

М. П. БРАУН

**ВЛИЯНИЕ  
ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ  
на СВОЙСТВА  
СТАЛИ**



ГОСУДАРСТВЕННОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО  
*технической литературы СССР*  
Киев — 1962

6П3.1  
Б87

ГОСУДАРСТВЕННАЯ  
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ  
БИБЛИОТЕКА СССР

3150  $\frac{2}{63}$

41  
49125

В книге излагаются результаты исследований, выясняющих влияние легирующих элементов на склонность к хрупкому разрушению конструкционной стали, рост зерна при термической обработке и на превращения аустенита; приводятся изотермические и термокинетические диаграммы легированной стали.

Значительное внимание уделяется изучению механических и технологических свойств стали в связи с ее легированием и модифицированием.

Приводятся данные о прочности, пластичности и вязкости низколегированных и комплекснолегированных сталей в изделиях крупных сечений, а также рекомендации по рациональному применению сталей с целью экономии никеля, молибдена и других дефицитных металлов.

Книга рассчитана на научных и инженерно-технических работников — металлургов и термистов.

Рецензент В. Г. Пермяков, д-р техн. наук

Редакция литературы по вопросам машиностроения и транспорта  
Заведующий редакцией инж. Г. П. Кудряцев

## ВВЕДЕНИЕ

Вопросы рационального использования легированной стали в промышленности имеют важное народнохозяйственное значение.

Многочисленными исследовательскими работами доказано, а практикой подтверждено, что путем соответствующего легирования можно получить сталь высокой прочности. Проблема же снижения хрупкости легированной стали еще не решена. Поэтому существенный интерес представляет исследование влияния легирующих элементов на склонность стали к хрупкости различного вида, особенно к отпускной хрупкости первого и второго рода.

В последние годы опубликовано значительное число работ, посвященных исследованию процессов выделения карбидов из раствора при отпуске закаленной легированной стали, а также влияния легирующих элементов на превращения стали в так называемой промежуточной области (бейнитное превращение стали). В этих вопросах нет еще полной ясности, имеются противоречивые данные, в связи с чем необходимо сделать некоторые обобщения, а также провести дальнейшие обширные исследования.

Значительный интерес представляет изучение характера изломов легированной стали с привлечением таких методов, как электронофрактография и рентгенография.

Очень важно для конструктора и технолога знать такие характеристики стали, как изменение основных механических свойств в зависимости от режима термической обработки, усталостная прочность, прокаливаемость, сопротивляемость динамическим нагрузкам и др.

Перечисленным выше вопросам посвящена основная часть материалов, публикуемых в книге. В отдельном раз-

деле изложены результаты работ в области модифицирования литой легированной стали редкими элементами. В последних главах книги приведены данные о свойствах сталей в крупных изделиях, а также затронуты вопросы рационального применения низколегированных сталей в машиностроении.

Книга написана на основании исследований, проведенных автором на ряде передовых заводов Советского Союза.

В проведении экспериментов большая помощь автору была оказана работниками Ново-Краматорского машиностроительного завода.

### ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СКЛОННОСТЬ СТАЛИ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Наиболее важным вопросом в области легирования стали является выяснение ее склонности к хрупкому разрушению: после отпуска, в результате влияния низких температур, надреза, вызывающего концентрацию напряжений, или перегрева при термических операциях.

Представляется возможным путем рационального легирования стали и соответствующей термической обработки обеспечить достижение высокого уровня ее прочностных свойств. Однако высокие вязкость и пластичность могут быть получены в результате такого легирования или такой термической обработки, которые часто являются неприемлемыми в производственных условиях, что явилось причиной постановки многочисленных исследований, посвященных выяснению природы хрупкости стали [13, 14].

Существует предположение, что природа отпускной и тепловой хрупкостей является единой, и, следовательно, легирующие элементы в равной мере влияют на оба вида хрупкости. С помощью определения уровня сопротивления ударному разрушению стали в «вязком» и «хрупком» состоянии при различных температурах испытания устанавливается не только порог «хладноломкости», но и температурный интервал падения вязкости между «вязким» и «хрупким» состояниями (рис. 1).

