

Однако после деформирования равновесного аустенита пластичность стали выше, так что сочетание характеристик прочности и пластичности может оказаться даже более благоприятным, чем у стали с деформированным переохлажденным аустенитом. Ударная вязкость стали (в том числе при  $-40^{\circ}$ ) в первом случае также выше, чем во втором [см. 922].

На склонных к отпускной хрупкости сталях 30ХГС, 20ХНЗ и 36ХН8С, отпущенных после закалки при  $550^{\circ}\text{C}$  в течение 2 ч, было показано [939], что деформирование аустенита при  $900^{\circ}\text{C}$  до закалки (с промежутком 0,3—0,4 сек) сильно повышает прочность (сопротивление разрушению  $S_R$ ), относительное удлинение и относительное сужение при  $-195^{\circ}\text{C}$  в результате возрастания хрупкой прочности границ аустенитного зерна.

Анизотропность характеристик пластичности, насколько можно судить по данным [922], у стали, упрочненной деформированием равновесного аустенита на 50%, практически такая же, как у стали, подвергнутой обычной закалке с отпуском.

Так как деформирование равновесного аустенита производится при более высокой температуре, этот вариант способа технологически легче осуществим, чем первый, т. е. деформирование переохлажденного аустенита, но предостеречь рекристаллизацию аустенита при таком способе обработки труднее. В остальном ему присущи те же основные недостатки, что и первому варианту. В частности, он также может быть пока использован в основном для изделий простой формы типа листов, полос, ленты, катаных профилей, проволоки, для изделий, изготавливаемых штамповкой, выдавливанием и т. п.

## Г. ДЕФОРМИРОВАНИЕ (НАКЛЕП) СТАЛИ С НЕРАВНОВЕСНОЙ СТРУКТУРОЙ

Наклеп является одним из основных способов упрочнения стали с  $\gamma$ -решеткой. Он может также значительно упрочнить сталь с  $\alpha$ -решеткой за счет сильного увеличения плотности дислокаций (см. стр. 31), но все же не настолько, чтобы перевести ее в разряд высокопрочной и тем более сверхпрочной. Однако высокую прочность можно получить за счет наклепа у стали с неравновесной (не аустенитной) структурой. Классическим примером служит стальная проволока, у которой холодное волочение с большими степенями обжатия после патентирования повышает предел прочности до 400—450 кг/мм<sup>2</sup> при удовлетворительной пластичности. На деталях реализовать такие условия пока практически невозможно. Однако и после наклепа с малыми обжатиями наблюдалось значительное повышение предела прочности и сопротивления разрушению без заметного снижения пластичности и вязкости, если сталь прошла предварительно закалку и отпуск при средних температурах. Это иллюстрирует рис. 207 [277] для стали 20. Объясняют это тем [140], что при неравновесной структуре должно облегчаться выделение карбидов по плоскостям скольжения в процессе пластического деформирования, что и является непосредственной причиной повышения прочности стали.

В последнее время мы исследовали [630] возможность использования деформирования после закалки в качестве способа дополнительного повышения прочности сталей, состав которых приведен в табл. 38. Эти стали, имеющие повышенное содержание углерода и кремния,

ТАБЛИЦА 38

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, %, ИССЛЕДОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Номер плавки	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W
5	0,50	1,86	0,87	1,32	3,13	0,40	0,17	—
8	0,43	2,32	0,98	1,38	3,31	0,43	0,20	—
10	0,49	2,42	0,72	1,59	3,04	—	0,13	2,48

являются сверхпрочными и непосредственно после закалки на мартенсит с низким отпуском (стр. 304), и после изотермической закалки без отпуска и с отпуском (стр. 307). Деформирование после таких обработок производилось путем растяжения до удлинения 1,0—1,5%. Часть образцов после деформирования подвергали повторному отпуску.

ТАБЛИЦА 39

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ 5 И 10 (ТАБЛ. 38),  
ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМИРОВАНИЮ РАСТЯЖЕНИЕМ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ  
НА МАРТЕНСИТ С ОТПУСКОМ И ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ  
(без отпуска и с отпуском)

Номер образца	Термическая обработка до деформирования				$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_p$ , кг/мм <sup>2</sup>		$\delta$ %	$\psi$ %
	закалка <sup>1</sup>		отпуск			до деформирования	после деформирования		
	температура охлаждения среды °С	выдержка мин	температура °С	выдержка мин					
<i>Плавка № 5</i>									
1	400	10	—	—	245	192	230	4,1	20,0
2	400	10	—	—	240	194	230	4,4	23,0
3	400	30	—	—	247	214	247	4,7	23,5
4	400	30	—	—	250	209	250	2,5	12,5
5	400	45	—	—	215	174	215	3,7	21,0
6	400	60	—	—	212	177	212	3,9	26,0
7	300	10	380	60	212	182	209	4,3	31,0
8	300	30	380	60	215	180	215	5,5	38,3
9	350	30	380	60	200	162	200	3,3	23,5
10	380	40	380	40	213	190	213	3,6	24,0
<i>Плавка № 10</i>									
11	300	30	—	—	277	185	274	2,8	3,0
12	400	30	—	—	267	184	260	2,8	4,5
13	Масло	—	260	180	230	175	230	4,8	29,0
14	Масло	—	320	200	227	182	227	5,0	20,5

<sup>1</sup> Температура аустенизации 865° С (плавка 5) и 885° С (плавка 10).

ку. В табл. 39 приведены механические свойства, полученные после деформирования без последующего (повторного) отпуска.

Как видно из таблицы, предел прочности во всех исследованных нами случаях не изменяется, тогда как предел пропорциональности сильно увеличивается (что типично для влияния наклепа), чаще всего достигая значения предела прочности. Не изменяются практически и характеристики пластичности  $\delta$  и  $\psi$  (сравни с табл. 35 для стали плав-

ки 5), причем диаграмма растяжения имеет вид, показанный на рис. 208. Это позволяет получить путем небольшого деформирования сверхвысокий предел пропорциональности, во всех случаях ограничиваемый только величиной  $\sigma_b$ , при удовлетворительной пластичности. Так, путем деформирования стали плавки 5 после изотермической закалки у нее достигнуто значение  $\sigma_p$  (и  $\sigma_b$ ) = 245 — 250 кг/мм<sup>2</sup> при удлинении 4,7 и сужении 23,5%. Ударная вязкость, измеренная до деформирования, составляла 6—7 кгм/см<sup>2</sup> после отпуска и 3,5—4 кгм/см<sup>2</sup> без отпуска. На стали плавки 10 (легированной вольфрамом) получен даже предел пропорциональности около 275 кг/мм<sup>2</sup>. Правда, при этом мала пластичность, возможность повышения которой мы изучаем. Следует, однако, заметить, что и

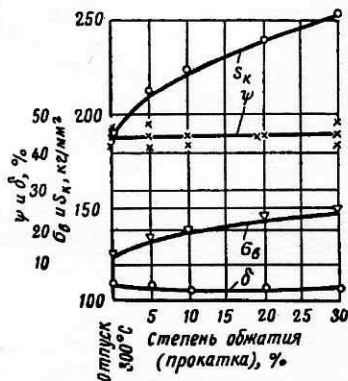


Рис. 207. Изменение механических свойств под давлением наклепа прокаткой у стали 20 после закалки с 900° С и отпуска при 300° С

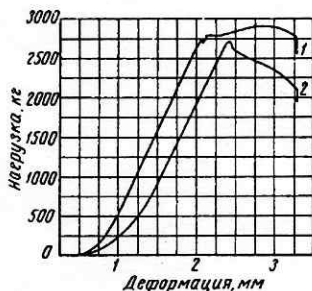


Рис. 208. Диаграмма растяжения для стали, упрочненной деформированием после закалки: 1 — без повторного отпуска (образец № 1, табл. 39;  $d = 3,92$  мм); 2 — после деформирования — повторный отпуск (образец № 3, табл. 40;  $d = 3,85$  мм)

при низкой пластичности сверхвысокий предел пропорциональности очень важен, особенно там, где остаточные деформации недопустимы (см. также [946]), например для деталей измерительной аппаратуры сверхвысокого давления, и т. п.

Принципиальное влияние повторного отпуска после деформирования было изучено на образцах плавки 8 (см. табл. 38), имеющих после закалки и отпуска не самый высокий предел прочности, но повышенные пластичность и вязкость ( $a_k = 5,5$  кгм/см<sup>2</sup>). Из табл. 40 видно,

ТАБЛИЦА 40

ВЛИЯНИЕ ПОВТОРНОГО ОТПУСКА (ПОСЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ) НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ПЛАВКИ 8 (ТАБЛ. 38)

Обработка	Номер образца	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_p$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %
865° С, масло + отпуск 340° С, 40 мин	{ 1	216	183	5,7	35,8
	{ 2	218	183	5,4	35,5
То же + растяжение 1% + повторный отпуск 250° С, 1 ч	{ 3	235	235	4,0	38,0
	{ 4	235	235	3,8	35,0

что повторный отпуск увеличивает и предел прочности (в данном случае  $\sim$  на  $20 \text{ кг/мм}^2$ ), несколько уменьшая удлинение, а предел пропорциональности возрастает при этом до нового значения предела прочности. Таким образом, деформирование после закалки с последующим повторным отпускком является резервом дальнейшего повышения прочности (и  $\sigma_p$ , и  $\sigma_b$ ). Наши наблюдения показывают, что при двухосном растяжении и более сложном напряженном состоянии также увеличиваются одновременно и  $\sigma_p$ , и  $\sigma_b$ , но  $\sigma_p$  быстрее. О более быстром возрастании  $\sigma_s$  (чем  $\sigma_b$ ) и увеличении отношения  $\sigma_s : \sigma_b$  вплоть до единицы при наклепе у конструкционной и нержавеющей стали сообщается также в [976]. Аналогичное явление наблюдается и у низколегированных строительных сталей [см. 295].

Преимуществом описываемого способа упрочнения перед термомеханической обработкой является малая степень деформирования, которая легко может осуществляться после закалки путем гидростатического давления (автофреттирования), растяжения, взрыва и т. п.

Причина сильного упрочнения стали деформированием после закалки еще полностью не установлена. Можно предположить, что она заключается также главным образом в увеличении плотности дислокаций и протяженности межблочных границ, задерживающих движение дислокаций. Некоторую роль, вероятно, играет и направленность зерен и блоков. Повторный отпуск, очевидно, приводит к выделению высокодисперсных карбидов.

#### Д. ЛЕГИРОВАНИЕ И ДИСПЕРСИОННОЕ ТВЕРДЕНИЕ

Легирование оказывает влияние на получаемые характеристики прочности стали при всех способах ее упрочнения, причем в каждом способе сказываются свои особенности этого влияния, рассмотренные нами в соответствующих местах. Здесь речь идет о сталях, в которых легирование определенными элементами создает предпосылку для их упрочнения либо непосредственно, либо (главным образом) за счет дисперсионного твердения, и в то же время сообщает им некоторые новые ценные свойства. Такие стали могут упрочняться дополнительно одним из описанных выше способов.

Основной недостаток дисперсионного твердения заключается в резком понижении характеристик пластичности и увеличении склонности к хрупкому разрушению. Безуглеродистые железные  $\alpha$ -сплавы, способные к дисперсионному твердению, имеют весьма крупное зерно, что дополнительно усиливает их склонность к хрупкому разрушению в упрочненном состоянии (см. рис. 136). Вследствие этого дисперсионное твердение может быть использовано наиболее эффективно в сочетании с другими обработками, а именно:

1. В комбинации с наклепом. Наклеп, усиливая эффект дисперсионного твердения в направлении повышения прочности, в то же время приводит к измельчению зерна феррита, что уменьшает склонность стали к хрупкому разрушению. Такая комбинированная обработка может быть использована, например, для получения высокопрочного тонколистового материала, в котором наклеп легко достигается путем холодной прокатки или подкатки.

2. В сочетании с аустенитно-мартенситным превращением, в частности, как средство дополнительного упрочнения сорбитной основной



массы (см. рис. 121), в которой феррит имеет очень мелкое зерно. Последняя может быть получена либо в результате обычной мартенситной закалки и последующего отпуска, либо в результате нормализации стали со средним или несколько пониженным содержанием углерода. В обоих случаях при отпуске одновременно реализуется и эффект дисперсионного твердения.

Общим достоинством дисперсионного твердения как средства упрочнения стали по сравнению с обычной закалкой и отпуском является меньшая зависимость механических свойств от размеров сечения обрабатываемой заготовки. Это относится особенно к тем случаям, когда скорость разложения твердого раствора (упрочняющего элемента в железе) мала. В качестве упрочняющей фазы можно использовать стойкие карбиды, позволяющие получить существенное дополнительное упрочнение при отпуске. Стали, у которых высокая прочность обусловлена выделением стойких карбидов, уже получают практическое при-

ТАБЛИЦА 41

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ С 0,23% С, 0,55% Cr, 5,3% Ni, 2,3 Al, 0,24% Mo, 0,14% V ПОСЛЕ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ (РЕЖИМЫ А, В, С)

Свойства	А	В	С
$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup> . . . . .	154,0	118,3	182,0
$\sigma_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup> . . . . .	147,0	110,6	—
$\sigma_{0,02}$ , кг/мм <sup>2</sup> . . . . .	141,0	106,0	—
$\delta$ , % . . . . .	13	17	0
$\psi$ , % . . . . .	40	55	0
$S_F$ , кг/мм <sup>2</sup> . . . . .	201,0	179,0	182,0
Модуль Юнга, кг/мм <sup>2</sup> . . . . .	20100	20200	—
Твердость, HRC . . . . .	47	36	53

Примечание. А. Нормализация с 925° С; закалка в масле с 900° С (44 - 48 HRC); затем отпуск при 690° С и старение при 520° С.  
 В. Отпуск при 690° С.  
 С. Отпуск при 425° С и старение при 520° С.

менение. Примером может служить сталь с 0,4% С, 1,5% Cr, 0,75% Si, 2,25% Mo и 0,75% V, в которой максимальное твердение ( $HV$  около 600 кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_b \approx 200$  кг/мм<sup>2</sup>) наблюдается после отпуска при  $\sim 600^\circ\text{C}$  при выделении карбида, близкого к  $\text{Mo}_2\text{C}$ . Содержание хрома соответствует минимальному, требуемому для обеспечения достаточной прокаливаемости, а кремний усиливает эффект вторичного твердения, по-видимому, вследствие уменьшения им периода решетки. Предел прочности около 140 кг/мм<sup>2</sup> получается за счет дисперсионного твердения карбидами после отпуска при  $\sim 650^\circ\text{C}$  у малоуглеродистой высокохромистой стали примерного состава: 0,15% С, 12% Cr, 0,85% Si, 2,5% Mo, 0,75% V, 2% Co, 0,05% N. Азот способствует выделению карбида типа  $\text{Me}_2\text{C}$  [см. 991]. Значительный эффект упрочнения может быть получен также за счет промежуточных фаз, например, за счет фазы NiAl, как можно видеть из табл. 41 [см. 475]. Такая сталь, пригодная для изготовления, например, прецизионных шестерен, была предложена и ранее в качестве дисперсионно твердеющей азотируемой (см. стр. 354). Фаза NiAl очень устойчива против коагуляции; твердость стали мало понижается даже после 100 ч при 520°С. Ударная

вязкость после всех обработок низка. Хотя она может быть повышена изменением температуры старения за счет некоторого понижения твердости, участие наклепа и в этом случае может играть весьма полезную роль. Дополнительное легирование никельалюминиевой стали титаном значительно усиливает эффект дисперсионного твердения [при введении около 3% Ti твердость стали ( $HV$ ) после отпуска  $\sim$  на 150 кг/мм<sup>2</sup> выше, чем у стали без титана].

Можно использовать в качестве упрочняющих и другие промежуточные фазы, в частности сложную  $\Phi$ -фазу (предположительно — твердый раствор  $CoMo$  в  $Fe_7Mo_6$ ). Так, например, у сплава, содержащего 6% Mo и 10% Co, после отпуска при  $\sim 650^\circ C$  получается  $\sigma_{0,2} = 130$  кг/мм<sup>2</sup> и  $\sigma_b = 170$  кг/мм<sup>2</sup> при  $\delta = 12\%$  и  $\psi = 27\%$  [см. 991].

Широко исследована в качестве упрочняющей фазы в конструкционных сталях медь. Во всех исследованиях [322, 402], в том числе и наших, установлено, что эффект дисперсионного твердения, вызываемый медью в железе и в малоуглеродистой стали, сохраняется и в легированной стали, но также уменьшается с увеличением содержания углерода.

