

из рис. 184 [546], внешне такая же, как и для обратимой хрупкости. Но природа ее, по нашему мнению, иная. Это — кинетика «дисперсионного твердения», связанная с выделением и коагуляцией карбидов в граничном слое.

Но и вне зависимости от равновесных сегрегаций необратимая хрупкость может быть обусловлена уже тем, что карбиды, как и другие фазы, в граничном слое выделяются раньше, чем в зерне. Авторы работы [480], считая этот фактор основным, придают также значение снижению поверхностной энергии границ зерен, полагая, в частности, что малые добавки бора и алюминия, термомеханическая обработка, выплавка в вакууме могут уменьшать необратимую хрупкость, влияя на величину поверхностной энергии границ зерен.

#### 4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Низкие температуры — не только средство выявления склонности стали к хрупкому разрушению вообще, но во многих случаях, например для деталей холодильных машин, химической аппаратуры, машин и приборов, работающих в условиях зимы, больших высот, ракетных деталей (сосудов для сжиженных газов) и т. п. — непосредственно рабочие температуры. В таких случаях легирование стали некоторыми элементами дает также возможность сохранить ее механические свойства при низких рабочих температурах на достаточно высоком уровне.

При статическом растяжении значения предела текучести и предела прочности стали с понижением температуры резко возрастают, как это видно, например, из табл. 25 [236] для ряда легированных конструкционных сталей. Повышению прочности на разрыв при низких температурах сопутствует и значительное повышение усталостной прочности. При низких температурах наблюдалась также площадка текучести у аустенитных сталей (см. стр. 32), которые при комнатной температуре ее не дают.

Повышение характеристик прочности стали сопровождается обычно падением ее пластичности — относительного удлинения и сужения (табл. 25 и 26). При критической температуре хрупкости начинается также резкое падение ударной вязкости. Уменьшение или предотвращение хладноломкости, т. е. падения пластичности и вязкости, и составляет сущность проблемы изыскания стали для деталей, работающих при низких и весьма низких температурах.

В настоящее время, особенно в связи с применением (например, в ракетах) жидкого гелия, исследованы свойства многих металлов и сплавов при температурах 4,2—1,3° К. Оказалось<sup>1</sup>, что пластичность при этих температурах сохраняется, а у некоторых металлов и возрастает. У железа сильно повышается предел текучести, а пластическая деформация локализуется (шейка), и на диаграмме наблюдается скачкообразная деформация. У металлов очень сильно повышается истинный предел прочности, приближаясь в некоторых случаях к теоретическому (например, у алюминия до 200 кг/мм<sup>2</sup>). У сплавов прочность по-

<sup>1</sup> См. О. В. Клявин. Автореферат кандидатской диссертации. Ленинград, 1961. Там же ссылка на ряд работ О. В. Клявина и А. В. Степанова. Также [585].

**ТАБЛИЦА 25**  
**ВЛИЯНИЕ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**  
**НЕКОТОРЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

Марка стали	Температура отжига °С	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>			$\delta$ , %			$\psi$ , %		
		+17°С	-196°С	-253°С	+17°С	-196°С	-253°С	+17°С	-196°С	-253°С
25Н3	800	66	100	122	24	23	0	59	29	2
	680	70	109	129	21	21	9	71	47	57
12ХН2	800	51	86	119	25	20	0	75	52	2
	680	49	82	101	27	19	0	75	22	0
13Н5А	800	99	145*1	147*1	17	8*1	1*1	44	—*1	—*1
	680	96	127	142	16	17	7*2	52	43	62*2
12Н3*4	—	53,5	85,0*3	—	28	6*2	—	64	6*3	—
30ХМА	680	56	100	133	28	18	0	64	23	0
5ХНМ	800	80	120	142	17	15	1	55	30	4
2Х18Н9	1150	77	170	132*1	60	42	20*1	67	51	—*1

\*1 Все разрывы были у шейки.  
\*2 Средние значения при пластическом разрыве.  
\*3 При температуре -162°С она имеет  $\sigma_b = 78,7$  кг/мм<sup>2</sup>;  $\delta = 34\%$  и  $\psi = 66\%$ , а при температуре -184°С ее  $\sigma_b = 85$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 11\%$  и  $\psi = 13\%$ .  
\*4 Для этой стали данные приводятся по С. J. Smithells. Metals reference book, v. II. London, 1955, p. 782.

**ТАБЛИЦА 26**  
**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

Материал в его состоянии	+20°				-196°				-253°			
	$\sigma_s$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\psi$ %	$S_K$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_s$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\psi$ %	$S_K$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_s$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\psi$ %	$S_T$ кг/мм <sup>2</sup>
Сталь 45, нормализованная . . .	38,5	62	53	124,5	97	107	38	157	—	141	0	141
Сталь 18ХНВА . . .	105	126	63	224	131	170	54	270	151	180	3,1	186
Сталь 40Х, отпуск 200° . . . . .	185	224	37	197	220	248	2,0	253	—	272	1,6	277
Армко-железо . . .	18,0	30	76	78	73	81	10	90	89	89	0	89
Сталь 1Х18Н9Т . . .	28	66	76	192	64	155	61	302	77	179	48	337
Бронза . . . . .	27	42	48	74	36	59	50	108	42	69	45	115
Дюралюминий . . .	30	42	38	61	41	55	25	74	49	71	21	89

вышается слабее, так что при гелиевых температурах сплав (сталь) имеет меньшую прочность, чем металл-основа.

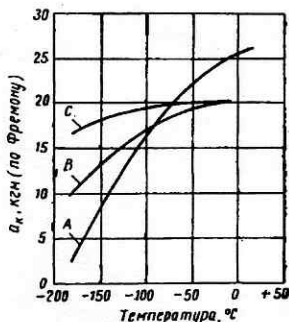
Физическая природа хладноломкости металлов и сплавов еще мало разработана. Повышение прочности при низких температурах, очевидно, объясняется уменьшением подвижности дислокаций (см. рис. 7). Однако ряд особенностей влияния низких температур теория дислокаций пока еще не может объяснить. Обычно считают, что металлы и

сплавы, имеющие кубическую гранецентрированную решетку, не хладноломки, а имеющие кубическую, пространственно центрированную, гексагональную, тетрагональную решетку, хладноломки. Действительно, например у латуни, имеющей гранецентрированную решетку, до температуры  $-180^{\circ}\text{C}$  ударная вязкость либо не понижается, либо даже несколько повышается. Никель, медь, серебро, свинец, алюминий [236], а также аустенитная сталь, бронза, дюралюминий (см. табл. 26) [519] пластичны при весьма низких температурах. Молибден, имеющий объемноцентрированную кубическую решетку, при низких температурах становится хрупким. То же наблюдается у железа и перлитной стали (см. табл. 25 и 26).

Отсутствие хладноломкости у сплавов с гранецентрированной решеткой, по-видимому, является результатом их низкого предела теку-

Рис. 185. Влияние низких температур на ударную вязкость марганцевой и марганцевоникелевой аустенитной стали

Стали	Химический состав, %						
	C	Si	S	P	Mn	Cr	Ni
A	1,25	0,18	0,008	0,126	12,65	—	—
B	0,80	0,91	0,02	0,07	14,00	0,07	3,54
C	0,55	0,20	0,008	0,068	8,1	4,00	8,00



чести, более слабого повышения его с температурой и весьма высокого сопротивления отрыву в соответствии со схемой рис. 129. Первые две особенности у  $\gamma$ -фазы железных сплавов были объяснены с позиций теории дислокаций и межатомной связи на стр. 30. Что касается ее сопротивления отрыву, то оно должно быть высоким потому, что полная прочность металлической связи у нее, по-видимому, больше, чем у  $\alpha$ -фазы (см. стр. 20).

Экспериментально сопротивление отрыву у  $\gamma$ -сплавов фактически еще не определено вследствие их высокой пластичности даже при температуре жидкого водорода. Но данные, приведенные для нескольких сплавов такого типа в табл. 26, позволяют считать, что их сопротивление отрыву действительно весьма велико.

Однако опытные данные не подтверждают наличия закономерной связи между типом кристаллической решетки и хладноломкостью. Так, у натрия, имеющего объемноцентрированную кубическую решетку, пластичность при низких температурах сильно возрастает; у магния с гексагональной решеткой она практически не меняется; висмут и галлий при  $2^{\circ}\text{K}$  хрупки, тогда как многие другие металлы пластичны (см. выше).

С другой стороны, и сплавы с гранецентрированной кубической решеткой бывают хладноломкими. Так, марганцовистая аустенитная сталь, как можно видеть из рис. 185 [см. 522] в отличие от никелевой аустенитной стали при  $-196^{\circ}\text{C}$  становится весьма хрупкой, причем этот процесс обратим, т. е. он не вызывается образованием мартенсита. По

нашему мнению, это объясняется наличием в марганцовистой стали ковалентных связей, доля которых становится заметной при значительном содержании в ней марганца. Показательно, что введение в такую сталь никеля и особенно частичная замена марганца никелем и хромом (рис. 185) резко уменьшают ее хладноломкость [см. также 193]. Правда, одновременно здесь понижается и содержание углерода, но не это является причиной уменьшения хладноломкости, так как сталь с 35% Mn и только 0,22% C очень хрупка при  $-180^{\circ}$ . Кроме того, в работе [559], в которой подтверждается сильное влияние никеля на уменьшение хладноломкости марганцевой аустенитной стали, наблюдалось, что сталь с 0,66% C и 12,8% Mn обладала даже большей хладноломкостью, чем такая же сталь с 1,1% C. Правда, авторы объясняют это исходя из возможности образования некоторого количества  $\alpha$ -фазы под влиянием пластической деформации в процессе самого испытания. Соответственно они и влияние никеля объясняют повышением устойчивости аустенита против воздействия пластической деформации.

Сплавы и металлы с гранцентрированной кубической решеткой могут быть особенно подвержены хладноломкости в случае образования в граничном слое зерна той или иной низкопрочной фазы, что приводит к понижению сопротивления этого слоя отрыву. Так, например, межкуристаллическая хладноломкость наблюдалась [237] на литом алюминии со степенью чистоты 99,5%, тогда как на прессованном алюминии той же плавки, а также на литом, но со степенью чистоты 99,98%, этого явления не обнаруживалось. Межкуристаллическая хладноломкость наблюдалась этими исследователями и на аустенитной стали, в структуре которой содержались карбиды. Хладноломкость наблюдалась также у сплава меди с мышьяком (2,18%), с сурьмой (0,14—0,24%), с оловом. Это указывает на важное влияние примесей и условий термической обработки, способствующих получению тонкой пленки другой фазы по границам зерен. «Очищение» граничного слоя зерна от многих примесей приводит к уменьшению хладноломкости и у стали с объемноцентрированной решеткой. Об этом свидетельствует значительное понижение критической температуры хрупкости у таких сталей в случае выплавки их в вакууме [см. 587].

Недавно высказано положение [995], что явление хладноломкости вообще не является свойством кристаллической решетки, а связано с примесями, и что, по-видимому, любой металл с решеткой о. ц. к. при достаточной очистке будет пластичен даже вблизи абсолютного нуля. Такой вывод авторы делают из того факта, что ниобий повышенной чистоты при  $1,4^{\circ}$  K был пластичен: его относительное удлинение составляло 8—10%, а относительное сужение было 50—60%, тогда как технический ниобий становится хрупким уже при  $170^{\circ}$  K.

Состав и условия термической обработки стали, работающей при низких температурах, следует выбирать исходя из того, что она должна иметь по возможности мелкое зерно, а ее предел текучести при одинаковом сопротивлении разрушению должен по возможности меньше повышаться с понижением температуры. Оба эти фактора в соответствии со схемой рис. 129 и 136 способствуют понижению критической температуры хрупкости. Как видно из табл. 26 и рис. 153, второе требование выполняется тем хуже, чем ниже значение предела текучести при комнатной температуре. Кроме того, такая сталь должна обладать достаточной прокаливаемостью при не слишком повышенной чувствительности к отпускной хрупкости.

Наиболее высокими значениями пластичности и ударной вязкости при низких температурах обладает сталь, подвергнутая закалке на мартенсит с последующим отпуском на сорбит, а наименьшими — в отожженном состоянии. Нормализация дает промежуточные значения пластичности и ударной вязкости. При сорбитной структуре сталь вообще обладает наиболее благоприятным для работы при низких температурах сочетанием характеристик механических свойств. Объясняется это, по-видимому, тем, что сопротивление отрыву, вследствие того, что оно сначала проходит через максимум, после высокого отпуска еще достаточно велико (см. рис. 131), а предел текучести при этом имеет умеренные значения.

Обратное наблюдается в стали, упрочненной за счет дисперсионного твердения. Объяснить это можно тем, что у такой стали предел текучести имеет высокие значения, а сопротивление отрыву мало, так как основа ее представляет собой феррит с крупным зерном.

Влияние состава конструкционной стали на ее механические свойства при низких температурах изучено наиболее широко для динамической нагрузки и в значительно меньшей степени — для статической нагрузки. У углеродистой стали пластичность при  $-196^{\circ}\text{C}$  с увеличением содержания углерода до 0,25—0,3% возрастает, а затем снова уменьшается. При температуре  $-253^{\circ}\text{C}$  и ниже влияние углерода нельзя установить, так как у всех углеродистых сталей удлинение равно нулю, а сужение близко к нулю. Углеродистые стали с 0,2—0,3% С обычного качества могут применяться только  $\sim$  до  $-30^{\circ}\text{C}$ . Качественная углеродистая сталь с  $\sim 0,1\%$  С и малыми добавками алюминия и ниобия пригодна до  $-40^{\circ}\text{C}$  и даже до  $-50^{\circ}\text{C}$ . Для работы при более низких температурах пригодны только легированные стали.

При выборе легирующих элементов решающим оказывается их влияние на положение критической температуры хрупкости. Основные положения об этом влиянии были подробно рассмотрены на стр. 228 применительно к легированному ферриту и могут быть перенесены также на интересующие нас здесь стали. Поэтому нет необходимости эти положения повторять. Из приведенных там данных следует, что никель наиболее надежно и сильно понижает критическую температуру хрупкости и способствует в большой степени сохранению пластичности при статической нагрузке до низких температур. Основное преимущество никеля проявляется при в е с ь м а низких температурах. Наряду с этим легирующие элементы должны обеспечить требуемую прокаливаемость, не вызывая повышенной склонности стали к отпускной хрупкости.

Вследствие этого никелевые, хромоникелевые и хромоникельмолибденовые конструкционные стали рекомендуются для применения в низкотемпературном машиностроении как наилучшие. При этом количество легирующих элементов, которое должно в них содержаться, определяется в основном прокаливаемостью и прорабатываемостью (на сорбит). Значительное улучшение вязкости при низких температурах и у этих сталей дает введение алюминия в количестве 0,05—0,1%. Содержание углерода рекомендуется иметь в пределах 0,2—0,3%. Хотя при более низком содержании углерода ударная вязкость при нормальной температуре может быть выше, при низких температурах, как правило, наблюдается обратное. Это, очевидно, связано с более сильным увеличением предела текучести с понижением температуры у малоуглеродистой стали.

Свойства никелевых, хромоникелевых и хромоникельмолибденовых

сталей разного состава при низких температурах см. в [522]. Обычно до  $-100^{\circ}\text{C}$  при требуемом пределе прочности  $90-120 \text{ кг/мм}^2$  предпочитают хромоникельмолибденовую сталь, а до  $-180^{\circ}\text{C}$  (особенно от  $-150^{\circ}\text{C}$  до  $-180^{\circ}\text{C}$ ) — никелевую сталь с  $0,15\%$  С и  $5-9\%$  Ni (при  $9\%$  Ni\* и до  $-200^{\circ}\text{C}$ ). Еще лучше сталь с  $9\%$  Ni и  $4\%$  Со. Пригодны для применения при таких низких температурах дисперсионно твердеющие высокопрочные стали с  $18-25\%$  Ni (см. стр. 319). При температуре жидкого водорода ( $-253^{\circ}\text{C}$ ) пригодной оказалась сталь с  $0,1\%$  С,  $0,55\%$  Mn,  $1,2\%$  Cr,  $3,25\%$  Ni и  $0,1\%$  Mo, подвергнутая закалке в масле (с  $830^{\circ}\text{C}$ ) и низкому отпуску (при  $\sim 160^{\circ}\text{C}$ ). Высокопрочные и сверхпрочные стали, в том числе хромоникельмолибденовые и штамповая сталь с  $5\%$  Cr (стр. 321), при низких температурах имеют повышенную хрупкость и чувствительность к надрезу [см. 658].

Заслуживает внимания низколегированная хромоникельмедистая сталь, получившая промышленное применение в США [522] при температурах от  $-80$  до  $-100^{\circ}\text{C}$ . Эта сталь содержит  $0,12\%$  С,  $0,65-0,85\%$  Mn,  $0,15-0,25\%$  Si,  $0,65-0,85\%$  Cr,  $0,5-0,75\%$  Ni и  $0,45-0,65\%$  Cu. Никель вводится в нее главным образом для улучшения поверхности. Применяется эта сталь в нормализованном состоянии в листах толщиной  $12-25 \text{ мм}$ , подвергающихся сварке. Нормально в нее вводится для получения мелкого зерна  $0,02-0,05\%$  Al. Однако в случае введения в нее около  $0,2\%$  Al требуемые свойства при  $-100^{\circ}\text{C}$  обеспечены более надежно, несмотря на то, что зерно в этом случае получается более крупным.