Результаты исследований [18] свидетельствуют о том, что изменение содержания углерода в легированной стали в пределах 0,016—0,25 % не вызывает отпускной хрупкости. При легировании стали кремнием (до 1,88 %), никелем (до 4,65 %) или хромом (до 4,8 %) — отпускная хруп-

кость также не возникает. Однако при совместном легировании кремнием и никелем или хромом и никелем, несмотря на низкое содержание углерода и относительно незначительную добавку легирующих элементов (никель, кремний), отпускная хрупкость проявляется в значительной мере.

В железоуглеродистых и железоуглеродистофосфористых сплавах отпускная хрупкость не наблюдается, если содержание углерода не превышает 0,015%. Однако введение в эти сплавы марганца или хрома вызывает возникновение отпускной хрупкости. Возникновение хрупкости

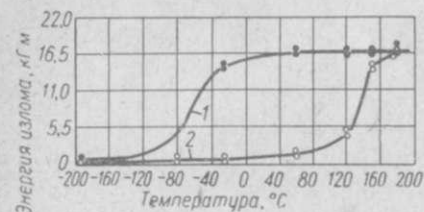


Рис. 1. Изменение ударной вязкости хромоникелевой стали (0,12% С; 1,5% Cr; 3,5% Ni) в зависимости от температуры испытания:

1 — вязкое состояние; 2 — хрупкое состояние.

Молибден (0,5%) и вольфрам (1%) значительно уменьшают склонность хромомарганцевой стали (0,2—0,27% С; 0,95—1% Mn и 0,95—1,05% Cr) к отпускной хрупкости, особенно после отпуска при температуре 480°. Однако при содержании их в большем количестве (1% Mo и 2% W) эти элементы не препятствуют возникновению отпускной хрупкости. Если же сталь отпущена при 540°, то молибден и вольфрам независимо от их количества повышают температуру перехода стали в хрупкое состояние [28].

Для того чтобы выяснить, в какой мере возможно понизить склонность стали к хрупкому разрушению путем легирования и соответствующей термической обработки, были проведены эксперименты на конструкционной хромоникелевой (0,3% С; 1,5% Cr; 1,5% или 2,5% Ni) и хромоникелемарганцевой (0,3% С; 1,2% Cr; 1% Mn; 1,5% или 2,5% Ni) стали. Стали дополнительно легировались титаном, ванадием, ниобием, вольфрамом, молибденом, алюми-

нием в малых и повышенных количествах; применялось также легирование комплексом элементов. Образцы Менаже закаливались от нормальной и от высокой (1000°) температуры и отпускались при различных температурах на «вязкое» и «хрупкое» состояние. Испытания проводились при различных температурах: от +350 до -180°.

Результаты экспериментов позволили выяснить следующее. Вопреки распространенному мнению, дополнительное легирование стали ванадием, титаном, ниобием или алю-



Рис. 2. Вид изломов хромомарганценикелевой стали, дополнительно легированной вольфрамом (0,07%) и алюминием (0,3%), в зависимости от температуры закалки и отпуска (охлаждение в воде).

минием в малых количествах (0,05—0,1%) не вызывает существенного повышения вязкости закаленной и отпущенной стали. Малые же добавки молибдена и вольфрама способствуют изменению вида излома: явнокристаллический хрупкий превращается в скрытокристаллический вязкий. Различное влияние титана, ванадия, ниобия, с одной стороны, и молибдена и вольфрама, с другой, на уровень вязкости и вид излома стали может быть объяснено значительной разницей сил межуатомных связей углерода с элементами одной и другой группы, следствием чего является неодинаковое легирование зерен аустенита.

Легирование стали молибденом, вольфрамом или алюминием в средних количествах (0,3% Mo; 0,7% W и 0,18% Al) при нормальных условиях термической обработки способствует значительному измельчению зерна и повышению вязкости. Особенно эффективно влияние алюминия (рис. 2).