Твердый раствор меди в железе обладает малой скоростью разложения. Вследствие этого эффект дисперсионного твердения при отпуске может быть получен и после предварительной нормализации. Однако при одинаковой прочности среднеуглеродистая сталь, легированная медью, обладает большей ударной вязкостью после закалки с последующим отпуском, чем после нормализации с последующим отпуском при той же температуре. Очевидно, в случае предварительной закалки основная масса стали состоит из мартенсита, вследствие чего она после отпуска сама имеет более высокую ударную вязкость, чем в случае предварительной нормализации.

Упомянутые исследования показали также, что, хотя наибольшее упрочнение за счет дисперсионного твердения медью соответствует температуре отпуска около  $500^\circ C$ , целесообразно повышать температуру отпуска примерно до  $550\text{—}600^\circ C$ . Падение прочности при этом еще не велико, а ударная вязкость значительно повышается.

В малоуглеродистой стали после нормализации или закалки без последующего отпуска, т. е. за счет вхождения меди в пересыщенный твердый раствор, может быть получено такое же упрочнение, как и за счет дисперсионного твердения, достигаемого при последующем отпуске. Количество меди, вводимое в легированную сталь с целью ее упрочнения за счет дисперсионного твердения, желательно иметь не выше 1,0—1,5%.

Стали, содержащие меньше 0,05% C и 18—27% Ni, дополнительно легированные титаном или титаном, алюминием и ниобием, могут приобретать высокую прочность за счет комбинации дисперсионного твердения и аустенитно-мартенситного превращения. Механические свойства, приобретаемые сталями такого типа после различной обработки, приведены в табл. 42 [933]. Промежуточная выдержка при  $675\text{—}700^\circ C$  для сталей с 25% и 27,5% Ni имеет целью частичное выделение никеля и титана из твердого раствора в виде фазы  $Ni_3Ti$ , что приводит к повышению мартенситной точки и облегчает мартенситное превращение при последующем охлаждении на воздухе. За счет дополнительной пластической деформации аустенита (термомеханической обработки) предполагается довести значение предела текучести таких сталей до 210—250 кг/мм<sup>2</sup>.

ТАБЛИЦА 42  
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ С <0,05% С

Состав стали	Обработка	Свойства на гладком образце				$\sigma_b$ на надрезанном образце, кг/мм <sup>2</sup>	$\frac{\sigma_{bH}}{\sigma_{bгл}}$
		$\sigma_{0.2}$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %		
20% Ni; 1,7% Ti; 0,2% Al; 0,4% Nb	Нагрев 1 ч при 815° С, воздух; нагрев 1 ч при 510° С, воздух	190	195	12	57	227	1,16
24,8% Ni, 1,6% Ti; 0,18% Al, 0,4% Nb	Нагрев 1 ч при 815° С, воздух; 4 ч при 700° С, воздух; 1 ч при 510° С, воздух	176	194	12	44	209	1,07
24,3% Ni; 1,6% Ti	Нагрев 1 ч при 815° С; 16 ч при -73° С; 4 ч при 455° С	164	177	14	58	—	—
	Нагрев 1 ч при 815° С; наклеп 50%; 16 ч при -73° С; 1 ч при 455° С	187	193	12	61	281	1,46
27,6% Ni, 1,5% Ti, 0,15% Al, 0,43% Nb	Нагрев 1 ч при 815° С, 4 ч при 675° С; 16 ч при -73° С; 1 ч при 455° С	174	197	13	61	191	0,97
	Нагрев 1 ч при 815° С; наклеп 50%; 1 ч при 455° С	178	196	13	61	255	1,30

Эти стали при высокой прочности имеют большую пластичность; малую чувствительность к надрезу, особенно если до дисперсионного твердения они подвергаются наклепу (см. табл. 42); высокую вязкость при низких температурах (до -120° С); малую наклепываемость (после деформации на 70% твердость стали повышается только на 1 HRC). Высокую прочность они приобретают после сравнительно простой обработки. К их недостаткам относятся высокое содержание никеля и необходимость точно регулировать состав для получения однородных свойств.

Приблизительно такими же механическими свойствами обладает модификация стали этого типа, содержащая до 0,03% С, до 0,1% Si и Mn, 17—19% Ni, 7—8% Co, 5% Mo, 0,3—0,5 Ti и малые добавки бора и циркония. Нагрев в течение 3 ч при 450—500° С после охлаждения на воздухе с 815° С сильно упрочняет ее также за счет комбинации дисперсионного твердения и образования мартенсита. Основные преимущества этой стали заключаются в том, что она полностью упрочняется в сечениях толщиной до 150 мм и хорошо сваривается без подогрева, причем отпуск после сварки восстанавливает прочность в околошовной зоне [948]. Надо, однако, полагать, что лишь в ограниченных случаях применения преимущества этой стали смогут окупить ее очень высокую стоимость.

Высокая прочность может быть достигнута также при комбинированном использовании нескольких эффектов и разных упрочняющих фаз. Примером может служить сталь состава [991]: 0,37% С, 2,15% Si, 0,5% Mn, 0,28% Mo, 0,2% V, 1,85% Cu, у которой после отпуска при 380° С получается  $\sigma_{0,2} = 185 \text{ кг/мм}^2$  и  $\sigma_b = 205 \text{ кг/мм}^2$  при  $\delta = 13\%$  и  $\psi = 46\%$ , а после отпуска при 650° С — соответственно 145 и 150  $\text{кг/мм}^2$  и 17 и 47%. Здесь используются одновременно аустенитно-мартенситное превращение, дисперсионное твердение карбидами и медью и повышенная устойчивость мартенсита против отпуска, обусловленная кремнием. Собственно говоря, само дисперсионное твердение стойкими фазами обуславливает повышенную температуру отпуска, а это способствует получению большей пластичности и вязкости и позволяет использовать сталь в более жестких температурных условиях эксплуатации, например в сверхскоростных летательных аппаратах.

Во всех случаях более высокие значения пластичности и вязкости либо при одинаковых, либо при несколько пониженных характеристиках прочности, получаются у стали, выплавленной в вакууме. Установлено также, что пластичность (и некоторые другие служебные свойства) высокопрочной стали можно улучшить, если понизить содержание в ней серы и фосфора.

Значительный интерес представляет наметившаяся в последнее время тенденция использования некоторых инструментальных сталей в качестве конструкционных различного назначения. Особенно широко начинают применять в разных странах сталь для инструментов горячего деформирования H11 (см. стр. 475) и некоторые ее модификации в качестве высокопрочной конструкционной (для деталей шасси, тяжелонагруженных самолетов, для резервуаров и оболочек ракет, зубчатых колес экскаваторов, крепежных деталей и др.). Так, сталь с 0,40% С, 0,50% Mn, 1,35% Si, 5,08% Cr, 1,08% Mo и 1,07% V после охлаждения на воздухе с 1000° С и отпуска при 575° С имела  $\sigma_{0,2} = 152 \text{ кг/мм}^2$  и  $\sigma_b = 202 \text{ кг/мм}^2$  при  $\delta = 6,7\%$  и  $\psi = 15,2\%$  (на поперечных образцах 4,1 и 10,2% соответственно) [934].

Из табл. 43 [919, дискуссия] видно, что у приблизительно такой же стали (сталь 1) деформирование исходного аустенита (термомеханическая обработка) дополнительно повышает характеристики прочности, хотя и в значительно меньшей степени, чем можно было ожидать. Связано это, по-видимому, с тем, что выбранная температура нагрева для закалки еще не обеспечивает перевода в раствор стойких карбидов, а в этом случае вторичная твердость реализуется не полностью, и температура отпуска может оказаться слишком высокой. Вероятно поэтому у стали 2, которая нагревалась для аустенизации до более высокой температуры, эффект термомеханической обработки больше (табл. 43). Действительно, из табл. 44 [940] видно, что в случае нагрева для аустенизации до 1035° С и отпуска (двойного) при 510° С у 5%-ной хромистой стали термомеханическая обработка дает большой эффект упрочнения, причем с увеличением степени деформации растет не только прочность, но и пластичность.

Однако по другим данным [921, дискуссия], относительное удлинение с увеличением степени деформации сильно понижается (от 8% до 1,5% после деформации на 82%).

Такого же типа сталь, но с 0,4% С, 1% Si, 0,6% Mn, 5,0% Cr, 2,0% W и 1,0% V, т. е. легированная вольфрамом (вместо молибде-

ТАБЛИЦА 43

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧИХ ШТАМПОВ,  
ЗАКАЛЕННЫХ И ОТПУЩЕННЫХ БЕЗ ДЕФОРМИРОВАНИЯ  
И ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Номер стали	Химический состав стали, %	Температура деформирования, °С	Толщина образцов, мм	Степень деформации, %	$\sigma_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_b}$	Твердость HRC			
1	0,38 С, 0,40 Мп, 1,00 Si, 5,00 Cr, 1,35 Мо, 0,35 V	425	0,75	0	170	204	5	0,83	56			
			1,0	14	169	206	4	0,82	55			
			1,0	25	—	213	4	—	58			
			1,0	45	178	221	5	0,80	58			
		510	1,0	14	171	210	5	0,82	55			
			1,0	27	178	216	5	0,82	56			
			1,25	53	172	202	3,5	0,85	58			
			1,25	15	155	188	6	0,82	55			
		590	1,0	33	177	215	6	0,82	57			
			0,75	51	181	223	4	0,81	58			
			2	0,40 С, 0,55 Мп, 1,00 Si, 3,25 Cr, 2,50 Мо, 0,35 V	425	0,75	0	176	215	5	0,82	58
						1,0	12	183	221	4	0,83	56
1,0	30	188				232	4	0,81	59			
0,75	52	185				226	3	0,82	59			
510	1,0	9			188	225	4	0,83	58			
	1,0	31			184	230	4	0,80	58			
	0,75	50			184	232	3,5	0,79	59			
	1,0	11			183	223	3,5	0,82	58			
590	1,0	30			190	231	3	0,82	58			
	0,5	52			210	234	4	0,90	58			

Примечание. Образцы стали 1 подвергали закалке с 980—1005° С в масле или на воздухе (в зависимости от толщины) и отпуску два раза при 540° С; образцы стали 2—закалке с 1035° С в масле или на воздухе и отпуску два раза при 540° С.

ТАБЛИЦА 44

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ СТАЛИ С 0,4% С, 5% Cr, 1,3% Мо и 0,5% V  
БЕЗ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ АУСТЕНИТА.

Температура аустенизации 1035° С, отпуск два раза при 510° С

Степень деформации, %	Температура деформации <sup>1</sup> , °С	$\sigma_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %
0	—	168	216	7,0	27
50	480	220	259	7,0	23
86	480	249	277	8,0	37
94	480	258	286	9,0	42
50	550	210	250	8,0	34
86	550	232	264	8,3	38
94	550	241	274	8,5	40

<sup>1</sup> Охлаждение с температуры аустенизации на воздухе.

на) и большим количеством ванадия, предложена в качестве высокопрочной и в Советском Союзе.

Стали этого типа легко обрабатываются и обладают высокой прокаливаемостью, позволяющей охлаждать на воздухе высокопрочные

детали даже значительных сечений (до 300 мм) с минимальной деформацией. Изготовленные из такой стали сосуды высокого давления показали сравнительно высокую взрывную прочность [см. 928]. Их обрабатываемость резанием может быть улучшена введением некоторого количества селена. При этом механические свойства не ухудшаются, но при содержании больше 0,18% Se заметно усиливается анизотропность характеристик пластичности [934].

## Е. ЗАКАЛКА С ОХЛАЖДЕНИЕМ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ (ТЕРМОМАГНИТНАЯ И ТЕРМОМЕХАНИКО-МАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА)

Термомагнитная обработка является эффективным средством создания магнитной текстуры в магнитотвердых и магнитномягких сплавах. В работе [923] высказано предположение, что в случае наложения сильного магнитного поля при аустенитно-мартенситном превращении должны повышаться механические свойства стали вследствие закономерной благоприятной ориентировки мартенситных кристаллов, измельченных в связи с направленным фазовым наклепом и магнитоотрицанием при намагничивании до насыщения.

Исследование [923] на микрообразцах из углеродистой стали, подвергнутых термомеханико-магнитной обработке, при которой исходный аустенит подвергался пластической деформации, а во время превращения его в мартенсит накладывалось магнитное поле, показало, что наложение магнитного поля, вообще говоря, дает положительный эффект. Все же рассмотрение результатов этих исследований еще не позволяет считать влияние термомагнитной обработки ни стабильным, ни значительным. Некоторый, хотя и очень малый, эффект от наложения магнитного поля (возможно, правда, что напряженность наложенного поля — 1300 эрст — была еще недостаточна) при закалке после термомеханической обработки стали 37ХНЗА был обнаружен в работе [920]: предел прочности повышался на 5—7 кг/мм<sup>2</sup>.

В то же время имеются зарубежные сообщения [см. 924] о разработанном там весьма эффективном методе упрочнения стали, названном «термомагнадинамикс», сущность которого и заключается в закалке в магнитном поле. Подробности метода не приводятся. Сообщается также [см. 925] как об интересной особенности способа, что при закалке в сильном магнитном поле получают приблизительно одинаковые значения предела текучести и предела прочности и что, в частности, на стали с 0,4% С, 0,7% Cr, 1,8% Ni и 0,25% Mo были получены значения предела прочности и предела текучести около 260 кг/мм<sup>2</sup> при относительном удлинении 5—6%.

По-видимому, в «технологии» наложения магнитного поля при закалке имеется ряд тонкостей, которые еще необходимо изучить для получения устойчивых, воспроизводимых результатов. Можно полагать, что и химический состав стали должен играть существенную роль прежде всего как фактор, влияющий на положение мартенситной точки (которая в данном случае важна не сама по себе, а как точка Кюри в процессе превращения) и на величину магнитоотрицания при насыщении. Чем выше мартенситная точка стали и ее магнитоотрицание, тем большего эффекта следует ожидать от закалки в магнитном поле.

Исследование на стали 50ХНЗ с 0,52% С, 1,49% Cr и 22,85% Ni, имеющей мартенситную точку около — 100° С, показало [926], что им-



пульсное намагничивание (однокатное) полем  $350 \times 10^3$  эрст при температуре жидкого азота вызвало интенсивное превращение аустенита в мартенсит в образцах и с крупным, и с мелким зерном, но и при этом не было обнаружено никакой преимущественной ориентировки мартенситных кристаллов. Это показывает, что наложение магнитного поля, очевидно, вследствие магнитострикционных эффектов, может интенсифицировать мартенситное превращение. Нам, однако, кажется, что упрочнение перлитной конструкционной стали объясняется не столько увеличением количества мартенсита, сколько изменением его строения под воздействием магнитного поля, а это возможно только при достаточно высоком положении мартенситной точки (точки Кюри) и большой магнитострикции.

## 8. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ОБЛАСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ

Из всего сказанного выше следует, что в конструкционной стали очень ценным легирующим элементом является никель, обеспечивающий при одинаковой прочности стали наибольший запас вязкости, а в сочетании с хромом — и весьма глубокую прокаливаемость. Поэтому хромоникелевая сталь получила широкое распространение, особенно для крупных сильно нагруженных изделий ответственного назначения. Многолетним опытом применения хромоникелевых сталей был установлен и их оптимальный состав: около 1% Cr и около 2,3 и 4% Ni, при среднем содержании углерода от 0,25% до 0,45%, если они применяются как улучшаемые. Применяются также стали с промежуточным содержанием никеля, например с 1,5 и 3,25% Ni, а также с содержанием хрома, значительно отклоняющимися от 1% в ту или другую сторону. С целью уменьшения склонности хромоникелевых сталей к отпускной хрупкости и дополнительного повышения прочности в них вводят 0,20—0,40% Mo (или вольфрам), а для дальнейшего повышения прочности — также и 0,10—0,15% V. Примером может служить получившая применение в Советском Союзе [см. 634] сталь 38ХНЗМФА (0,36—0,42% C, 1,2—1,5% Cr, 3—3,4% Ni, 0,35—0,45% Mo, 0,10—0,20% V).

Как можно видеть из рис. 209 [296], хромоникельмолибденовые стали имеют усложненную кинетическую диаграмму разложения аустенита. Устойчивость аустенита в перлитной области с повышением содержания никеля при одинаковом содержании других элементов сильно увеличивается, причем максимум устойчивости сдвигается к более низким температурам. С повышением содержания никеля увеличивается устойчивость аустенита и в промежуточной области, но в значительно меньшей степени, чем в перлитной.