Склонность к отпускной хрупкости — основное препятствие для применения в низкотемпературном машиностроении сталей, не содержащих ни молибдена, ни никеля, например хромомарганцовистых, хромованадиевых и др. Некоторые исследования подтверждают, что и в сталях такого типа, как это можно ожидать на основании влияния хрома и марганца на хладноломкость (см. рис. 148 и 149), удается получать в случае достаточной прокаливаемости вполне удовлетворительную вязкость при низких температурах, если охлаждение после отпуска вести ускоренно. Иначе даже после отпуска при  $650-680^{\circ}\text{C}$  низкотемпературная ударная вязкость оказывается слишком малой. Так, до  $-80^{\circ}\text{C}$  применяется марганцевоалюминиевая (с  $1\%$  Mn и  $0,3-0,4\%$  Al,  $\sigma_s = 25 \text{ кг/мм}^2$ ) и хромомарганцовистая (с  $1,5\%$  Cr и  $1,5\%$  Mn) сталь, а до  $-160^{\circ}\text{C}$  пригодна водородоустойчивая сталь с  $0,12\%$  С,  $6\%$  Cr,  $0,15\%$  V [см. 481].

Интересно отметить, что у автоматной стали, содержащей больше  $0,1\%$  S, ударная вязкость с понижением температуры, по нашим опытам, падает очень медленно и сохраняет высокие значения даже при температуре жидкого воздуха, если сталь была подвергнута закалке на мартенсит с последующим отпуском на сорбит. Причина пониженной склонности такой стали к хрупкому разрушению заключается, по-видимому, в том, что мелкие включения сульфидов марганца препятствуют распространению трещины, аналогично тому, как это наблюдается у серого и ковкого чугуна.

Наименьшее падение пластичности и вязкости при низких температурах наблюдается у аустенитных сталей. Поэтому они наиболее надежны для ответственных деталей машин и аппаратов, рабо-

\* Сталь с  $9\%$  Ni в последнее время уделяется много внимания. О ее составе, обработке и свойствах см. [195, 240, 518, 1013].

тающих при особо низких температурах. Для этой цели можно применять не только хромоникелевые, типа 1X18H9T, но и более экономичные аустенитные стали с марганцем. Кроме обычных коррозионноустойчивых сталей, легированных марганцем [см. 611], для применения при низких температурах были рекомендованы [658], например, стали с 0,06% С, 17% Мп и 11% Сг, с 0,22% С, 13% Мп и 5% Ni. В Германии применяются [см. 193] стали с 0,3—0,4% С, 18—22% Мп и 3% Сг (до —180°С).

Решающую роль играет устойчивость аустенита, так как работа под нагрузкой при низких температурах способствует превращению аустенита в мартенсит. Поэтому для работы при температуре жидкого водорода (—253°С) в ракетных двигателях наиболее пригодной оказалась сталь с 15% Сг и 26% Ni (кроме того, 1,5% Мп, 1,3% Мо, 2% Ti, 0,3% V, 0,005% В). Устойчивость аустенита определяет также возможность использования при низких температурах аустенитных сталей, упрочненных наклепом. Так, сталь 25-20 (25% Сг, 20% Ni), наклепанная даже до 75%, сохраняла пластичность и вязкость при —253°С, тогда как в сталях 18-10, 18-9 и особенно 17-7 уже при —196°С появлялось большое количество мартенсита. Степень охрупчивания зависела при этом от количества внедренных атомов. Сталь 18-10, содержавшая только 0,023% С, оставалась еще вязкой, а сталь 17-7 с 0,125% N (при 0,1% С) становилась более хрупкой, чем та же сталь без азота. Отрицательно влияет также (кроме углерода и азота) кислород, кремний, фосфор, сера. Упрочняемые дисперсионным твердением аустенитно-мартенситные стали (типа 17-7 PH и др., см. стр. 622) при —253°С обладают большой хрупкостью. Низкотемпературные свойства более значительно понижаются в сварных узлах, чем у основного металла, особенно при повышенном содержании углерода в стали. Поэтому, если закалка после сварки невозможна, рекомендуют применять специальные (никелевые) электроды [658].

## 5. АНИЗОТРОПНОСТЬ СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Из механических характеристик монокристалла железа естественная анизотропия присуща только модулю упругости и в некоторой степени твердости (см. стр. 52). Поэтому сталь в литом состоянии по свойствам прочности изотропна; по пластичности же и вязкости литая сталь большей частью обладает незначительной анизотропностью, которая обуславливается направленностью кристаллизации.

С увеличением степени обжатия, или «степени уковки» слитка анизотропность пластичности и вязкости стали усиливается. Эта анизотропность свойств также в основном связана не с установлением кристаллической текстуры при деформировании, а является следствием вытягивания некоторых структурных составляющих стали, главным образом пластичных при высокой температуре неметаллических фаз, стойких карбидов, нитридов и др., в направлении деформирования. Поры и особенно дендритная ликвация, получающиеся в слитке, также являются одной из основных причин значительной анизотропности механических свойств проката или поковок.

Анизотропность свойств конструкционной стали имеет важное практическое значение. В некоторых случаях она используется. Примером может служить рессорная и пружинная сталь. В большинстве же слу-

чаев, особенно для крупных поковок в тяжелом общем и специальном машиностроении, для трубчатых поковок и др. анизотропность обуславливает пониженные свойства у изделий, нагруженных «поперек волокна». Поэтому изучению анизотропности посвящено много работ.

При этом установлено, что с увеличением степени уковки пластичность и вязкость изменяются, как правило, по схеме рис. 186. При степени уковки больше  $\sim 12$  анизотропность практически становится постоянной. Характеристики сопротивления стали пластической деформации вдоль и поперек направления деформирования имеют практически одинаковые значения. Сопротивление же разрушению  $S_k$  зависит от

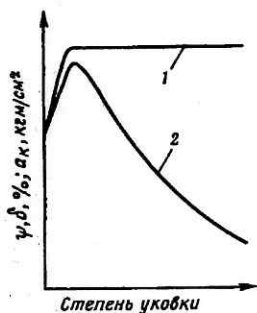


Рис. 186. Схема изменения механических свойств в зависимости от степени уковки на продольных (1) и поперечных (2) образцах относительно волокна

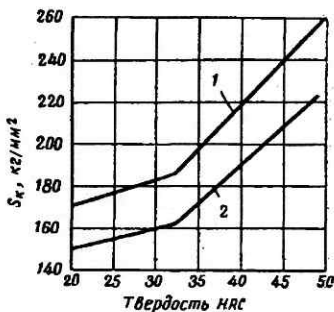


Рис. 187. Значения сопротивления разрушению у продольных (1) и поперечных (2) образцов ванадиевой стали с 0,4% С, закаленной (с 900° С) и отпущенной на разную твердость

направления деформирования, будучи меньше поперек этого направления, как это видно, например, из рис. 187. Значительную анизотропность показывает и предел усталости.

Обычно количественной характеристикой анизотропности служит коэффициент анизотропности  $\alpha$ , представляющий собой отношение свойств вдоль волокна к свойствам поперек волокна<sup>1</sup>. Иногда анизотропность характеризуют обратным отношением, выражая его в процентах. И. Н. Голиков [595] рекомендует характеризовать степень анизотропности коэффициентом

$$n = \frac{1}{2} \left( \frac{\psi_{\text{прод}}}{\psi_{\text{попер}}} + \frac{\alpha_{\text{к прод}}}{\alpha_{\text{к попер}}} \right).$$

При этом у изотропного металла  $n = 1$ . В одном и том же направлении свойства зависят от угла, составяемого осью испытываемого образца с направлением деформирования (см. табл. 29 и рис. 190). Можно считать, что степень анизотропности тем больше, чем при меньшем значении угла с направлением деформирования начинается падение пластичности и вязкости. Поперечное направление не всегда наихудшее. В некоторых случаях, например у углеродистой стали в отожженном состоянии, наихудшие свойства наблюдаются под углом 60—75° С к направлению деформирования [589].

<sup>1</sup> У плоских заготовок следует различать два поперечных направления.



Анизотропность пластичности связывают с неравномерным протеканием пластической деформации в объеме кристалла [616]. В данном случае вследствие концентрации напряжений на границах зерен, создаваемой посторонними фазами, у границ величина деформации должна быть больше, чем в центре зерен, причем эта разница у поперечных образцов будет больше, чем у продольных. Поэтому у продольных образцов разрушение наступает при большей средней деформации, чем у поперечных. Так как коэффициент упрочнения вдоль и поперек волокна одинаков, то меньшие значения сопротивления разрушению  $S_k$  и ударной вязкости поперек волокна считают следствием значительного понижения предельной пластичности на поперечных образцах.

Нам, однако, кажется более вероятным, что уменьшение предельной пластичности у поперечных образцов не причина, а следствие понижения сопротивления разрушению  $S_k$ . Вытянутые в направлении деформирования низкопрочные посторонние фазы понижают  $S_k$ . Поэтому поперечные образцы разрушаются преждевременно, до исчерпания их пластичности, которая сама по себе не отличается от таковой у продольных образцов. При таком подходе легче объяснить то обстоятельство, что характеристики сопротивления пластической деформации не анизотропны. В этом случае нет также необходимости считать, что вытянутые вдоль заготовки включения располагаются в основном по границам зерен; произвольное их расположение в зерне в подавляющем большинстве случаев наблюдается и в действительности.

Если считать первичным следствием деформирования слитка понижение  $S_k$  в поперечном направлении, то количественной характеристикой анизотропности принципиально правильнее брать степень изменения именно этой величины [см. также 512]. Удобней, однако, пользоваться коэффициентом  $\alpha$  или  $n$ .

В исследовании [616] на углеродистой и хромомолибденовой стали было показано, что критическая температура хрупкости на поперечных образцах практически такая же, как на продольных. Так как величина предела текучести не зависит от направления деформирования, то авторы в соответствии со схемой рис. 129 считают, что сопротивление отрыву также не анизотропно. Заметим, однако, что на закаленных инструментальных сталях наблюдается анизотропия сопротивления отрыву даже в случае отсутствия в них карбидной неоднородности.

Возможно, что малая анизотропность критической температуры хрупкости связана с тем, что сопротивление разрушению  $S_k$ , будучи при комнатной температуре меньше у поперечных образцов, так же как предел текучести возрастает с понижением температуры. В таком случае должно быть принципиально возможно и некоторое повышение, и некоторое понижение критической температуры хрупкости у поперечных образцов, что, вообще говоря, иногда также наблюдается (см., например, [961]).

Повышение ударной вязкости на продольных образцах параллельно понижению ее на поперечных, по-видимому, объясняется тем, что продольные образцы в данном случае можно до некоторой степени уподобить составным с прослойками, образуемыми вытянутыми фазами; у таких образцов работа разрушения значительно повышена [591].

При прочих равных условиях степень анизотропности свойств, как установлено в ряде исследований [41, 512, 590], увеличивается с повышением уровня прочности стали. В частности, у низкоотпущенной стали

коэффициент анизотропности обычно больше, чем у высокоотпущенной. Это видно из табл. 27 [592] для стали 40ХНМА.

ТАБЛИЦА 27

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОДОЛЬНЫХ (А) И ПОПЕРЕЧНЫХ (Б) ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 40ХНМА ПОСЛЕ ОТПУСКА ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Температура отпуска °С	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>		$\sigma_{a_k}^*$ , кг/см <sup>2</sup>			$\psi$ , %		
	А	Б	А	Б		А	Б	$\alpha_{\psi}$
Закалка	218,7	185,0	4,64	1,79	2,62**	21,7	1,7	—
100	213,5	192,5	5,06	2,10	2,47	25,0	1,0	—
200	190,6	188,3	8,88	3,22	2,7	43,1	16,9	2,55
300	165,8	165,8	4,56	1,72	2,6	49,2	12,7	3,9
400	149,9	149,6	4,81	2,37	2,0	43,5	11,3	3,9
500	120,8	120,4	7,81	4,90	1,6	53,0	23,0	2,3
560	106,2	105,7	12,00	6,94	1,75	59,3	33,2	1,8
600	102,5	102,0	13,61	8,48	1,6	61,6	33,9	1,8
650	85,0	85,2	18,85	11,59	1,65	64,0	44,3	1,45

\*  $\alpha$  — коэффициент анизотропности, подсчитан нами.  
 \*\* Знаки ? поставлены нами.

Из рис. 188 [235], иллюстрирующего усиление отрицательного влияния ликвации на анизотропность с увеличением степени уковки, одно-



Рис. 188. Влияние степени уковки и ликвации на коэффициент анизотропности механических свойств:  
 а — относительное сужение; б — относительное удлинение;  
 в — ударная вязкость;  
 1 — без заметной ликвации (электросталь); 2 — то же, (марте-  
 новская сталь); 3 — развитая ликвация; 4 — очень развитая лик-  
 вация

временно следует, что у мартеновской стали анизотропность проявляется в большей степени, чем у электростали. Это подтверждается и многими другими исследованиями [593, 595]. Широко распространено (особенно в Англии) также мнение, что кислая мартеновская сталь для поковок, нагруженных в радиальном направлении, лучше основной. Однако послевоенный опыт и дополнительные исследования [594] показывают, что и для таких поковок основная мартеновская сталь может обеспечить свойства, равноценные кислой мартеновской и электростали, при тщательном ведении процесса выплавки и здоровом слитке. В частности, сообщается, что в Западной Германии после войны было изготовлено

без брака из основной мартеновской стали очень большое количество поковок для роторов и турбинных валов.

Значительное уменьшение анизотропности электростали в основном за счет повышения пластичности и вязкости поперечных образцов, как видно из некоторых данных, приведенных в табл. 28 [956], достигается при выплавке ее с обработкой металла в ковше жидким синтетическим известково-глиноземистым шлаком. Это является следствием

ТАБЛИЦА 28

ВЛИЯНИЕ ВЫПЛАВКИ С ОБРАБОТКОЙ МЕТАЛЛА В КОВШЕ  
ЖИДКИМ СИНТЕТИЧЕСКИМ ШЛАКОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
ЭЛЕКТРОСТАЛИ НЕСКОЛЬКИХ МАРОК

(продольные — числители и поперечные — знаменатели — образцы)

Марка стали	Вариант технологии <sup>1</sup>	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\sigma_R$ , кг/см <sup>2</sup>
40ХНМА	Обычная	104,5	16,1	59,7	13,5
		108,0	11,4	37,4	7,5
	I	107,2	16,7	59,5	14,8
		105,9	13,8	47,0	10,5
	II	108,5	15,3	60,0	13,2
		106,9	13,7	51,5	9,8
30ХГСА	Обычная	115,7	12,6	46,9	6,8
		114,1	6,4	21,9	3,2
	I	117,5	13,0	51,3	7,9
		118,1	9,8	39,6	4,7
	II	115,3	13,5	52,4	7,0
		113,9	10,3	40,3	4,0
18ХНВА	Обычная	130,9	13,6	60,9	13,6
		126,9	8,5	38,5	6,7
	I	132,6	14,2	61,3	14,1
		131,3	11,5	45,1	8,8
	II	129,0	13,8	62,6	15,1
		130,3	10,1	43,2	7,4
12Х2Н4А	Обычная	129,4	12,3	63,2	13,2
		128,1	7,4	34,4	5,6
	I	131,0	12,7	62,2	13,9
		131,3	9,3	45,0	6,6
	II	133,9	13,7	58,3	15,2
		133,0	10,2	47,6	5,6

<sup>1</sup> Вариант I — без присадок руды в рафинировку, вариант II — с рафинировкой под окисленным шлаком.

более низкого содержания серы (на 40—50%) и значительно меньшего количества неметаллических включений, чем у той же стали обычной выплавки. Еще большее уменьшение коэффициента анизотропности дает электрошлаковый переплав расходуемого электрода [см. 347].

Благодаря меньшему содержанию в стали газов и неметаллических включений и более равномерному их распределению значительно уменьшается анизотропность свойств и при обработке жидкой стали

в вакууме, особенно по методу вакуумирования струи и сифонирования [см. 957]\*. Выплавка или переплавка в дуговой вакуумной печи с расходуемым электродом, как видно из

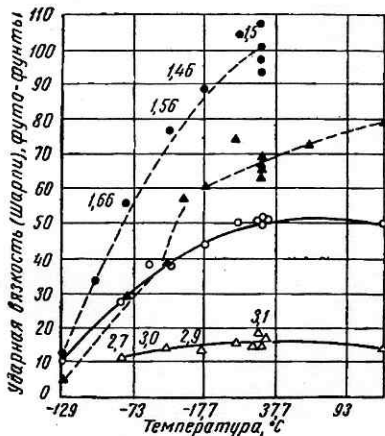


Рис. 189. Влияние переплавки в дуговой вакуумной печи с расходуемым электродом на анизотропность хромоникелевой стали. Вакуумная плавка:

● — продольные; ▲ — поперечные. Открытая плавка: ○ — продольные, △ — поперечные. Цифры у кривых (поставлены нами) — коэффициент анизотропии

задает укрупнение зерна. Эффект дает даже удлинение обычного нагрева заготовок перед прокаткой. У деформированного металла гомогенизация уменьшает анизотропность на 25—30% сильнее, чем у литого. Поэтому лучше удлинять нагрев последней промежуточной заготовки.

