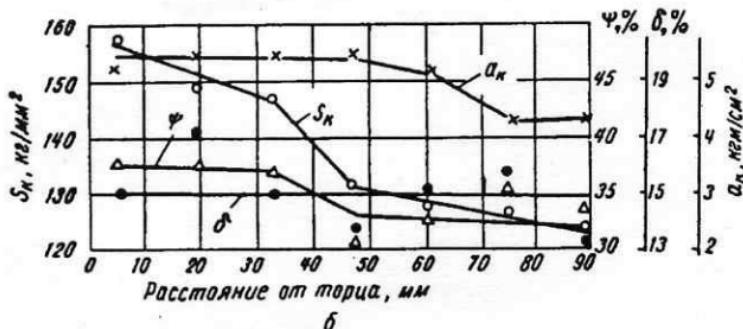
¹ Каждая точка — среднее для трех образцов.

² Состав: 0,31% C, 0,38% Mn, 0,30% Si, 0,036% S, 0,021% P, 1,12% Cr, 2,75% Ni, 0,27% Mo.

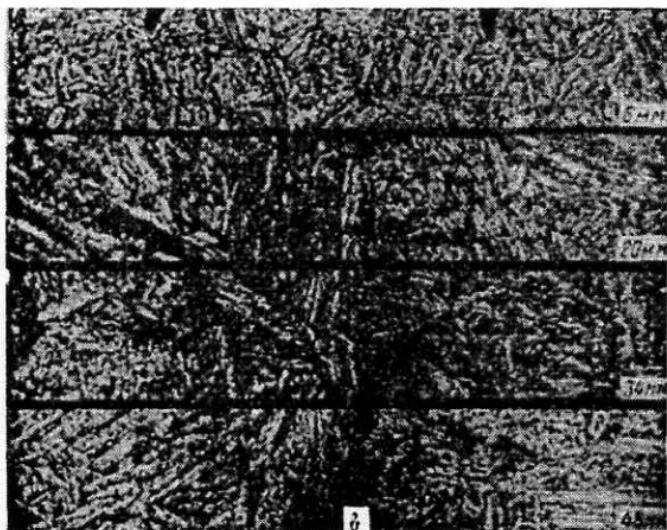
Состав: 0,36% C, 0,63% Mn, 0,41% Si, 0,023% S, 1,18% Cr, 1,67% Ni, 0,23% Mo, 0,023% P.



$HRC_{зак}$ — твердость после закалки
 $HRC_{отп}$ — твердость после отпуска

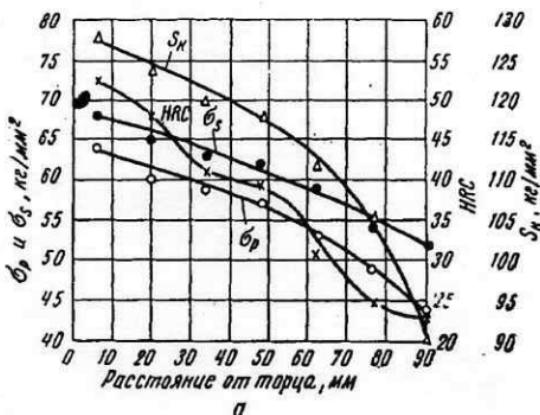


Испытания проводили при комнатной температуре

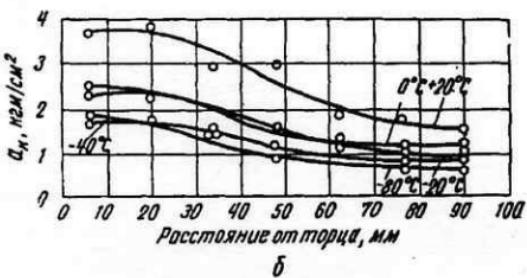


Микроструктура центра образца на разном расстоянии от охлаждаемого водой торца (до отпуска). $\times 500$

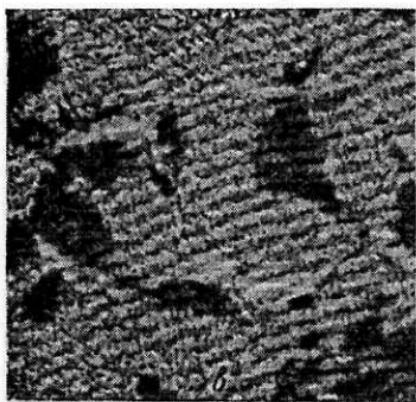
Рис. 167. Изменение свойств стали 25ХН4 с увеличением расстояния от охлаждения водой торца. Сталь подвергалась закалке и отпуску при 650°C .



Твердость измерялась непосредственно после закалки



Испытания проводились при различных температурах



62 мм



76 мм

Микроструктура центра образца на разном расстоянии от охлаждаемого водой торца (до отпуска). $\times 500$

Рис. 168. Изменение свойств стали 35ХГС с увеличением расстояния от охлаждаемого водой торца. Сталь подвергалась закалке и отпуску при 600°C

стали А значительное падение ударной вязкости при переходе от заготовок диаметром 30 и 60 мм к заготовкам диаметром 100 и 150 мм наблюдается только при температуре —180° С. У стали Б заметное падение ударной вязкости наблюдается только при переходе к заготовкам диаметром 150 мм, но зато уже при комнатной температуре, хотя резкое падение α_k и у этой стали наступает только при —180° С.

Эти опыты позволяют считать допустимым без заметного ущерба для свойств высокоотпущеной стали, даже если она предназначается для изделий ответственного назначения, наличие в ее структуре после закалки до 10—15% бейнита, особенно «нижнего». Получение же перлитно-трооститных структур после закалки для стали ответственного назначения недопустимо, а для менее ответственных целей допустимо лишь в небольших количествах — до ~ 10%.

Наш вывод о том, что некоторое количество бейнита после закалки допустимо, в основном подтверждается и исследованиями [154], показавшими, что бейнит, присутствуя в структуре закаленной стали до ~ 10%, практически не влияет на значения ее ударной вязкости (по крайней мере при комнатной температуре) и других характеристик после отпуска в интервале 500—600° С. Эти положения согласуются также с результатами исследований [218], в которых фактор прокаливаемости был изолирован от других за счет того, что немартенситные продукты получались путем изотермического разложения аустенита при разных температурах. Позднее и в работах американских исследователей [540] была установлена допустимость ~ 10% немартенситных продуктов. Если же их количество составляло около 30%, то у всех исследованных сталей свойства ухудшались в тем большей степени, чем менее легирована сталь и выше температура, при которой были получены немартенситные продукты разложения аустенита. На коэффициент упрочнения количество и характер немартенситных продуктов не влияли, а понижение сопротивления разрушению было следствием уменьшения предельной пластичности.

В настоящее время рекомендуют [402] вообще избегать получения при закалке немартенситных продуктов даже нижнего бейнита только в изделиях, работающих в особо тяжелых условиях динамической нагрузки.

Структура, состоящая полностью из «нижнего» бейнита, после высокого отпуска до одинаковой прочности имеет (сравни рис. 174 и 200) более высокую критическую температуру хрупкости, чем отпущенный мартенсит. После низкого отпуска такая структура, имея несколько меньшие значения предела текучести и предела прочности, обладает более высокими характеристиками пластичности и вязкости, чем отпущенный мартенсит. Поэтому «нижний» бейнит в количестве 90—100% не только допустим, но для изделий, применяющихся в низкоотпущенном состоянии, может обеспечить одно из лучших сочетаний характеристик прочности, пластичности и вязкости.

Ударная вязкость даже высокоотпущенной стали значительно падает, если в структуре после закалки наряду с мартенситом было получено некоторое количество феррита, располагающегося обычно по границам зерен, где начинается разложение аустенита. Такая структура, наблюдавшаяся автором и Л. П. Копп после закалки у хромокремне-марганцовистой стали 35ХГСА, приведена на рис. 169 (феррит показан стрелками). Многочисленные практические наблюдения также свидетельствуют о том, что наличие даже небольшого количества феррита в

высокоотпущеной стали вызывает падение ее ударной вязкости, особенно заметное при пониженных температурах испытания.

Такое влияние феррита мы объясняем тем, что он имеет сравнительно низкое сопротивление отрыву вследствие разрушения по плос-

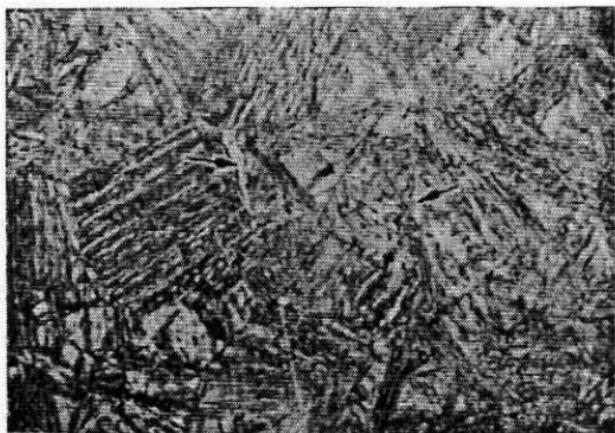


Рис. 169. Феррит (показан стрелками) в структуре за-
каленной хромокремнемарганцовистой стали 35ХГС.
 $\times 500$

костям спайности. В данном случае сопротивление феррита отрыву дополнительно понижается из-за сильного наклена сжатием между зернами более твердой и прочной структурной составляющей. В связи с этим вредное влияние выделений феррита на ударную вязкость должно

сказываться особенно сильно в низкоотпущеной стали, где основная масса, между зернами которой зажат феррит, представляет собой обладающий весьма высокой твердостью и большим удельным объемом мартенсит. Это и в действительности наблюдалось в ряде исследований (см., например, [232]). Разрушение образцов с мартенситно-ферритной структурой (как при динамических, так и при статических испытаниях) также происходит обычно по ферриту, как это видно, в частности, из рис. 170 [232].