Таким образом, для изделий или заготовок из хромоникельмолибденовой стали легче обеспечить перлитную прокаливаемость, чем бейнитную, что должно учитываться также при выборе закалывающей среды и решении ряда других вопросов, в частности при установлении условий отпуска. Если бейнитная прокаливаемость данной заготовки играет особо важную роль, то целесообразно стремиться к верхнему для данной марки содержанию углерода, так как последний и в хромоникелевых или хромоникельмолибденовых сталях сильно повышает устойчивость аустенита в промежуточной области, почти не влияя или



даже несколько уменьшая устойчивость его в перлитной области. Повышение же содержания молибдена влияет на перлитную прокаливаемость в противоположном направлении и практически не влияет на бейнитную прокаливаемость. С точки зрения перлитной прокаливаемости следует иметь еще в виду, что на нее влияет и дендритная ликвация [302], к которой хромоникелевые стали весьма склонны, причем наиболее значительна дендритная ликвация хрома. Хотя в поковках ликвация по сравнению со слитком уже сильно ослаблена, тем не менее с ней еще часто приходится считаться.

Температура критической точки  $A_{c3}$  у хромоникельмолибденовых сталей колеблется в пределах 750—780° С. Поэтому не следует нагре-

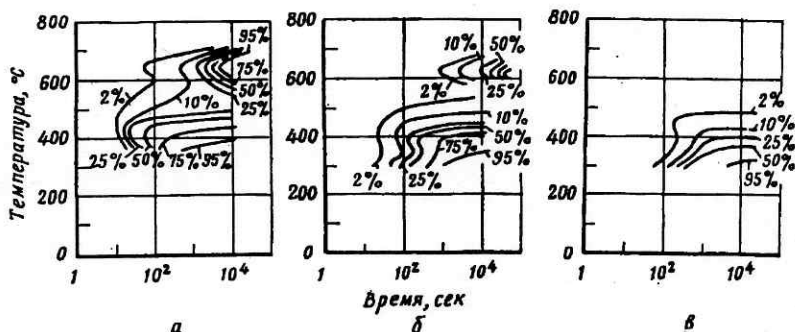


Рис. 209. Кинетические диаграммы разложения переохлажденного аустенита у хромоникельмолибденовых сталей с разным содержанием никеля. Предварительный нагрев 870—880° С:

Кривая	С. %	Cr. %	Ni. %	Mo. %
а	0,36	0,95	1,32	0,24
б	0,36	0,91	2,80	0,24
в	0,35	0,84	3,95	0,38

вать их для закалки выше 830—850° С. При более высоком нагреве увеличивается и количество остаточного аустенита, тем более что в сравнительно крупных заготовках оно может возрасти еще дополнительно за счет частичного превращения аустенита в промежуточной области.

Для изделий небольших размеров, менее нагруженных и менее ответственного назначения, еще задолго до второй мировой войны успешно применяли стали, не содержащие или содержащие малые количества дорогих легирующих элементов — никеля, молибдена, ванадия, вольфрама — и легированные главным образом хромом, марганцем и кремнием в различных сочетаниях, а также хромом и молибденом.

Однако экономические и стратегические соображения, особенно во время второй мировой войны, заставили пересмотреть систему легирования конструкционной стали также для изделий ответственного назначения. Общим для всех стран был, по-видимому, недостаток никеля, вследствие чего разрабатывались в первую очередь безникелевые и малоникелевые стали. Такие стали часто называли сталями-заменителями. Однако такое название следует считать неудачным, так как оно неправильно ориентирует исследователей, производителей и

особенно потребителей — конструкторов. Сталей-заменителей нет. Каждая сталь в зависимости от легирования и обусловленных последним свойств и особенностей изготовления и обработки может обеспечить определенные требования применительно к конкретным изделиям. Именно этот принцип позволил после войны и позволяет в настоящее время использовать результаты исследований и накопленный опыт производства и применения сталей-заменителей для более рационального с экономической и производственной точки зрения легирования конструкционной стали разного назначения.

В более широком толковании этот принцип, который во время войны называли принципом «идеальной стали», означает, что от стали не следует требовать излишних производственных запасов прочности и что она должна быть легирована только в степени, достаточной для обеспечения предъявляемых к ней требований применительно к данным изделиям. Отметим здесь кстати, что эти требования, а также характеристики, служащие критерием прочности, в свою очередь далеко не всегда достаточно обоснованы и часто без нужды повышаются из соображений большей надежности.

При изыскании низколегированных конструкционных сталей во время войны в США и частично у нас руководствовались также принципами «взаимозаменяемости легирующих элементов», главным образом по признаку их влияния на прокаливаемость, определяемую методом торцевой закалки.

Наконец, значительное внимание уделялось уменьшению количества марок легированной конструкционной стали.

После второй мировой войны во всех странах сохранилась тенденция к уменьшению содержания в стали легирующих элементов (принцип «идеальной стали») и сокращению количества марок стали. Поэтому наряду с возобновлением применения многих довоенных марок (часто с серьезными коррективами) продолжается также производство и применение ряда низколегированных сталей, разработанных и всесторонне проверенных во время войны.

Что касается собственно легирования, то тенденции использования различных элементов в конструкционной стали в главных промышленных странах приблизительно следующие. В Германии во время войны основными направлениями разработки малолегированных сталей были: замена хрома марганцем, частичная замена марганца кремнием, понижение содержания марганца. Марганцовистые, марганцеванадиевые с 1,2—1,5% Mn и 0,10—0,15% V, марганцевоникелевые с 1,0—1,3% Mn и 0,9—1,1% Ni и марганцевоникельванадиевые стали там применялись даже для изготовления стволов орудий, хотя это было сопряжено с большими трудностями. Эти стали выплавлялись в электропечах, они содержали значительно пониженные количества серы и фосфора, закачивались в воде и все же с трудом обеспечивали требуемую ударную вязкость на поперечных образцах. Была также введена сталь с 0,55—0,62% C, 0,8—1,1% Mn, 0,9—1,2% Cr и 0,10—0,18% V, а для наиболее нагруженных изделий применялась сталь с 0,3% C, 2,3% Cr и 0,2% V. Все эти стали обладают большой склонностью к отпускной хрупкости.

В настоящее время в ФРГ и ГДР наряду с углеродистыми, марганцовистыми, марганцеванадиевой, хромистыми и хромомолибденовыми для изделий менее ответственного назначения продолжает при-

меняться как наилучшая среди безникелевых высокохромистая сталь с ванадием (сталь 30CrMoV9), но для устранения отпускной хрупкости в нее введено 0,15—0,25% Mo. В отношении хромоникельмолибденовых сталей, предназначенных для изделий ответственного применения, обращает на себя внимание тенденция к уменьшению содержания никеля за счет увеличения содержания хрома [см. 503, 142, 970, 481].

Интересно, что на основании новейшего опыта исключены стали, содержавшие 3,5 и 4,5% Ni (прежние марки VCN35 и VCN45), так как введение в сталь никеля выше 2%, не давая особых технических преимуществ, ухудшает кристаллизацию слитка и технологические свойства стали. Более того, у обеих сталей с повышенным хромом и пониженным никелем свойства на поперечных образцах выше, чем у соответствующих им прежних марок. Подобная сталь применяется в некоторых случаях и в Советском Союзе, но заслуживает, по-видимому, более широкого применения.

В США во время войны была разработана большая группа малолегированных конструкционных сталей большей частью с повышенным содержанием марганца под названием NE (National Emergency). Так как марганец способствует росту зерна, то им легировались так называемые мелкозернистые стали, раскисляемые алюминием. В частности, такая сталь, содержащая 0,4% C и 1,4—1,5% Mn, получившая там название «пслугелированной», по прокатываемости приближается к хромоникелевой с 0,4% C, 0,6—0,7% Cr и 1,25—1,35% Ni и применялась для изделий диаметром до 40 мм, закаливаемых даже в масле.

После войны многие малолегированные стали типа NE применяют в виде промежуточной серии TS для изделий менее ответственного назначения [см. 635, 970 и др.]. Для наиболее же ответственных изделий в настоящее время применяются в основном довоенные стали, которые разделяются на три группы:

- 1) легированные одним элементом: марганцем (1300), никелем (2300), молибденом (4000) или хромом (5100);
- 2) легированные двумя элементами: хромоникелевые (3100), хромомолибденовые (4100), никельмолибденовые (4600) и хромованадиевые (6100);
- 3) легированные тремя элементами: хромоникельмолибденовые (4300).

В послевоенное время в США введены стали H (Hardenability), нормируемые по прокаливаемости [635], определяемой методом торшовой закалки. Для этих сталей даются более широкие интервалы содержания легирующих элементов, чем для обычных. В этих сталях в наиболее явной форме используется принятый в США принцип «взаимозаменяемости легирующих элементов».

Для нас американские тенденции в области легирования конструкционной улучшаемой стали представляют ограниченный интерес.

В Англии во время войны было сокращено количество марок конструкционной стали до 7, из которых три представляли собой хромоникельмолибденовые, три—легированные только марганцем в количестве до 1,6—1,8% и одна—марганцевомолибденовую. Эти малолегированные стали применялись для заготовок диаметром до 100 мм при категории прочности<sup>1</sup> 95 кг/мм<sup>2</sup>.

<sup>1</sup> В Англии принято характеризовать конструкционную сталь категорией прочности, но в отличие от Советского Союза не по пределу текучести, а по пределу прочности.

В настоящее время английские конструкционные улучшаемые стали делятся на четыре группы: 1) легированные марганцем, некоторые из них — с добавкой никеля и молибдена; 2) хромистые и никелевые; 3) легированные тремя и больше элементами и 4) малолегированные, содержащие три-четыре элемента.

Во Франции во время войны новые стали, по-видимому, не разрабатывались. В настоящее время там применяются улучшаемые конструкционные стали шести групп: 1) марганцевые; 2) хромистые; 3) хромованадиевые; 4) хромомолибденовые; 5) хромоникелевые и 6) хромоникельмолибденовые. В пределах каждой из этих групп стали различаются главным образом содержанием углерода. По своему составу они значительно приближаются к современным немецким маркам.

В Советском Союзе в послевоенном стандарте (ГОСТ 4543—48) были учтены результаты исследований и производственный опыт военного времени. Однако исследования и производственный опыт последних лет позволили внести в новый стандарт (ГОСТ 4543—61) значительное количество важных изменений в следующих основных направлениях.

1. Сужение пределов содержания углерода на 0,01—0,02%.

2. Возможность выбора между сталями, легированными для устранения отпускной хрупкости либо молибденом, либо вольфрамом.

3. Введение нескольких новых групп сталей, например, хромомарганцевотитановых 30ХГТ, 35ХГТ и др., которые хорошо зарекомендовали себя в автостроении [636]. Сталь 30ХГТ может применяться и в качестве улучшаемой в низкоотпущенном состоянии, т. е. как высокопрочная, и как цементируемая, а некоторые другие — и после изотермической закалки. Стали, содержащие 1,4—1,8% Мп имеют повышенную износостойкость.

4. Снижение верхних пределов содержания никеля на 0,1% (в сталях, легированных никелем).

5. Снижение верхних пределов содержания серы и фосфора (в качественной стали на 0,005% и в высококачественной — на 0,01%).

6. Уменьшение допускаемого количества остаточных элементов (хрома, никеля, меди).

7. Повышение гарантируемых значений механических свойств ( $\sigma_b$  на 5—10 кг/мм<sup>2</sup>;  $\delta$  на 1—2%;  $a_k$  на 1 кг/см<sup>2</sup>).

8. Для высокопрочных сталей с  $\sigma_b > 120$  кг/мм<sup>2</sup> — возможность снижения  $a_k$  на 1 кг/см<sup>2</sup> при повышении  $\sigma_b$  на 10 кг/мм<sup>2</sup>.

9. Введение ряда сталей с добавкой бора (о них сказано ниже). В стандарте также предусматривается возможность изготовления конструкционных сталей с нормированной склонностью к росту зерна и нормированной прокаливаемостью.

Кроме марок, включенных в новый стандарт, у нас разработаны и применяются различные другие улучшаемые стали, особенно содержащие пониженное количество или вовсе не содержащие никеля.

На рассмотрении свойств всех марок применяющейся в Советском Союзе конструкционной улучшаемой стали мы, естественно, не можем здесь останавливаться и отсылаем читателя к справочным и другим литературным источникам [ГОСТ 4543—61, 912, 636, 637, 611, 578 и др.].

Существует много путей и способов (прямых и косвенных) экономии легирующих элементов, в том числе дорогих или дефицитных (на-

пример, никеля) в конструкционной стали. Некоторые из них уже широко используются, другие еще разрабатываются или испытываются в промышленных условиях.

Один из них заключается в присадке нескольких тысячных процента бора, сильно повышающего прокаливаемость (см. стр. 179) стали, содержащей до 0,4—0,5% С. Во время второй мировой войны легированные бором конструкционные стали получили значительное развитие в США. После войны производство бористых сталей в США [411] снизилось до 0,5—1% (от общего количества легированной конструкционной стали) и их применение ограничивалось в основном деталями тракторов, коленчатых валов дизель-локомотивов и т. п. Однако с 1950 г. в связи с новым недостатком легирующих элементов использование бора там вновь стало расширяться. Так, в 1953 г. конструкционных сталей с бором было выплавлено около 8% (от общего количества легированной конструкционной стали).

Накопившийся к настоящему времени значительный опыт [см. 411] позволяет считать, что среднее количество вводимого в сталь бора должно составлять 0,002—0,003%, причем отклонения в ту и другую сторону практически не влияют на прокаливаемость. Нижний предел содержания бора ограничивается точностью его определения, составляющей  $\pm 0,0003\%$ . Верхний же допустимый предел содержания бора составляет 0,007%, так как большее количество его вызывает красноломкость. Вследствие большого сродства бора к кислороду и азоту необходимо перед введением его в сталь связать эти элементы алюминием, титаном или др. Для уменьшения расхода последних следует уменьшить газонасыщенность ванны, не допуская, в частности, ее перегрева.

Вводить бор можно и в виде простой, и в виде комплексной лигатуры (состав лигатуры см. [721, 970]). Следует, однако, иметь в виду, что при разных лигатурах бор неодинаково влияет на рост зерна аустенита (рис. 210). Вследствие усиления бором склонности к росту зерна он вводится в «мелкозернистую» сталь, которая обычно раскисляется алюминием в количестве 0,25—1,25 кг/т. В случае же легирования такой стали бором количество алюминия должно быть больше на 0,25 кг/т при выплавке в мартеновской печи и на 0,34 кг/т при выплавке в электропечи. Если бор вводится в виде простой лигатуры, то, помимо лучшего раскисления, необходимо еще давать титан или цирконий для связывания азота, причем для электростали количество этих элементов должно быть в два раза больше, чем для мартеновской, вследствие большего содержания в первой азота. При достаточном раскислении и деазотировании ванны усвояемость бора составляет 50—90% в зависимости от содержания в стали углерода и температуры разливки.

Считают, что с точки зрения прокаливаемости введением 0,002—

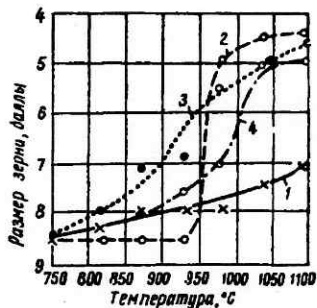


Рис. 210. Влияние температуры на величину зерна аустенита в конструкционной стали с бором, введенным из разных лигатур [411]:

1 — без бора; 2 — грейнал 79; 3 — сильказ; 4 — ферробор

0,003% В в улучшаемую сталь с 0,35—0,40% С можно заменить следующие приблизительные количества одного из легирующих элементов (I, II, III — данные различных исследований):

	I	II	III
Никеля . . . . .	1,00—1,25	2,0	0,80
Хрома . . . . .	0,30—0,35	0,5	0,27
Молибдена . . . . .	0,10—0,25	0,35	0,23
Ванадия . . . . .	0,12	—	—
Марганца . . . . .	0,20—0,70	0,3	0,12
Кремния . . . . .	1,60	—	0,87

Значительное расхождение данных разных исследователей может объясняться несколькими обстоятельствами: 1) введением бора из разных лигатур и в различно дегазированную сталь; 2) колебаниями в содержании углерода, оказывающего заметное влияние на величину коэффициента-множителя для бора (см. стр. 180); 3) введением бора в разные основы. Наибольший эффект по данным почти всех исследователей бор дает в стали, содержащей меньше 0,3% С.

Целесообразность и эффективность использования присадки бора зависят от экономического фактора. Так, в США, где стремятся экономить хром, бор вводят в большую группу марганцовистых и марганцевомолибденовых сталей. В ГДР и ФРГ сравнительно мало используют бор [411]. Все же и в ФРГ считают, что целесообразно частично заменять никель бором в цементуемой конструкционной стали.

В Советском Союзе бор в улучшаемой конструкционной стали нашел широкое и все расширяющееся применение. Некоторые легированные бором хромистые улучшаемые стали введены в новый стандарт (ГОСТ 4543—61), другие еще не стандартизированы [см. 611].