Имеются данные, позволяющие предполагать, что у крупных поковок характеристики пластичности и вязкости, особенно относительное сужение, на образцах, вырезанных из внутренних слоев в тангенциальном направлении к оси поковки, резко понижены из-за повышенного содержания водорода в этих слоях. Такое предположение было высказано в свое время А. Д. Крамаровым. Опыты, проведенные на термически обработанных поковках диаметром 700 мм из хромоникельмолибденованадиевой стали [598], 980 мм из хромоникельмолибденовой и 1200 мм из хромоникелевой стали [597], показали, что длительный дополнительный отпуск (от 4 до 120 ч) при температурах, более низких, чем температура предшествующего отпуска, повышает пластичность на тангенциальных образцах из глубинных слоев, не вызывая заметного изменения характеристик прочности. Это, а также непосредственное

\* Так, на поковке диаметром 1220 мм и весом 70,5 т для вала турбогенератора 500 т, квз из стали с 0,35% С; 1,41% Cr; 3,11% Ni; 0,43% Mo и 0,14% V, выплавленной с вакуумированием струи, были получены (А. Шкатова и А. Чайковская) следующие средние свойства (числитель — продольные, знаменатель — тангенциальные образцы):

$\sigma_s$ , кг/мм<sup>2</sup> . . . . . 69,5/67,9  
 $\sigma_b$ , кг/мм<sup>2</sup> . . . . . 82,0/81,7  
 $\delta$ , % . . . . . 22,4/20,0

$\psi$ , % . . . . . 66,4/57,0  
 $\sigma_{\tau}$ , кг/см<sup>2</sup> . . . . . 21,9/13,7

дугим электродом, как видно из сериальных кривых рис. 189 [959] для хромоникелевой стали, приблизительно в два раза уменьшает коэффициент анизотропности, повышая одновременно общий уровень ударной вязкости.

Высокотемпературный диффузионный отжиг слитков и особенно заготовок должен уменьшить анизотропность свойств стали за счет ослабления ликвации. Некоторые американские и отечественные исследователи считают, правда, что такой отжиг не оказывает существенного влияния на свойства поперечных образцов и, как правило, не оправдывает себя [589]. Однако в ряде работ, особенно в исследовании [595], было найдено существенное положительное влияние гомогенизации при 1150—1250° С. Наиболее сильно сказываются первые часы выдержки. Поэтому выдержка может быть небольшой, что надежнее предотвращает

определение содержания водорода [597] подтверждают предположение о важной роли последнего в данном явлении.

Это явление позднее было замечено также в США в связи с тяжелыми авариями роторов и было практически устранено путем обработки струи жидкого металла в вакууме, что приводит к сильному понижению содержания водорода в глубинных слоях крупных поковок [см. 962].

Так как основным фактором, определяющим анизотропность свойств стали, является ее неоднородность, то влияние легирующих элементов в этом направлении также определяется прежде всего тем, в какой степени тот или иной элемент способствует усилению ликвации и образованию определенных неметаллических фаз. Из последних наиболее неблагоприятны сульфиды, вследствие чего сера в этом отношении особенно вредна. Из примеров, приведенных в табл. 29 и на рис. 190\*, относящихся к ковальному ферриту с 0,03% С, на котором явление может быть изучено в наиболее чистом виде, можно заключить, что легирование феррита большим количеством серы действительно сильно понижает ударную вязкость под углом больше 45° С. Однако одновременное легирование такого феррита марганцем дополнительно увеличивает коэффициент анизотропности под углом 90° С почти вдвое, тогда как введение никеля или молибдена влияет лишь очень незначительно. Тот факт, что у феррита, легированного только марганцем (табл. 29), ударная вязкость падает значительно меньше, и то лишь под углом 90° С, показывает, что на анизотропности сказывается в основном образование сульфидов марганца, а не прямое влияние этого элемента. Слабее сказывается и образование закиси марганца, хотя последняя, будучи пластичной фазой при температурековки, вообще говоря, также может быть причиной анизотропности свойств стали.

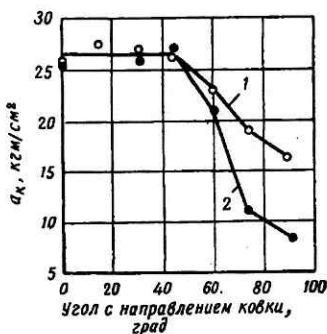


Рис. 190. Ударная вязкость под разными углами с направлениемковки у феррита с 0,03% С, легированного серой и марганцем: 1 — 0,094% S; 2 — 0,09% S + 1,14% Mn

ТАБЛИЦА 29

ВЛИЯНИЕ СЕРЫ ОТДЕЛЬНО И В КОМБИНАЦИИ С ДРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ НА АНИЗОТРОПНОСТЬ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ КОВАНОГО ФЕРРИТА В НОРМАЛИЗОВАННОМ СОСТОЯНИИ

Угол с направлениемковки град.	$\alpha_k, \text{кгм/см}^2$ , при содержании					
	0,83% Mn	1,53% Mn	0,094% S	0,09% S + 1,14% Mn	0,10% S + 1,39% Ni	0,074% S + 0,49% Mo
0	30,1	22,3	25,4	25,2	24,1	28,8
15	25,4	—	27,5	—	26,1	27,5
30	28,6	22,1	27,0	25,4	24,0	29,4
45	30,5	24,5	26,3	27,6	24,0	27,4
60	33,1	24,8	23,0	21,1	21,2	26,3
75	31,8	24,8	18,9	11,0	18,5	21,5
90	13,8	13,7	16,5	8,5	14,1	13,0

\* По исследованиям автора совместно с А. Ф. Захаровой.

Таким образом, марганец с точки зрения свойств поперечных образцов является вредным элементом, особенно при повышенном содержании серы в стали. Еще более отрицательно влияет повышенное содержание кремния (рис. 191). На низколегированной хромоникельмолибденовой стали было показано [590], что повышение содержания кремния от 0,27 до 1,26% приводит к резкому понижению ударной вязкости поперечных образцов в интервале температур от  $-20$  до  $-100^{\circ}\text{C}$  стали с  $\sigma_b = 85-90 \text{ кг/мм}^2$  и почти не влияет у стали с  $\sigma_b = 125-130 \text{ кг/мм}^2$ . Эта особенность влияния кремния, а также то, что оно поч-

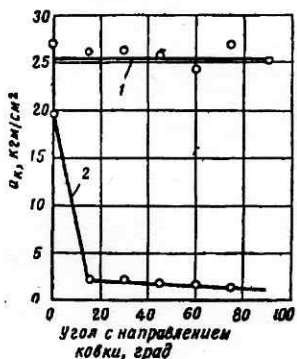


Рис. 191. Влияние кремния на ударную вязкость феррита под разными углами с направлением ковки:  
1 — 0,51% Si; 2 — 1,11% Si

ти не проявляется при содержании его меньше 1%, показывает, что действие кремния обусловлено не только его окислами, как принято обычно считать [см. 41], но и какими-то дополнительными факторами. Вероятно, общее понижение кремнием пластичности феррита усиливает чувствительность последнего к концентрации напряжений, что сказывается особенно резко на ударной вязкости в направлении, не совпадающем с направлением деформирования.

Хром, никель и молибден в хромоникельмолибденовой стали, как видно из рис. 192 [590], практически не влияют на ударную вязкость поперечных образцов, определенную при температурах от комнатной до  $-180^{\circ}\text{C}$ . Хром при содержании его от 0,9 до 2,8%, а также молибден и вольфрам, введенные в феррит с 0,03% С, не понижают его ударной вязкости в нормализованном состоянии под всеми углами к направлению прокатки вплоть до  $90^{\circ}\text{C}$  (рис. 193). Однако никель в количестве 3,5% несколько понижает ударную вязкость под углами больше  $45^{\circ}\text{C}$ , что может объясняться его ликвацией (рис. 193).

Углерод при содержании его в пределах от 0,3 до 0,5% в высокоотнущенной легированной стали понижает относительное сужение и ударную вязкость поперечных образцов при одинаковом значении предела прочности. При этом степень его влияния с понижением тем-



Рис. 192. Ударная вязкость хромоникельмолибденовых сталей с 0,29% С при низких температурах на поперечных образцах. Стали закалены и отпущены при  $600^{\circ}\text{C}$ ;  $\sigma_b = 133 \text{ кг/мм}^2$

Условные обозначения	Химический состав, %		
	Mo	Cr	Ni
○	0,52	1,05	2,48 (основа)
●	0,94	1,05	2,48
□	0,52	1,71	2,48
■	0,52	1,05	3,33

пературы становится меньше. Присадка бора несколько ухудшает в поперечном направлении вязкость стали, в которую он введен, при одинаковой прокаливаемости. Если же основа обладает недостаточной прокаливаемостью, а бор повышает ее, то за счет этого он повышает также ударную вязкость поперечных образцов [590].

Малые добавки некоторых элементов, образующих стойкие окислы, карбиды и нитриды, увеличивают анизотропность. Особенно заметно влияют добавки титана и алюминия, тогда как ванадий ни в виде малой добавки (0,03—0,05%), ни в количестве, которое обычно вводят в конструкционную сталь, на пластичность и ударную вязкость в поперечном направлении практически не влияет. Отсюда можно заключить, что отрицательное влияние титана и алюминия обусловлено в основном образуемыми ими нитридами и в значительно меньшей степени окислами и карбидами.

Следует сказать, что вредное влияние некоторых легирующих элементов на анизотропность, поскольку оно в основном не прямое, а косвенное, может быть значительно ослаблено металлургическими приемами, уменьшающими в стали общее количество сульфидов и других неметаллических фаз. В частности, имеются сообщения [590, 289] о повышении пластичности и ударной вязкости в поперечном направлении, достигнутом при введении в сталь лигатуры из редкоземельных элементов: церия, лантана, празеодима, неодима, самария и др. (мишметалла или «ланцерампа», см. также стр. 331). По-видимому, такой эффект объясняется главным образом тем, что, образуя стойкие сульфиды, эти элементы снизили содержание серы в стали (с 0,027 до 0,010%). Уменьшение общего содержания водорода в стали также должно приводить к улучшению свойств на поперечных образцах.

Уменьшение анизотропности свойств может быть достигнуто и за счет условий деформирования слитка и регулирования степени уковки. В частности, положительные результаты даетковка с осадкой. Свойства поперечных образцов из внутренних слоев крупных поковок под влияниемковки с осадкой не улучшаются, вероятно, потому, что при этом не изменяются степень и расположение дендритной ликвации [см. 594]. Особенно это относится к хромомолибденовой стали, у которой во внутренних слоях слитка не наблюдается таких крупных первичных кристаллов, как в легированной никелем стали. Поэтому влияниековки с осадкой как фактора, способствующего улучшению свойств внутренних слоев за счет разрушения крупных кристаллов, здесь также не сказывается. Но в ряде случаевковка с осадкой может быть применена для получения крупнойковки из относительно небольшого слитка. Так как в малом слитке дендритная ликвация и другие пороки выражены значительно слабее, то и анизотропность свойств в такойковке будет меньше.

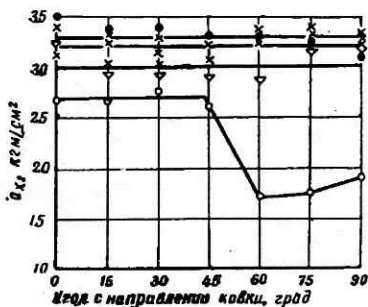


Рис. 193. Влияние хрома, никеля, молибдена и вольфрама на ударную вязкость феррита под разными углами с направлениемковки:

O — 3,45% Ni; ● — 2,11% W; ▽ — 0,28% Mo; × — 0,88%, 1,7% и 2,78% Cr

Что касается степени уковки, то величина ее, при которой пластичность и ударная вязкость в поперечном направлении в соответствии со схемой рис. 186 достигают максимума, зависит не только от состава стали, но и от условий термической обработки заготовок. В среднем можно считать оптимальной с точки зрения поперечных свойств степень уковки около 4. Так как при такой степени уковки дефекты слитка, особенно зональная неоднородность его, устраняются еще далеко не полностью, то конфигурация слитка, влияющая на его зональную неоднородность, для такой легированной конструкционной стали, поковки из которой нагружены главным образом поперек волокна, приобретает особо важное значение.

## 6. ФЛОКЕНЫ В ЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Флокены представляют собой внутренние трещины в металле. От трещин другого происхождения флокены отличают ряд специфических особенностей их вида, расположения и условий, в которых они наблюдаются. К числу наиболее важных из этих типичных особенностей можно отнести следующие. Флокены являются результатом хрупкого, обычно транскристаллического разрушения, без следов пластической деформации, имеют в изломе в одном направлении вид «волоосных» трещин, а в перпендикулярном — круглую или овальную форму, и чаще всего серебристый цвет, хотя цвет несколько зависит также от состава стали и ее термической обработки после деформирования. Закономерно флокены наблюдаются в центральной зоне деформированных заготовок и в виде исключений — в литых изделиях. Располагаются флокены обычно по наименее пластичным местам структуры: вдоль «волоосна», полученного при деформировании, параллельно неоднородностям и вытянутым неметаллическим включениям, около недеформированных включений, в мартенситных участках, по карбидной сетке (межкристаллические трещины) и т. п. Лишь при наличии в заготовке значительных осевых напряжений их ориентировка изменяется и может стать перпендикулярной оси.

Флокены образуются только ниже температуры 150—250° С, иногда 300° С (в некоторых случаях наблюдалось повышение температуры образования флокенов до 500—600° С), чаще всего при комнатной температуре. При этом существует инкубационный период, длительность которого может быть и очень малой, и составлять много часов, а рост флокена происходит во времени.

Немаловажной отличительной особенностью флокенов является то, что они не образуются в нормальных условиях в ряде высоколегированных сталей — ферритных, полуферритных, аустенитных. Особенно интересно отсутствие чувствительности к флокенам у быстрорежущих сталей, несмотря на то, что при ускоренном охлаждении в них возникают очень большие напряжения.

Характерна также необратимость процессов, приводящих к образованию флокенов. Если флокеночувствительная сталь после деформирования была охлаждена чрезвычайно медленно, она перестает быть флокеночувствительной. Такой же эффект дает длительный изотермический отжиг при повышенных или высоких температурах и другие обработки, о которых подробнее сказано ниже.

Однако нагрев в среде, содержащей даже 12—15% водорода, мо-



жет сделать сталь снова сильно чувствительной к образованию флокенов. Склонность к образованию флокенов может появиться у стали при сварке, в зоне, прилегающей к шву, при цементации, если детали подвергаются закалке непосредственно с цементационного нагрева, при нанесении гальванических покрытий, при травлении и т. п. В последних двух случаях не следует смешивать это явление с обратимой электролитической или травильной хрупкостью, обусловленной влиянием водорода как легирующего элемента и устраняемой после его удаления из стали.

Флокены, возникающие в стали при попадании в нее атомарного водорода электролитическим путем, могут выходить непосредственно на поверхность детали и могут образоваться наиболее легко в тонких листах, в которых сильно развита анизотропность. Они и образуются обычно в виде пузырей, наружная тонкая стенка которых расположена в плоскости, параллельной поверхности листа, т. е. по «опасному сечению». Большая склонность к хрупкому разрушению может легко привести к образованию «электролитических» флокенов в таких сталях, которые нормально из-за действия других факторов вовсе не подвержены флокенам, особенно в быстрорежущих, ферритных и полуферритных сталях. Таким образом, специфичность процессов, обуславливающих возникновение флокенов в стали, несомненна. Установленные более или менее в настоящее время основные факты и явления, сопутствующие образованию флокенов, широко освещены в литературе [632, 599, 603, 605, 608—610] 250, 251, 268, 402 и др.,. Поэтому нет необходимости подробно на них останавливаться.

## А. О ПРИРОДЕ ФЛОКЕНОВ И МЕХАНИЗМЕ ИХ ОБРАЗОВАНИЯ В СТАЛИ

В развитии гипотез о природе флокенов и механизме их образования в стали можно различить два этапа: до и после возникновения так называемой водородной теории флокенов. На первом этапе непосредственной причиной образования флокенов в стали одни считали дендритную ликвацию, другие — неметаллические включения, третьи — нитриды, четвертые — высокое давление образующейся окиси углерода, пятые — давление водяных паров, шестые — структурные напряжения и т. п. Все эти гипотезы в настоящее время следует считать недостоверными<sup>1</sup>, хотя некоторые из перечисленных факторов могут служить дополнительными условиями, способствующими образованию флокенов.

В 1932—1933 гг. были опубликованы наши исследования [29], в которых экспериментально путем введения водорода в сталь при повышенных температурах и высоких давлениях было показано, что водород при выходе из стали может образовывать в ней трещины. Так, на образце толщиной 3 мм из стали с 0,78% С была получена огромная трещина почти по всей длине образца. Так как во всех случаях сталь оказалась сильно обезуглероженной (что приводило, например, у стали с 0,78% С, к понижению коэрцитивной силы в несколько раз), нами было высказано предположение, что трещины образуются главным образом метаном — продуктом реакции введенного водорода с карбидами. Тогда же нами было указано на важное значение температуры, при ко-

<sup>1</sup> Подробнее о «водородных» гипотезах и их критику см. [632, стр. 12—31].