Можно полагать, что наличие перлитно-ферритных структур должно усиливать склонность стали к хрупкости

му разрушению и в том случае, если они были получены не непосредственно при закалке, а в результате разложения остаточного аустенита при высоком отпуске. Так, на стали 25ХНМА было показано [542], что в случае получения в ней после закалки 8—9% остаточного аустенита ударная вязкость при комнатной температуре после отпуска при 630° С практически не понижалась. Критическая же температура хрупкости



Рис. 170. Микрофотография удар-
ного образца с мартенситно-
ферритной структурой. Излом
проходит по ферриту. $\times 300$

повышалась ~ на 80° С по сравнению с той же сталью, но в которой количество остаточного аустенита после закалки не превышало 4%. Одновременно резко уменьшалась доля волокнистой составляющей в изломе с понижением температуры.

Получение при закалке стали немартенситных структур, что приводит не только к падению ее ударной вязкости после отпуска, но и к тому, что излом вместо волокнистого приобретает полностью или частично кристаллическое строение, особенно нежелательно для некоторых изделий, подвергенных значительным динамическим нагрузкам, тем более если они должны работать и при пониженных температурах. Ряд исследований [170] позволяет заключить, что в легированных конструкционных сталях, в которых разложение аустенита в перлитной области предотвращено, опасность получения кристаллического излома после высокого отпуска связана с бейнитной прокаливаемостью. Для каждой стали при данных условиях ее термической обработки и испытания существует условная «критическая скорость охлаждения» v_k , ниже которой появляется кристаллический излом, а также своя условная «критическая температура» t_k , до которой необходимо при закалке охлаждать сталь со скоростью не ниже критической для того, чтобы предотвратить появление кристаллического излома после последующего высокого отпуска. Значение критической температуры зависит от условий испытания, в первую очередь от температуры. При «мягких» условиях испытания t_k лежит выше мартенситной точки M , при «жестких» условиях испытания она совпадает с мартенситной точкой M .

Другими словами, чтобы при условиях, благоприятствующих хрупкому разрушению (например, при пониженной температуре), получить волокнистый излом в стали, подвергшейся высокому отпуску, необходимо после закалки иметь чисто мартенситную структуру. При комнатной же и более высокой температурах испытания можно получить волокнистый излом и в том случае, когда после закалки получается некоторое количество «нижнего» бейнита. Следовательно, для каждой стали должен существовать «критический диаметр», понимаемый как диаметр заготовки, до которого при охлаждении в заданной среде еще получается после высокого отпуска волокнистый излом.

Очевидно, что для крупных поковок, обрабатываемых «на волокно», необходимо иметь сталь, легированную элементами, повышающими не столько перлитную, сколько бейнитную прокаливаемость. С точки зрения получения волокнистого излома иногда оказывается полезным с целью увеличения устойчивости аустенита за счет более полного растворения карбидов несколько повысить температуру закалки [170]. Однако в том случае, когда скорость охлаждения при закалке достаточна для подавления разложения аустенита и в перлитной, и в промежуточной области даже при неполном растворении карбидов, предпочтительнее и здесь нагревать сталь для закалки до более низкой температуры.

3. АНОМАЛИИ ИЗМЕНЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ОТПУСКЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Однозначное повышение ударной вязкости, а также пластичности, которого следует ожидать в результате разложения мартенсита при отпуске конструкционных сталей, главным образом легированных, мо-

жет быть нарушено аномалиями, заключающимися в относительном падении этих характеристик.

В настоящее время известно несколько таких аномалий. Из них две, представляющие общий интерес, мы будем называть основными. Другие же аномалии наблюдаются в отдельных частных случаях, для которых они и должны учитываться. Мы будем называть их частными аномалиями.

Частные аномалии могут наблюдаться в разных интервалах температур, в том числе и в таких, которые, совпадая с интервалом обратимой отпускной хрупкости, не будут в то же время связаны с ней.

Первая из основных аномалий наблюдается обычно при отпуске в интервале температур 200—400° С. В дальнейшем мы будем называть ее необратимой хрупкостью, так как, будучи устранена отпуском при температуре выше ~400° С, она может возникнуть снова только после повторения закалки. Аналогичная по своему проявлению и, по-видимому, по своей природе аномалия в некоторых сталях может иметь место при более высоких температурах отпуска, чаще всего в интервале 450—550° С. Иногда ее называют необратимой хрупкостью второго вида.

Вторая основная аномалия наблюдается в случае медленного охлаждения стали с температуры отпуска, лежащей в интервале 450—650° С, или продолжительной выдержки в этом интервале температур. В дальнейшем мы будем ее называть либо обратимой хрупкостью, либо отпускной хрупкостью. Первое название оправдывается тем, что после устранения при отпуске выше 650° С эта аномалия возникает снова после медленного охлаждения или длительной выдержки в опасном интервале температур. Под названием же отпускная хрупкость это явление обычно фигурирует в литературе и в заводской практике.

В американской литературе последних лет различают [см. 521] два вида хрупкости при отпуске: низкотемпературную, развивающуюся в интервале от 400° С (и даже 375° С) до 550° С, и высокотемпературную, развивающуюся нормально при температуре от 570—600 до 700° С (вообще до критической точки). Однако при выдержке в интервале 550—600° С и после непрерывного охлаждения с высокой температуры отпуска оба вида хрупкости могут накладываться друг на друга. Высокотемпературная хрупкость в отличие от низкотемпературной не поддается исправлению.

A. НЕОБРАТИМАЯ ХРУПКОСТЬ ПРИ ОТПУСКЕ

Основное проявление необратимой хрупкости заключается в том, что при среднем отпуске, а именно в интервале температур 200—400° С, ударная вязкость, определяемая при комнатной температуре, падает (рис. 171). Как установлено исследованиями последних лет, и в данном случае речь идет о смешении вверх критической температуры хрупкости. Так, из рис. 172 [543] видно, что ударная вязкость, определенная при +150° С, не дает описываемой аномалии. С другой стороны, относительное сужение, которое при комнатной температуре не реагирует на процессы, вызывающие необратимую хрупкость, при температуре жидкого азота, как видно из рис. 173 [544], дает такой же резко выраженный минимум, как и ударная вязкость. Наконец, на рис. 174 [546] можно видеть и прямое смешение вверх критической температуры хрупкости у

стали, отпущенной в области необратимой хрупкости. То же наблюдается при увеличении продолжительности выдержки в этом интервале температур отпуска. Кинетика этого явления аналогична таковой для про-

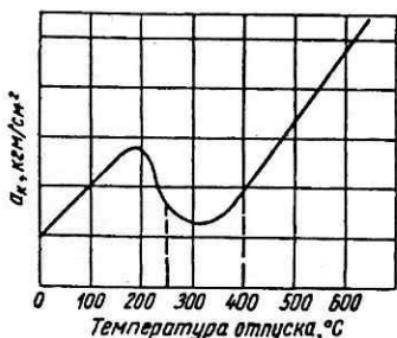


Рис. 171. Схема изменения ударной вязкости закаленной легированной стали при отпуске

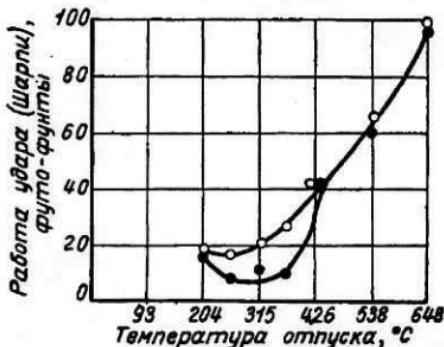


Рис. 172. Изменение ударной вязкости стали SAE 1340 с температурой отпуска:

● — испытание при +20° C; ○ — то же, при +150° C

цесса дисперсионного твердения, т. е. при данной температуре отпуска ударная вязкость при некоторой продолжительности выдержки достигает минимума, а затем снова повышается (см. рис. 184).