Следует, однако, иметь в виду, что по влиянию на механические свойства стали малая добавка бора не эквивалентна другим легирующим элементам, заменяемым ею в смысле влияния на прокаливаемость. Несмотря на наличие ряда противоречий, сейчас можно считать установленными три обстоятельства:

1. Механические свойства стали в направлении вытяжки под влиянием добавки бора повышаются при низких и средних температурах отпуска до 400—500° С. Так, было показано [289], что после низкого отпуска при практически одинаковой прочности можно у стали с добавкой бора получить значительно более высокую ударную вязкость. В тех случаях, когда заготовка из стали с добавкой бора прокаливается насквозь, а из стали без добавок не прокаливается, механические свойства стали с бором будут выше и после высокого отпуска. В этом случае введение в сталь бора даже при одинаковых механических свойствах может позволить закалывать сталь не в воде, а в масле.

2. Поперек направления вытяжки при полной прокаливаемости заготовки и с бором, и без него бор, не влияя на характеристики прочности, понижает пластичность и особенно ударную вязкость, причем это влияние сказывается сильнее у высокоотпущенной стали [590]. Если же заготовка из стали без бора обладает недостаточной прокаливаемостью, а бор ее повышает, то за счет этого он повышает также пластичность и вязкость и на поперечных образцах.

3. Если заготовка из борсодержащей стали не прокаливается насквозь, т. е. содержит немартенситные продукты разложения аустенита,



то бор сильно понижает ударную вязкость на поперечных и продольных образцах [540].

Кроме того, малые добавки бора усиливают отпускную хрупкость стали [172, 638, 411]. Все это делает нецелесообразным введение бора в сталь для крупных поковок ответственного назначения, подвергающихся высокому отпуску. Применительно же к небольшим заготовкам менее ответственного назначения усиление отпускной хрупкости не может препятствовать использованию бора. Следует, однако, считаться с тем, что борсодержащие стали обладают большей склонностью к короблению, что особенно важно для длинных заготовок.

К достоинствам легированных бором сталей относятся их лучшая обрабатываемость резанием и более легкое удаление окалины. В последнее время значительное внимание уделяется изучению влияния редкоземельных металлов (р. з. м.), но данные пока еще несколько противоречивы, что может объясняться разным составом лигатур, из которых р. з. м. вводятся в сталь. Было установлено [639, 590, 289 (стр. 269, 283, 303), 353 и др], что малые добавки редкоземельных элементов повышают при одинаковых характеристиках прочности пластичность и ударную вязкость литой и ковальной конструкционной стали, особенно при низких температурах. Редкоземельные элементы вводят в сталь в виде комплексной лигатуры мишметалла («ланцерамп») или ферроцерия после раскисления ее ферросилицием и алюминием и до присадки модификатора  $\text{CaMnSi}$ . Пластичность и вязкость стали с добавкой р. з. м. повышаются как после нормализации с последующим отпуском, так и после закалки и отпуска, причем наибольший эффект достигается при троостито-сорбитной структуре. Такая сталь по сравнению со сталью без редкоземельных металлов обладает также лучшей жидкотекучестью и свариваемостью.

Редкоземельные элементы по одним данным не влияют на прокаливаемость стали и ее склонность к отпускной хрупкости. По другим данным [353] они увеличивают прокаливаемость стали (особенно сильно совместно с бором) и уменьшают ее склонность к отпускной хрупкости.

Одна из причин повышенной пластичности и вязкости стали с добавкой редкоземельных элементов заключается в том, что неметаллические включения (сульфиды) в ней имеют округленную и измельченную форму. Другой причиной является вызываемое этими элементами обессеривание стали. Кроме того, редкоземельные элементы могут влиять положительно и вследствие легирования ими граничного слоя зерна.

Одновременным введением в сталь бора и редкоземельных элементов могут быть достигнуты две цели: повышение прокаливаемости, во всяком случае за счет бора, и компенсация отрицательного влияния его на пластичность и ударную вязкость в поперечном направлении. Следует отметить, что, по некоторым данным [540], редкоземельные элементы, в отличие от бора, не оказывают заметного влияния на механические свойства стали, содержащей немартенситные продукты разложения аустенита.

В настоящее время в Советском Союзе уже применяются по техническим условиям (см. [634]) сталь, легированная р. з. м. 40XЧ (0,37—0,45% С, 0,8—1,1% Сг, 0,25% р. з. м.), и сталь, легированная одновременно р. з. м. и бором 40XГРЧ (0,38—0,45% С, 0,8—1,1% Мп, 0,8—1,1% Сг, 0,25% р. з. м. и 0,002—0,003% В).

Длительными исследованиями [289, стр. 349] установлено также положительное влияние циркония (в среднем около 0,2%) на свойства



стали и предложен ряд новых марок улучшаемой конструкционной стали с цирконием, в частности сталь 45XII, обладающая большей прокаливаемостью и прочностью, чем сталь 45X, и практически равноценная сталям 40XH и 40XHM [см. 611].

По исследованиям В. А. Делле [см. 402], в легируемых никелем конструкционных сталях, особенно работающих в условиях ударных нагрузок, половина количества никеля может быть с успехом заменена равным количеством меди, влияние которой на склонность стали к хрупкому разрушению, по его данным, приближается к влиянию никеля. При таком сочетании никеля и меди устраняется вызываемая медью поверхностная красноломкость и в то же время сохраняется высокая прокаливаемость и вязкость стали. Для предотвращения хрупкости, обусловленной дисперсионным твердением, такую сталь не следует отпускать в интервале 400—550° С. Для легирования стали медью могут быть использованы медьсодержащие отходы (биметаллы) и специальные чугуны.

Экономия легирующих элементов, главным образом никеля<sup>1</sup>, молибдена, вольфрама, достигается за счет использования отходов легированных сталей, особенно при применении кислорода в электроплавке [см. 314], а также природнолегированных чугунов. Этот принцип широко используется и за рубежом, наиболее полно в американских сталях серии TS (ранее NE). Но при этом необходимо тщательно сортировать отходы.

Косвенные пути экономии легирующих элементов заключаются в улучшении отдельных свойств или комплекса свойств стали путем выплавки или обработки ее новыми способами. Не имея, естественно, возможности останавливаться здесь на этих способах, мы их только перечислим (эти способы в соответствующих местах уже упоминались нами или будут упомянуты далее):

1. Электрошлаковый переплав расходуемого электрода [см. 347, 986].
2. Обработка стали в ковше расплавленным синтетическим шлаком [см. 956].
3. Разливка и (или) выплавка в вакууме, в том числе переплавка расходуемого электрода в дуговой печи в вакууме или инертных средах.
4. Применение глиноземисто-магнезиальных шлаков при выплавке в основной мартеновской печи [см. 258].
5. Усовершенствованная плавка, заключающаяся в доведении углерода до низкого содержания с последующим науглероживанием (см. [258] и стр. 293).
6. Выплавка в основных печах с предварительным раскислением не кремнием, а за счет углерода, алюминия, марганца [см. 231].

Из специальных способов обработки, кроме уже подробно рассмотренных выше, особенно в главе о путях получения высокопрочной стали (стр. 295), следует упомянуть о попытках улучшения свойств конструкционной стали за счет воздействия энергетических полей. На хромомарганцовистой улучшаемой стали было получено [234] повышение ударной вязкости на 70—80% при практически таких же значениях твердости и прочности путем охлаждения с 860° С в постоянном (на 71%) или переменном 50 гц (на 87%) магнитном поле. В наших исследованиях [435] было получено заметное повышение ударной вязкости и некоторое повы-

<sup>1</sup> Выгодно также вводить никель не в виде металлического, а в виде закиси никеля (см. Сталь, № 8, 1960, стр. 715; № 9, 1960, стр. 808; № 10, 1960, стр. 892) и из наждачной пыли (см. Сталь, № 8, 1961, стр. 702).

шение характеристик прочности (особенно предела пропорциональности) у сталей 35ХГСА и 40ХНМА за счет воздействия ультразвуком при изометрической закалке. Возможно, что уточнение режимов позволит повысить эффективность «озвучивания».

Следует напомнить также, что немаловажное значение для экономии легирующих элементов имеет правильное применение и выбор легирующей стали. В частности, необходимо стремиться к максимальному использованию углеродистой стали, причем под максимальным использованием мы понимаем и получение наилучших возможных для данной стали свойств, и приведение предъявляемых к ней требований в соответствие с указанным выше принципом «идеальной стали». У малоуглеродистой стали (типа Ст. 3 и Ст. 4) свойства могут быть значительно улучшены путем термической обработки («термического упрочнения»), заключающейся в нагреве проката до температуры выше критической точки  $A_{c3}$  и последующем ускоренном охлаждении (см. стр. 397 и [243]).

Среднеуглеродистая сталь может применяться в качестве конструкционной, как и легированная, после закалки с последующим отпуском. Основные недостатки углеродистой стали против легированной заключаются, как известно, в ее малой прокаливаемости и меньшей устойчивости структуры против отпуска. Поэтому для достижения такой же твердости и прочности, как у легированной стали, углеродистая сталь должна быть отпущена при более низкой температуре, вследствие чего обладает меньшей пластичностью и вязкостью, большими остаточными напряжениями и т. д.

Прокаливаемость углеродистой стали можно в известных пределах регулировать за счет охлаждающей среды, величины аустенитного зерна, содержания углерода, примесей и остаточных легирующих элементов. При данном содержании углерода наилучшие результаты обычно получаются в том случае, если сталь выплавляется так, чтобы она имела при температуре закалки мелкое зерно аустенита, а детали из нее закаляются в воде. Крупнозернистая сталь не обладает настолько высокой устойчивостью аустенита, чтобы детали можно было закалять в масле, и имеет при этом пониженную ударную вязкость. Закалка же деталей из крупнозернистой стали в воде сопряжена с опасностью получения трещин и поводки.

# ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЯЕМОЙ СТАЛИ

Поверхность изделий подвергается упрочнению большей частью цементацией, азотированием, цианированием или поверхностной закалкой. Соответственно мы рассмотрим цементуемые, азотируемые и поверхностно закаляемые стали.

## 1. ЦЕМЕНТУЕМАЯ СТАЛЬ

### А. ТРЕБОВАНИЯ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫЕ К ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ

Решающее значение для цементуемой стали имеют ее технологические свойства и прежде всего способность воспринимать цементацию. Это означает, что диффузия углерода из карбюризатора в сталь должна совершаться с достаточной скоростью; науглероженный слой должен поглотить требуемое для получения высокой твердости мартенсита количество углерода и иметь при этом благоприятную структуру. В частности, избыточные карбиды должны быть мелкозернистыми и не должны образовывать сетки. В переходном слое содержание углерода должно уменьшаться по возможности плавно от наружного слоя к сердцевине. Особенно недопустима аномальная структура цементированного слоя, показанная на рис. 211 [41]. Крупные обособленные карбиды в аномальной стали с трудом переходят в раствор, вследствие чего сталь обладает неполной закаляемостью, т. е. твердость мартенсита меньше максимальной для данного содержания углерода в слое. Кроме того, при этом уменьшается прокаливаемость, которая в аномальной стали вообще меньше, чем у нормальной, из-за более мелкого зерна. Все это приводит к получению большого количества «мягких мест» на закаленном цементированном слое или недостаточной твердости всего слоя, если сталь сплошь аномальна. В последнем случае она вообще непригодна в качестве цементуемой.

Вторым, не менее важным требованием к цементуемой стали является хорошая обрабатываемость ее резанием в отожженном или нормализованном состоянии, так как цементуемые детали чаще всего имеют сложную форму. Многие детали массового производства требуют обработки на автоматах. Наконец, иногда необходимо бывает подвер-

гать механической обработке некоторые предохраняемые от науглероживания места после цементации и термической обработки, так что сталь в таких случаях не должна обладать твердостью выше 38—45 HRC после закалки и низкого отпуска. Цементированный слой должен хорошо обрабатываться шлифовкой, не давая при этом трещин.

Из технологических свойств особо должно быть отмечено требование минимального изменения размеров и коробления при закалке. Поведение цементированных деталей в этом отношении зависит от их формы, а также от состава и структуры стали, но однозначного влияния этих факторов пока не установлено [346, 742 и др.]. Поэтому детали, особо склонные к изменению размеров и короблению, например тонкие шестерни большого диаметра, закаляются в прессах специальной

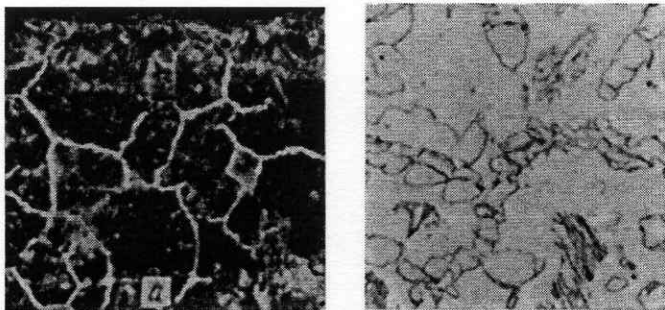


Рис. 211. Нормальная (а) и аномальная (б) структура цементированного слоя.  $\times 200$

конструкции или других приспособлениях. Все же показано [641], что у стали с полосчатой структурой наибольшее изменение размеров наблюдается в направлении полосчатости. Наименьшее изменение получается в случае одной закалки с подстуживанием с цементационного нагрева. Поэтому рекомендуется применять сталь, обладающую малой склонностью к росту зерна, и ограничиваться одной закалкой. Применение «мелкозернистой» цементуемой стали целесообразно еще и потому, что при этом может быть повышена температура цементации и, следовательно, ускорен процесс.

Что касается механических свойств, то наиболее ответственна роль цементированного слоя, который должен обладать высокой стойкостью против износа и в то же время большой прочностью. Роль же сердцевины различна в зависимости от характера нагрузки и конструкции детали. При простом характере нагрузки, например при растяжении, сжатии, срезе, напряжения распределяются более или менее равномерно по всему сечению, так что свойства сердцевины и наружного слоя одинаково важны. При сложном напряженном состоянии — изгибе, кручении и т. п., — встречающемся наиболее часто, как это следует из так называемой диаграммы Вудвайна [348], у деталей малого сечения общего повышения прочности выгоднее достигать за счет увеличения глубины цементированного слоя, а у деталей сравнительно большого сечения — за счет увеличения прочности сердцевины, т. е. применения высокопрочной стали.

Предельное значение прочности сердцевины определяется, по-видимому, только обрабатываемостью режущими инструментами. Установившееся с давних пор мнение, что ударная вязкость сердцевины играет решающую роль в сопротивлении цементированного изделия излому при динамическом изгибе, в последние годы подвергалось пересмотру, чему в немалой степени способствовали исследования Л. С. Мороз и С. С. Шуракова [346]. Авторы показали, что в случае «хрупкого» динамического разрушения, характеризующегося тем, что после образования трещины в цементированном слое разрушение образца не требует притока энергии извне, а происходит за счет потенциальной энергии, накопленной до образования трещины, работа излома цементированных образцов не зависит от ударной вязкости сердцевины, а зависит только от предела прочности цементированного слоя. В случае же «вязкого» разрушения, характеризующегося тем, что после образования трещины необходима дополнительная энергия для деформирования и разрушения сердцевины, общая работа излома цементированного образца при динамическом приложении нагрузки возрастает с увеличением ударной вязкости сердцевины. Однако в условиях службы разрушение деталей, в особенности тяжело нагруженных, может вызвать уже трещина, образовавшаяся на цементированном слое. Поэтому практически прочность цементированных изделий и в случае «вязкого» разрушения при динамическом приложении нагрузки следует оценивать только тем минимальным значением энергии, которое необходимо для образования трещины в цементированном слое. Энергия же эта при отсутствии пластической деформации в подкорковой зоне, также определяется пределом прочности цементированного слоя.

Для ряда изделий, работающих при циклическом приложении нагрузки, например коленчатых валов, решающее значение имеет усталостная прочность. Цементация, как и другие виды поверхностного упрочнения, не только повышает предел усталости, но и уменьшает чувствительность его к концентраторам напряжений. Если разрушение начинается в подкорковой зоне, что наблюдается в случае отсутствия резкой концентрации напряжений на поверхности, предел усталости детали будет возрастать с увеличением предела прочности сердцевины. В обратном случае, когда из-за значительной концентрации напряжений разрушение детали начинается с поверхности, предел усталости этой детали определяется свойствами цементированного слоя. Поскольку ударная вязкость сердцевины оказывает на поведение цементированных деталей под действием ударной нагрузки далеко на решающее влияние, возможность повышения усталостной прочности этих деталей за счет применения высокопрочной цементуемой стали, хотя бы с пониженной ударной вязкостью, в ряде случаев приобретает значительный интерес.