торой удаляется водород, и отмечено, что в случае удаления его при высоких температурах трещин не образуется.

Позднее было показано [249], что охлаждавшиеся на воздухе поковки из опытных 50-кг плавочек хромоникелевых сталей, через которые в жидком состоянии продувался водород, имели флокены, тогда как поковки из тех же сталей, через которые водород не продувался, флокенов не имели. Многочисленные последующие исследования, проводившиеся в разных странах, подтверждают, что основной причиной образования флокенов является водород, хотя некоторые исследователи и в последнее время [613] пытаются приписать главную роль в образовании флокенов дендритной ликвации, а водородные теории считают мало достоверными. Однако механизм действия водорода, зарождения флокена и его роста до сих пор не выяснен, хотя этот вопрос представляет большой интерес.

Большинство исследователей считает, что избыточно растворенный в стали водород, выделяясь при низких температурах за счет диффузии, проникает в поры или в «щели» мозаичной структуры, где он переходит в молекулярную форму и теряет способность диффундировать. Накопление молекулярного водорода приводит к повышению его давления, которое может в результате превзойти предел прочности или даже сопротивление отрыву стали, вследствие чего и образуются флокены.

Так как, однако, одного лишь давления водорода недостаточно для хрупкого разрушения, то полагают, что значительную роль играют напряжения — термические, структурные или деформационные — или, наконец, несколько видов напряжений одновременно. Большинство исследователей придает также важное значение неравномерному распределению водорода главным образом в пределах дендрита. Таким образом, основной сейчас является концепция комбинированного влияния водорода и напряжений [251, 256, 41, 250].

Другая группа гипотез, отдавая должное роли структурных, термических и иных напряжений, иначе объясняет механизм действия самого водорода. Так, например, высказывалось мнение [599], что вследствие неравномерного распределения водорода объем одних участков, из которых удаляется водород, уменьшается больше, чем других, вследствие чего эти участки оказываются в состоянии всестороннего растяжения, вызывающего хрупкое разрушение.

Другие исследователи считают [608], что флокены образуются в основном вследствие больших напряжений, вызванных увеличением периода решетки  $\alpha$ -железа при пересыщении его водородом. Однако по данным работ [615], показавших, что водород образует с железом твердый раствор внедрения, один атомный процент водорода увеличивает период решетки железа на 0,12%. Это означает, что при содержании в стали 0,001% (вес.) водорода период решетки увеличится на 0,007—0,01%. Между тем на несколько порядков большее искажение решетки железа, например в мартенсите, как известно, не вызывает образования флокенов. По этой же причине и уменьшение объема некоторых участков стали при удалении из них водорода едва ли может иметь серьезное значение.

Третьи исследователи считают [603], что только реакция образования метана может обусловить повышение давления, достаточное для возникновения флокенов. По этой «чисто метанной» гипотезе флокены могут возникать при практическом отсутствии всех других напряжений, кроме напряжений от давления водорода и метана.

Четвертые полагают [632, 605], что решающим фактором в образовании флокенов является понижение пластичности стали, вызванное находящейся в растворе частью водорода. В соответствии с этим предположением возникновение флокенов в стали возможно только тогда, когда часть водорода растворена в металле и понижает его пластичность, а остальная, избыточная часть, выделяясь в поры, создает высокое давление.

Понижение водородом пластичности стали — несомненный факт. Но именно поэтому понижение частью водорода пластичности стали не может быть решающим фактором в образовании флокенов в стали. Действительно, если для образования флокенов водороду необходимо одновременно и понизить пластичность, то непонятно, почему в этой роли его не могут заменить другие элементы, которые в некоторых сталях, например в быстрорежущей, не менее резко понижают пластичность и все же не способствуют, а, наоборот, препятствуют образованию флокенов даже при высоком содержании водорода в стали<sup>1</sup>.

Имеются также данные [см. 307], свидетельствующие о том, что в стали (как и в ряде других металлов и сплавов) водород находится не в форме гидридов или твердого раствора внедрения, а в ионизированном состоянии, в виде протонов, которые проникают в глубокие уровни электронных оболочек, изменяя характер взаимодействия атомов. Согласно гипотезе, исходящей из этих данных, в образовании флокенов водород играет косвенную роль; непосредственно же их вызывает окись углерода.

Общим в гипотезах второй группы является то, что их авторы считают мало вероятным образование флокенов за счет давления накапливаемого молекулярного водорода даже при участии напряжений. Возможность такого механизма хрупкого разрушения, учитывая, что давление накапливающегося в порах молекулярного водорода должно превзойти не предел прочности стали, а ее сопротивление отрыву, да еще при условии, что разрушаемые объемы находятся внутри массивной поковки, нам также кажется сомнительной. Кроме того, расчеты одних исследователей показывают, что давление водорода может превзойти предел прочности стали. Из расчетов же других следует, что давление водорода имеет низкие значения как раз при тех температурах, при которых образуются флокены. Это обстоятельство заставляет сомневаться и в надежности самих расчетов. Напряжения же могут, конечно, и облегчать образование данной трещины. Ясно, однако, что приблизительно такого же степеня вероятности другого стечения обстоятельств, при котором напряжения будут затруднять образование флокена.

В последнее время дополнительным напряжениям, помимо их механического действия, приписывается [256] более обширная роль, заключающаяся в том, что они влияют на скопление дислокаций, перераспределение водорода и увеличение его концентрации у вершин «щелей» в результате восходящей диффузии с последующей ассоциацией атомов в молекулы и локальным увеличением напряжений. По «метанной» гипотезе давление молекулярного водорода не может само по себе вызвать разрушение в массиве металла, но его достаточно для обезуглероживания стенок зародышевых трещин, а разрушение вызывается давлением образующегося при этом метана.

<sup>1</sup> Более подробную критику этой гипотезы см. в рецензии И. Н. Голикова на книгу В. Я. Дубового. Сталь, № 9, 1950, стр. 860. См. также [599].

Установленная в настоящее время временная зависимость прочности, имеющая, по-видимому, характер общей закономерности и заключающаяся в значительном уменьшении сопротивления материала разрушению (особенно хрупкому) с увеличением длительности действия напряжения (см. стр. 220 и 488), позволяет предполагать, что такой же эффект может дать длительное действие давления водорода. Если исходить из этого предположения, то разрушение можно объяснить и давлением молекулярного водорода в результате резкого понижения хрупкой прочности стали, а проявлением временной зависимости прочности можно считать тогда факт наличия инкубационного периода флокенообразования.

Ранее мы высказали также гипотезу, сущность которой сводится к тому, что зародыш флокена образуется в результате «теплового взрыва» за счет освобождающейся энергии связи при реакции образования молекулярного водорода из атомарного, протекающей в течение очень малого времени. Исходя из этой гипотезы можно объяснить все известные до настоящего времени факты, наблюдающиеся при образовании флокенов и сопутствующие этому явлению [817, 970], в том числе и такие, которые до сих пор еще не имеют никакого объяснения. При рассмотрении энергетических возможностей образования зародыша флокена мы исходили из того, что водород в железе (стали) находится в твердом растворе (внедрения) и освобождающуюся энергию брали равной  $\sim 104$  ккал/моль. Если в действительности водород в стали, как и в ряде других металлов, находится в ионизированном состоянии, то к освобождающейся энергии прибавится энергия ионизации атома водорода, составляющая 312 ккал/моль, что в несколько раз увеличит возможность зарождения флокена. Но эта гипотеза подверглась критике [256, 600, 603], частично обоснованной. Очевидно, окончательный ответ о механизме возникновения флокенов даст такой эксперимент (прямой или косвенный), результаты которого можно будет истолковать только однозначно.

## **Б. РОЛЬ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ПРОЦЕССАХ ФЛОКЕНООБРАЗОВАНИЯ В СТАЛИ**

В выдвигавшихся до сих пор гипотезах о природе флокенов и механизме их образования роль легирующих элементов трактуется по-разному. В частности, некоторые исследователи (например, [256]) правильно учитывают также их влияние на диффузию водорода и удаление его из стали.

Положение, отрицающее связь чувствительности сталей к флокенам с выделением из них водорода при низких температурах [603], нельзя считать обоснованным.

По нашему мнению, влияние легирующих элементов на флокеночувствительность стали в общем случае может быть результатом их суммарного действия в нескольких направлениях, главным образом на растворимость водорода в стали при разных температурах, на условия удаления водорода из твердой стали, определяемые его диффузионной способностью при разных температурах и в разных фазовых и структурных состояниях стали, на возможность связывания водорода в гидридах, на анизотропность свойств стали, на образование недеформируемых неметаллических фаз, на характер продуктов превращения пере-

охлажденного аустенита и его устойчивость, на склонность стали к хрупкому разрушению.

Легирующие элементы мало влияют на растворимость водорода в стали при высоких температурах, как это видно из табл. 30 [254] \*. Однако на выделение из стали поглощенного ею водорода при понижении температуры легирующие элементы оказывают очень большое влияние. По этому признаку на основании имеющихся данных о гидридообразовании [628] их можно разделить на две группы: 1) элементы, образующие с водородом сравнительно стойкие гидриды (например, кремний, алюминий, хром, ванадий, титан, ниобий, тантал, цирконий), 2) элементы, не образующие гидридов или гидриды которых не стойки (железо, никель, кобальт, марганец, вольфрам, молибден). Такое разделение можно, правда, считать в значительной степени условным, так как данные о гидридообразующих свойствах элементов еще очень противоречивы. Кроме того (и это даже важнее), об условиях образования гидридов в сталях, которые могут, конечно, сильно отличаться от условий образования свободных гидридов, почти ничего не известно. Легирующие элементы могут, вероятно, вообще изменять состояние водорода в стали. Выводы о влиянии элементов на флокеночувствительность стали по признаку гидридообразования следует поэтому рассматривать пока как приблизительные.

ТАБЛИЦА 30  
ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА РАСТВОРИМОСТЬ ВОДОРОДА В СТАЛЯХ

Номер стали	Химический состав, %							Растворимость водорода при 950° С см <sup>3</sup> /100 г
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	
2	0,13	0,14	0,35	—	—	—	—	5,64
4	0,99	0,31	0,45	—	—	—	—	4,97
6	0,13	0,30	0,40	1,52	—	4,11	1,03	5,56
7	1,06	0,42	0,30	1,53	—	—	—	5,61
8	0,25	0,24	0,90	2,68	0,24	—	—	5,70
9	0,10	0,67	0,40	18,00	—	8,9	—	7,60
10	0,24	0,28	0,90	2,72	0,26	—	0,52 Al	5,84

При небольшом содержании элементов первой группы, нормальном для конструкционной стали, их гидридообразующие свойства почти не сказываются на удалении водорода. Это можно объяснить очень малой термической стойкостью гидридов, вследствие чего при температуре их образования количество гидрида, находящегося в равновесии с водородом и соответствующим элементом, очень мало. Если же такие элементы содержатся в стали в больших количествах, в десятки и сотни раз превосходящих их количество [в % (ат.)], соответствующее стехиометрическому составу гидрида \*\*, они либо сильно замедляют выделение (уменьшают подвижность) водорода, либо связывают в гидридах практически весь поглощенный сталью в нормальных условиях водород.

\* С. С. Носырева [16] нашла и для аустенитной хромоникелевой стали почти такую же растворимость водорода, как у железа.

\*\* Следует отметить, что некоторые гидриды приближаются к соединениям, в которых водород удерживается силами физической адсорбции в дефектных местах решетки [628].

А так как гидриды неспособны диффундировать, то связанный в них водород удалиться из стали не может. Вследствие этого стали, легированные большим количеством гидридообразующих элементов, могут обладать большой хрупкостью, обусловливаемой водородом как легирующим элементом, но в то же время водород не может вызвать в них образования флокенов.

Но гидриды образуются (при охлаждении) и соответственно диссоциируют (при нагревании) при более или менее определенной для каждого гидрида температуре. Следовательно, в таких сталях при температурах выше температуры диссоциации гидридов весь водород будет находиться в твердом растворе и в процессе охлаждения слитка (заготовки) будет выделяться только до температуры образования гидридов. Так, например, у кремнистой стали типа трансформаторной, а также у сплава железа с 1,5% Si и 2,4 Ti наблюдалось прекращение выделения водорода при охлаждении ниже 700° С [629, 619]; у высокохромистой стали, содержащей 12,5% Cr, — ниже 800—850° С [267].

Поэтому в высокохромистой, высококремнистой и быстрорежущей стали флокены при охлаждении заготовок на воздухе не образуются. В первых двух сталях этому способствует и то обстоятельство, что диффузия водорода во всем интервале температур протекает в  $\alpha$ -фазе, т. е. с наибольшей скоростью (рис. 195), вследствие чего и избыточный водород, сверх связанного в гидридах, сравнительно легко удаляется. В быстрорежущей же стали важным фактором является, по-видимому, содержание ванадия и хрома. Правда, в опытах [603] у подвергнутых пропусканию водородом сталей с 9 и 19% W без хрома и ванадия флокены не были получены. Однако известно [см. 250 и др.], что у штамповой стали 3Х2В8 флокены наблюдаются. Дополнительным благоприятным фактором для быстрорежущей стали является малый размер слитков и заготовок, что облегчает удаление избыточного водорода в процессе нагрева и охлаждения. Кроме того, начиная с  $\sim 1200^\circ$  С, вольфрам также может связывать водород, вследствие чего «свободного» водорода даже при высоких температурах в быстрорежущей стали должно быть немного.

Быстрым охлаждением, например в воде, должно быть возможно в ряде случаев полностью или частично подавить образование гидридов и задержать выделение избыточного водорода сверх связанного в гидридах. В этих случаях и в сталях, легированных большим количеством гидридообразующих элементов, принципиально могут образоваться флокены. Так, флокены были получены в трансформаторной стали после нагрева ее в водороде при 1100° С в течение 60—100 ч и последующего охлаждения в воде [41]. Многочисленные трещины (флокены) были получены нами в трансформаторной стали и в случае охлаждения на воздухе после предварительного длительного нагрева ее в водороде (до 700 ч) при температурах до 450° С под давлением до 500—600 ат за счет большого количества избыточного водорода [29].

Гидридообразующее действие хрома при высоком его содержании не может не сказаться и в аустенитных сталях, подавляющее большинство которых легируется хромом. Вследствие этого водород при низких температурах и из этих сталей не выделяется [267]. Дополнительными благоприятными факторами являются очень малая склонность аустенитной стали к хрупкому разрушению, большая растворимость водорода и малая скорость диффузии его в  $\gamma$ -фазе при всех температурах (рис. 195). В марганцовистой аустенитной стали, обладающей повы-

шенной склонностью к хрупкому разрушению, флокены, хотя и редко, но наблюдаются. Иногда при поглощении большого количества водорода флокены получают и в хромоникельвольфрамовой аустенитной стали [41].

Таким образом, ферритные, полуферритные, быстрорежущие и аустенитные стали благодаря специфическому влиянию содержащихся в них легирующих элементов и структуре (но не из-за отсутствия в них фазовых превращений) в нормальных условиях не поражаются флокенами.

Во флокеночувствительных сталях влияние легирующих элементов и примесей в основном косвенное и сводится к изменению температуры превращения, а следовательно, и характер продуктов превращения переохлажденного аустенита, анизотропности свойств стали, количества образующихся в ней недеформируемых неметаллических фаз и ее склонности к хрупкому разрушению. Прямое же влияние элементов на скорость диффузии водорода, определяющую возможность его удаления из стали, по-видимому, заключается в том, что гидридообразующие элементы, силы межатомной связи которых с водородом больше (по сравнению с железом), уменьшают скорость диффузии (подвижность) водорода в стали, что наблюдалось и экспериментально [601].

Однако это влияние гидридообразующих элементов невелико и играет второстепенную роль по сравнению с влиянием структуры. Основным фактором, определяющим влияние легирующих элементов, можно, по-видимому, считать степень понижения ими температуры превращения аустенита. Некоторой иллюстрацией этого положения может служить табл. 31 [254], в которой сопоставлена возрастающая флокен-

ТАБЛИЦА 31  
СВЯЗЬ МЕЖДУ ТЕМПЕРАТУРНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ СТАЛИ  
И ЕЕ ФЛОКЕНОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬЮ<sup>1</sup>

Номер стали	Химический состав, %							A <sub>c3</sub> , °C	A <sub>r3</sub> , °C	A <sub>c3</sub> - A <sub>r3</sub> , °C
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V			
1	0,10— 0,20	0,15— 0,30	0,70— 1,00	—	—	—	—	853	853	18
2	0,60— 0,75	0,15— 0,30	0,90— 1,20	—	—	—	—	748	719	29
3	0,40— 0,50	0,15— 0,30	0,60— 0,90	—	0,80— 1,10	—	0,15	787	744	43
4	0,95— 1,10	0,15— 0,30	0,20— 0,50	—	1,20— 1,50	—	—	768	711	57
5	0,40— 0,50	0,15— 0,30	1,60— 1,90	—	—	—	—	765	704	61
6	0,55— 0,60	1,80— 2,20	0,60— 0,90	—	—	—	—	815	748	67
7	0,35— 0,45	0,15— 0,30	0,60— 0,90	3,25— 3,75	—	—	—	737	637	100
8	0,30— 0,40	0,15— 0,30	0,30— 0,60	2,75— 3,25	0,60— 0,95	—	—	748	648	100
9	0,40— 0,50	0,15— 0,30	0,50— 0,80	1,50— 2,00	0,60— 0,90	0,15— 0,25	—	768	468	300

<sup>1</sup> По данным, приведенным в работе [254], флокеночувствительность возрастает от стали 1 к стали 9.