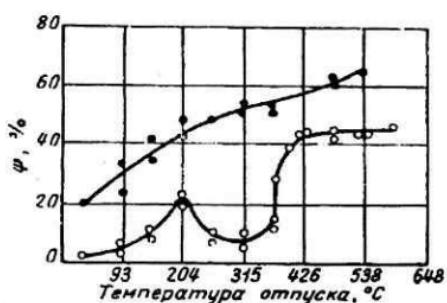


Рис. 173. Изменение относительного сужения стали SAE 1340 с температурой отпуска:

● — испытание при +20° C; ○ — то же, при -196° C

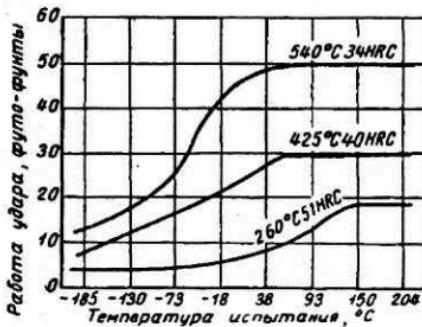


Рис. 174. Изменение ударной вязкости с температурой испытания у стали с 0,41% C, 0,91% Mn, 0,32% Si, 0,08% Cr, 3,31% Ni и 0,008% Mo, отпущенной при разных температурах

Необратимая хрупкость наблюдается и в нелегированной заводской конструкционной стали, но в которой могут содержаться остаточные элементы. Данных о влиянии легирующих элементов на необратимую хрупкость пока еще мало и они противоречивы. Обычно считают, что хром и марганец совместно или отдельно способствуют развитию необратимой хрупкости, тогда как молибден, вольфрам и ванадий практически на нее не влияют. Было, однако, показано [548], что последние элементы уменьшают падение ударной вязкости за счет измельчения зерна стали, а для молибдена было найдено [329], что в количестве около 0,6 и

до 0,9% он значительно уменьшает чувствительность к необратимой хрупкости, по крайней мере стали с хромоникелевой основой. Относительно роли никеля мнения также противоречивы. По одним данным в стали, содержащей до 5% Ni, не обнаруживается необратимой хрупкости. По данным других исследований и никель, особенно в присутствии повышенного количества кремния, усиливает склонность стали к необратимой хрупкости.

Интересен установленный в некоторых исследованиях факт [547], что введение в сталь около 0,05% Al уменьшает необратимую хрупкость, а 0,1% Al устраняет ее. В исследовании [329] подтверждилось положительное влияние алюминия только в количестве около 0,05%, по-видимому, вследствие измельчения зерна. Введение в сталь до 0,14% Al сказывалось, наоборот, отрицательно на необратимой хрупкости. В опытах же [548] повышение содержания алюминия до 0,16% уменьшало падение ударной вязкости хромоникелевой стали после отпуска в интервале температур 250—400° С. Авторы также считают, что положительное влияние алюминия является результатом сильного измельчения зерна, так как та же сталь без алюминия и с добавкой 0,03 и 0,15% Al, но выплавленная в вакууме, была одинаково сильно подвержена необратимой хрупкости. Положительное влияние алюминия подтверждается и в других исследованиях, сказываясь, как можно видеть из рис. 175 [480], в понижении критической температуры хрупкости как после отпуска при 200° С, так и в интервале развития необратимой хрупкости. Однако полностью последняя не устраняется.

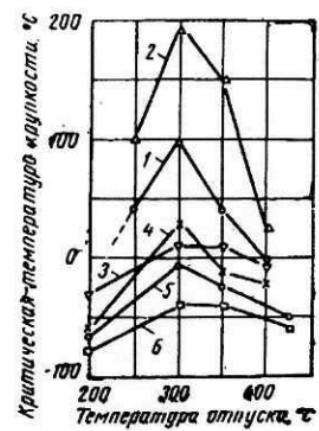


Рис. 175. Развитие необратимой хрупкости в стали 20ХГ:

- 1 — после закалки в масле;
- 2 — сталь с выделениями феррита по границам зерен;
- 3 — после переплавки в вакууме;
- 4 — после термомеханической обработки;
- 5 — сталь с 0,3% Al;
- 6 — сталь с 0,002% В

из того же рис. 175, и бор не устраняет ее полностью.

Некоторые легирующие элементы сдвигают необратимую хрупкость в сторону более высоких температур отпуска. Таковы, например, кремний и в меньшей степени хром в небольших количествах, молибден, вольфрам, никель (до 8%). Некоторые элементы иногда вызывают новое необратимое падение ударной вязкости стали после отпуска при более высоких температурах, чаще всего в интервале 450—550° С. К ним относятся марганец, частично никель, карбидообразующие элементы, в том числе хром, при содержании их в стали в повышенных количествах.

С повышением содержания углерода при одинаковом количестве легирующих элементов в стали эффект необратимой отпускной хрупкости усиливается. Но склонность к необратимой хрупкости сохраняется и при низком содержании углерода. Так, показано [549], что и легированный феррит с 0,015—0,02% С, закаленный с 1150—1250° С, подвержен необратимой хрупкости. Следует, правда, заметить, что почти во всех изученных в этой работе случаях падение ударной вязкости сопровождается заметным повышением твердости, как можно видеть из рис. 176. Можно предполагать, что здесь играет значительную роль и процесс

дисперсионного твердения за счет третичного цементита. Интересно, что и излом у «охрупченного» легированного феррита имел преимущественно внутрикристаллический характер. Для дальнейшего уточнения природы необратимой хрупкости изучение чистого легированного феррита несомненно интересно.

На склонность к необратимой хрупкости влияют и другие факторы, кроме легирования. Так, необратимая хрупкость меньше после изотермической закалки на нижний бейнит. Принципиально и при изотермической закалке в среде с температурой не выше 300° С в стали, по-видимому, протекают процессы, вызывающие необратимую хрупкость (сопровождающую межкристаллическим изломом), но развитие их очень сильно замедлено по сравнению с теми же процессами при отпуске после мартенситной закалки [см. 917, Бирюлин и др.]. Было также показано [231], что малой склонностью к необратимой хрупкости обладают стали, выплавленные в основных печах, если кремний вводился в ванну, предварительно раскисленную не кремнием, а за счет углерода, алюминия, марганца.

Падение пластичности при низких температурах, обусловленное необратимой хрупкостью, может быть частично устранено наклепом со средними степенями деформации, сообщенным стали при комнатной или еще лучше — при повышенной температуре (250—350° С) после отпуска [см. 528]. Аналогичный эффект дает термомеханическая обработка равновесного аустенита [574]. Нагрев сталей 40ХН4 и 35ХГС до 1000° С, подстуживание их до 900° С и прокатка при этой температуре непосредственно перед закалкой, так что рекристаллизация не успевала пройти, значительно уменьшили необратимую отпускную хрупкость. При закалке же через 10—20 сек после прокатки, когда успевала пройти рекристаллизация, этого эффекта не наблюдалось. Относительное влияние термомеханической обработки по сравнению с другими факторами (по изменению критической температуры хрупкости) показано на рис. 175. Оттуда же виден значительный положительный эффект переплавки в вакууме.

Б. ЧАСТНЫЕ АНОМАЛИИ ИЗМЕНЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ПРИ ОТПУСКЕ

Из аномалий, которые могут быть обусловлены отдельными частными процессами, В. Д. Садовским и др. [207, 13] наблюдались две. В одном случае падение ударной вязкости, как правило, сопровождается повышением или по крайней мере замедлением падения твердости и характеристик прочности. Это позволяет считать, что хрупкость здесь является обычным следствием упрочнения стали за счет дисперсионного твердения. Если это так, то в зависимости от состава и свойств выделяющейся фазы падение ударной вязкости будет соответствовать разным температурам отпуска, которые, в частности, могут совпадать и с температурами, при которых проявляется обратимая отпускная хрупкость.

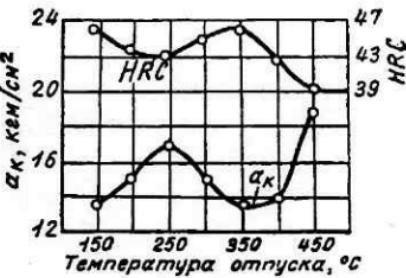


Рис. 176. Изменение ударной вязкости и твердости у феррита с 0,016% С, 1,56% Si, 1,50% Mn и 1,02% Cr, закаленного с 1200° С в воде, при отпуске. Продолжительность отпуска 2 ч; охлаждение в воде

Отсюда же следует, что этот вид хрупкости при отпуске должен наблюдаться наиболее часто в стали, легированной элементами, образующими стойкие карбиды. Степень падения ударной вязкости в этом случае должна усиливаться с повышением температуры закалки не только вследствие роста зерна, но и потому, что полнее переходит в раствор фаза, вызывающая эффект дисперсионного твердения. Данная аномалия может, следовательно, представлять собой также частный случай необратимой хрупкости второго вида или накладываться на последнюю.

Вторая аномалия изменения ударной вязкости при отпуске, которая по температурному интервалу также может совпасть с обратимой отпускной хрупкостью, наблюдалась в случае получения при закалке резко повышенного количества остаточного аустенита [13], который значительно повышает ударную вязкость стали. Превращение же остаточного аустенита при отпуске может выявлять хрупкость, ранее им же замаскированную. Наиболее резко хрупкость этого вида проявлялась тогда, когда при закалке имело место частичное разложение аустенита в верхней части промежуточной области, что сопровождается в определенных условиях увеличением количества остаточного аустенита до 20—30% и более.