Цементированный слой, как следует из всего сказанного выше, должен обладать не только высокой твердостью, обеспечивающей ему достаточную стойкость против износа, но и высокой прочностью, которая, как у всякой высокоуглеродистой закаленной стали, характеризуется сопротивлением отрыву. В связи с этим особое значение приобретает способность цементированного слоя хотя бы к весьма небольшим пластическим деформациям. Согласно принятым в настоящее время представлениям, это должно определять чувствительность цементированного слоя к надрезу, так как местная пластическая деформация у вершин острых надрезов может гасить возникающие там пики напряже-

ний. Имеются поэтому серьезные основания полагать, что разная чувствительность цементированного слоя к надрезу у различно легированных сталей связана с их способностью к пластическому деформированию, вследствие чего это свойство приобретает самостоятельное значение. Для ряда деталей, у которых вследствие резкой концентрации напряжений разрушение часто начинается с поверхности, решающую роль играет (см. выше) предел усталости цементированного слоя.

Для возможности закалки в более мягких средах с достижением при этом требуемой прочности и твердости цементуемая сталь должна обладать высокой прокаливаемостью, причем это требование часто относится не только к сердцевине, но и к цементированному слою. Хотя этот слой имеет сравнительно малую толщину, все же, если деталь имеет большие размеры, скорость охлаждения его может оказаться настолько пониженной, что в нем не будет достигнута возможная закаляемость.

Недавно было показано [404], что прокаливаемость цементированного слоя является важнейшим критерием при изыскании цементуемой стали (см. ниже, стр. 347). Определяется она на обычном образце торцевой закалки, только подвергнутому предварительно цементации в требуемых условиях (при разном содержании углерода в слое).

Наконец, содержание дорогих и дефицитных легирующих элементов, а также трудности выплавки, горячей обработки и др. в цементуемой стали, точно так же, как в улучшаемой и в других сталях, должны быть сведены к минимуму.

## **Б. РОЛЬ И ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И УГЛЕРОДА В ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ**

Влияние, оказываемое легирующими элементами на сердцевину, в основном такое же, как в улучшаемой конструкционной стали, подвергаемой после закалки низкому отпуску, а влияние их на цементированный слой такое, как в инструментальной стали. Поэтому нет необходимости здесь еще раз останавливаться на их влиянии. Однако известная разница, связанная с тем, что здесь оба слоя сосуществуют в одной детали, имеется и для того, и для другого слоя. Кроме того, легирование здесь влияет на некоторые специфические свойства.

Роль легирующих элементов и в цементуемой стали заключается прежде всего в том, что они уменьшают критическую скорость охлаждения и повышают прокаливаемость. Вследствие этого детали могут закаливаться в масле или на воздухе, что способствует уменьшению деформации и короблению при закалке, понижает опасность образования трещин и остаточных напряжений в переходном слое. Устранение таких явлений для цементуемой стали особенно важно потому, что закалке подвергаются готовые детали, чаще всего сложной формы.

Вследствие влияния на прокаливаемость, а также в других направлениях легирующие элементы повышают прочность сердцевины. При одинаковой же прочности сердцевина у легированных сталей обладает большей вязкостью, а цементированный слой в ряде случаев большей пластичностью, чем у углеродистых. Однако некоторые легирующие элементы, повышающие прочность улучшаемых сталей, не могут быть использованы для той же цели в цементуемых из-за ограничений, вызываемых свойствами и условиями термической обработки цементированного слоя.



Прочность сердцевины, в том числе ее усталостная прочность, может быть значительно повышена также за счет более высокого содержания в стали углерода, так как наблюдающееся при этом некоторое падение вязкости, как показано выше, большей частью не играет роли. Тенденция к повышению содержания углерода в цементуемых сталях наметилась сравнительно давно; в частности, это предлагалось еще в 1938 г. [см. также 318]. В последние годы разработаны высокопрочные стали с повышенным содержанием углерода.

Введение в сталь до 0,25—0,30% С улучшает также ее обрабатываемость резанием<sup>1</sup> против стали, содержащей 0,1—0,15% С, что имеет

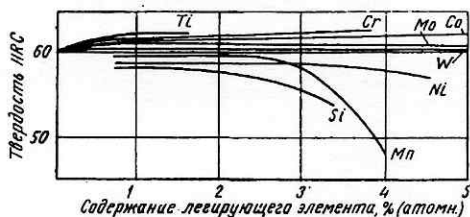


Рис. 212. Влияние легирующих элементов на твердость цементированного слоя после закалки и отпуска при 200° С

особо важное значение, так как многие легирующие элементы ухудшают обрабатываемость стали резанием.

При легировании цементуемой стали необходимо все же в первую очередь учитывать, в какой степени вводимые элементы способствуют или, наоборот, препятствуют удовлетворению требований, предъявляемых к цементированному слою.

Как было показано в главе о закаливании и прокаливаемости стали, максимальная твердость, которую возможно получить в цементированном слое после закалки, определяется только содержанием в нем углерода. Легирующие элементы, однако, облегчают достижение максимальной твердости, способствуя увеличению количества мартенсита.

Это иллюстрирует рис. 212 [421]. Никель и марганец в количестве больше 3—4% понижают твердость цементированного слоя вследствие увеличения количества остаточного аустенита, а кремний — из-за уменьшения содержания углерода в слое.

Элементы, образующие карбиды, не переходящие в раствор при закалке, способствуют увеличению стойкости цементированного слоя против износа, одновременно препятствуя росту зерна. Так, например, сообщается [342], что для стали с карбидами титана и циркония (18ХГТЦ) оказалось возможным повысить температуру цементации до 1200° С.

Повышение устойчивости закаленного цементированного слоя против отпуска также является иногда положительной стороной влияния легирующих элементов. По усиливающемуся влиянию в этом направлении элементы располагаются в следующем порядке [см. 421]: Ni, Mn, Co, W, Mo, Si, V, Ti, Cr.

Понижая критическую скорость охлаждения, легирующие элементы, как и закалка с большой скоростью охлаждения (например, в соляном растворе), уменьшают вредные последствия аномальной структуры. Одновременно они способствуют и предотвращению такой структуры. Аномальная структура может получаться не только в цементирован-

<sup>1</sup> Однако протягивание шлица в шестернях после цементации при этом затрудняется.



ном слое, но и в высокоуглеродистой стали вообще. Причина этого явления окончательно еще не установлена. Одни исследователи видят ее в наличии в стали включений кислородных фаз. Другая теория, основанная на том, что электролитическое, карбонильное и другие чистейшие сорта железа всегда аномальны, связывает это явление с тем, что в стали из-за ликвации имеются места, состоящие почти из чистого железа, где углерод обладает большой скоростью диффузии, вследствие чего карбиды легко коагулируют. Некоторые исследования показывают [643], что аномальная структура получается всегда, если неметаллические включения содержат больше 10% FeO, и что оба фактора, т. е. облегчение диффузии углерода и степень раскисленности стали, как-то связаны между собой. Во всяком случае практически считают, что склонность стали к приобретению аномальной структуры наиболее эффективно уменьшают такие легирующие элементы, которые действуют частично как раскислители и понижают критическую скорость охлаждения и скорость диффузии углерода в феррите. Можно полагать, что проблема аномальной структуры связана с относительным энергетическим состоянием зерен и их граничных слоев. В частности, возможно, что вследствие меньшей свободной энергии граничного слоя у стали с аномальной структурой слабее укрупняется зерно. Однако механизм процессов, который позволил бы объяснить все явления, связанные с образованием аномальной структуры, еще не ясен.

Исследования влияния легирующих элементов и углерода на прочность и пластичность цементированного слоя [346] показали весьма положительную роль никеля в цементуемой стали. Как

ТАБЛИЦА 45

ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА ПРОЧНОСТЬ ЦЕМЕНТИРОВАННОГО СЛОЯ  
И ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ЕГО К НАДРЕЗУ

Химический состав стали, %			Среднее усилие $^1 P$ , кг		Понижение усилия под влиянием надреза, %
Mn	Cr	Ni	гладкие образцы	образцы с надрезом	
0,56	1,45	0,50	4330	1965	54,0
0,63	1,31	3,25	6200	3750	39,5
0,62	1,33	5,18	6500	4870	21,1

$^1 P$ —усилие в момент образования трещины в цементированном слое.

можно видеть из табл. 45, введение никеля в сталь, содержащую 1,3—1,45% Cr, не только повышает прочность цементированного слоя на гладких образцах, но и сильно уменьшает чувствительность этого слоя к надрезу. Причина такого влияния никеля заключается, очевидно, в том, что он увеличивает пластичность высокоуглеродистой закаленной стали, разрушающейся путем отрыва.

Систематических исследований влияния легирующих элементов на прочность цементированного слоя еще нет. Имеющиеся же работы позволяют различать по этому признаку две группы сталей: к первой относятся стали, легированные никелем — никелевые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и т. п., а ко второй — стали хромистые, хромованадиевые, хромомарганцовистые, хромомарганцевотитановые и т. п. Стали первой группы обладают сравнительно малой чувствительностью к надрезу, т. е. к состоянию поверхности цементированного

слоя, тогда как вторая группа цементуемых сталей чувствительна к состоянию поверхности, причем эта чувствительность возрастает с увеличением содержания хрома. При больших содержаниях хрома (свыше 1,5—2%) резко падает прочность цементированного слоя, что вызывается уже в значительной степени увеличением количества и укрупнением карбидов.

Рис. 213 [346] подтверждает положительное влияние никеля и одновременно показывает отрицательное влияние хрома на пластичность<sup>1</sup> цементированного слоя. Авторы объясняют это тем, что хром способствует увеличению концентрации углерода в поверхностном слое и количества свободных карбидов.

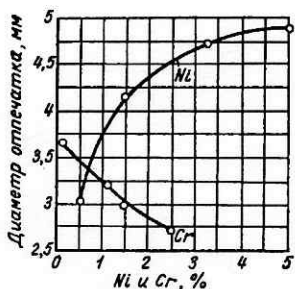


Рис. 213. Влияние содержания хрома и никеля в цементированном слое на его пластичность

Действительно, в ряде исследований показано [см. 185], что при цементации сталей, легированных значительным количеством карбидообразующих элементов, создается (кроме однофазного аустенитного слоя) двухфазный аустенитно-карбидный слой (однофазный карбидный слой образуется редко, только при цементации высоколегированных сталей в очень активных карбюризаторах), причем количество карбидов в этом слое увеличивается с увеличением содержания карбидообразующих элементов и продолжительности цементации. В сталях, легированных элементами, не образующими карбидов, аустенитно-карбидного слоя не наблюдалось. В стали, легированной одновременно элементами, образующими и не образующими карбидов, возникновение аустенитно-карбидного слоя затруднено, и количество карбидов в нем меньше.

Из карбидообразующих элементов наиболее повышает содержание углерода в цементированном слое хром. Слабее хрома в этом направлении влияет молибден и еще слабее — вольфрам, причем оба эти элемента способствуют получению аномальной структуры. Марганец лишь немного повышает содержание углерода в цементированном слое против простой углеродистой стали и уменьшает склонность к образованию в нем аномальной структуры. Ванадий повышает содержание углерода в слое в меньшей степени, чем другие карбидообразующие элементы, кроме марганца.

Никель и алюминий понижают концентрацию углерода в цементированном слое слабее, чем кремний. Одновременное присутствие в стали никеля ослабляет влияние хрома на повышение содержания углерода в поверхностном слое. Было также показано [354], что хромомарганцевокремнистая сталь типа 30ХГС, несмотря на содержание в ней больше 1% Si, хорошо воспринимает цементацию как в твердом карбюризаторе, так и газовую, причем качество цементированного и переходного слоя вполне удовлетворительно и не уступает качеству слоя, получаемого на хромоникелевой стали.

Никель и алюминий понижают концентрацию углерода в цементированном слое слабее, чем кремний. Одновременное присутствие в стали никеля ослабляет влияние хрома на повышение содержания углерода в поверхностном слое. Было также показано [354], что хромомарганцевокремнистая сталь типа 30ХГС, несмотря на содержание в ней больше 1% Si, хорошо воспринимает цементацию как в твердом карбюризаторе, так и газовую, причем качество цементированного и переходного слоя вполне удовлетворительно и не уступает качеству слоя, получаемого на хромоникелевой стали.

<sup>1</sup> Количественной характеристикой пластичности на рис. 213 служит диаметр отпечатка, получаемого при вдавливании шарика диаметром 10 мм в пластинку толщиной 5 мм до появления радиальной трещины.

Роль избыточных карбидов в цементированном слое двойная. Положительное их влияние заключается в том, что они повышают износостойкость цементированного слоя, на которую наличие карбидов оказывает и непосредственное положительное влияние, и косвенное, способствуя, как будет сказано ниже, уменьшению в слое количества остаточного аустенита. Отрицательное же влияние карбидов сказывается в понижении прочности и пластичности слоя. При большом их количестве усиливаются и остаточные напряжения в слое [см. 334].

Однако прочность и пластичность цементированного слоя зависят в большой степени и от формы, дисперсности и расположения карбидов. Расположение в виде сетки по границам зерен значительно более резко снижает прочность слоя, чем равномерное распределение зернистых и особенно высокодисперсных карбидов в основной массе. Поэтому можно рекомендовать получать в цементированном слое умеренное количество свободных карбидов в форме мелких зерен, равномерно распределенных в основной массе.

Основная отрицательная сторона влияния большинства легирующих элементов заключается в том, что они способствуют увеличению количества остаточного аустенита в цементированном слое, которое и без того значительно из-за высокого содержания в нем углерода. Правда, остаточный аустенит играет и некоторую положительную роль, уменьшая удельный объем и деформацию цементированного слоя против того, что получается в случае чисто мартенситной структуры его. Это компенсирует также разность удельных объемов цементированного слоя (по глубине его) и сердцевины, вызванную различным объемом мартенсита в этих слоях из-за различного содержания в них углерода (подробней об этом см. [346, 642] и др.).

Однако основное влияние остаточного аустенита на цементированный слой отрицательное. Наличие его снижает не только твердость и стойкость против износа, но, по некоторым данным, и предел усталости цементированного слоя. Имеются основания полагать, что наличие остаточного аустенита способствует развитию серьезного дефекта на цементированных тяжело нагруженных шестернях, известного под названием «питтинги», или «оспины», что также объясняют усталостью поверхностных слоев. Влияние остаточного аустенита на свойства цементированного слоя определяется, по-видимому, не только его количеством, но и распределением в слое, а также строением мартенсита [723, 351].

Часто наибольшее количество остаточного аустенита получается на некотором расстоянии от поверхности, как видно из рис. 214 [723]. Это можно объяснить наличием на поверхности цементированного слоя избыточных карбидов, уменьшающих концентрацию аустенита при температуре нагрева и играющих роль зародышей при охлаждении.

Для уменьшения количества остаточного аустенита нельзя закалять изделия непосредственно после цементации, а необходима двойная

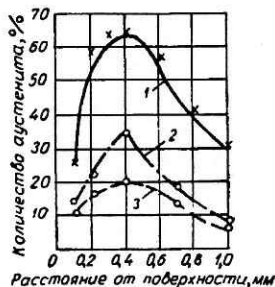


Рис. 214. Количество остаточного аустенита в цементированном слое стали 18Х2Н4В на разном расстоянии от поверхности:

1 — закалка с 800° С; 2 — закалка с 800° С с предварительным высоким отпуском; 3 — закалка с 800° С и обработка холодом при -120° С

закалка. Положительные результаты дает закалка с подстуживанием и особенно — промежуточный длительный высокий отпуск при  $\sim 650^\circ$  после цементации<sup>1</sup>, предложенный А. Н. Жиронкиным [351]. Для сталей типа 18X2H4BA или 18X2H4MA рекомендуется повторить такой отпуск дважды. При этой обработке уменьшение количества аустенита также достигается благодаря понижению его устойчивости из-за наличия в слое дисперсной карбидной фазы. Значительный эффект может быть достигнут путем подбора охлаждающих масел или масляных эмульсий для заковки цементированных изделий. Наконец, весьма значительное превращение аустенита, полученного в цементированном слое при заковке изделия, может быть достигнуто путем «обработки холодом», предложенной впервые А. П. Гуляевым для инструментальных сталей<sup>2</sup>.

ТАБЛИЦА 46

ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ ЗАКАЛЕННОГО ЦЕМЕНТИРОВАННОГО СЛОЯ У СТАЛИ С 0,16 % С, 1,5% Cr и 3,5% Ni ПОСЛЕ ОТПУСКА И ОБРАБОТКИ ХОЛОДОМ

Номер образца	Обработка после цементации	Твердость HRC при нагрузке, кг	
		150	45*
1	Закалка с $800^\circ$ в масле . . . . .	59	45
2	То же, + отпуск 2 ч при $160^\circ$ . . . . .	56	45
3	То же, что 2, + охлаждение 2 ч при $-80^\circ$ . . . . .	60,5	60
4	То же, что 1, + охлаждение 2 ч при $-80^\circ$ . . . . .	64	62
5	То же, что 4, + отпуск 2 ч при $160^\circ$ . . . . .	62	63

\* Пересчитанная на нагрузку 150 кг.