ночувствительность стали с увеличением гистерезиса  $As_3 - Ar_3$ . Понижение температуры превращения аустенита под влиянием легирующих элементов приводит к тому, что диффузия водорода протекает с малой скоростью в большем интервале температур в  $\gamma$ -фазе. Кроме того, в этом случае и сама  $\alpha$ -фаза представляет собой низкотемпературные продукты превращения аустенита, в которых водород, как можно видеть из табл. 32 [16], диффундирует с малой скоростью.

ТАБЛИЦА 32

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СКОРОСТЬ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА В СТАЛИ

Термическая обработка и структура стали	Количество водорода <sup>1</sup> , протиффундировавшего через сталь, см <sup>3</sup> , за время, ч										
	5	16	21	24	29	40	48	53	64	70	72
Нормализация . . . . .	—	1,51	—	2,71	—	4,71	5,77	—	7,57	—	8,16
Отжиг . . . . .	—	0,70	1,20	1,47	—	2,65	3,35	—	4,46	—	5,26
Зернистый цементит	—	0,53	0,94	1,33	1,87	—	2,84	3,09	—	—	3,95
Закалка в масле (мартенсит) . . . . .	0,04	—	0,28	0,36	0,48	—	—	0,79	—	1,00	1,10
Изотермическая закалка, 200° С . . . . .	—	0,06	0,25	0,30	0,40	—	0,75	0,85	—	—	1,11
Отпуск, 400° С (троостит) . . . . .	0,24	—	0,94	1,14	1,30	—	—	2,20	—	2,66	2,84
Отпуск, 600° С (сорбит) . . . . .	—	1,70	—	2,65	—	4,30	5,30	—	6,70	—	7,70

<sup>1</sup> Количество протиффундировавшего водорода относится к 1 см<sup>2</sup> поверхности образца.

Этим, по-видимому, можно объяснить хорошо известную из практики более высокую флокеночувствительность хромоникельмолибденовой (и хромоникельвольфрамовой) стали по сравнению с хромоникелевой. Наоборот, в углеродистой стали, в которой при охлаждении на воздухе превращение аустенита в перлит происходит при высокой температуре, большое количество водорода успевает удалиться в процессе охлаждения. Поэтому в углеродистой стали флокены получаются редко, обычно при высоком исходном содержании водорода (особенно при повышенном содержании марганца и кремния) [256, 632]. Марганец и кремний, по нашему мнению, относятся к числу элементов, увеличивающих флокеночувствительность стали главным образом за счет усиления анизотропии ее свойств. Влияние их в этом направлении должно сказываться наиболее заметно в углеродистой стали, где роль этого фактора больше, чем в легированной. В усилении анизотропии заключается, очевидно, и вредное влияние примесей.

Влияние углерода в направлении усиления флокеночувствительности стали связано, по-видимому, с образованием метана, что во всех случаях должно увеличить возможность и вероятность возникновения флокенов.

## В. ОСНОВНЫЕ ПУТИ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ФЛОКЕНОВ В СТАЛИ

Из сказанного выше следует, что главный путь предотвращения флокенов в стали заключается в уменьшении степени пересыщения водородом твердого раствора и недопущении разложения последнего при температурах ниже 200—300° С. Наряду с этим следует добывать



ся минимальной анизотропности свойств деформированных заготовок. Для этого необходимо прежде всего максимально уменьшить количество водорода, попадающего в сталь в процессе ее выплавки и разливки. На мерах, которые для этого должны быть приняты, мы останавливаться не можем; этому вопросу посвящен ряд работ (В. И. Явойский, Н. М. Чуйко и др.). Отметим все же предложенный К. Н. Ивановым [см. 258] способ выплавки низководородистой стали, сущность которого заключается в том, что сначала содержание углерода в плавке понижается до максимальных пределов. При этом в ней остается очень мало водорода, но много кислорода. Затем производится науглероживание, раскисление и легирование под вязкими шлаками, чтобы предотвратить обратное поглощение водорода. Такая сталь содержала до  $3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  водорода, и поковки из нее диаметром до 700 мм при охлаждении на воздухе не давали флокенов.

Весьма эффективным средством понижения содержания водорода в слитке и резкого уменьшения опасности получения флокенов в крупных поковках является разливка в вакууме или переливание металла из одного ковша в другой, помещенный в вакуумную камеру. Такие способы в настоящее время уже освоены в промышленных условиях для крупных слитков [838, 957, 960]. Еще более эффективной была бы выплавка стали в вакууме, но для крупных слитков это пока еще затруднительно.

У ряда плавок флокеночувствительных сталей 36Г2С, 37ХС, 38ХСА, выплавленных в мартеновской печи, введение редкоземельных элементов в виде мишметалла и ферроцерия (в количестве 2,7—2,8 кг/т) предотвращало образование флокенов по крайней мере в условиях эксперимента [1005].

При обычных способах выплавки и разливки сталей, которые по своему составу флокеночувствительны, для предотвращения флокенов необходимо охлаждать слитки и особенно деформированные заготовки так, чтобы обеспечить максимальное удаление из них водорода. Наибольшее относительное удаление водорода из слитка может быть достигнуто путем медленного охлаждения его до комнатной температуры, так как в слитке флокены, как правило, не вызываются удалением водорода и при низких температурах. Практикуемая часто передача слитков в ковку или прокатку в горячем виде для флокеночувствительной стали нежелательна, так как при этом в слитке сохраняется еще большое количество водорода, вследствие чего вероятность получения флокенов возрастает. Этот факт сам по себе был известен задолго до появления водородной теории флокенов. Так, в 1919 г. английский рельсовый комитет сообщал, что при передаче в прокатный цех холодных слитков один флокен приходился в среднем только на 5500 т прокатанных рельсов, тогда как при передаче горячих слитков один флокен приходился на 530 т рельсов. Аналогичное наблюдение было сделано позднее [604] при прокатке рельсов из блюмов горячего и холодного посада.

Однако относительно большая площадь поперечного сечения слитка не позволяет достигнуть достаточного удаления водорода из его внутренней зоны при очень медленном охлаждении. Для достижения этой цели необходимо охлаждать соответствующим образом деформированные заготовки. До недавнего времени в качестве меры предотвращения флокенов и для заготовок было принято очень медленное охлаждение до  $100\text{—}150^\circ \text{С}$  после прокатки иликовки, а для заготовок

крупного сечения из флокеночувствительных сталей — последующий (после медленного охлаждения) высокий отпуск [см. 310]. Однако такой режим требует очень много времени и не обеспечивает отсутствия

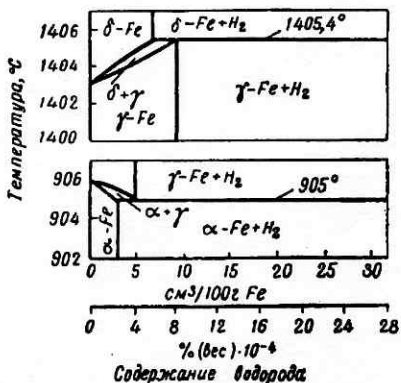


Рис. 194. Железный угол диаграммы состояний железо — водород

работки, основанные на использовании значительно меньшей равновесной растворимости водорода в  $\alpha$ -фазе по сравнению с  $\gamma$ -фазой, как это

флокенов в заготовках крупных сечений из стали мартенситного класса. Предлагались также и в разное время применялись, а частично применяются и сейчас другие методы обработки, предупреждающие образование флокенов или уменьшающие флокеночувствительность стали [см. 256, 595, 632, 252 и др.], в том числе изотермический отжиг и диффузионный отжиг, который может быть осуществлен либо в виде самостоятельной операции, либо путем удлинения нагрева слитка (заготовки) перед прокаткой.

Наибольшее распространение на наших и зарубежных заводах получили и получают обра-

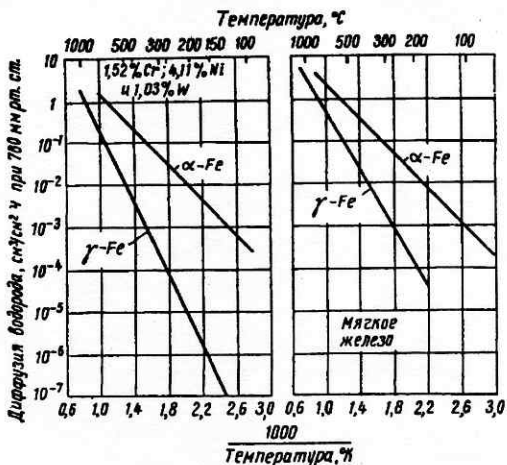


Рис. 195. Скорость диффузии водорода в аустените и феррите при разных температурах

следует из диаграммы состояний на рис. 194 [619], и того обстоятельства, что водород (как, впрочем, и другие элементы) при всех температурах, а особенно при средних и низких в  $\alpha$ -фазе диффундирует со скоростью, в десятки и сотни раз большей, чем в  $\gamma$ -фазе, как можно видеть из рис. 195 [254].

Сущность таких флокенопредупреждающих обработок заключается в том, что сталь сначала охлаждают ускоренно до температуры, при которой аустенит превращается в соответствующую структуру. Затем следует нагрев до наивысшей температуры существования  $\alpha$ -фазы, т. е. несколько ниже точки  $A_{c1}$  [309]. Выдержка при этой температуре обеспечивает удаление водорода за счет диффузии с максимальной для  $\alpha$ -фазы скоростью и одновременно — смягчение стали и улучшение ее обрабатываемости резанием. После этого сталь охлаждается на воздухе.

В основанной на этом принципе технологии, разработанной ЦНИИЧМ совместно со Златоустовским металлургическим заводом [990, стр. 5], используется существование инкубационного периода флокенообразования. Блюмы охлаждают на воздухе до температуры ниже перлитного или мартенситного превращения в течение времени, меньшего продолжительности инкубационного периода. Затем их загружают в термические печи, нагревают до температуры несколько ниже  $A_{c1}$ , выдерживают длительное время и охлаждают на воздухе. Так, например, блюмы из стали мартенситного класса с большим инкубационным периодом флокенообразования охлаждают на воздухе до  $250\text{--}150^\circ\text{C}$  за время не более 12 ч, затем нагревают до  $660^\circ\text{C}$  и выдерживают от 36 до 64 ч в зависимости от сечения ( $\Phi$  140—300 мм). Блюмы из стали перлитного класса, у которой инкубационный период меньше, охлаждают на воздухе до  $600\text{--}250^\circ\text{C}$  не дольше 6 ч, нагревают до  $700^\circ\text{C}$  и выдерживают в течение 18—32 ч.

Для случаев, когда осуществление такой обработки невозможно или затруднено (например, из-за отсутствия термических печей в прокатном цехе и т. п.), ЦНИИЧМ совместно с Челябинским металлургическим заводом предложена более простая предупреждающая образование флокенов технология, по которой с успехом можно обрабатывать стали перлитного класса [990, стр. 28]. Сущность ее заключается в том, что блюмы охлаждают в колодцах, но в процессе этого охлаждения выдерживают достаточно длительное время при повышенных температурах, лежащих, однако, ниже точки  $A_{r1}$ , что обеспечивает ускоренную диффузию водорода. Достигается это путем уменьшения тепловых потерь за счет улучшения теплоизоляции колодцев. Для обеспечения достаточно длительной выдержки при повышенных температурах и в то же время перехода точки  $A_{r1}$  температура выдачи блюмов на воздух устанавливается не ниже, но и не выше определенной. Общая же продолжительность охлаждения по сравнению с обычной значительно уменьшается.

## 7. ПУТИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ И СВЕРХПРОЧНОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Повышение прочности конструкционной стали — одна из основных проблем, над разрешением которой работают исследователи во всех странах. Необходимо отметить, что значительное падение пластичности и особенно ударной вязкости, которым обычно сопровождается повышение прочности, заставляет изыскивать высокопрочную сталь для данной конкретной области применения. При этом следует учитывать не только минимальные допустимые значения пластичности и вязкости, но и ряд дополнительных требований, вытекающих из условий работы

данного изделия. Важное значение имеет форма изделия и технологический процесс его изготовления, так как некоторые способы упрочнения стали, например наклеп, термомеханическая обработка, пока могут быть применены наиболее эффективно к изделиям определенного типа, где они составляют часть технологического процесса получения изделия.

Применительно к изделиям из высокопрочной стали важно обеспечить надежность против преждевременного разрушения, одним из элементов которой является сопротивление распространению трещин (см. стр. 220). Так, было показано [968], что при температуре  $-196^{\circ}\text{C}$

увеличение остроты «надреза» от радиуса 1 мм до трещины снизило условное разрушающее напряжение при статическом изгибе до 8 раз для высокопрочной ( $\sigma_b =$

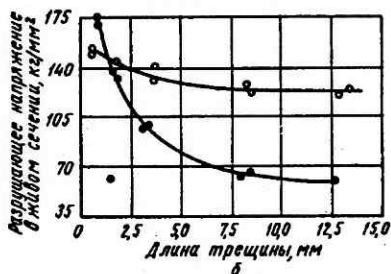
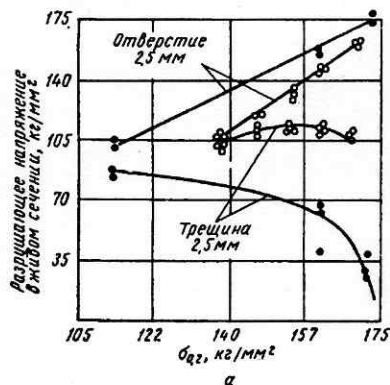


Рис. 196. Влияние трещины на разрушающее напряжение в живом сечении (сечении «нетто») двух высокопрочных сталей: высокохромистой штамповой Н11 (●) и хромоникелевой 4340 (○):

а — сопоставление свойств образца с отверстием и трещиной; б — влияние длины трещины

$= 170 \text{ кг/мм}^2$ ) и только до 4 раз для среднепрочной ( $\sigma_b = 115 \text{ кг/мм}^2$ ) стали по сравнению с образцом, имевшим надрез радиусом 1 мм и испытанным при комнатной температуре. Из рис. 196 [974] видно, что при переходе от образца с отверстием к образцу с трещиной две высокопрочные стали по величине разрушающего напряжения в живом сечении (сечение «нетто») меняются местами (рис. 196, а). То же наблюдается с увеличением длины трещины (рис. 196, б).

Для изделий из высокопрочной стали в движущихся установках и устройствах, особенно в летательных аппаратах разного типа, часто решающую роль играет не столько абсолютная, сколько удельная прочность, представляющая собой отношение предела прочности или предела текучести к удельному весу. По этому признаку [см. 928] высокопрочные алюминиевые сплавы превосходят сталь нормальной прочности и конкурируют с высокопрочной сталью. Только сверхпрочные стали превосходят алюминиевые сплавы, но и они уступают высокопрочным титановым сплавам. Для того чтобы успешно конкурировать по удельной прочности с титановыми (и некоторыми другими) сплавами, сталь должна иметь такие «сверхвысокие» характеристики прочности, которые могут быть получены при применении новейших способов обработки — термомеханической и др. При сравнении сверхпрочной стали и высокопрочных титановых сплавов для различных изделий

учитывают, конечно, не только прочность, но и ряд других свойств (сопоставление см., например, в [928]).

Принципиальная возможность дальнейшего повышения прочности стали вытекает из данных, приведенных на стр. 31 и рис. 8. В частности, на железных «усах» получен предел прочности 1200—1300 кг/мм<sup>2</sup> [см. 929, 930]. Такие свойства объясняются высоким совершенством бездислокационной структуры усов. Но это сохраняется только до диаметра в несколько микрон и длины в несколько миллиметров. С дальнейшим увеличением диаметра (и длины) усов их прочность резко падает, а при диаметре больше ~ 10 мк структура становится блочной, и прочность усов приближается к обычной для данного металла прочности. Поэтому практически использовать огромную прочность усов пока можно только в особых случаях, например, в виде пряжи или ткани для специальных целей. Способы их применения изыскиваются (например, в качестве высокожаропрочного материала, см. стр. 560).

Способы же упрочнения стали, которые могут быть реализованы практически, основаны, наоборот, на создании в ней различных несовершенств структуры. В соответствии с современными воззрениями (см. [931], стр. 31 и рис. 8) повышение прочности стали может быть достигнуто уменьшением путей облегченного перемещения дислокаций, т. е. уменьшением размеров блоков (субзерен), измельчением упрочняющих фаз, усилением степени разориентировки на границах между субзернами и когерентной связи упрочняющих фаз с основной фазой, а также увеличением сопротивления перемещению дислокаций внутри (в объеме) самих субзерен.

Способ программирования упрочнения, сущность которого была изложена на стр. 32, пока еще дает сравнительно небольшой количественный эффект.

В настоящее время для получения высокопрочной и сверхпрочной стали используются или разрабатываются следующие способы, которые могут применяться либо самостоятельно, либо в различных сочетаниях: 1) закалка на мартенсит с последующим низким отпуском; 2) изотермическая закалка; 3) пластическое деформирование исходного аустенита (термомеханическая обработка — т. м. о.); 4) деформирование (наклеп) стали с неравновесной структурой (не аустенитной); 5) легирование и дисперсионное твердение; 6) закалка с охлаждением в магнитном поле (термомагнитная и термомеханико-магнитная обработка).