Если такое объяснение явления верно, то большого практического значения оно не имеет. В самом деле, если при закалке крупных изделий в некоторых слоях и будет получено большое количество остаточного аустенита вследствие частичного разложения переохлажденного аустенита в верхней части промежуточной области, то ударная вязкость после высокого отпуска только приблизится к тому ее значению, которое имеют слои, закалившиеся на мартенсит с нормальным количеством остаточного аустенита. Следует все же иметь в виду, что эта аномалия в отличие от обратимой отпускной хрупкости не может быть устранена или ослаблена за счет легирования стали, например молибденом. Наоборот, молибден, вначале уменьшающий устойчивость переохлажденного аустенита в промежуточной области, может даже способствовать появлению этой аномалии.

В другом исследовании [см. 917. Померанец и др.] также наблюдалось падение или замедление подъема ударной вязкости при отпуске в районе 350—550° С у некоторых сталей, изотермически закаленных при температурах верхней части промежуточной области. Однако авторы не нашли прямой связи между этим явлением и изменением количества остаточного аустенита при отпуске. По их мнению, это падение ударной вязкости связано с отпуском обогащенного аустенито-мартенсита, являющегося распределенной фазой. Практически оно может, следовательно, сказаться в случае частичного разложения аустенита в верхней части промежуточной области при закалке.

Обе частные аномалии изменения ударной вязкости при отпуске также носят необратимый характер. Однако существенное их отличие от необратимой отпускной хрупкости заключается в том, что они сопровождаются, как правило, внутрикристаллическим, а не межкристаллическим изломом.

В. ОБРАТИМАЯ ХРУПКОСТЬ ПРИ ОТПУСКЕ (ОТПУСКНАЯ ХРУПКОСТЬ)

Явление отпускной хрупкости в том виде, в каком оно наблюдалось впервые на хромоникелевой стали выше полувека назад, заключается в том, что при медленном охлаждении после высокого отпуска в процес-

се улучшения ударная вязкость легированных конструкционных сталей сильно понижается, тогда как после быстрого охлаждения с температуры отпуска сталь приобретает нормальную для нее вязкость. Падение ударной вязкости после медленного охлаждения не сопровождается изменением важнейших физических и других механических свойств стали. Позднее было установлено, что присадка к стали до 0,5% Mo или до 1% W устраняет отпускную хрупкость. С тех пор отпускная хрупкость конструкционной стали была многократно и весьма подробно исследована¹. Несмотря на это, более или менее достоверно установлены только форма проявления и влияние важнейших факторов на протекание отпускной хрупкости, хотя и по этим вопросам данные еще противоречивы. Природа же явления до сих пор еще не установлена, хотя по этому поводу было высказано много интересных предположений.

Решающую роль в развитии процесса отпускной хрупкости играет продолжительность выдержки в определенном интервале температур отпуска (зоне хрупкости). Аналогичные явления наблюдаются и в случае, если сталь была предварительно высоко отпущена, обычно при 650° С, с быстрым охлаждением (т. е. в ней прошли все структурные процессы, связанные с разложением аустенита и мартенсита), а затем выдержаны в течение длительного времени в опасном интервале температур. Только абсолютная величина ударной вязкости в этом случае обычно несколько выше, чем стали, отпусканной только в зоне хрупкости [550]. Это используется для разделения процессов собственно отпуска и отпускной хрупкости и изучения последней в чистом виде. С другой стороны, оно имеет и важное практическое значение, например, в тех случаях, когда изделие после отпуска подвергается правке с последующим повторным отпуском, сварке и т. п.

Рядом работ установлено, что процессы, вызывающие отпускную хрупкость, совершаются при длительной выдержке в опасном интервале температур и в нормализованной, а при некоторых составах и в отожженной стали, причем у последней эти процессы так же обратимы, как у закаленной и отпущеной. Поэтому для сталей, чувствительных к отпускной хрупкости, рекомендуется и при отжиге охлаждение от ~650° С проводить ускоренно, если понижение ударной вязкости недопустимо. Имеется много оснований полагать, что явление так называемой тепловой хрупкости (см. стр. 518), заключающейся в понижении ударной вязкости стали вследствие длительной работы ее под нагрузкой или без нагрузки при 350—575° С, аналогично отпускной хрупкости по своей природе.

Как это было впервые показано Н. Н. Давиденковым и др. [551], отпускная хрупкость сказывается в смещении вверх критической температуры хладноломкости. Поэтому правильное представление о процессе и характере влияния на него разных факторов состава и обработки можно получить только испытаниями ударной вязкости при разных температурах. Для хромоникелевой стали это положение иллюстрируется кривыми рис. 177 [552], из которых видно, что охлаждение с 600° С со скоростью 25° С/ч сместило критическую температуру хрупкости вверх ~ на 200° С по сравнению с охлаждением с 600° С в масле.

Важно подчеркнуть, что наиболее надежной количественной харак-

¹ Подробнее об отпускной хрупкости смотри монографию Г. В. Курдюмова и Р. И. Энтина [221], а также дискуссию в журнале «Металловедение и обработка металлов» в 1956—1957 гг. и [428].

теристикой влияния того или иного фактора на склонность стали к отпускной хрупкости является степень смещения вверх ее критической температуры хрупкости. Встречающиеся иногда в литературе данные, оспаривающие влияние какого-нибудь фактора на том основании, что ударная вязкость определялась авторами не при комнатной, а при низкой температуре, например -60 или -80°C , могут быть в равной мере ошибочны, как и выводы, основанные на значениях ударной вязкости при комнатной температуре. Так, например, сравнение ударной вязкости при -120°C на рис. 177 может привести к такому же ложному выводу об отсутствии отпускной хрупкости у этой стали, как и сопоставление значений этой характеристики при $+160^{\circ}\text{C}$.



Рис. 177. Изменение ударной вязкости с температурой испытания у стали с 0,12% С, 0,5% Mn, 0,3% Si, 1,5% Cr и 3,5% Ni, производственные плавки:

○ — медленное охлаждение после отпуска при 600°C ;
● — то же, быстрое



Рис. 178. Влияние продолжительности выдержки при 500°C на ударную вязкость

Вместе с тем следует отметить, что возможны и такие случаи, когда одно только изменение значения критической температуры хрупкости у медленно охлажденной после отпуска стали по сравнению с быстро охлажденной без привлечения других методов исследования может привести к неправильному суждению о склонности данной стали к отпускной хрупкости. Так, Н. В. Казакова и Н. В. Королева показали [см. 917], что с увеличением количества продуктов частичного разложения аустенита в верхней части промежуточной области критические температуры хрупкости медленно и быстро охлажденной после отпуска стали сближаются и в некоторых случаях могут совпадать, т. е. сталь становится нечувствительной к скорости охлаждения после отпуска. Между тем изучение при помощи оптического и электронного микроскопа показывает, что процессы, вызывающие отпускную хрупкость (выделение фазы на границах зерен), и в этом случае протекают приблизительно в такой же степени, как и после закалки на мартенсит, но их влияние перекрывается охрупчивающим действием продуктов промежуточного разложения аустенита.

Кинетика развития отпускной хрупкости внешне напоминает влияние продолжительности выдержки при отпуске сплавов для дисперсионного твердения. Ниже и выше определенной температуры процесс не идет, и кривая ударной вязкости превращается в прямую линию. Отсюда следует, что для мелких изделий можно за счет уменьшения продолжительности выдержки при отпуске уменьшить и отпускную хрупкость. При этом необходимо для получения заданных значений прочности со-

ответственно повысить температуру отпуска [см. 222]. Необходимо, однако, иметь в виду, что слишком кратковременный отпуск при температурах ниже 500° С недостаточно снимает остаточные напряжения.

На рис. 178 [555] представлены (в полулогарифмических координатах) изотермы ударной вязкости при 500° С для четырех весьма чувствительных к отпускной хрупкости сталей. Мы видим, что во всех случаях при превышении определенной продолжительности выдержки ударная вязкость снова повышается. У некоторых сталей после весьма длительной выдержки она может достигнуть и исходных значений. Характер кинетической кривой одинаков для всех сталей, в том числе и для легированных молибденом или вольфрамом.

Таким образом, молибден и вольфрам не устраниют отпускной хрупкости, а только сильно ослабляют ее, замедляя протекание в стали обусловливающих ее процессов.

Медленное охлаждение стали после отпуска влияет в том же направлении, что и увеличение продолжительности выдержки ее в зоне хрупкости. Поэтому значительное повышение ударной вязкости у чувствительной к отпускной хрупкости стали может наблюдаться и после очень медленного охлаждения. С другой стороны, при наличии ряда неблагоприятных факторов — состава, обработки, выплавки и др.— минимум на изотерме может оказаться сдвинутым влево настолько, что и при обычном или даже при быстром охлаждении изделий, особенно крупного сечения, отпускную хрупкость приобретает сталь, нормально к ней мало чувствительная, например легированная молибденом.

Роль медленного охлаждения заключается в том, что при этом увеличивается продолжительность пребывания стали в зоне хрупкости. Поэтому для стали, выдержанной недостаточно длительное время при некоторой температуре, лежащей в зоне отпускной хрупкости, скорость последующего охлаждения практически не должна иметь значения. Сообщается, однако [557], что и в этом случае быстрое охлаждение ослабляет развитие отпускной хрупкости.