Данные табл. 46 [644] одновременно показывают, что о наличии остаточного аустенита в тонком наружном слое и изменении его количества после соответствующей обработки можно сравнительно просто, хотя и приближенно, судить путем сравнения твердости слоя, измеренной при большой и малой нагрузке. Выравнивание твердости при малой и большой нагрузке и наибольшее общее ее повышение достигаются после обработки холодом, следующей непосредственно после заковки. В этом сказывается явление стабилизации остаточного аустенита. Низкий отпуск после обработки холодом для уменьшения напряжений, как видно из табл. 46, практически не изменяет твердости.

Из рис. 214 видно, что после обработки холодом в цементированном слое остается меньше аустенита, чем в случае применения промежуточного отпуска при  $650^\circ$ . Тем не менее исследования показывают [723], что вторая обработка обеспечивает более высокие значения износостойкости, пластичности и вязкости, чем первая. Объясняется это, по-видимому, большей дисперсностью и более равномерным распределением участков остаточного аустенита, а также меньшими остаточными напряжениями в случае промежуточного высокотемпературного отпуска.

Применительно к цементуемым сталям, наружный слой которых содержит большое количество углерода и легирующих элементов и потому

<sup>1</sup> Найдено в работе С. Н. Красотской (Металловедение и термическая обработка металлов, № 3, 1961) увеличение количества остаточного аустенита в случае промежуточного отпуска при  $650^\circ\text{C}$  требует проверки.

<sup>2</sup> Подробней об «обработке холодом» см. [335, 330].

имеет низкое положение температуры начала мартенситного превращения  $M_n$ , приходится при обработке холодом считаться практически с возможностью изотермического протекания мартенситного превращения аустенита. Для практических целей оказывается достаточным охлаждение до ( $-70^\circ \text{C}$ ) — ( $-80^\circ \text{C}$ ) с выдержкой около 15 мин.

Эффективное превращение остаточного аустенита в мартенсит в цементированном слое может быть достигнуто также путем дробеструйного наклепа [645]. Использование обработки холодом или дробеструйного наклепа для уменьшения количества остаточного аустенита в цементированном слое по сравнению с двойной закалкой имеет то преимущество, что при этом изменение размеров и коробление изделия значительно меньше. Это следует учитывать особенно при обработке изделий сложной формы и ответственного назначения.

Данные о влиянии легирующих элементов на глубину (толщину) цементированного слоя при одинаковых условиях цементации противоречивы, что объясняется разной методикой оценки глубины слоя, а также тем, что карбидообразующие элементы влияют по-разному в зависимости от продолжительности цементации. Вследствие того что на глубине слоя сказываются факторы, действующие в разных направлениях, влияние элементов на эту глубину невелико. Вольфрам, ванадий, титан, никель, кобальт, кремний несколько уменьшают ее; хром, марганец, молибден практически на нее не влияют.

Из сказанного следует, что только ограниченным числом легирующих элементов в большей или меньшей степени могут быть удовлетворены важнейшие требования, предъявляемые одновременно к цементированному слою и к сердцевине. Такими элементами, вводимыми чаще всего не раздельно, а в различных комбинациях, в настоящее время являются хром, никель, марганец, титан, ванадий, вольфрам, молибден и, как будет указано ниже, бор.

## **В. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ОБЛАСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ**

Едва ли необходимо доказывать, что стремление к экономии легирующих элементов в цементуемой стали имеет такое же принципиальное значение, как и для улучшаемой. Естественно также, что тенденция в области легирования цементуемых сталей в разных странах определялась и определяется прежде всего сырьевыми ресурсами данной страны. Однако независимо от экономических соображений введение большого количества легирующих элементов в цементуемые стали ограничивается и техническими соображениями. В частности, это ухудшает обрабатываемость резанием, усложняет обработку цементированного слоя, увеличивая в нем количество остаточного аустенита, в ряде случаев ухудшает шлифуемость и т. п. Поэтому применительно к цементуемым сталям стремление к низкому легированию во всех случаях, где это оказывается возможным, имеет особо важное значение.

В связи с этим целесообразно рассматривать отдельно среднепрочные и высокопрочные цементуемые стали, причем в качестве условной границы между ними примем значение предела текучести сердцевины до и выше  $70 \text{ кг/мм}^2$ . Стали второй подгруппы мы намеренно называем не высоколегированными, а высокопрочными, так как высокая прочность у цементуемой стали в соответствии с указанными выше современными тенденциями может достигаться не только за счет легирующих

элементов, но и за счет повышения содержания углерода. Стали же первой подгруппы мы называем не низколегированными, хотя в подавляющем большинстве случаев они являются именно таковыми, так как в эту подгруппу в соответствии с принятой нами условной границей попадают и некоторые стали с пониженным содержанием углерода, но легированные сравнительно большим количеством никеля, обеспечивающим повышенную пластичность и вязкость сердцевины.

### *Среднепрочные цементуемые стали*

Основной недостаток углеродистой стали и в случае применения ее в качестве цементуемой заключается в том, что она обладает малой прокаливаемостью. Однако здесь можно повторить то, что было сказано выше относительно улучшаемой углеродистой стали: прокаливаемость ее можно регулировать за счет разных факторов главным образом за счет содержания примесей, углерода и остаточных легирующих элементов. Выплавка стали ведется так, чтобы она была «мелкозернистой», а закалка производится в воде, причем для увеличения прокаливаемости повышается содержание примесей, в первую очередь марганца.

Марганец, а также кремний в цементуемых сталях играют положительную роль и как раскислители, уменьшая возможность образования в цементированном слое аномальной структуры. Остаточный хром несколько повышает содержание углерода в цементированном слое.

Из легированных сталей для цементуемых изделий со средней прочностью сердцевины наибольшее распространение во многих странах получили простые хромистые стали с содержанием хрома до 1%, а также стали, в которые, кроме хрома, вводятся дополнительно ванадий или молибден. Применение хромомолибденовой стали в качестве цементуемой вызывает некоторые трудности, связанные с тем, что оба элемента — и хром, и молибден — способствуют обогащению углеродом наружной поверхности цементированного слоя, а также с ее пониженной шлифуемостью и значительными колебаниями свойств сердцевины в зависимости от состава, главным образом от содержания углерода. Первый недостаток можно уменьшить за счет регулирования состава карбюризатора и соотношения количества свежей и отработанной смеси. Однако по экономическим соображениям нецелесообразно применять низколегированные цементуемые стали, содержащие молибден.

В настоящее время, насколько нам известно, хромомолибденовые стали применяются только во Франции, а простые хромистые — в СССР, Англии, ГДР и ФРГ. В США разработанные и опробованные во время войны низколегированные цементуемые стали типа NE в настоящее время изменены на стали TS: молибденовые с повышенным содержанием марганца (серия 4000); никельмолибденовые (серия 4700); хромоникельмолибденовые с низким содержанием хрома и никеля и с повышенным содержанием марганца. Кроме того, применяются три серии низколегированных сталей с добавкой бора: простая хромистая без молибдена и с повышенным содержанием марганца, а также стали с молибденом и с небольшой добавкой никеля, вводимого в основном из легированного скрапа.

В Советском Союзе наряду с давно применяющимися и стандартизированными марками хромистой, хромованадиевой и хромоникелевой стали, в состав которых внесены лишь незначительные изменения (главным образом некоторое сужение пределов содержания углерода и ни-



келя), введены и новые стали. К их числу принадлежат хромоникелевая с низким содержанием хрома 13Н2ХА, обеспечивающая при пониженной прочности более высокую пластичность и вязкость, чем сталь 12ХН2, 18ХГН и стали типа 15Х с добавкой бора (15ХР).

ТАБЛИЦА 47

СРЕДНИЕ ЗНАЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 15Х С БОРОМ И БЕЗ БОРА  
(образцы диаметром 16 мм)

Марка стали	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta_5$ %	$\psi$ %	$a_k$ кгм/см <sup>2</sup>	Образец
15ХР	83,4	—	24,4	59,0	15,7	I
	84,6	75,1	19,7	58,8	13,7	II
	77,2	68,7	24,1	64,0	15,8	III
15Х	80,0	—	22,7	52,0	11,3	I
	82,0	74,9	17,3	55,5	9,7	II
	78,1	70,6	19,8	55,8	11,1	III

Примечания: 1. Термическая обработка во всех случаях по режиму: закалка с 860° С в масле + закалка с 780° С в масле + отпуск при 170° С в течение 3 ч.  
2. I, II, III — образцы, взятые от разных частей слитка.

Состав и свойства отечественных среднепрочных цементуемых сталей см. [ГОСТ 4543—61, 912, 611, 970]. Как видно из табл. 47 [724], сталь 15ХР после двойной закалки на образцах диаметром 16 мм при практически одинаковой прочности имеет более высокие характеристики пластичности и особенно ударной вязкости, что авторы объясняют в основном измельчением структуры в результате раскисления алюминием, титаном и цирконием из феррсплава.

### Высокопрочные цементуемые стали

Для тяжело нагруженных цементуемых изделий, от которых требуется очень высокая прочность цементированного слоя и сочетание высоких значений характеристик прочности, пластичности и вязкости сердцевины, до войны наибольшее распространение имели хромоникелевые, хромоникельмолибденовые или хромоникельвольфрамовые, а также никелевые и никельмолибденовые стали.

Хромоникелевые стали обладают наилучшим сочетанием разнообразных свойств, требуемых от сердцевины и цементированного слоя. Никель, как указывалось выше, ослабляет вредное влияние хрома и молибдена на повышение содержания углерода в цементированном слое. Наличие же в последнем избыточных карбидов хрома сообщает ему высокую стойкость против износа. Никель повышает также прочность и пластичность цементированного слоя и уменьшает его чувствительность к надрезу. До значений предела прочности сердцевины 100 кг/мм<sup>2</sup> применяются обычно среднелегированные хромоникелевые и хромоникельмолибденовые стали. Более высокие значения предела прочности (около 115 кг/мм<sup>2</sup>) при ударной вязкости около 10 кгм/см<sup>2</sup> имеют высоколегированные стали типа хромоникельвольфрамовой 18Х2Н4ВА или почти равноценной ей хромоникельмолибденовой стали 18Х2Н4МА, в которой вместо 0,8—1,2% W содержится 0,20—0,30% Мо. Эти стали применялись во всех странах и частично еще применяются для наиболее ответственных изделий, таких, как коленчатые валы мощных авиационных моторов и др.



Следует, однако, иметь в виду, что сталям этого типа присущи и серьезные недостатки. В изготовленных из них изделиях всегда содержится большое количество остаточного аустенита, и по этой причине они мало пригодны, например, для тяжело нагруженных цементуемых шестерен. Специфическая форма кинетической кривой разложения переохлажденного аустенита у такой стали, характеризующаяся чрезвычайной устойчивостью аустенита в перлитной области, обуславливает трудности, связанные со смягчающим отжигом ее, с целью улучшения обрабатываемости резанием. Плохая обрабатываемость резанием является вообще одним из недостатков хромоникелевых цементуемых сталей. По-видимому, более легкое достижение пониженной твердости при отжиге и, как следствие этого, лучшая обрабатываемость являются важнейшей причиной того, что иногда применяют никелевые и частично никельмолибденовые цементуемые стали с разным содержанием никеля. Однако никелевые стали, не говоря уже о значительно меньшей прокаливаемости, не обеспечивают такой же высокой прочности сердцевины и цементированного слоя, как хромоникелевые.

Общим же и наиболее крупным недостатком тех и других является высокое содержание в них никеля, а в некоторых марках — и содержания молибдена, вследствие чего во всех странах продолжают изыскивать малоникелевые, безникелевые и безмолибденовые высокопрочные цементуемые стали. Пути таких изысканий в СССР, Германии и Японии совпали: в качестве основных легирующих элементов в цементуемых сталях в этих странах исследовались хром и марганец.

В ГДР и ФРГ широко применяются хромомарганцевомолибденовые стали, которые по механическим свойствам, в том числе по усталостной прочности сердцевины, могут конкурировать с хромоникелевыми и частично с хромоникельмолибденовыми сталями.

Так, например, сталь, содержащая 0,17—0,23% С, до 0,35% Si, 1,3—1,5% Mn, 1,7—2,0% Cr и 0,15—0,25% Mo, в заготовках диаметром 100 мм при ударной вязкости 8 кгм/см<sup>2</sup> имеет предел прочности до 150 кг/мм<sup>2</sup>, что иногда является даже недостатком, ухудшая обрабатываемость сердцевины после цементации, особенно у тонких деталей. Для наиболее же нагруженных деталей вместо стали типа 18X2H4BA там была разработана близкая к ней по свойствам сталь 2/2, содержащая в среднем 0,18% С, 2% Cr, 2% Ni и 0,2% Mo.

Представляет интерес применяемый в ФРГ метод изыскания новых цементуемых сталей и их текущего контроля, в котором используется своеобразный способ определения прокаливаемости цементуемой стали. По этому способу<sup>1</sup> пластины толщиной 5, 10 и 30 мм нагревают до предписанной для стали температуры<sup>2</sup> и закаляют в воде или в масле. На закаленных пластинках в определенных местах измеряется твердость, по значению которой вычисляется величина предела прочности. Затем строится для каждой толщины частотная кривая, т. е. по оси абсцисс откладываются вычисленные значения предела прочности, а по оси ординат — частота (частость) в процентах. На таких графиках, приведенных в качестве примера для четырех немецких сталей на рис. 215 [653], заштрихованная площадь указывает пределы требований

<sup>1</sup> Подробности способа см. в Stahl — Eisen — Prüfblatt, 1660-50.

<sup>2</sup> Позднее [см. 653] было предложено повысить температуру закалки пластин, а именно: для хромистой стали с 780—790 до 900—910°С, а для хромомарганцевых с 820—830 до 860—870°С, а также вместо пластины толщиной 60 мм ввести пластину толщиной 5 мм, как более распространенную и важную.

стандарта для данной стали и толщины пластины и, следовательно, степень соответствия этим требованиям. На образцах, на которых после их изготовления надрез был замазан смесью шамот-асбест, закаленных по условиям описанного способа, была исследована [653] зависимость между твердостью и ударной вязкостью. При этом оказалось, что с уменьшением толщины закаливаемых образцов и, следовательно, с повышением твердости ударная вязкость или остается постоянной, или даже повышается.

На основании результатов длительного использования этого способа и многочисленных непосредственных испытаний в ФРГ в послевоенное время были стандартизованы применяющиеся там в настоящее время

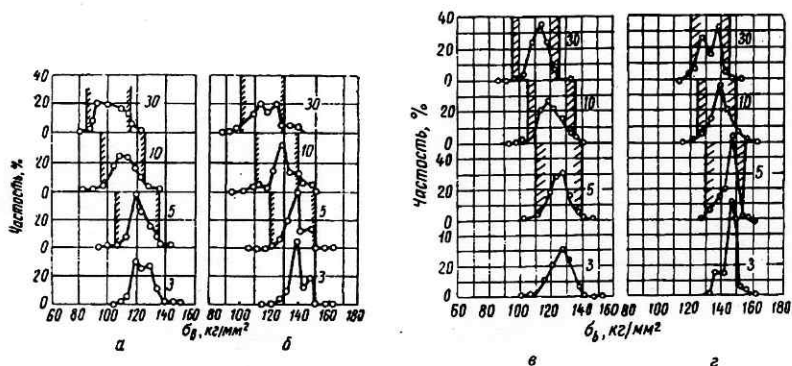


Рис. 215. Частотные кривые значений предела прочности (подсчитанного по значению твердости Бринеля, исходя из коэффициента 0,35) для пластин разной толщины из цементуемых сталей. Пластины закалены с 860—870° С:

Цифрами на кривых указана толщина пластины в мм:

	Обозначение стали	Число испытаний	Химический состав, %				
			C	Si	Mn	Cr	Ni
а	16MnCr5	200	0,14—0,19	0,15—0,35	1,00—1,30	0,80—1,10	—
б	20MnCr5	80	0,17—0,22	0,15—0,35	1,10—1,40	1,00—1,30	—
в	15CrNi6	100	0,12—0,17	0,15—0,35	0,40—0,60	1,40—1,70	1,40—1,70
г	18CrNi8	100	0,15—0,20	0,15—0,35	0,40—0,60	1,80—2,10	1,80—2,10

мя высокопрочные цементуемые стали [см. 142, 481, 653, 970, 1006].