Признаки, по которым сталь может быть отнесена к высокопрочной или сверхпрочной, в известной степени условны, тем более, что при разных способах упрочнения получаемые сочетания характеристик прочности, пластичности и вязкости несколько различны. Обычно сталь с  $\sigma_b = 150—200$  кг/мм<sup>2</sup> считают высокопрочной, а сталь с  $\sigma_b > 200$  кг/мм<sup>2</sup> — сверхпрочной. Предлагалось [932] разделить конструкционную сталь на следующие семь прочностных групп: с  $\sigma_b = 60—70$ ; 70—140; 140—180; 180—220; 220—300 (350); 350—500 и больше 500 кг/мм<sup>2</sup>. Так как, однако, расчетной характеристикой в подавляющем большинстве случаев служит не предел прочности, а предел текучести, то лучше разделять сталь на прочностные группы по значению предела текучести, тем более что повышение этой характеристики часто достигается иными средствами<sup>1</sup>, чем предела прочности. Удельную прочность также лучше

<sup>1</sup> См., например, А. Г. Рахштадт и М. А. Штремель. *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 4, 1962, стр. 22.

характеризовать отношением предела текучести (а не предела прочности) к удельному весу. Можно условно считать высокопрочной сталь с пределом текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) от 120 до 170 кг/мм<sup>2</sup> и сверхпрочной — сталь с  $\sigma_{0,2} > 170$  кг/мм<sup>2</sup>.

## А. ЗАКАЛКА НА МАРТЕНСИТ С НИЗКИМ ОТПУСКОМ

После закалки с низким отпуском у легированных сталей (а при тонких сечениях — и у углеродистых сталей), как правило, удается сочетать высокую прочность с достаточно высокой ударной вязкостью и пластичностью. Так, у конструкционной стали ряда стандартных марок после закалки и отпуска при 200° С можно получить предел текучести до 170 кг/мм<sup>2</sup> и предел прочности до 200 кг/мм<sup>2</sup>, а у некоторых сталей, например хромоникельмолибденовых, — и выше при сравнительно высоких значениях удлинения, сужения и ударной вязкости. На высокопрочных сталях указанные свойства можно получить и в значительных сечениях.

Однако низкоотпущенная высокопрочная сталь обладает рядом серьезных недостатков, из которых самым важным для многих областей применения является ее повышенная чувствительность к надрезу. Дополнительное понижение разрывающего усилия получается в том случае, когда одновременно с надрезом растягиваемый образец имеет перекос или эксцентриситет.

Вопрос о том, свойственна ли большая чувствительность к надрезу именно низкоотпущенной стали или же высокопрочной стали вообще, независимо от способа, которым была достигнута прочность, еще недостаточно ясен. Так, например, установлено [270], что и у алюминиевых сплавов при пределе прочности  $\sigma_b > 40$  кг/мм<sup>2</sup> хрупкая прочность падает. Это показывает, что повышенная чувствительность к надрезу не является отличительной особенностью железных сплавов, а, по-видимому, связана с определенным физико-химическим состоянием сплава. В частности, значительное влияние оказывает структурная или концентрационная неоднородность. Было показано [271], что литая сталь (с 0,4% С и 3% Сг) обладает после закалки и отпуска при 200° С более низкой хрупкой прочностью, чем кованая. К такому же результату приводит появление в структуре наряду с мартенситом некоторого количества феррита. На сплаве меди с бериллием наблюдается понижение хрупкой прочности с увеличением продолжительности выдержки при дисперсионном твердении, тогда как твердость, характеризующая сопротивление пластической деформации, повышается.

Одним из способов уменьшения чувствительности стали к надрезу должно быть воздействие на строение граничного слоя зерна в направлении увеличения в нем степени атомного порядка, в частности, за счет введения в сталь некоторых легирующих элементов. Действительно, было показано, например, в ряде исследований [271, 276, 196], что у стали с 0,4—0,44% С после закалки и отпуска при 200° С никель, хром, вольфрам и медь значительно повышают хрупкую прочность. Практически полное восстановление хрупкой прочности наблюдается при введении в сталь 3,5—4,0% Ni либо около 2% Сг и около 1,5% W, либо 1,5—2,0% Си. Положительное влияние на хрупкую прочность оказывает введение в сталь небольших количеств молибдена, ванадия и титана. Особенно эффективно влияет ванадий в количестве около

0,25%. Кремний, марганец и алюминий практически не оказывают влияния на хрупкую прочность. То же относится к сере в количестве до 0,1%. В отличие от этого фосфор резко понижает хрупкую прочность, что особенно заметно при содержании его стали в количестве больше 0,03% [276].

Кроме легирования, возможны и другие способы уменьшения чувствительности высокопрочной стали к надрезу или повышения конструктивной прочности деталей. Это — устранение выточек, галтелей, надрезов и т. п. или увеличение их радиуса, а также применение изотермической закалки, о чем подробнее сказано ниже.

Хороший результат дает дополнительный высокий отпуск поверхностного слоя детали в местах концентрации напряжений путем нагрева токами высокой частоты [719]. Для этого обычно достаточно глубины доотпущенного слоя в 1—2 мм.

Предложено также [949] с этой целью создавать местами на поверхности изделия тонкий (0,1—0,15 мм) обезуглероженный слой, что достигается различной продолжительностью выдержки при температуре аустенизации, лучше в эндотермической, чем в экзотермической среде.

Применение низкоотпущенной стали в качестве высокопрочной конструкционной иногда ограничивается еще и другими обстоятельствами. Так, если изделие нагревается в процессе службы значительно выше температуры отпуска, то не только может произойти разупрочнение стали за счет ее дальнейшего отпуска по крайней мере в слоях, близких к рабочей поверхности, но и появляется опасность того, что сталь станет хрупкой, подвергшись отпуску до температуры, соответствующей зоне необратимой хрупкости. Поэтому все факторы, уменьшающие необратимую хрупкость или смещающие ее к более высоким температурам, способствуют также расширению возможностей использования низкоотпущенной стали.

Недостатком низкоотпущенной стали является ее плохая обрабатываемость резанием. Особенно резко стойкость резца падает, когда твердость стали превышает  $\sim 50$  HRC. Поэтому детали из высокопрочной низкоотпущенной стали обычно приходится обрабатывать перед закалкой, что усложняет технологию. Кроме того, и после отпуска обработка резанием часто бывает необходима. Некоторое улучшение обрабатываемости низкоотпущенной стали резанием может быть достигнуто за счет присадки небольшого количества свинца. В связи с этим важно указать, что введение в сталь даже до 0,2% Pb не оказывает влияния на ее хрупкую прочность [276]. Для улучшения обрабатываемости резанием на отдельных участках деталей все больше применяется также местный дополнительный высокий отпуск путем нагрева токами высокой частоты [719].

Ведутся успешные изыскания возможностей обработки высокопрочной стали как за счет приспособления обычных способов (подбор материала и геометрии инструмента, скорости резания и др.), так и за счет применения новых и специальных способов, например, резания при низких (с целью снижения температуры режущей кромки) или при повышенных температурах (допускаемых температурой отпуска), шлифования, химических и электрохимических методов, электронского метода и др. [см. 954]. Намечаются также реальные возможности использования для этой цели квантовых генераторов.

Иногда считают, что при очень высоком пределе прочности сопро-

тивление усталости падает. Это неверно по отношению к гладким образцам, у которых предел усталости с увеличением предела прочности все время возрастает. Но и для надрезанного образца, хотя отношение предела усталости к пределу прочности падает, абсолютная величина предела усталости не уменьшается. Кроме того, усталостная прочность может быть повышена методами поверхностного упрочнения деталей [см. 640]. Важно отметить, что, например, дробеструйный наклеп особенно эффективен на деталях, изготовленных из низкоотпущенной стали [288]. Выплавка стали в вакууме также значительно увеличивает ее усталостную прочность после низкого отпуска [953].

Низкоотпущенная высокопрочная сталь имеет более низкие значения пластичности и вязкости на поперечных образцах, т. е. большую анизотропность свойств, чем высокоотпущенная, о чем уже говорилось на стр. 277 (см. табл. 27). Наблюдалось также [952], что при приблизительно одинаковых значениях прочности значения коэффициентов анизотропности у высокопрочной стали имеют большой разброс в основном за счет большого разброса характеристик у поперечных образцов. Строение излома показывало, что это связано в значительной степени с условиями выплавки. Анизотропность свойств и у высокопрочной стали, как и у стали средней прочности (см. стр. 280), значительно уменьшается при выплавке ее новыми способами, в частности в вакууме. Сравнительное исследование высокопрочной стали ( $\sigma_b = 200 \text{ кг/мм}^2$ ) с 0,4% С, 0,75% Мп, 1,5% Si, 1% Cr, 2% Ni и 0,4% Mo, выплавленной в вакууме в индукционной печи и в дуговой вакуумной печи с расходуемым электродом, показало, что в первом случае пластичность на поперечных образцах выше, но при обоих способах она значительно выше, чем у основной электростали того же состава [953]. Роль вакуумной выплавки и здесь, очевидно, сводится к уменьшению количества неметаллических включений и газов. Более равномерное распределение включений уменьшает и разброс значений коэффициента анизотропности.

Несмотря на все недостатки, низкий отпуск пока еще является наиболее распространенным способом сообщения конструкционной стали весьма высокой прочности при достаточной пластичности и вязкости. При этом варьирование свойств в известных пределах у одной и той же стали данной плавки может быть достигнуто за счет изменения температуры и продолжительности отпуска (рис. 197 [281]). Было показано [633], что продолжительность низкого отпуска играет большую роль, особенно если сталь применяется в конструкциях, имеющих надрезы, отверстия резьбы и т. п. В этом случае продолжительность отпуска должна быть увеличена против обычно применяемого 1—1,5-ч, что значительно повышает сопротивление отрыву и уменьшает чувствительность к надрезу, тогда как твердость и сопротивление срезу понижаются еще мало. Поэтому, если снижение твердости вообще недопустимо, то лучше применять длительный отпуск при более низкой температуре, чем наоборот.

С другой стороны, при очень малой продолжительности отпуска, измеряемой секундами, наблюдалось [950] повышение пластичности и вязкости по сравнению с часовым отпуском, в том числе и тогда, когда это не связано с уменьшением обычной хрупкости при отпуске.

Увеличение продолжительности низкого отпуска важно также для наиболее полного снятия остаточных напряжений, величина которых



может быть весьма значительной. Из рис. 198 [376] видно, что удлинение отпуска при  $180^{\circ}\text{C}$  с 2 до 12 ч понижает остаточные напряжения на 18—20 кг/мм<sup>2</sup>. В связи с этим напомним, что важность уменьшения остаточных напряжений отмечали еще выдающийся русский металлург Н. В. Калакуцкий [283] и основатель металлографии Д. К. Чернов [284].

Однако не всегда полезно снимать остаточные напряжения. В зависимости от условий работы детали ее прочность может быть повы-

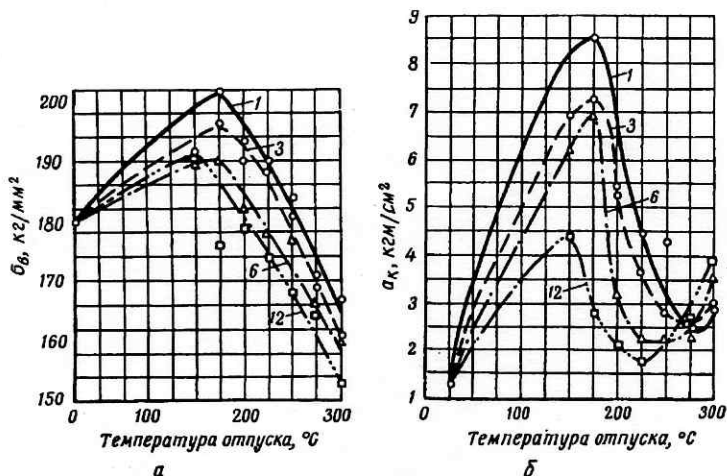


Рис. 197. Изменение предела прочности (а) и ударной вязкости (б) низкоотпущенной хромистой стали (0,4% С, 0,23% Si, 0,65% Mn, 1,01% Cr и 0,27% Ni) при изменении температуры и продолжительности отпуска. Цифры на кривых означают продолжительность выдержки при температуре отпуска, часы

шена в одном случае за счет предотвращения или снятия остаточных напряжений, а в другом случае, наоборот, за счет создания остаточных напряжений требуемой величины и знака [196, 53].

В США в качестве способа получения высокопрочной стали также широко используется закалка с низким отпуском, но там есть два направления [900]. Представители первого направления считают, что наиболее правильно применять зарекомендовавшие себя в производстве стали стандартного состава, изменяя только условия их термической обработки. Представители второго направления считают, что необходимо разработать новые составы стали, которые позволяли бы получать при высоком пределе прочности лучшие значения других характеристик. При этом исходят из трех основных принципов: 1) структура стали после закалки должна состоять почти из 100% мартенсита<sup>1</sup>; 2) содержание углерода должно быть настолько низким, насколько

<sup>1</sup> Для уменьшения количества остаточного аустенита целесообразна обработка холодом после закалки.

ко это позволяет требуемая высокая прочность; 3) сталь не должна требовать отпуска в интервале необратимой хрупкости. Тем не менее почти все разрабатываемые там новые стали содержат повышенное количество углерода. Большинство из них характеризуется также высоким содержанием кремния [см. 970], позволяющего отпускать сталь при температуре до 300—325° С. Увеличение содержания кремния от нормального до 1,5% повышает  $\sigma_b$  на 25—30 кг/мм<sup>2</sup>, а также предел текучести. Одновременно указываются недостатки высокопрочной низкоотпущенной стали, уже отмеченные нами, а также повышенная чувствительность к водородной хрупкости при гальванических покрытиях и к шлифовочным трещинам.

В последние годы исследованы в качестве высокопрочных после закалки и низкого отпуска новые стали, представляющие собой (см. табл. 33) модификации различных известных ранее сталей.

Сталь 1 содержит повышенное количество кремния, титан и бор (бор — для повышения прокаливаемости и ударной вязкости). Сталь предназначена в основном для изготовления шасси самолетов. Сообщается, что еще лучшие значения относительного сужения и ударной вязкости получены на такой стали после переплавки в вакууме.

Сталь 2 (табл. 33) содержит 1% Со (никеля в ней нет) и обладает умеренной прокаливаемостью<sup>1</sup>. Но это одно из ее достоинств, так как она предназначена для изготовления в основном корпусов ракетных двигателей, а закалочные напряжения сказываются особенно отрицательно при двухосном и сложном напряженном состоянии.

Эта сталь оказалась лучше, чем 5%-ная хромистая сталь типа штамповой (см. ниже, стр. 321) при испытании внутренним давлением (двухосном напряжении). Сопротивление разрушению при таком нагружении у этой стали было меньше, но предел текучести заметно выше. Кобальт, как и кремний (и хром), увеличивает устойчивость против отпуска. Из-за отсутствия никеля в стали получается меньше остаточного аустенита. Благодаря наличию ванадия, замедляющего рост зерна, и ограниченному содержанию марганца (<0,8%) сталь хорошо сваривается. Она сравнительно мало чувствительна к надрезу и имеет малую анизотропность пластичности после низкого отпуска, хорошо поддается глубокой вытяжке и лучше обрабатывается резанием, чем 5%-ная хромистая сталь.

Сталь 3 (табл. 33) содержит повышенное количество углерода, кремния и молибдена и 3% Со. Благодаря этому она по величине предела прочности и особенно предела текучести является сверхпрочной, имея в то же время и сравнительно высокие значения пластичности и вязкости.

Сталь 4 (табл. 33) имеет высокое содержание молибдена и легирована медью в количестве около 1,3% вместо никеля. Это сообщает

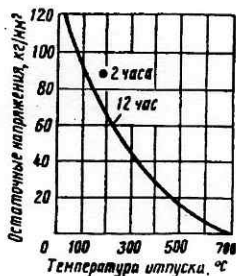


Рис. 198. Уменьшение остаточных напряжений, полученных после закалки, с повышением температуры отпуска

<sup>1</sup> На расстоянии 1,6 мм от охлаждаемого водой торца 55 HRC и на расстоянии 23,8 мм 52 HRC.

ей повышенный предел выносливости в состоянии после закалки и низкого отпуска (около 90% от величины  $\sigma_{0,1}$  против 75% от  $\sigma_{0,1}$  у стали без меди).