Для подавляющего большинства сталей отпускная хрупкость развивается в интервале температур 450—650° С. Наиболее интенсивно процесс идет обычно при 500—550° С. Поэтому при изучении отпускной хрупкости чаще всего обрабатывают сталь при этой температуре. Отсюда следует, что сталь, подверженная отпускной хрупкости и быстро охлажденная после отпуска (в масле или в воде) для устранения последней, может быть нагрета вторично для снятия напряжений не выше 400° С или в крайнем случае 450° С. Такой же эффект, естественно, может быть получен, если непосредственно после отпуска охладить сталь быстро до 400° С, а затем медленно. Но и при 400° С напряжения снижаются только частично.

Между тем остаточные напряжения, получаемые в стали в результате быстрого охлаждения после отпуска, могут достигать значительных величин [224]. Это вызывает значительное коробление изделий при последующей механической обработке, особенно деталей неблагоприятной формы, например с большим отношением длины к диаметру. В частности, автор встретился с таким явлением на некоторых длинных деталях, изготовленных из хромокремнемарганцовистой стали типа 30ХГС. Удовлетворительное сочетание величины остаточных напряжений и ударной вязкости наблюдалось у чувствительных к отпускной хрупкости сталей при охлаждении после отпуска в ванне с температурой 300° С [313] и при охлаждении поковок (дисков диаметром 800 мм) по ступенчатому ре-

жиму: на воздухе до 400 — 450°C , выдержка при этой температуре в печи и снова охлаждение на воздухе [558].

Из сказанного о температурном интервале хрупкости следует также, что необходимо избегать нагрева при 500°C , например при горячей правке деталей или для снятия напряжений после холодной правки, особенно если сталь сильно восприимчива к отпускной хрупкости, а обрабатываемые заготовки имеют крупное сечение, вследствие чего они находятся в зоне 500 — 550°C весьма длительное время.

В связи с нагревом после правки, к которой приходится иногда прибегать, большой интерес представляет влияние предварительной пластической деформации на отпускную хрупкость. По некоторым данным [221], слабый наклеп со степенью обжатия около 5% несколько ускоряет развитие отпускной хрупкости. При значительных же степенях обжатия предварительный наклеп (и, по данным С. Ф. Юрьева, сообщенный непосредственно при температуре отпуска), наоборот, замедляет процессы, приводящие к отпускной хрупкости. Наклеп стали после того, как она приобрела отпускную хрупкость, по всем данным повышает ее ударную вязкость. Наблюдалось [574] устранение обратимой отпускной хрупкости при термомеханической обработке равновесного аустенита, после которой немедленно следовала закалка, так что рекристаллизация не успевала пройти.

Влияние температуры и длительности первого отпуска на развитие отпускной хрупкости еще не выяснено полностью. Рядом исследователей установлено [41, 188, 556], что повышение температуры первого отпуска до 650°C , а по некоторым данным и до 680°C , заметно повышает вязкость после второго отпуска при опасной температуре, особенно если первый отпуск при 650°C был длительным или многократным. Из этих данных следует, что при определенных условиях предварительный отпуск при 650 — 700°C можно использовать для ослабления отпускной хрупкости, что особенно важно в тех случаях, когда из экономических или иных соображений сталь нельзя легировать молибденом. Такая обработка может быть шире использована, если в сталь ввести добавки, например ванадия, повышающие устойчивость мартенсита против отпуска и, следовательно, позволяющие получать достаточную прочность при высоких температурах отпуска.

С другой стороны, в некоторых работах [555, 559] показано, что результатом предварительного длительного отпуска при 650 или 700°C в основном является не устранение причины отпускной хрупкости, а значительное понижение твердости и прочности стали. Правда, авторы определяли ударную вязкость только при одной температуре: либо при -60°C [555], что, как отмечалось выше, не всегда правильно, либо при комнатной температуре [559]. Однако в работе [559] было установлено, что у стали, выдержанной достаточно долго при 530°C , излом, полученный при -190°C , был хрупкий, межкристаллический. В зарубежных исследованиях [см. 521] считается установленным, что длительная выдержка при 650 — 700°C не устраивает, а развивает хрупкость (высокотемпературную, см. стр. 250), но именно это замедляет (но не устраивает) последующее развитие низкотемпературной хрупкости.

Следовательно, этот вопрос требует еще дальнейшего выяснения.

Повышение температуры закалки усиливает восприимчивость стали к отпускной хрупкости. Обычно это объясняют укрупнением зерна. Однако опыты Н. В. Казаковой и др., в том числе по нагреву (перегре-

бу) перед закалкой в вакууме, показали, что исходная структура стали перед отпуском (крупное зерно, наличие немартенситных структур) не влияет на развитие отпускной хрупкости, а только смещает вверх критическую температуру, понижая ударную вязкость при 20° С. Усиление же чувствительности к отпускной хрупкости при перегреве, по-видимому, объясняется поглощением сталью газов.

Главным фактором, определяющим склонность и степень чувствительности стали к отпускной хрупкости, является ее химический состав. Вредное влияние примесей можно видеть из сопоставления кривых рис. 177 для стали производственной выплавки с кривыми рис. 179 [552]. Последние относятся к хромоникелевой стали такого же состава, что и на рис. 177, но выплавленной в среде гелия 99,99% чистоты (примесь 0,01% азота) с применением электролитического железа и шихтовых материалов высокой чистоты. В этой стали содержались минимальные количества (в большинстве случаев близкие к нулю) остаточных элементов и обычных примесей и газов; в частности, содержание фосфора в ней было примерно в 10 раз меньше обычного.

Влияние углерода на склонность углеродистой стали к отпускной хрупкости зависит от количества содержащегося в ней фосфора. При содержании фосфора около 0,002% углерод усиливает чувствительность стали к отпускной хрупкости приблизительно до 0,1% и затем его влияние прекращается [552]. В стали же с нормальным содержанием фосфора углерод оказывается и при более высоких содержаниях. Только весьма кратковременный нагрев (порядка 5—15—30 сек) при температуре выше 500° С, достижимый при высокочастотном электроотпуске, предотвращает возникновение отпускной хрупкости [553]. Очевидно, вследствие трудности предотвращения процесса при обычном нагреве углеродистая сталь оказывается относительно хрупкой при всех условиях отпуска, а это создает представление, что она не восприимчива к отпускной хрупкости.

Предлагалось, однако, и другое объяснение этого явления [см. 565] с выводом, что чистая углеродистая сталь не подвержена отпускной хрупкости.

В легированной стали роль углерода, по-видимому, второстепенная. Это подтверждается рядом исследований, в которых было установлено, что и легированный феррит соответственного состава проявляет большую склонность к отпускной хрупкости. Имеющийся опытный материал показывает, что влияние углерода в этом направлении сравнительно небольшое и не регулярное. По одним данным он усиливает, по другим уменьшает склонность легированной стали к отпускной хрупкости, по третьим данным усиливает, но только в присутствии хрома, а в неко-

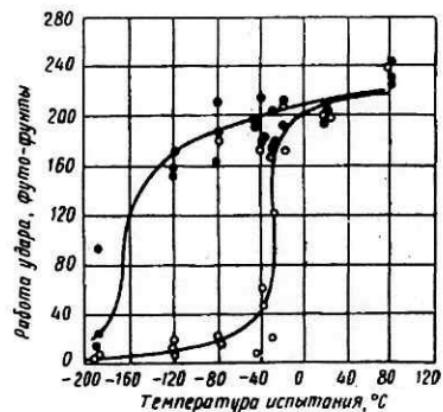


Рис. 179. Изменение ударной вязкости с температурой испытания у стали с 0,10% С, 0,5% Mn, 1,5% Cr и 3,5% Ni; сталь высокой чистоты (сравни с рис. 177):

○ — медленное охлаждение после отпуска при 600° С; ● — то же, быстрое

торых исследованиях вообще не было установлено заметного его влияния. Чаще всего наблюдается все же некоторое усиление склонности стали к отпускной хрупкости с повышением содержания в ней углерода.

Что касается легирующих элементов, то, присутствуя в стали каждый в отдельности, они либо вовсе не способствуют возникновению в ней отпускной хрупкости, либо сообщают ей склонность к этому пороку только при высоком их содержании обычно в таких количествах, которые в конструкционной стали уже не применяются. В качестве примера в табл. 23 [552] показано влияние никеля, марганца и хрома в отдельности на T_k очень чистой стали.