Основная тенденция заключается не только в максимальном использовании хрома и марганца, но и в полном исключении молибдена из состава цементуемой стали. Это естественно, так как основное влияние молибдена в конструкционной стали — уменьшение отпускной хрупкости — в цементуемых сталях, подвергающихся низкому отпуску, не используется. Хромомарганцевые безмолибденовые стали по сравнению с такими же сталями, легированными молибденом, которым они на деталях средних сечений практически не уступают по свойствам прочности, пластичности и вязкости, обладают даже известными преимуществами, к которым можно отнести их лучшую обрабатываемость резанием и шлифуемость.

Однако проведенные недавно исследования [404] выявили новую роль молибдена в цементуемой стали. В этих исследованиях было по-

казано, что важнейшим критерием при выборе цементуемой стали является прокаливаемость цементированного слоя (см. стр. 337), которая у сталей, легированных разными элементами, может сильно различаться и при одинаковой прокаливаемости сердцевины. Молибден оказался единственным (из исследованных) легирующим элементом, обеспечивающим высокую прокаливаемость цементированного слоя при разном содержании в нем углерода. С учетом прокаливаемости и других свойств сердцевины были предложены и хорошо себя зарекомендовали в автотракторной промышленности ФРГ сталь с 0,2% С, 0,7% Мп, 0,4% Сг и 0,45% Мо (20МоСг4) и ее варианты: с 0,25% С (25МоСг4) и с 0,4% Сг, 1,5% Ni и 0,45% Мо (20NiМоСг6). Сообщается, что эти стали по ударной вязкости и усталостной прочности сердцевины также превосходят хромоникелевые и хромомарганцовистые; кроме того, они лучше обрабатываются резанием, и изделия из них можно с успехом закалять с цементационного нагрева.

В США, Англии и Франции после войны в качестве высокопрочных цементуемых сталей снова начали применять никелевые, хромоникелевые и хромоникельмолибденовые стали. Так, в США применяются никелевые стали, содержащие 3,5 и 5% Ni, а также хромоникелевые с 1,5% Сг и 3,5% Ni, частично с 0,1% Мо. В Англии применяются стали, содержащие до 1% Сг, до 5% Ni и 0,25% Мо. В Англии применяется также и сталь 2/2, т. е. с 2% Сг, 2% Ni и 0,2% Мо. Во Франции в качестве наиболее высокопрочной применяется сталь, содержащая 0,9% Сг, 3% Ni и до 0,3% Мо. В Италии автомобильная фирма Фиат применяет [см. 1006] для средних шестерен сталь с 0,18% С, 1% Сг, 1% Мп и 1% Ni, а для крупных шестерен — сталь с 0,22% С, 1% Сг, 1% Мп и 1% Ni (отечественная цементуемая сталь 25Х2ГНТА обладает еще более высокой прочностью).

В Советском Союзе во время войны наряду с хромомарганцевой и хромомарганцевомолибденовой была разработана хромомарганцевотитановая цементуемая сталь, позднее стандартизованная как марка 18ХГТ. Исследования показали, что при одной и той же твердости хромомарганцевотитановая сталь обладает более высокой ударной вязкостью, чем такая же сталь без титана. Присадка титана уменьшает чувствительность стали к перегреву. Более высокое содержание хрома и марганца в хромомарганцевотитановой стали при низком содержании в ней углерода требовало бы применения почти безуглеродистых ферросплавов, а также ухудшало бы обрабатываемость, в то время как на свойствах стали это отразилось бы в небольшой степени, тем более что эта сталь не предназначена для замены наиболее высокопрочной стали типа 18Х2Н4ВА.

Для последней цели во время войны была разработана сталь, содержащая около 2% Сг, около 2% Ni, 1,1—1,4% Мп, 0,06—0,12% Ti и по механическим свойствам практически равноценная стали 18Х2Н4ВА. От аналогичной немецкой стали 2/2 она отличается, следовательно, тем, что содержит дополнительно марганец и титан.

В настоящее время применяются по техническим условиям [см. 634] из сталей такого типа: 18ХГСН2ВМ (ДИ-2), содержащая 0,14—0,21% С, 0,35—0,65% Si, 0,65—0,95% Мп, 1,1—1,6% Cr, 1,8—2,4% Ni, 0,5—0,8% W, 0,2—0,3% Мо, до 0,06% V, 18ХГСН2М (ДИ-4), легированная только молибденом (и до 0,06% V) при 1,4—2,0% Ni; 14ХГСН2 (ЭП176. ДИ-3) без вольфрама и молибдена с более низкой прочностью.

Исследования и производственный опыт послевоенного времени поз-

волили разработать ряд оригинальных марок высокопрочной цементуемой стали, не имеющих в стандартах других промышленных стран [см. ГОСТ 4543—61, 912, 611, 970]. Основная тенденция состоит в исключении молибдена; еще более широком использовании хрома, марганца и титана; повышении прочности цементуемой стали за счет более высокого содержания в ней углерода и в использовании добавки бора.

Как уже было отмечено выше, тенденция к повышению прочности и закаливанию сердцевины за счет повышения содержания углерода в стали оправдывается для многих областей применения даже в том случае, если это ведет к понижению пластичности и ударной вязкости. Эта проблема особенно актуальна в связи с тем, что повышение содержания углерода в цементуемой стали до количества его, характерного

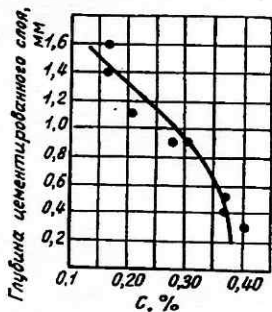


Рис. 216. Зависимость необходимой глубины цементированного слоя от содержания углерода в сердцевине (в стали)

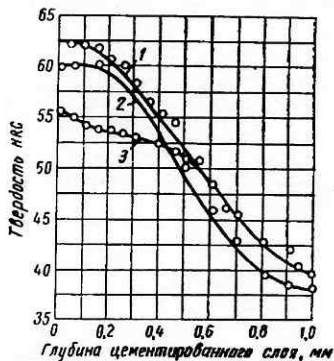


Рис. 217. Распределение твердости по цементированному слою стали 30ХГС при разной продолжительности выдержки в закалочной ванне. Температура ванны 280°С:  
1 — выдержка 15 мин; 2 — то же, 30 мин; 3 — то же, 45 мин

для улучшаемых сталей, не изменяя прочности цементированного слоя, облегчает замену цементуемых сталей, легированных дорогими или дефицитными элементами, и в то же время упрощает изготовление стали для таких целей, в частности выплавку ее в мартеновских печах. Кроме того, повышение содержания углерода в сердцевине позволяет уменьшать глубину цементации со всеми вытекающими отсюда выводами в экономическом и техническом отношении. Это иллюстрируется кривой рис. 216 [408], построенной по практическим данным.

Высокопрочные цементуемые стали с повышенным содержанием углерода в новом стандарте представлены сталями 30ХГТ и 25Х2ГН2ТА, которые можно применять и в качестве улучшаемых (вторая — с изотермической закалкой). Возможны, однако, и другие пути реализации этой тенденции. Так, например, для деталей диаметром или толщиной 30—35 мм оказалось возможным [354] получить в сердцевине сочетание высоких характеристик прочности, пластичности и вязкости при достаточно высокой твердости цементированного слоя путем изотермической закалки изделий из улучшаемой стали хромансил 30ХГС. Следует, однако, заметить, что для сохранения в цементированном слое твердости не ниже 60 HRC на наружной поверхности продолжительность выдержки

ки в закалочной ванне должна быть не слишком велика (рис. 217). Влияние размера заготовки на значения механических свойств, достигаемые после изотермической закалки с  $875^{\circ}$  в ванне с температурой  $300^{\circ}$ , можно видеть из приведенной выше табл. 34.

Высокие свойства сердцевины и цементованного слоя после цементации и обычной термической обработки были получены также на ряде других сталей с повышенным содержанием углерода, например у хромомарганцевомолибденовой, хромокремнемарганцевомолибденовой, хромокремнемарганцевомедистой [361]. Естественно, однако, что в цементуемую сталь, упрочняемую за счет углерода, во всяком случае целесообразно вводить молибден.

Применение среднеуглеродистой стали типа улучшаемой позволяет в ряде случаев принципиально иными путями разрешить проблему создания износоустойчивых деталей с высокой прочностью сердцевин. Так, например, уже давно применяли для определенных шестерен сталь с 0,3—0,35% С, 4,5% Ni и 1,5% Cr, закаливаемую на воздухе, или сталь с 0,3% С, 3% Ni и 1,3% Cr, закаливаемую в масле [41], причем в обоих случаях после низкого отпуска получается предел прочности до  $180 \text{ кг/мм}^2$ .

## 2. АЗОТИРУЕМАЯ СТАЛЬ

Специфика легирования азотируемой стали связана с влиянием легирующих элементов на структуру и свойства азотированного слоя, так как сердцевина изделия представляет собой конструкционную сталь, которую в зависимости от требуемых механических свойств можно применять либо после закалки и высокого отпуска, либо в отожженном или нормализованном состоянии.

Уже в начале развития азотирования как упрочняющей химико-термической обработки было обнаружено, что для получения прочно сцепляющегося с основой азотированного слоя, обладающего очень высокой твердостью, сталь должна быть легирована нитридообразующими элементами: алюминием, хромом, молибденом, ванадием, титаном и др. В настоящее время можно считать установленным [см. 185, 333 и др.], что при азотировании железа образуются только однофазные слои, из которых самый наружный, состоящий обычно из  $\epsilon$ -фазы ( $\text{Fe}_2\text{N}$ ), обладает невысокой твердостью ( $\sim 300 \text{ кг/мм}^2$ ). При азотировании же легированного феррита образуется двухфазный слой, состоящий из смеси  $\alpha$ -раствора и стойких нитридов соответствующих легирующих элементов. Нитриды обычно не видны под микроскопом и их присутствие сказывается только в усиленной травимости зерен твердого раствора. При азотировании легированной стали в слое образуются и карбонитридные фазы. Нитриды (игольчатой формы) могут выделяться и из твердого раствора при медленном охлаждении азотированных изделий, но с увеличением содержания легирующих элементов увеличивается устойчивость твердого раствора, так что нитриды из него не выделяют-ся и при медленном охлаждении.

Система, состоящая из твердого раствора и высокодисперсных нитридов, обуславливает очень высокую твердость азотированного слоя. Поэтому твердость слоя должна увеличиваться с увеличением количества и степени дисперсности нитридной фазы, а следовательно, и с уве-

личением содержания легирующих элементов. Из рис. 218 [421], относящегося к легированному ферриту, видно, что для нитридообразующих элементов такая зависимость и наблюдается. Никель и кобальт, не образующие нитридов, практически не влияют и на твердость слоя. Наиболее сильно твердость слоя повышают уже при содержании в количестве 2%: алюминий, хром, ванадий, титан. Из них алюминий и хром (до ~1,2% Al и до ~1,8% Cr) являются основными легирующими элементами наиболее распространенных сталей, предназначенных специально для азотирования (нитраллов).

Однако азотированию можно подвергать и стали, не содержащие алюминия, и вообще многие легированные конструкционные стали, инструментальные (например, сталь ХВГ для плунжерной пары топлив-

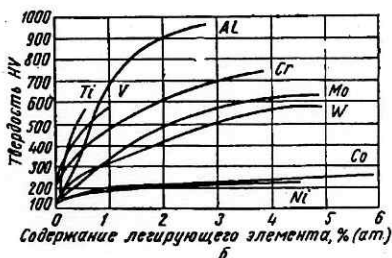
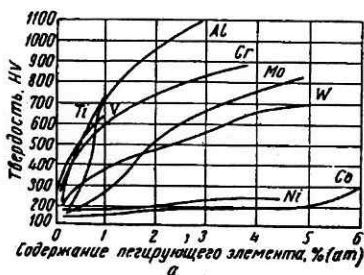


Рис. 218. Влияние легирующих элементов на твердость азотированного слоя: а — после азотирования 50 ч при 520° С; б — после повторного нагрева при 600° С

ных насосов, штамповые стали Х12Ф, 3Х2В8 и др.), нержавеющей, жаропрочные и др., так как эти стали содержат хром, а некоторые из них также молибден, вольфрам, ванадий. Правда, твердость азотированного слоя у безалюминиевых сталей ниже, как видно из примеров на рис. 219\*. Однако, кроме твердости, необходимо считаться с влиянием, оказываемым легирующими элементами на другие свойства азотированного слоя.

Глубину всего азотированного слоя и толщину зоны его, состоящей из смеси твердого раствора и дисперсных нитридов, легирующие элементы уменьшают. Распределение твердости по сечению они соответственно ухудшают (см. рис. 219). То же наблюдается с увеличением количества введенных элементов. Углерод понижает скорость диффузии азота в стали и поэтому также способствует уменьшению глубины слоя. В связи с тем, что многие азотированные детали работают при повышенных температурах, важное значение имеет влияние элементов на понижение твердости слоя при повторном нагреве. Из рис. 218, б видно, что после нагрева при 600° С твердость слоя в наименьшей степени понижается у феррита, легированного алюминием, ванадием, титаном, образующими наиболее стойкие нитриды. До температуры около 600° С твердость слоя устойчива и у сталей, легированных этими элементами. У сталей, легированных хромом, вольфрамом, молибденом, образующими менее стойкие нитриды, высокая твердость слоя сохраняется только при нагреве до 500—550° С, а не образующие нитридов

\* По данным Е. Г. Перельмана.



никель и кобальт на температуру разупрочнения слоя при нагреве не влияют [см. 421]. Понижение твердости азотированного слоя при нагреве может быть результатом коагуляции или окисления нитридов (или того и другого).

Некоторые элементы усиливают хрупкость азотированного слоя. Так влияет, например, титан, особенно при повышенном содержании его в стали. Значительная хрупкость азотированного слоя наблюдается у одного из наиболее распространенных нитраллоев — стали 38ХМЮА. Меньшая хрупкость слоя является достоинством многих безалюминиевых конструкционных сталей (например, сталей, приведенных на рис. 219, сталей 18Х2Н4ВА, 30Х2НВФА, 30ХНМФ, 30ХЗВА, 30ХЗМФ

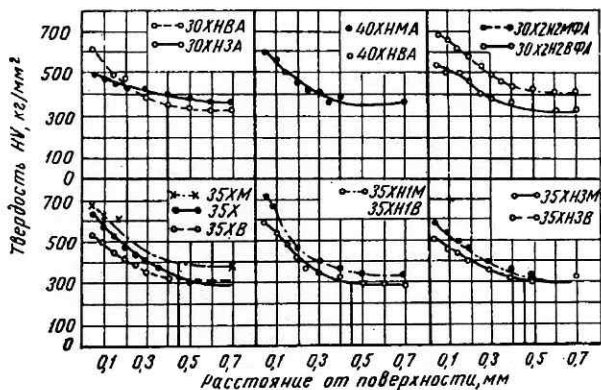


Рис. 219. Влияние легирующих элементов на твердость азотированного слоя. Азотирование 24 ч при 510° С

и др.), вследствие чего целесообразно подвергать их азотированию, несмотря на более низкую твердость азотированного слоя. Собственно говоря, при легировании таких сталей учитываются только требования, предъявляемые к сердцевине, а азотирование изготовленных из них изделий часто имеет целью не столько (или не только) повышение износостойкости, сколько увеличение усталостной прочности и коррозионной стойкости (у нержавеющей сталей азотирование ухудшает коррозионную стойкость, см. стр. 604), уменьшение чувствительности к надрезу, а по сравнению с цементацией — более высокую температуру разупрочнения слоя, меньшее коробление, опасность получения трещин, изменения размеров. Из сталей, легирование которых определяется только свойствами сердцевины, особенно хорошо воспринимают азотирование стали, содержащие >2,5—3% Сг, например водородоустойчивые (см. стр. 564), нержавеющие и др.