Сталь 5 и сталь 6 (табл. 33), особенно вторая, могут быть отнесены к сверхпрочным, но имеют при этом сравнительно высокую удар-

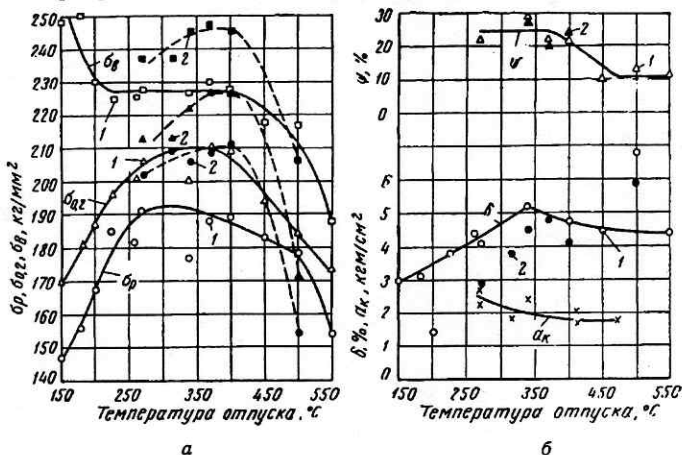


Рис. 199. Влияние температуры отпуска (выдержка 2 ч) после закалки с  $860^\circ\text{C}$  в масле на характеристики прочности (а), пластичности и вязкости (б) стали 7 табл. 33:

1 — без обработки холодом; 2 — до отпуска, охлаждение в жидком азоте

ТАБЛИЦА 33  
ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
НЕКОТОРЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Номер стали <sup>1</sup>	Химический состав, %							Прочее	Механические свойства				
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V		$\sigma_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\alpha_k$ , кг/см <sup>2</sup>
1	0,40	1,60	0,75	0,85	1,80	0,30	0,1Ti	0,003B	165	200	10	35	2,2
2	0,39	1,00	0,70	1,10	—	0,25	0,15	1,0Co	167	200	6,5	—	—
3	0,55	2,1 <sup>2</sup>	0,40	0,90	1,92	0,53	—	3,0Co 0,03Al	206	238	11	29	2,6
4	0,45	0,17	1,40	0,83	0,06	0,68	0,17	1,28Cu	—	140	—	—	—
5	0,37	0,24	1,24	1,49	1,44	1,9W	—	—	171	205	—	—	6,0
6	0,45	1,05	0,43	1,32	2,33	2,0W	—	—	191	225	—	—	4,0
7	0,52	2,20	1,05	1,26	3,05	0,40	0,16	—	222	242	4,5	22	2,0
									$\sigma_p = 207 \text{ кг/мм}^2$				

<sup>1</sup> Обработка и источник:

- [942]. Закалка с  $900^\circ\text{C}$  в масле и двойной отпуск при  $200\text{--}250^\circ\text{C}$ .
- [943]. Закалка с  $930^\circ\text{C}$  в масле или ванне  $200^\circ\text{C}$  и двойной отпуск при  $260\text{--}315^\circ\text{C}$ .
- [921 дискуссия]. Закалка с  $900^\circ\text{C}$  в масле и отпуск 10 ч при  $315^\circ\text{C}$ .
- [944]. Закалка и отпуск 4 ч при  $200^\circ\text{C}$ .
- и 6 [945]. Закалка с  $900^\circ\text{C}$  в масле и отпуск 2 ч при  $200^\circ\text{C}$ .
- [630]. Закалка с  $860^\circ\text{C}$  в масле, охлаждение при  $-195^\circ\text{C}$  и отпуск 2 ч при  $400^\circ\text{C}$ .

ную вязкость за счет легирования вольфрамом (при отсутствии молибдена) в количестве около 2% и умеренного содержания в них углерода.

Исследованная нами (совместно с Л. А. Кирмаловым [630]) хромоникельмолибденованадиевая сталь с повышенным содержанием углерода и кремния, типа стали 7 (табл. 33), предназначалась в основном для изготовления деталей измерительной аппаратуры сверхвысокого давления. Поэтому особенно важно было получить в этой стали высокий или сверхвысокий предел пропорциональности  $\sigma_p$  (а не  $\sigma_{0,2}$ ). Как видно из рис. 199, у такой стали при отпуске предел прочности понижается, а предел пропорциональности (и текучести) до 350—400° С сильно повышается. До этой температуры отпуска повышается и относительное удлинение. После охлаждения при —195° С (в жидком азоте) отпуск до ~400° С приводит к значительному повышению всех характеристик прочности с небольшим ущербом для пластичности. Такой обработке и соответствуют свойства, приведенные в табл. 33.

## Б. ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ЗАКАЛКА

Второй путь, уже проверенный и практически себя оправдавший, заключается в изотермической закалке стали на «нижний» бейнит. Сравнение рис. 200 [546] с приведенным ранее рис. 174 для той же стали,

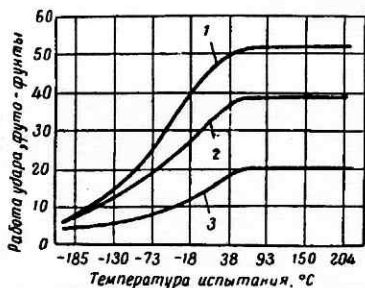


Рис. 200. Изменение ударной вязкости с температурой испытания у стали с 0,41% С, 0,32% Si, 0,91% Mn, 0,08% Cr, 3,31% Ni и 0,008% Mo:

1 — изотермическая закалка 260° С, 4 ч + отпуск 540° С (34HRC); 2 — изотермическая закалка 260° С, 4 ч + отпуск 425° С (40HRC); 3 — изотермическая закалка без отпуска (50,5 HRC)

закаленной на мартенсит, показывает, что неотпускавшийся бейнит при одинаковой твердости имеет более низкую критическую температуру хрупкости, чем закаленная на мартенсит сталь после отпуска при 260° С и практически равную таковой у стали, отпущенной при 425° С, т. е. за зоной необратимой хрупкости. Изотермическая закалка на «нижний» бейнит в сравнении с обычной закалкой на мартенсит с последующим отпуском на такую же твердость (45—46 HRC) уменьшает также чувствительность стали к надрезу и перекоосу [см. 275].

В случае изотермической закалки при оптимальных условиях можно получить сочетание характеристик прочности, пластичности и вязкости лучшее, чем после закалки на мартенсит и последующего среднего отпуска, соответствующего определенному диапазону значений твердости. Как видно из рис. 201 [212] для хромокремнемарганцевой стали 30ХГС, понижение твердости в интервале 550—400 HV после обычной закалки сопровождается падением ударной вязкости, обусловленным необратимой хрупкостью. У стали же, подвергнутой изотермической закалке с оптимальной выдержкой в закалочной среде, с понижением твердости ударная вязкость повышается.

Чем шире интервал температур отпуска, в котором проявляется необратимая хрупкость, тем в большем диапазоне значений твердости

сказываются преимущества изотермической закалки по сравнению с обычной. Так, для стали 30ХГСА, имеющей широкий интервал необратимой хрупкости, изотермическая закалка обеспечивает более высокие значения пластичности и вязкости даже по сравнению с обычно применяемым для нее отпуском при 500° С. Для стали же с более узким интервалом необратимой хрупкости, например 40ХНМА, 38ХА, 50ХФА, применение изотермической закалки целесообразно только при обработке на твердость 42—46 HRC.

У стали типа 30ХГСА после изотермической закалки значительно понижаются предел текучести и особенно предел пропорциональности при одинаковом значении предела прочности по сравнению с обычной

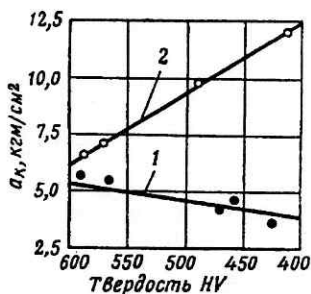


Рис. 201. Соотношение между твердостью и ударной вязкостью стали 30ХГС после обычной (1) и изотермической (2) закалки

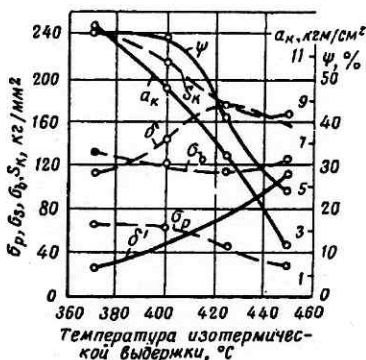


Рис. 202. Влияние температуры ванны при изотермической закалке на механические свойства стали 30ХГСА

закалкой и последующим средним отпуском. У других сталей (40ХНМА, 38ХА и др.), в структуре которых не получается аустенита, эти характеристики понижаются в меньшей степени. Предполагают [720], что пониженные значения пределов пропорциональности и текучести при высоком сопротивлении разрушению и являются, возможно, причиной малой чувствительности к надрезу изотермически обработанной стали.

Указанные преимущества изотермической закалки достигаются, как уже упоминалось, в случае обработки при оптимальных условиях. Как показали В. Д. Садовский и др. [212, 917], получаемые свойства, в первую очередь ударная вязкость, сильно зависят от продолжительности изотермической выдержки. Оптимальная продолжительность выдержки различна для сталей разного состава и, кроме того, зависит от температуры закалочной среды и температуры последующего отпуска.

Влияние температуры изотермической закалки иллюстрирует рис. 202 [720], из которого видно, что с ее повышением предел прочности остается практически постоянным, тогда как предел пропорциональности, сопротивление разрушению, относительное сужение и ударная вязкость падают. Понижение предела пропорциональности при постоянном пределе прочности, очевидно, и приводит к возрастанию

относительного удлинения, несмотря на то, что сталь приобретает значительную хрупкость. С повышением температуры изотермической закалки начинает также резко сказываться масштабный фактор. Отпуск при 300—350° С для стали, подвергнутой изотермической закалке, целесообразен. Вообще же оптимальные условия обработки должны быть установлены экспериментально для каждого конкретного случая.

Серьезное затруднение при использовании изотермической закалки связано с возможностью разложения аустенита в перлитной области при охлаждении в горячих средах, что иллюстрируется данными, приведенными в табл. 34 [354] для хромокремнемарганцевой стали 30ХГС, закаленной с 875° С в ванне с температурой 300° С (выдержка 20 мин). Вследствие этого такая обработка с целью получения высокой прочности у некоторых сталей пока еще применима только для деталей или заготовок с небольшой толщиной стенки. Предлагалось [917, Арзамасов] применять прерывистую «изотермическую» закалку, т. е. переносить закаливаемую деталь из воды в горячую среду или печь, имеющую температуру изотермической выдержки. При этом необходимо для данной детали или заготовки установить оптимальную продолжительность выдержки в воде. Повышение скорости охлаждения достигается также за счет интенсивной циркуляции среды в закалочной ванне.

ТАБЛИЦА 34

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ОБРАЗЦОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 30ХГС ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ. ТЕМПЕРАТУРА ВАННЫ 300° С

Форма и размер поперечного сечения мм	$\sigma_s$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$a_k$ кгм/мм <sup>2</sup>	НВ кг/мм <sup>2</sup>
∅ 5	—	175	12,0	53,0	—	445
□ 10	108	125	15,2	59,0	11,5	370
△ 15	115	130	15,0	57,0	11,0	340
∅ 35	90	108	20,0	55,0	10,2	300

Для возможности более широкого использования изотермической закалки с целью достижения высокой прочности необходимо дальнейшее изыскание сталей с оптимальным с точки зрения такой обработки содержанием легирующих элементов и углерода. Из применяющихся сталей наиболее удовлетворительные результаты в этом направлении дает хромокремнемарганцевая сталь типа 35ХГС. На деталях малых размеров из этой стали после закалки с 880° С в ванне с температурой 280—310° С и последующего охлаждения на воздухе нашим стандартом гарантируется получение  $\sigma_s = 140$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_b = 165$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_5 = 10\%$ ,  $\psi = 40\%$  и  $a_k = 5$  кгм/см<sup>2</sup>. Высокие свойства дает также хромокремнистая сталь с 0,4% С, 1,5% Si и 1,75% Cr. Близкие по составу стали рекомендуются для изотермической закалки на нижний бейнит и в иностранной литературе, например хромокремневанадиевая с 0,4% С, 1,0% Si, 1,2% Cr и 0,10% V и хромокремнемарганцевованадиевая с 0,45% С, 1,0% Si, 1,2% Mn, 0,6% Cr и 0,10 V [468]. Для этих сталей рекомендуется закалка в ванне с температурой 300° С (выдержка 30—60 мин). Получаемая при этом твердость составляет 40—50 HRC.

Общим для всех этих сталей является значительное содержание в них кремния. По данным [720], особые преимущества легированных кремнием сталей связаны с тем, что после изотермической закалки в нижней части промежуточной области их структура представляет собой смесь высокодисперсной игольчатого строения  $\alpha$ -фазы и пластичного устойчивого аустенита. Устойчивость аустенита в данном случае, по-видимому, объясняется тем, что он сильно обогащен углеродом. Вследствие этого в структуре стали содержится также небольшое количество карбидов. Удовлетворительные результаты получаются и у ряда сталей без кремния, например 40ХНМА, 38ХА и др. [см. 970].

Однако значительно более высокую прочность мы получили на исследованных нами (совместно с Л. А. Кирмаловым) [630] хромоникельмолибденованадиевых сталях, содержащих 1,9—2,6% Si. Для одной из таких сталей, имевшей одновременно повышенное содержание углерода и по составу близкой к стали, свойства которой после закалки на мартенсит и отпуска приведены на рис. 199, некоторые благоприятные сочетания характеристик прочности, пластичности и вязкости, полученные после изотермической закалки, представлены в табл. 35.

ТАБЛИЦА 35

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ, ВЫПЛАВЛЕННОЙ В ИНДУКЦИОННОЙ ПЕЧИ  
(СЛИТОК 100 кг), ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ.

Состав стали: 0,50% С, 1,86% Si, 0,87% Mn, 1,32% Cr, 3,13% Ni, 0,40% Mo, 0,17% V.

Номер образца	Температура изотермы °С	Продолжительность выдержки мин	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_p$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %	$a_k$ кг/см <sup>2</sup>	Твердость HRC
<i>Изотермическая закалка с 865° С без отпуска</i>								
1	300	10	245	177	4,7	27,0	2,1	57,5
2	300	10	239	180	4,7	3,0	4,0	58,5
3	300	30	228	160	3,3	20,0	3,0	57,8
4	350	30	237	180	4,5	23,0	3,4	59,0
5	350	30	235	183	3,5	14,5	3,4	58,8
6	400	10	242	200	3,2	25,0	3,0	58,9
<i>После изотермической закалки отпуск при 380° С: 40—60 мин</i>								
7	300	10	210	185	4,9	34,5	—	—
8	350	10	208	187	4,6	34,5	6,4—7,2	54,0
9	400	30	219	186	5,1	29,0	6,7	56,0
10	400	45	216	175	5,3	29,0	2,6	56,0
11	400	60	215	187	5,0	20,0	3,2	55,0

Сопоставление с данными рис. 199 показывает, что при таком же высоком пределе прочности значения предела пропорциональности ниже, но ударная вязкость выше после изотермической закалки, чем после закалки на мартенсит, обработки холодом и отпуска. Отпуск после изотермической закалки не изменяет предела пропорциональности, но понижает предел прочности и заметно повышает пластичность (особенно относительное сужение) и ударную вязкость. Обработка холодом после изотермической закалки данной стали понижала и прочность, и пластичность.

Для другой исследованной нами стали (с 0,4% С и высоким содер-

жанием кремния), выплавленной в промышленных условиях, свойства приведены в табл. 36, из которой одновременно видно, что увеличение

ТАБЛИЦА 36

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ, ВЫПЛАВЛЕННОЙ В 3-й ДУГОВОЙ ПЕЧИ  
(СЛИТКИ 1200 кг), ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ С 890°С И ОТПУСКА ПРИ 380°С  
Состав стали: 0,40% С, 2,58% Si, 0,89% Mn, 1,13% Cr, 2,67% Ni, 0,28% Mo, 0,29% V

Номер образца	Температура изотермы °С	Продолжительность выдержки мин	Длительность отпуска мин	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %	$a_k$ кгж/см <sup>2</sup>	Твердость HRC
1	370	30	— <sup>1</sup>	243	189	6,5	23,0	3,4	54,2
2	390	20	20	218	187	7,2	45,6	7,0	53,3
3	390	30	20	225	190	5,5	46,0	7,0	53,0
4	300	10	120	206	185	6,0	46,0	10,0	53,0
5	300	20	120	199	181	7,5	42,5	11,3	52,8
6	300	30	120	182	165	6,6	41,5	10,0	49,8

<sup>1</sup> Без отпуска.

продолжительности выдержки при отпуске (380°С) после изотермической закалики повышает ударную вязкость. Общий уровень прочности у этой стали ниже, а уровень пластичности и вязкости выше, чем у стали с более высоким содержанием углерода (сравни с табл. 35).

## В. ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ИСХОДНОГО АУСТЕНИТА<sup>1</sup> (ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА)

Наиболее высокая прочность достигнута в последнее время у стали способом пластического деформирования исходного аустенита и последующего превращения его в мартенсит, причем должна быть предотвращена рекристаллизация аустенита. Возможны два варианта способа: 1) деформирование переохлажденного аустенита при температуре выше мартенситной точки для данной стали в области наибольшей его устойчивости (низкотемпературная термомеханическая обработка — НТМО); 2) деформирование равновесного аустенита при температуре выше  $A_{c3}$  (высокотемпературная термомеханическая обработка — ВТМО).