ТАБЛИЦА 23
ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ, МАРГАНЦА И ХРОМА НА СКЛОНОСТЬ СТАЛИ
К ОТПУСКОЙ ХРУПКОСТИ

Ni				Mn				Cr			
химический состав %		T_k , °C, после охлаждения с 600° C		химический состав %		T_k , °C, после охлаждения с 600° C		химический состав %		T_k , °C, после охлаждения с 600° C	
C	Ni	в масле	с печью	C	Mn	в масле	с печью	C	Cr	в масле	с печью
0,17	0,0	+ 5	+ 5	0,17	0,0	+ 5	+ 5	0,17	0,0	+ 5	+ 5
0,20	1,1	+ 15	+ 15	0,17	0,6	-45	-45	0,15	0,75	-70	-60
0,22	2,2	- 20	- 20	0,20	1,2	-60	-60	0,23	1,5	-90	-90
0,23	3,1	- 60	- 60	0,18	2,1	-60	-35	0,18	2,0	-95	-95
0,21	4,2	- 75	- 55	0,18	3,2	-35	+40	0,19	3,0	-95	-95
0,22	6,1	-100	- 85	0,16	4,0	+10	+95	0,17	4,0	-80	-80
0,21	8,0	-130	-115	0,18	5,3	+35	+80	0,20	5,0	-80	-80

В частности, из данных [552] следует, что хром один при $\sim 0,002\%$ Р не вызывает отпускной хрупкости и до $\sim 10\%$. Конечно, не исключается, что при известном стечении обстоятельств, например повышенном содержании примесей, особенно фосфора, остаточных элементов, газов, повышенной температуре закалки и т. п., хромистая сталь, содержащая всего около 1% Cr, может оказаться склонной к отпускной хрупкости. Такие случаи мы наблюдали на отдельных производственных плавках стали типа 40Х.

Влияние марганца при повышенном его содержании в стали (табл. 23), по-видимому, вообще не самостоятельное, а заключается в том, что он «активизирует» в этом отношении фосфор.

Не сообщают стали отпускной хрупкости, присутствуя в ней одни такие элементы, как кремний, алюминий, медь, ванадий, титан и др. В работе [560] было показано, что молибден в количестве 2,1% и вольфрам в количестве 3,8%, присутствуя в стали с $\sim 0,1\%$ С без других добавок, вызывают в ней заметную отпускную хрупкость.

Присутствуя в стали одновременно, многие элементы усиливают действие друг друга на ее склонность к отпускной хрупкости. Большая подверженность отпускной хрупкости хромоникелевой стали при таких содержаниях хрома и никеля, при которых каждый из них в отдельности не оказывается, является классическим примером взаимно усиливающего влияния легирующих элементов.

Еще сильнее, чем никель, на склонность хромистой стали к отпуск-

ной хрупкости влияет марганец. В качестве иллюстрации на рис. 180, построенном нами по данным [552], показано повышение критической температуры хрупкости T_k у стали с $\sim 0,2\%$ С и 3% Сг по мере добавления к ней марганца. Марганец сообщает также никелевой стали склонность к отпускной хрупкости и усиливает процессы, вызывающие это явление в хромоникелевой стали, как можно видеть из табл. 24 [552]. Из этой таблицы видно сильное влияние хрома в стали, содержащей 3,5% Ni и 0,4% Mn, а также очень малая роль углерода по сравнению с ролью марганца в никелевой стали.

К числу элементов, усиливающих склонность хромистой стали к отпускной хрупкости, кроме никеля и марганца относятся также кремний, алюминий, медь, ванадий, титан, ниобий, фосфор, сурьма, бор. Аналогичное влияние они оказывают на чувствительность к отпускной хрупкости сложнолегированных сталей — хромоникелевой, хромомарганцевой и т. п.

Некоторые элементы оказывают настолько слабое влияние на склонность стали к отпускной хрупкости, что, как правило, с ним можно не считаться. Такие элементы в зависимости от ряда других обстоятельств могут и усиливать и ослаблять эффект отпускной хрупкости, но во всех случаях их влияние относительно мало. Сюда можно отнести азот, серу, кобальт, мышьяк. Относительно ниobia одно время существовало мнение, что он сильно уменьшает склонность стали к отпускной хрупкости, уподобляясь в этом отношении молибдену. Однако мы не обнаружили положительного влияния ниobia при очень малом его количестве, а при значительном содержании в стали его влияние было отрицательным. Не было установлено заметного влияния ниobia на отпускную хрупкость или было найдено отрицательное влияние его, подобное влиянию ванадия и титана, и в некоторых других исследованиях [554, 555].

Общий вывод из анализа экспериментальных данных таков, что на развитие отпускной хрупкости влияют определенные, но различные комбинации элементов. По исследованиям Н. В. Казаковой и др., для этого необходимо сочетание не менее трех элементов С, Si, Mn, Сг, Ni, Р, в частности Mn — Ni — Р, Сг — Ni — Р, Сг — Ni — Mn и др. Однако сформулированное в работе [428] «химическое» условие, не обходимое и достаточное для развития отпускной хрупкости, а именно одновременное присутствие в стали углерода, фосфора (или его аналога) и карбидообразующего элемента, не только противоречит общирным данным других исследователей и практики, но недостаточно подтверждается и собственными данными автора.

К элементам, наиболее сильно ослабляющим чувствительность стали к отпускной хрупкости, относятся вольфрам и особенно молибден. Молибден и вольфрам, однако, не устраниют отпускную хрупкость, а влияют только на кинетику процесса, сильно замедляя его. Высокотемпературную хрупкость (при 650—700° С) молибден и вольфрам не только не устраниют, но и усиливают [521].

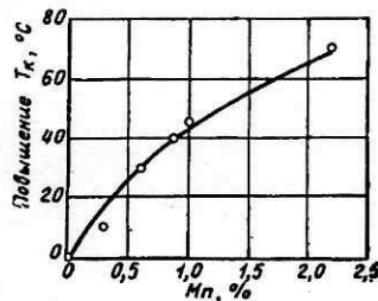


Рис. 180. Влияние марганца на критическую температуру хрупкости хромистой стали в состоянии отпускной хрупкости ($\sim 0,2\%$ С, 3% Сг)

ТАБЛИЦА 24

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА СКЛОННОСТЬ НИКЕЛЕВОЙ И ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ К ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ

Химический состав %			T_K , °C, после охлаждения с 600° C		Химический состав %				T_K , °C, после охлаждения с 600° C	
C	Ni	Mn	в масле	с печью	C	Cr	Ni	Mn	в масле	с печью
0,08	3,5	0,2	— 80	— 80	0,12	1,5	3,5	0	— 180	— 150
0,12	3,5	0,4	— 100	— 100	0,08	1,4	3,5	0,2	— 100	— 65
0,10	3,6	0,6	— 105	— 85	0,10	1,5	3,5	0,5	— 160	— 30
0,11	3,6	1,0	— 110	— 90	0,08	1,5	3,5	0,7	— 105	0
0,18	3,5	0,4	— 80	— 80	0,12	0	3,5	0,4	— 100	— 100
0,40	3,5	0,4	— 70	— 70	0,12	1,1	3,4	0,4	— 80	— 60
0,48	3,6	1,7	— 45	+ 80	0,11	2,0	3,3	0,4	— 70	+ 10

Количество молибдена в стали, необходимое для практического устранения отпускной хрупкости, доходит до $\sim 0,5\%$. Количество вольфрама для этой цели, если его выразить в атомных процентах, приблизительно такое же, т. е. до 1% (вес.). Среднее содержание этих элементов, достаточное для уменьшения чувствительности стали к отпускной хрупкости в нормальных, наиболее часто встречающихся условиях, составляет 0,20—0,30% Mo или 0,6—0,8% W, хотя в отдельных случаях для этой цели достаточно уже 0,4% W.

Следует отметить два важных с точки зрения теории явления обстоятельства: 1) установлено оптимальное содержание молибдена, составляющее 0,4—0,6% [41, 188, 555], и вольфрама $\sim 1,5\%$ [555]. При более высоком содержании этих элементов чувствительность стали к отпускной хрупкости усиливается; 2) уменьшая эффект отпускной хрупкости в самых разнообразных сталях, молибден практически не влияет на отпускную хрупкость стали, легированной только марганцем [41, 561]. Это позволяет предполагать, что природа отпускной хрупкости в стали, легированной одним лишь марганцем, иная.

Введение молибдена или вольфрама в сталь может оказаться недостаточно эффективным или вовсе не эффективным при наличии факторов, сильно способствующих развитию отпускной хрупкости. Среди таких факторов одно из первых мест принадлежит содержанию в стали фосфора. Вредное влияние фосфора, как это видно из рис. 181 по результатам статистической обработки большого количества плавок [217], выражено настолько сильно даже в пределах марочного содержания его в стали, что ряд исследователей [см. 41] приписывает фосфору решающую роль в развитии отпускной хрупкости, в частности в хромоникелевой и хромоникельмолибденовой стали.

Уже давно обратили внимание [562] на связь между содержанием в стали фосфора и марганца, что выражается в усилении марганцем влияния фосфора, в частности, в никелевой и хромоникелевой стали. Имеются данные о том, что при нормальном для конструкционной стали содержании марганца и отсутствии в ней молибдена понижение содержания фосфора до 0,01% и даже несколько меньше еще недостаточно для того, чтобы сильно ослабить чувствительность стали к отпускной хрупкости. Такой эффект достигается только путем одновременного снижения фосфора до 0,007—0,008—0,01% и марганца до

0,12—0,15%. Если молибден дефицитен и дорог, практическое использование этого положения представляет интерес, несмотря даже на то, что получение такого низкого содержания марганца и фосфора затрудняет процесс выплавки стали и ее горячего деформирования. Последнее связано с красноломкостью, обусловленной серой при низком содержании марганца, и поэтому может быть уменьшено введением малых добавок некоторых элементов, в частности образующих стойкие сульфиды (см. стр. 91 и табл. 8).