Но и при легировании нитраллоев необходимо учитывать также свойства сердцевины и влияние, которое может оказать на эти свойства азотирование (процесс или слой). О легировании, учитывающем свойства сердцевины и ее прокаливаемость, можно повторить все то, что было сказано выше о легировании улучшаемой стали. Влияние азотирования сказывается в понижении характеристик прочности и ударной вязкости. Как видно из примеров, приведенных в табл. 48 (по данным Е. Г. Перельмана), снижение прочности (и твердости) сопровождается

ТАБЛИЦА 48

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕКОТОРЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЛОЖНОГО АЗОТИРОВАНИЯ ПРИ 510° С 24 ч И ПОСЛЕ АЗОТИРОВАНИЯ (ЧЕТЫРЕХСТОРОННЕГО) ПО ТОМУ ЖЕ РЕЖИМУ

Сталь	$\sigma_s$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_b$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %	HRC	$a_k$ , кг/см <sup>2</sup> , при	
						+20° С	-40° С
<i>Обработка: 850° С, м., отпуск 550° С, 2 ч. — ложное азотирование — азотирование</i>							
30ХНЗА . . . . .	83	90	20	66	27	15,2	13,7
	68	80	24	70	21	14,8	—
	—	—	—	—	—	9,9	3,4
30ХНВА . . . . .	95	100	16	66	29	15,8	15,6
	73	83	22	69	21	14,6	—
	—	—	—	—	—	9,5	9,4
30ХН2МФА . . . . .	116	120	14	56	37	8,5	7,5
	92	97	17	63	30	8,2	6,5
	—	—	—	—	—	4,3	2,1
40ХНВА . . . . .	106	113	16	55	34	8,9	8,2
	83	93	20	62	28	8,2	7,8
	—	—	—	—	—	5,3	4,8
40ХНМА . . . . .	103	112	15	53	35	8,6	7,0
	82	95	20	61	27	8,4	6,8
	—	—	—	—	—	5,7	2,5
<i>Обработка: 940° С, м., отпуск 600° С, 2 ч. — ложное азотирование — азотирование</i>							
35ХЮА . . . . .	—	—	—	—	—	5,0	2,9
	—	—	—	—	—	3,3	0,93
	—	—	—	—	—	0,9	0,23
35ХВЮА . . . . .	—	—	—	—	—	8,5	5,6
	—	—	—	—	—	6,7	2,5
	—	—	—	—	—	4,1	0,84
38ХМЮА . . . . .	—	—	—	—	—	11,6	6,6
	—	—	—	—	—	10,5	3,0
	—	—	—	—	—	6,3	1,9

увеличением пластичности. Падение ударной вязкости обусловлено по крайней мере двумя факторами: развитием отпускной хрупкости, так как азотирование происходит в течение длительного времени в опасном интервале температур (зоне хрупкости), и наличием хрупкого поверхностного слоя. Второй фактор сказывается в том (табл. 48), что после азотирования ударная вязкость падает значительно сильнее, чем после обработки по режиму ложного азотирования. Таким образом, молибден и вольфрам здесь играют роль не только нитридообразующих элементов, но и элементов, ослабляющих отпускную хрупкость.

Падение ударной вязкости, обусловленное обратимой отпускной хрупкостью, может быть предотвращено за счет применения низкотем-

пературного процесса азотирования с катализаторами [355]. Хрупкость получаемого при этом азотированного слоя также меньше.

На углеродистой стали наблюдалось [350] сильное падение ударной вязкости в процессе азотирования, вызванное увеличением содержания азота во внутренних слоях за счет ускоренной диффузии его по границам зерен. Это наблюдалось в том случае, когда сталь до азотирования не подвергалась улучшению. При азотировании после улучшения на сорбит ударная вязкость не понижалась.

Из табл. 48 видно, что ударная вязкость сердцевины, получаемая после азотирования, тем выше, чем больше ее исходное значение. При высокой ударной вязкости сердцевины получается также более благоприятный переходный слой и уменьшается опасность отслаивания азотированного слоя. Поэтому предварительную (до азотирования) термическую обработку желательно выбирать такую, при которой обеспечивается по возможности высокая ударная вязкость. В частности, это относится к температуре отпуска. Хотя было показано (С. Ф. Юрьев), что твердость и глубина азотированного слоя с повышением температуры отпуска несколько уменьшаются, но с увеличением твердости сердцевины увеличивается хрупкость слоя (Н. А. Фертик).

Для повышения ударной вязкости сердцевины рекомендуется также изделия сравнительно простой конфигурации закаливать в воде, тем более что при этом и хрупкость азотированного слоя меньше.

Применяя дисперсионно твердеющие стали, у которых температура упрочняющего отпуска приблизительно совпадает с температурой азотирования, можно не только избежать понижения прочности при азотировании, но и получить высокопрочную сердцевину. Примером может служить применяемая в США сталь с 0,20—0,27% С, 1,0—1,3% Сг, 3,2—3,8% Ni, 0,2—0,3% Мо и 0,85—1,20% Al (нитраллой N), которая после дисперсионного твердения при азотировании имеет  $\sigma_s = 126 \text{ кг/мм}^2$ ,  $\sigma_b = 133 \text{ кг/мм}^2$ ,  $\delta = 15\%$ . Недавно там же была предложена [654] аналогичная сталь, но содержащая 0,2—0,25% С, 0,5% Сг, 5% Ni, 2% Al, 0,25% Мо и 0,13% V. В этой, как и в предыдущей стали, эффект дисперсионного твердения достигается за счет промежуточной фазы NiAl. Ее механические свойства после обработки по разным режимам приведены выше, в табл. 41, так как она рекомендуется и в качестве высокопрочной конструкционной. Из данных таблицы видно, что после обработки А сталь по прочности превосходит и нитраллой N. Температура ее упрочняющего отпуска (520°С) совпадает с температурой азотирования по разным режимам. Твердость азотированного слоя по шкале 15N составляет 93.

Состав и свойства отечественных и зарубежных азотируемых сталей можно найти в справочной литературе [ГОСТ 4543—61, 912, 481, 142 и др.].

### 3. СТАЛЬ ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ

Поверхностному упрочнению закалкой (главным образом при нагреве токами высокой частоты) принципиально можно подвергать любую сталь, содержащую достаточное количество углерода для получения требуемой поверхностной твердости (см. рис. 93). Легирование такой стали определяется размерами сечения сердцевины и требуемыми свойствами, т. е. принципами легирования стали конструкционного или другого назначения.

С точки зрения свойств закаливаемого (обычно тонкого) поверхностного слоя легирование, по крайней мере значительное, является излишним. Такая обработка может быть одним из способов экономии легирующих элементов. Поэтому для подвергаемых поверхностной закалке (вместо цементации или цианирования) изделий сравнительно небольших размеров, например шестерен, чаще всего применяют углеродистые стали с 0,4—0,7% С или хромистые типа 40Х, к которым обычно не предъявляли никаких специальных требований, за исключением того, что они должны обладать малой склонностью к укрупнению зерна.

Однако в последнее время работы К. З. Шепеляковского и др. [см. 655], результаты которых широко проверены в производственных условиях, показали, что поверхностно закаливаемые изделия следует изготавливать из стали с определенными свойствами, связанными со спецификой их применения. В основном это должны быть стали двух типов: 1) общего назначения с малой склонностью к закалочным трещинам и 2) пониженной прокаливаемости.

Требование малой склонности к закалочным трещинам у стали первого типа обусловлено необходимостью охлаждать изделия водяным душем с большой скоростью, тем более что при закалке т. в. ч. трещины образуются легче, чем при обычной закалке. Прокаливаемость у такой стали может быть обычная для углеродистой стали с 0,4—0,7% С, чтобы обеспечивать закалку на глубину до 4—5 мм. Применение стали второго типа с пониженной прокаливаемостью позволяет получать на изделиях с тонким сечением, шестернях со средним модулем и др. закаленный на мартенсит слой малой толщины при почти сквозном («глубинном») нагреве, осуществляемом при помощи стандартного генератора сравнительно небольшой мощности. Такая обработка может быть включена в поточную или автоматическую линию. В результате расширяются возможности замены легированной цементуемой стали и экономии легирующих элементов, в том числе никеля.

Малая чувствительность стали к закалочным трещинам достигается, как известно (см. стр. 333), главным образом тем, что при температуре нагрева сталь имеет мелкое зерно аустенита. В работе [655] для этого рекомендуется, кроме введения алюминия, понизить содержание марганца в стали до 0,2—0,3%, ввести в нее 0,1—0,15% Ti и отказаться при выплавке от раскисления кремнием, а раскислять только углеродом и алюминием, что в соответствии с данными [231, 697] также уменьшает склонность к закалочным трещинам.

Сталь для поверхностной закалки второго типа обычно содержит 0,5—0,75% С (содержание углерода может быть и несколько иным). Пониженная прокаливаемость у этой стали достигается уменьшением до возможных пределов содержания примесей (марганца, кремния и др.) и остаточных легирующих элементов (хрома, никеля и др.) и введением малых добавок алюминия, титана, ниобия, ванадия и т. п. Второе имеет целью сообщение стали малой склонности к росту зерна при нагреве и получение стойких фаз, играющих роль зародышевых центров разложения аустенита при охлаждении. Способ выплавки, при котором кремний (и марганец) не применяется как раскислитель [231], также способствует понижению прокаливаемости.

Содержание марганца в стали пониженной прокаливаемости должно быть во всяком случае меньше 0,2%. По-видимому, при выплавке в мартеновских печах оно может составлять в среднем около 0,15%.

так как сталь содержит больше серы, которая связывая марганец, ослабляет его влияние на прокаливаемость (см. стр. 176). В электро-стали, содержащей меньше серы, желательно иметь  $<0,1\%$  Мп. При-садка  $\sim 0,2\%$  Ti дополнительно понижает прокаливаемость (введение для этой цели ниобия, ванадия, циркония менее экономично) в том случае, если алюминия вводится около  $0,04\%$ . При введении около  $0,08\%$  Al добавка титана уже не понижает прокаливаемости [655], од-нако  $0,1-0,15\%$  Ti вводится в сталь и в этом случае для устранения краснотемкости при пластическом деформировании вследствие низкого содержания марганца (см. стр. 92).

Из рис. 220 [655] видно, что низкая прокаливаемость сталей второго типа сохраняется только до некоторой температуры нагрева, связан-ной, по-видимому, с растворением стойких фаз и началом укрупнения зерна. Чем выше эта температура, тем, очевидно, удобнее для поверх-ностной закалки данная сталь, так как допустимый интервал темпера-тур нагрева для закалки шире. Прокаливаемость сталей второго типа (способ ее определения см. на стр. 170) разной выплавки и с разным содержанием углерода, но при приблизительно одинаковой ве-личине зерна показана в табл. 49 [655].

Прочность при изгибе, усталост-ная и контактная прочность у по-верхностно закаленных деталей из сталей пониженной прокаливаемости практически такие же, как у оди-наковых деталей из легированных цементуемых сталей, в том числе хро-моникелевых, а по ударной вязкости при одинаковой поверхностной твердости они заметно превосходят цементуемые хромоникелевые.

ТАБЛИЦА 49

ГЛУБИНА ЗАКАЛЕННОГО СЛОЯ (ДО 45 HRC) У ОБРАЗЦА ДИАМЕТРОМ 12,5 мм ПОСЛЕ СКВОЗНОГО ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА ДЛЯ РАЗНЫХ СТАЛЕЙ Пониженной ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Способ выплавки	C %	Величина зерна, баллы	Твердость, HRC		Температура ис-чезновения фер-рита $t_1$ , °C	Температура на-чала увеличения прокаливаемости $t_2$ , °C	Глубина слоя, мм. при закалке с температуры	
			поверхно-сти	сердцеви-ны			$t_1$	$t_2$
Электросталь . . .	0,52	7	66	33	795	900	2,7	3,2
	0,57	8	63,5	35,5	785	920	2,7	3,5
	0,75	8	66	40	790	820	3,6	4,5
Мартеновская . .	0,54	8	66	32	800	1000	1,9	1,9
	0,65	6—7	65	35	795	940	2,4	3,2

Глубина закаленного слоя (HRC > 45), мм

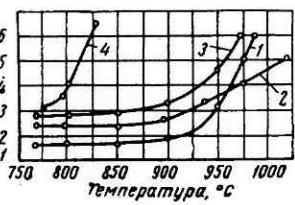


Рис. 220. Зависимость прокаливаемости сталей второго типа от температуры нагрева под закалку:  
1 — дуговая плавка с 0,52% С и 0,02% Мп;  
2 — мартеновская плавка с 0,65% С и 0,15% Мп; 3 — дуговая плавка с 0,52% С и 0,08% Мп; 4 — дуговая плавка с 0,75% С и 0,08% Мп

# ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

К этой группе мы относим стали, которые по своему применению являются конструкционными, но легирование и обработка которых определяется не только механическими свойствами, но и некоторыми специальными условиями работы изготавливаемых из них изделий. Таковы, например, стали и сплавы для пружин, износостойкие стали и сплавы.

## 1. ПРУЖИННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

От пружинной стали требуется высокий предел упругой деформации, характеризуемый обычно пределом текучести ( $\sigma_{0,01}$  или  $\sigma_{0,2}$ , иногда  $\sigma_{0,002}$ ), при удовлетворительной пластичности; высокая усталостная и часто вибрационная прочность; релаксационная стойкость; высокий модуль упругости. Кроме того, в зависимости от условий работы пружинная сталь должна обладать теплоустойчивостью (жаропрочностью), коррозионной стойкостью, малым температурным коэффициентом модуля упругости, немагнитностью, электропроводностью. Эти свойства могут требоваться порознь или одновременно. Важную роль играют также некоторые технологические свойства. Пружинная сталь должна, например, быть мало чувствительна к перегреву и к обезуглероживанию. Обезуглероживание особенно опасно, так как понижает не только прочность поверхностного слоя, но и усталостную прочность пружины.

Углеродистые стали применяют в основном для пружин (часовых, патефонных, рессор и др.), навиваемых из холоднокатаной ленты и холоднотянутой проволоки и затем подвергаемых закалке и отпуску. Обычно для этой цели применяют выплавляемые в мартеновских печах качественные стали. Механические свойства регулируются содержанием углерода, которое может колебаться от 0,5 до 1,15%, и частично условиями отпуска после закалки.

Легирование пружинной стали с обычными свойствами имеет главной целью повышение прокаливаемости. Попутно, однако, легирующие элементы влияют — прямо или косвенно — на другие свойства стали, причем это влияние может быть и положительным, и отрицательным. К элементам, наиболее часто вводимым в пружинно-рессорную сталь,



относятся кремний, марганец, хром, ванадий — порознь или в разных сочетаниях. В последнее время показана целесообразность дополнительного легирования такой стали бором и титаном в малых количествах, а также молибденом или вольфрамом.

Кремний, не образующий в стали карбидов, кроме прокаливаемости, повышает ее предел текучести и устойчивость мартенсита против отпуска и образует фазы, вытягивающиеся в направлении деформирования. Это вызывает анизотропность свойств (см. стр. 282), которая в обычной конструкционной стали становится недостатком, а в пружинно-рессорной стали — достоинством, так как при этом увеличивается ударная вязкость в направлении деформирования. Кремний смещает также минимум релаксации в сторону более высоких температур отпуска и повышает сопротивление стали релаксации [см. 372]. В то же время кремний влияет и отрицательно, способствуя обезуглероживанию стали и графитизации (получению черного излома).

Марганец, повышающий прокаливаемость сильнее кремния, также способствует возникновению анизотропности (см. стр. 281). Он особенно желателен в стали, из которой изготавливаются пружины или рессоры значительной толщины. В отличие от кремния марганец не способствует обезуглероживанию и графитизации, но увеличивает чувствительность стали к укрупнению зерна. Легируя сталь марганцем и кремнием одновременно, можно использовать положительное влияние обоих элементов и в то же время ослабить отрицательное влияние кремния.

Хром используется как легирующий элемент в пружинной стали и самостоятельно, например, в количестве  $\sim 1\%$  при  $\sim 0,5\%$  С. Его основная роль, как и других карбидообразующих элементов, заключается в повышении релаксационной стойкости пружин. Однако чаще всего хром вводится в сочетании с другими элементами, главным образом с кремнием, марганцем, ванадием. В сочетании с кремнием ( $1-1,5\%$ ) хром заметно повышает устойчивость стали против отпуска, особенно при содержании его 2,5—3,0%, и уменьшает или даже устраняет опасность графитизации (получения черного излома) при отжиге. Широкое применение имеет хромомарганцовистая сталь типа 55ХГ, в которой при повышенной прокаливаемости сохраняется индивидуальное положительное влияние марганца. Благоприятно сочетание хрома с ванадием, который также повышает устойчивость против отпуска. Практически применяется в качестве пружинной сталь 50ХФ. Очень хорошо зарекомендовала себя для манометрических пружин сталь с 0,18% С, 6% Сг, 0,35% Мо, 0,15% V, обычно не относящаяся к группе пружинных и применяемая для других целей.

Однако для многих применений в современной технике и кремне-марганцовистые, и хромомарганцовистые стали по упругости, релаксационной стойкости, а также по прокаливаемости, склонности к укрупнению зерна и др. уже недостаточно подходят. Поэтому в последнее время изучалась возможность использования присадок бора и титана для улучшения свойств пружинных сталей подобного типа, в частности 55ХГ и 55СГ2. При этом было установлено [135], что бор в количестве 0,003% и в этих сталях сильно увеличивает прокаливаемость и одновременно повышает предел упругости, а добавка одновременно 0,06% Ti дополнительно повышает прокаливаемость предположительно за счет усиления эффективности бора из-за лучшего раскисления и деазотирования стали. У стали, легированной одновременно титаном и бором,