По первому способу, как сообщалось в работе [918], на стали с 0,35% С, 1,5% Cr и 4,5% Ni были получены  $\sigma_s = 180$  кг/мм<sup>2</sup> и  $\sigma_b = 201—235$  кг/мм<sup>2</sup> при  $\delta \approx 12\%$  и  $\psi = 32,7—42\%$ . Проведенная позднее проверка [919, 920] подтвердила принципиальную эффективность такой обработки. В другой работе [921] на выплавленной в вакууме (в индукционной печи) стали с 0,63% С, 0,75% Mn, 1,54% Si, 2,91% Cr, 1,57% Ni и 0,43% Mo после деформирования переохлажденного аустенита в интервале 425—625°С на 90—93%, закалики на мартенсит и

<sup>1</sup> В США этот способ получения сверхпрочной стали часто называют «Ausworking» или «Ausforming».

<sup>2</sup> В [918] ошибочно (из-за неправильного пересчета единиц) приводится предел текучести 280 кг/мм<sup>2</sup>. Позднее, однако, сообщалось, что и  $\sigma_{0,2} = 280$  кг/мм<sup>2</sup> был получен (на узкой ленте толщиной 0,25 мм), но при низкой пластичности (см. Metal Progress, v. 77, 1960, № 2, p. 134 и : 78, 1960, № 2, p. 118).



отпуска при 320°С были получены чрезвычайно высокие характеристики:  $\sigma_b$  около 280 кг/мм<sup>2</sup> и  $\sigma_{0,2}$  около 260 кг/мм<sup>2</sup> при относительном удлинении около 3% (значения относительного сужения и ударной вязкости не приводятся). На отечественных сталях 40Х1НВА (0,39% С, 1,43% Cr, 1,59% Ni, 0,8% W) и 37ХНЗА (0,40% С, 1,3% Cr, 3,9% Ni) после пластической деформации переохлажденного аустенита на 70%, закалки на мартенсит и отпуска при 100°С также был получен предел прочности 245—255 кг/мм<sup>2</sup> при  $\delta = 4—5\%$  и  $\psi = 22—23\%$  (значения предела текучести не приводятся) [920].

Одна из причин столь сильного упрочнения стали заключается, по-видимому, в том, что в измельченных зернах и блоках деформированного аустенита образуются вследствие ограничения роста и увеличения числа зародышей более мелкие пластины мартенсита, что показано и экспериментально [921, 580]. Более важную роль играют другие факторы, например увеличение плотности дислокаций, выделение очень мелких карбидов при отпуске, а также из аустенита при его деформировании [см. 1014], текстура и др. Так, из рис. 203 [927] видно, что плотность дислокаций, уменьшаясь с температурой отпуска, остается больше или значительно больше в случае закалки деформированного аустенита, чем после обычной закалки. Там же показано, что плотность дислокаций оказывается больше, чем сумма их плотностей после закалки и после пластической деформации, т. е. каждая дислокация в аустените генерирует несколько дислокаций в мартенсите. Экспериментально подтверждена также [см. 456] большая анизотропность структуры и субструктуры и соответственно механических свойств: прочность на поперечных образцах значительно выше, а пластичность ниже, чем на продольных.

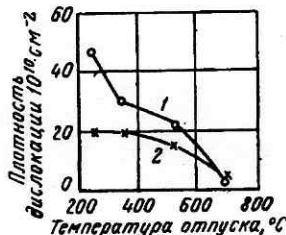


Рис. 203. Изменение плотности дислокаций с температурой отпуска у стали 3Х2В8 (0,3% С, 2% Cr, 8% W):

1 — закалка деформированного аустенита; 2 — обычная закалка

Причина упрочнения в значительной степени определяет и влияние ряда факторов на получаемые при этом способе значения характеристик прочности, пластичности и вязкости. На важнейших факторах мы кратко остановимся, хотя следует оговориться, что имеющегося экспериментального материала пока еще недостаточно для полного и окончательного суждения о роли каждого из них. К тому же экспериментальные данные противоречивы.

Температура, при которой производится деформирование стали, должна соответствовать области наибольшей устойчивости аустенита на кинетической диаграмме изотермического его разложения. Это особенно важно потому, что пластическая деформация уменьшает устойчивость аустенита, вследствие чего в стали могут образоваться немартенситные продукты его разложения. В исследовании [936] было установлено, что немартенситные продукты, не только перлитно-трооститные, но и бейнитные, получаемые при деформировании аустенита, отрицательно влияют на прочность, хотя и в меньшей степени, чем на прочность стали, исходный аустенит которой не подвергался деформированию.

Имеются, однако, основания полагать, что получение некоторого

количества бейнита, если он также подвергается пластическому деформированию, не только не вредно, но даже способствует дополнительному упрочнению стали. Действительно, сталь № 1 в табл. 37, по сообщению автора [921, дискуссия], уже после обжата 50% становилась среднемагнитной, а после обжата 75% — сильно магнитной (проба магнитом), тогда как сталь № 2 только после обжата 75% приобретала среднюю магнитность. Из табл. 37 видно, что у стали № 1 прочность возрастает значительно сильнее, чем у стали № 2, что и можно объяснить наличием в ней некоторого количества наклепанных немартенситных продуктов. Можно полагать, что речь идет о бейните, который образуется несмотря на то, что деформирование производилось в области повышенной устойчивости. Это подтверждается тем обстоятельством, что по нашим исследованиям (см. стр. 315) наклеп бейнита, сильно повышая предел текучести стали, почти не изменяет ее предела прочности. Из табл. 37 видно, что у стали № 1 предел

ТАБЛИЦА 37

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ДВУХ СТАЛЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ  
ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА НА 75% ПРИ 540° С

Номер стали	Обозначение стали	Химический состав, %	Обработка	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ %
1	La Belle— HT	0,43C, 1,35Mn, 2,25Si 1,35Cr, 0,4Mo, 0,3V	Без деформирования	203	172	5
			Деформирование Увеличение, %	261 28,6	251 46,0	4 —
2	Super Tricent	0,55C, 0,8Mn, 2,21Si, 0,95Cr, 3,6Ni, 0,5Mo, 0,07V	Без деформирования	230	223	3,5
			Деформирование Увеличение, %	261 13,4	235 5,3	3,5 —

Примечание. После закалки обработка холодом при  $-73^\circ\text{C}$  8 ч и отпуск при  $315^\circ\text{C}$ .

текучести повышается почти в 2 раза сильнее, а у стали 2 — приблизительно в 2,5 раза слабее, чем предел прочности. По-видимому, немартенситные продукты в разных сталях могут влиять по-разному.

С возможностью образования немартенситных продуктов и их количеством связано и влияние длительности паузы между пропусками. Для данной стали длительность паузы, вообще говоря, должна быть установлена экспериментально, чтобы получить оптимальные свойства, а чаще она берется минимальной.

Степень деформации аустенита — основной фактор, непосредственно влияющий на получаемую прочность. С увеличением степени деформации уменьшается длина пластин мартенсита, что объясняется увеличением числа зародышевых мест и уменьшением толщины зерен аустенита в направлении, перпендикулярном направлению прокатки. Предел прочности и твердость изменяются наиболее сильно при сравнительно небольших степенях деформации, около 15%, а затем прямолинейно или по более сложной зависимости. Это косвенно доказывает, что измельчение мартенсита — не единственная причина упрочнения.

Условия охлаждения с температуры аустенизации до температуры переохлаждения (при которой производится деформирование) и после окончания деформирования также определяются из тех соображений, чтобы получить в стали больше мартенсита. Если немартенситные продукты будут получены после деформирования, т. е. сами не будут наклепаны, их влияние на прочность, по-видимому, будет всегда отрица-

тельное. В этом случае наблюдались [938] свойства более низкие, чем даже у недеформированной стали. При достаточно высокой прокаливаемости стали оказывается возможным даже заготовки сравнительно больших диаметров (30—40—50 мм) охлаждать до температуры деформирования на воздухе. После окончания деформирования заготовки следует охлаждать в масле.

Отпуск после закалки нормально понижает прочность, но в ряде случаев влияет иначе, что иллюстрируется примером, приведенным на рис. 204 [921]. Повышение предела текучести при отпуске наиболее вероятно объясняется выделением дисперсных карбидов. За счет подбора условий отпуска оказывается, следовательно, возможным получить у стали и сверхвысокий предел текучести, что для ряда применений особенно важно. Пластичность у одних сталей при отпуске понижается, у других (см. рис. 204), наоборот, повышается.

Было также показано [937], что у тех сталей, у которых при отпуске наблюдается эффект вторичной твердости (в данном случае у стали с 0,42% С, 1,85% Si, 0,25% Mn, 1,86% Cr, 4,15% Ni, 0,48% Mo и 0,25% V), прочность, полученная после термомеханической обработки, сохраняется и при высоком отпуске

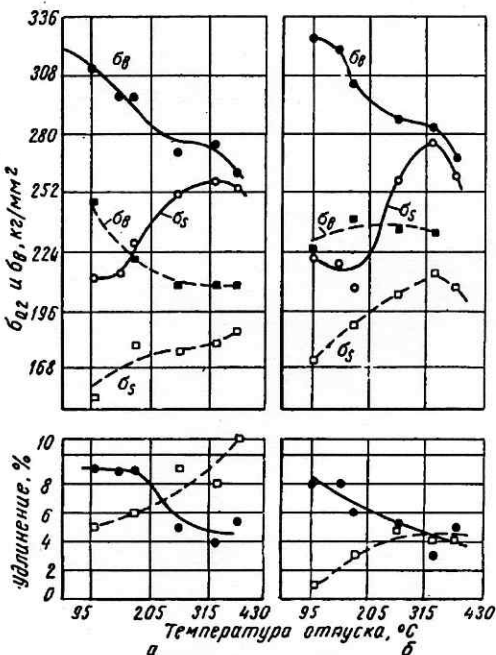


Рис. 204. Влияние температуры отпуска на прочность и пластичность двух выплавленных в вакууме сталей после обычной закалки (---) и после термомеханической обработки (—) со степенью деформации 90%:

а — сталь с 0,48% С, 1,53% Si, 2,94% Cr, 1,65% Ni, 0,42% Mo; б — сталь с 0,63% С, 1,54% Si, 2,91% Cr, 1,57% Ni, 0,43% Mo

(для данной стали — до 500° С). Но для этого температура аустенизации должна, конечно, обеспечить растворение карбидов.

Еще недостаточно ясна роль химического состава стали и особенно легирования в получении сверхвысокой прочности описываемым способом. Углерод, как обычно, до определенного содержания увеличивает достигаемую прочность, а затем (на рис. 205 [935]  $s \sim 0,5\%$ ) понижает ее, вызывая полухрупкое или хрупкое разрушение. Однако в некоторых сталях, например в 3%-ной хромистой, углерод повышает прочность до 0,6% [см. 940]. Степень повышения прочности за счет деформирования аустенита по сравнению с обычной обработкой с угле-

родом либо не изменяется, либо несколько усиливается [937]. Пластичность сверхпрочной стали, которая вообще невелика, под влиянием углерода еще понижается (рис. 205). Углерод и в этом случае способствует увеличению количества остаточного аустенита, превращение которого в мартенсит при обработке холодом, как видно из рис. 206 [936], сильно повышает характеристики прочности (в данном случае — у стали 30ХГСНА с 0,45% С). В общем можно считать допустимым содержание углерода в сверхпрочной стали до 0,6%.

Легирование должно прежде всего обеспечить достаточно высокую прокаливаемость стали — и перлитную, и бейнитную, необходи-

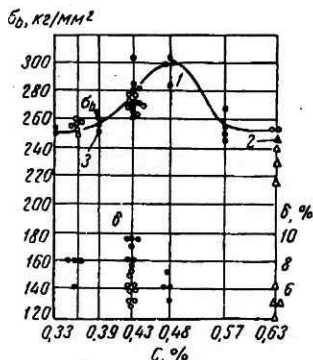


Рис. 205. Влияние углерода на механические свойства разных сталей после термомеханической обработки (деформация 90% при 550° С):

1 — сталь с 1,03% Si, 1,05% Mn, 1,86% Cr, 2,33% Ni, 1,03% W, 0,47% Mo, отпуск 100° С; 2 — та же сталь, отпуск 200° С; 3 — стали с ~1% Cr, 2,5% Ni, 1% W, отпуск 100° С

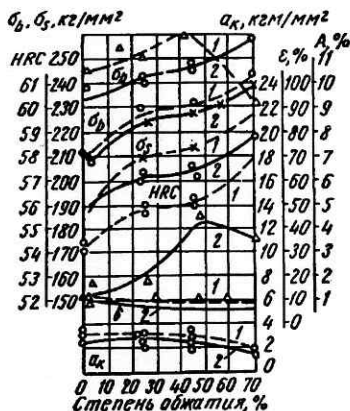


Рис. 206. Механические свойства и количество остаточного аустенита стали 30ХГСНА (с 0,45% С) в зависимости от степени деформации. Аустенизация при 900° С, подстуживание до 550° С, охлаждение:

1 — в масле; 2 — в масле, затем до -80° С. После всех вариантов обработки отпуск 275° С в 6 ч

мость которой ясна из сказанного выше. Но и индивидуальная роль легирующих элементов должна быть значительна. Пластическая деформация даже высокоустойчивого аустенита в соответствующей температурной области все же способствует получению некоторого количества немартенситных продуктов, которые сами наклепываются. Для их свойств, а следовательно, и для свойств всей стали химический состав не безразличен. Мы видели, что они могут повышать прочность стали. Но при другом составе они понижают прочность. В частности, положительное влияние, по нашим исследованиям, оказывает высокое содержание кремния. Легирующие элементы, главным образом карбидообразующие, по-разному влияют на состав и поведение карбидов, выделение которых в дисперсной форме является, вероятно, основной причиной повышения предела текучести при отпуске. Следовательно, разные стали могут иметь различные конечные значения предела текучести. Индивидуальное влияние легирующих элементов несомненно сказывается на пластичности и ее изменении при отпуске, что наблюдается экспериментально (см. выше). и, вероятно, в еще большей

степени на ударной вязкости, данных о которой пока мало. Для кремния и хрома установлено [804], что они, как и в других случаях, увеличивают устойчивость против отпуска, что позволяет получать при том же уровне прочности более высокую пластичность. Роль легирования должна еще быть изучена, так же как и ряд других вопросов, например анизотропность свойств, усиление которой уже замечено.

Большое влияние оказывает чистота стали. Указанные выше чрезвычайно высокие значения  $\sigma_{0,2} = 260$  и  $\sigma_b = 280$  кг/мм<sup>2</sup> были получены у стали, выплавленной в вакууме. Такие же высокие значения  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_b$  ( $\sigma_b$  в одном случае до 330 кг/мм<sup>2</sup>) были получены [937] у стали с 0,41% С, 1,39% Si, 0,08% Mn, 1,65% Cr и 4,54% Ni, выплавленной в вакууме из чистых исходных материалов, тогда как на аналогичной стали, но выплавленной в открытой печи из обычных материалов, после такой же обработки были получены  $\sigma_{0,2} = 171$  и  $\sigma_b = 212$  кг/мм<sup>2</sup>. Авторы [937] объясняют влияние чистоты материала увеличением запаса пластичности в аустенитном, а после закалки — в мартенситном состоянии, что уменьшает вероятность локальной концентрации напряжений и образования микротрещин.

Основной недостаток этого способа заключается не только и не столько в технологических трудностях его осуществления, сколько в том, что он пока практически может быть использован только для изделий типа листов (сообщается о применении такого материала для корпусов ракет и т. п.), полос, ленты (в частности, пружинной, см. стр. 360), катаных профилей, проволоки, для изделий, изготовляемых штамповкой, выдавливанием и т. п. Для других изделий использование способа пока ограничивается тем, что обработка резанием стали в состоянии сверхвысокой прочности еще является самостоятельной проблемой (см. стр. 299).

О втором варианте способа — деформировании равновесного аустенита с последующей немедленной закалкой, чтобы предотвратить его рекристаллизацию, — уже упоминалось на стр. 258, как об операции, которая [574] устраняет обратимую и значительно уменьшает необратимую отпускную хрупкость. Позднее было показано, что после такой обработки повышаются также характеристики прочности, однако в меньшей степени, чем после деформации переохлажденного аустенита<sup>1</sup>.

Так, у стали с 0,385% С, 0,28% Si, 0,62% Mn, 0,81% Cr, 1,75% Ni и 0,23% Mo, закаленной после деформирования аустенита прокаткой на 72% при 840° С, предел прочности не изменился по сравнению с обычной закалкой, а предел текучести  $\sigma_{0,2}$  был выше ~ на 25% (178 кг/мм<sup>2</sup> против 143 кг/мм<sup>2</sup>). После отпуска при 200° С эффект был меньше (178 кг/мм<sup>2</sup> против 161 кг/мм<sup>2</sup>). У той же стали, но закаленной после того, как аустенит был переохлажден до 540° С и продеформирован при этой температуре на 72%, и отпущенной затем при 220° С, предел прочности был на 13% (217 кг/мм<sup>2</sup> против 192 кг/мм<sup>2</sup>), а предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) на 19% (196 кг/мм<sup>2</sup> против 164 кг/мм<sup>2</sup>) выше, чем у закаленной обычным способом и отпущенной при той же температуре [922].

<sup>1</sup> В работах Р. И. Энтина и др. установлено, что прочность мартенсита после термомеханической обработки пропорциональна степени упрочнения аустенита (независимо от температуры, при которой производится обработка). Поэтому деформирование равновесного аустенита (высокотемпературная термомеханическая обработка) не может сообщить стали такую прочность, как деформирование переохлажденного аустенита.