Достаточное содержание молибдена также в известной степени зависит от содержания в стали фосфора. Так, например, при 0,015—0,02% P введение в хромоникелевую сталь 0,15—0,2% Mo достаточно для практического устранения отпускной хрупкости; при 0,03% P такое количество молибдена лишь частично устраняет отпускную хрупкость, тогда как при 0,06% P и особенно при наличии в стали одновременно около 1% Mn содержание молибдена должно быть ближе к оптимальному, т. е. 0,5%.

Влияние множества факторов объясняет тот факт, что сталь одного и того же номинального химического состава, но разных плавок, может обладать разной чувствительностью к отпускной хрупкости. Этим объясняется, очевидно, и большая область рассеяния на рис. 181. Часто встречающиеся утверждения о том, что чувствительность стали к отпускной хрупкости зависит от «индивидуальных свойств плавки», лишены смысла. По той же причине нам представляется устаревшим и разделение отпускной хрупкости на устранимую и перманентную или неустранимую [563]. Последняя, по мнению авторов, у данной стали зависит от «индивидуальных свойств плавки».

Иногда различное поведение в смысле отпускной хрупкости наблюдается у сталей, выплавленных в разных плавильных агрегатах. Некоторые исследователи [см. 41] даже склонны считать, что в порядке возрастания чувствительности к отпускной хрупкости по способу выплавки сталь можно расположить в следующий ряд: тигельная, электросталь, кислая марганцовская, основная марганцовская. Однако такая закономерность далеко не всегда подтверждается, да и говорить о роли плавильного агрегата можно только с учетом способа ведения процесса (см., например, [231]).

Г. ПРЕДЛОЖЕНИЯ О ПРИРОДЕ ОБРАТИМОЙ И НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ

Обратимая хрупкость

Из многочисленных гипотез о природе отпускной хрупкости наибольшее распространение получили теории выделений, связывающие развитие отпускной (и тепловой) хрупкости с выпадением из пересы-

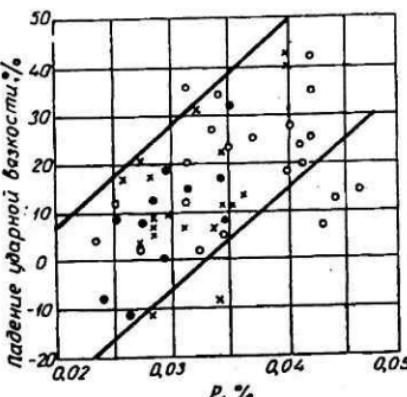


Рис. 181. Влияние фосфора на склонность Cr-Ni-Mo-стали к отпускной хрупкости (статистические данные)

щенного твердого раствора а тех или иных дисперсных фаз. В качестве таких фаз одни авторы [188, 209 и др.] называют специальные карбиды. Другие [221] высказывают предположение, что процессы, вызывающие отпускную хрупкость, являются результатом температурной зависимости растворимости углерода в а-железе. При этом они считают, что развитие отпускной хрупкости в стали связано не с собственно выделениями, а с последующим процессом коагуляции, вызывающим перераспределение выделившихся частиц. Имеются и более поздние попытки экспериментального подтверждения «карбидных» гипотез [555, 567 и др.]. Однако полученные в этих работах данные, представляющие, на наш взгляд, значительный интерес при анализе природы не обратимой отпускной хрупкости, совершенно не подтверждают карбидных гипотез обратимой хрупкости [см. 970].

Ряд исследователей [см. 41, 217 и др.] связывает отпускную хрупкость исключительно с выделением фосфидов из пересыщенного раствора. Но так как предельная растворимость фосфора в железе составляет около 1% P, то авторы «фосфидной» теории полагают, что в отдельных местах количество фосфора за счет ликвации оказывается больше среднего его содержания в стали.

Однако теория обычных выделений, подтверждение которых можно видеть в сходстве температурной зависимости и кинетики процесса с таковыми для дисперсионного твердения, не могут объяснить ряда других явлений, помимо падения ударной вязкости, сопровождающих отпускную хрупкость или, наоборот, не наблюдающихся при этом вопреки тому, что можно было ожидать, исходя из аналогии с обычным дисперсионным твердением. В частности, отпускная хрупкость не сопровождается упрочнением стали и изменением ее пластичности и физических свойств. Изменение же некоторых свойств, например термоэлектродвижущей силы, декремента затухания колебаний, не является специфичным для дисперсионного твердения.

Поэтому в более поздних теориях для объяснения процессов, вызывающих отпускную хрупкость, привлекаются поверхностные явления. При этом роль поверхностных явлений в механизме развития отпускной хрупкости разными авторами трактуется по-разному.

Так, например, высказывается мнение [231], что склонность к отпускной хрупкости определяется наличием в стали обычной выплавки поверхностью активной моноокиси кремния SiO, растворимой также в твердой стали. Развитие отпускной хрупкости автор соответственно связывает с выделением и перемещением по границам блоков и зерен этой поверхности активной примеси, а уменьшение отпускной хрупкости — с ее коалесценцией или диссоциацией. В связи с этим интересно заметить, что недавно обнаружена [201] на границах первичных кристаллов неметаллическая фаза, происхождение которой предположительно связано с SiO.

По предположению других авторов [104, 233 и др.] роль поверхностных явлений сводится к тому, что горофильные элементы, обладающие положительной внутренней адсорбией, обогащают граничный слой зерна. При этом одни считают [104] причиной отпускной хрупкости переменную растворимость соответствующего элемента и выделение при медленном охлаждении избыточно растворенных фаз. Другие же [233] полагают, что отпускная хрупкость и в этом случае обусловливается выделением карбидной фазы. В другом исследовании [564] показано, что фосфор в результате межкристаллитной внутренней адсорб-

ции участвует в развитии отпускной хрупкости. Роль молибдена, по мнению авторов, сводится к тому, что он ослабляет межкристаллитную внутреннюю адсорбцию фосфора. Автор работы [428] считает непосредственной причиной отпускной хрупкости стали обратимое обогащение (путем притока и оттока) поверхностных слоев зерен феррита фосфором или его аналогом (сурьмой). Заметим, что этот вывод автор подтверждает и упомянутым выше недостаточно обоснованным «химическим» условием развития отпускной хрупкости.

Имеются гипотезы, связывающие проявление отпускной хрупкости с напряжениями [541] или «разрыхлением», надрывами [557], возникающими на границах бывшего аустенитного зерна при температурах развития хрупкости в результате выделения элементов из раствора в феррите и карбидных реакций.

Предпринятые некоторыми исследователями попытки обнаружить образующуюся по границам зерен охрупчивающую фазу под электронным микроскопом пока не увенчались полным успехом. В связи с этим возникли гипотезы [565, 566], объясняющие отпускную хрупкость равновесными граничными сегрегациями (см. стр. 34) без выделения новой фазы. Однако в тщательно выполненных электронномикроскопических исследованиях, дополненных интерферометрическими исследованиями и изучением микропрофиля шлифа [568], было показано, что развитию отпускной хрупкости соответствуют образование и рост прослойки новой фазы в граничном слое. Эти прослойки имеют вид прерывистых пленок, максимальная толщина которых не превышает 0,25—0,30 мк, а их суммарная протяженность составляет около 25% протяженности границ. В стали, подвергшейся высокотемпературной отпускной хрупкости (при 675° С), под электронным микроскопом была обнаружена фаза на границах зерен феррита [521].

В выдвинутой в свое время нами гипотезе [575, 970] мы объясняем развитие обратимой отпускной хрупкости образованием в граничном слое бывшего аустенитного зерна фазы, обладающей малой прочностью межатомной связи или имеющей слабую кристаллохимическую связь с основной фазой, что должно приводить к понижению сопротивления этого слоя отрыву. С точки зрения механики материалов это и является непосредственной причиной отпускной хрупкости [551], сказываясь в значительном повышении критической температуры хрупкости. Понижение сопротивления отрыву под влиянием процессов, вызывающих отпускную хрупкость, было установлено и экспериментально [569] при растяжении в жидком азоте гладких образцов.

О том, что принципиально возможно образование таких фаз в граничном слое в результате сегрегаций, было сказано на стр. 35 и 100. При этом следует учесть, что образующаяся фаза может иметь толщину всего в несколько атомных слоев и на данном этапе еще быть недоступной для изучения, а влияние температуры и кинетика процессов, вследствие специфических условий, существующих в граничном слое зерна, должны быть иные. Поэтому в стали, легированной разными элементами, а также в углеродистой стали фазы, обусловливающие отпускную хрупкость, как правило, должны быть различны.

Так, в углеродистой стали, отпускная хрупкость может быть связана с выделением фосфидов из пересыщенного твердого раствора в граничном слое зерна. С увеличением содержания марганца в стали, по-видимому, начинает преобладать в граничном слое фосфид марганца Mn_5P_2 , более стойкий, чем фосфид железа Fe_3P , и обладаю-

ший меньшей растворимостью в α -железе, чем последний. В связи с этим усиливается эффект отпускной хрупкости, обусловленной фосфидами. В стали, легированной другими элементами, основными фазами, образующимися в граничном слое зерна и обуславливающими отпускную хрупкость, по нашему мнению, могут быть либо σ -фазы (различные разновидности фаз этого типа), либо в определенных случаях — сверхструктуры, образуемые, например, при взаимодействии марганца с никелем, никеля с железом, марганца с никелем и железом. Дополнительную, но не главную роль и в таких сталях могут играть фосфиды марганца.

Температурный интервал, в котором развивается хрупкость, связан с равновесной температурой образования и диссоциации соответствующей фазы, а различные (не основные) легирующие элементы и примеси влияют на склонность стали к отпускной хрупкости в соответствии с их влиянием на скорость и температурную область образования соответственной фазы. Положительная роль молибдена и вольфрама по нашей гипотезе сводится к тому, что они сдвигают минимум на кинетической кривой образования σ -фаз к $650-850^\circ\text{C}$ [см. 582, дискуссию к 584 и др.] и замедляют образование сверхструктур Ni_3Fe и Ni_3Mn . Из схемы рис. 182 следует, что смещение кинетической кривой должно привести к сильному замедлению развития отпускной хрупкости при обычных температурах

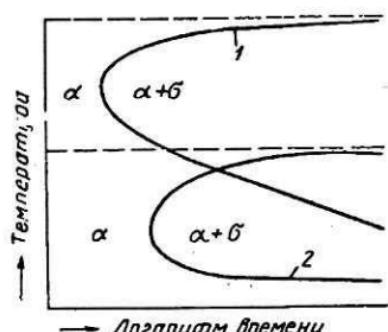


Рис. 182. Схема кинетических кривых образования σ -фазы в сплавах железо-хром:
1 — с молибденом или с вольфрамом;
2 — без молибдена

($500-550^\circ\text{C}$), но к ускорению процесса при более высоких температурах. Как было отмечено выше, высокотемпературную хрупкость (при $650-700^\circ\text{C}$) молибден и вольфрам действительно не ослабляют, а усиливают [521].

С точки зрения этой концепции можно также сравнительно просто объяснить влияние и различных других факторов, помимо состава, на отпускную хрупкость стали [см. 970].

Исследования Н. В. Казаковой и др. подтверждают основную схему нашей гипотезы, но показывают, что взаимодействие элементов, приводящее к развитию отпускной хрупкости в стали, в действительности еще сложней. По мнению самих авторов этих исследований выделение охрупчивающей фазы на границах зерен обусловлено уменьшением растворимости некоторых элементов в α -основе. В действительности, по-видимому, в зависимости от состава стали и самой фазы возможно и то, и другое.

Из сказанного видно, что единой, законченной и полностью подтвержденной теории обратимой отпускной хрупкости пока еще нет.

Необратимая хрупкость

По вопросу о природе необратимой хрупкости также имеется несколько гипотез. Одни связывают это явление с превращением остаточного аустенита [207 и др.]; другие — с процессами в карбидной фазе при разложении мартенсита [209, 188 и др.] (в настоящее время наи-

более принятное объяснение); трети — с образованием тонкой сетки феррита на границе бывшего аустенитного зерна [546]; четвертые — с когерентностью решеток выделяющихся карбидов и исходной мартенситной фазы. Высказывалось также мнение об общности механизма возникновения необратимой и обратимой хрупкости [574] без уточнения самого механизма.

Однако ни одна из этих гипотез не может объяснить полностью процессы, ответственные за необратимую хрупкость. Действительно, изменение ударной вязкости у обработанной холодом стали при температурах отпуска выше 200° С лишь очень редко следует схеме рис. 183. Этот экспериментальный факт заставил, например, М. А. Гросмана, одним из первых высказавшегося за «аустенитную» концепцию, отказаться от нее.

Давно замеченное наличие минимума на кривой ударной вязкости при среднем отпуске у стали, содержащей даже весьма малые количества углерода, а в последнее время и у легированного феррита [549], также не позволяет связывать необратимую хрупкость с остаточным аустенитом. Наконец, и температуры отпуска, которым соответствуют минимум ударной вязкости и конец превращения аустенита, как показывает ряд опытов [324], могут значительно различаться. В связи с этим, а также в результате более новых собственных исследований [548] от «аустенитной» гипотезы отказался и другой ее сторонник — В. Д. Садовский.

«Карбидная» гипотеза считает основной причиной необратимой хрупкости пластинчатую форму цементита, образующегося при отпуске мартенсита в интервале температур 200—350—400° С, а дальнейшее возрастание вязкости — результатом сфероидизации карбидов. Однако экспериментально недостаточно подтверждается роль пластинчатой формы карбидов [см. 480]. Кроме того, без учета протекания процесса в граничном слое зерна трудно объяснить, почему падение ударной вязкости не сопровождается изменением большинства других свойств стали. Это относится и к гипотезе, связывающей необратимую хрупкость с когерентностью решеток карбида и твердого раствора α . Обычно, в частности при дисперсионном твердении, с когерентностью решеток новой и старой фаз связывают повышение твердости, которым необратимая хрупкость не сопровождается.

Мы предполагаем, что первопричина, создающая возможность возникновения отпускной хрупкости, для обратимого и необратимого ее видов одна и та же — равновесные сегрегации в граничном слое аустенитного зерна, и что оба вида хрупкости являются результатом процессов, протекающих в граничном слое зерна. Об этом свидетельствует, в частности, то, что в обоих случаях разрушение чаще всего межкристаллическое, в обоих случаях повышается критическая температура хрупкости и почти не изменяются твердость и другие свойства стали. Однако природа процессов в граничном слое, приводящих к хрупкости, совершенно различна. Выделение в граничном слое

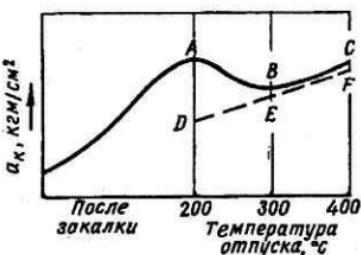


Рис. 183. Ожидаемый ход кривой ударной вязкости (DEF) в случае отсутствия остаточного аустенита в структуре стали и фактический ход кривой (ABC)

карбидов и их коагуляция до «критической» степени дисперсности должны привести к понижению его сопротивления отрыву, а следовательно, к повышению критической температуры хрупкости и межкристаллическому разрушению стали. Такую же роль должно играть превращение в граничном слое остаточного аустенита в мартенсит.

В нелегированной стали, у которой ударная вязкость после отпуска при 200°C еще мала, и падение ее будет невелико. Лишь при повышенном содержании углерода (больше карбидов) или при попадании в граничный слой случайных и остаточных элементов эффект может быть значительным. В легированной стали элементы, задерживающие отпуск мартенсита, должны сдвинуть хрупкость в сторону более высо-

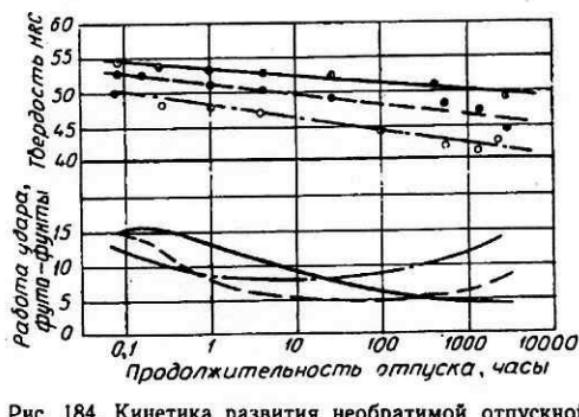


Рис. 184. Кинетика развития необратимой отпускной хрупкости в стали с 0,41% С, 0,91% Mn, 0,32% Si, 0,08% Cr, 3,31% Ni, закаленной с 815°C в воде:

— отпуск при 200°C ;
— — — то же, 260°C ;
- - - то же, 315°C

ких температур. Таковы кремний и (в меньшей степени) хром, а также другие карбидообразующие элементы. Последние могут вызвать новое необратимое падение ударной вязкости при более высоких температурах отпуска за счет выделения и коагуляции в граничном слое специальных карбидов. Такое же новое падение при более высоких температурах могут вызвать элементы, способствующие увеличению в граничном слое количества и устойчивости остаточного аустенита за счет превращения его в мартенсит. Таковы марганец, хром и частично никель.

Таким образом, отпускная хрупкость этого вида должна быть необратимой, так как вызывается необратимыми процессами в граничном слое. Поэтому она не зависит от скорости охлаждения после отпуска. Предварительная же закалка в этом случае в отличие от обратимой хрупкости необходима не только для того, чтобы за счет быстрого охлаждения задержать избыточные элементы в граничном слое, но и для получения в нем достаточного количества мартенсита или обогащенной углеродом γ -фазы. Поэтому после изотермической закалки при температурах нижней части промежуточной области развитие необратимой хрупкости замедляется, а при температурах выше 300°C она вообще не наблюдается.

Кинетика развития необратимой отпускной хрупкости, как видно