Отпуск при 350—500° стали, закаленной от высокой температуры, сопровождается заметным ростом зерна в

изломе, независимо от характера и степени дополнительного легирования. Наблюдение строения изломов при больших увеличениях микроскопа, т. е. с использованием метода фрактографии, показывает, что изломы в этом случае характеризуются кристаллическими, блестящими участками — сколами, уменьшение количества которых сопровождается повышением вязкости. После отпуска при 350—500°, независимо от скорости охлаждения, излом со-

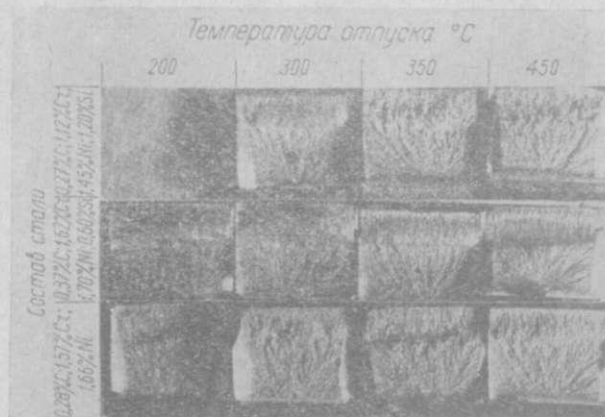


Рис. 3. Вид изломов стали, закаленной при 850° и отпущенной при 200, 300, 350 и 450° (охлаждение в печи).

провождается разрушением кристаллитов по плоскостям спайности. Он характеризуется наличием мелких светлых, плоских фасеток, вследствие прохождения трещин разрушения по самим зернам.

Таким образом, после отпуска при 350—500° хрупкость повышается в связи с возникновением большого количества сколов зерна в изломе (рис. 3).

Даже после отпуска при 600—650° на «вязкое» состояние стали в изломе все еще сохраняются значительные области блестящих мелких сколов зерна, часто расположенных в одной плоскости, хотя доминирующая часть площади представляется темно-серой без следов блестящих сколов и имеет скрытокристаллическое строение. Такое смешанное строение излома свидетельствует о понижении вязкости стали. Таким образом, представление о том, что быстрое охлаждение (в воде при температуре 20°) стали после

отпуска при 550—650° полностью подавляет хрупкость, является неверным.

Процессы, обуславливающие развитие хрупкости, совершаются в известной мере даже при скорости охлаждения более 150 град/сек. Трудно представить, чтобы при столь быстром охлаждении имели место коагуляция карбидов или их какое-то перераспределение. Наличие мелких кристаллических сколов на основном фоне скрытокристаллического строения можно объяснить адсорбцией углерода и некоторых легирующих элементов (например, хрома, марганца) в приграничных зонах кристаллов, так как даже после закалки от высокой температуры кристаллы мартенсита значительно отличаются по степени легирования приграничных зон толщиной в несколько атомных слоев.

Легирование стали малыми добавками элементов, по-видимому, приводит к возникновению в процессе термической обработки избирательной адсорбции поверхностно-активных по отношению к  $\gamma$ - и  $\alpha$ -раствору элементов на гранях растущих кристаллов, в результате чего грани покрываются адсорбционным слоем, который препятствует дальнейшему росту кристалла. Согласно В. К. Семенченко наиболее устойчивыми являются кристаллики, возникающие в конце кристаллизации, когда исходный маточный раствор обогащен адсорбционным слоем, который препятствует поглощению мелких зерен более крупными.

Необходимо отметить, что пограничные слои, образующиеся вследствие адсорбции, обладают особыми свойствами и играют тем большую роль, чем выше степень дисперсности системы (т. е. чем меньше размеры частиц).

Согласно исследованиям В. К. Семенченко в процессе адсорбции более слабые ионы вытесняют из поверхностных слоев более сильные. Поэтому можно полагать, что при введении в сталь сильных карбидообразующих элементов будет происходить вытеснение ионов углерода из поверхностных слоев, чем будет затруднено обособление карбидов. Имеются предположения, что наиболее поверхностно-активными элементами по отношению к аустениту являются углерод, кремний, фосфор, алюминий, в известной мере молибден и вольфрам.

При нагреве до 1000—1100° стали, содержащей повышенное количество марганца и хрома (слабых карбидообразующих элементов), эти элементы ослабляют межатомные силы связи углерода с титаном, ванадием и ниобием,

которые переходят в аустенит и могут адсорбироваться на границах его зерен.

Процесс значительно усложняется при отпуске стали. В результате отпуска образуются две фазы: феррит и карбид. Меньшей растворимостью в феррите отличаются кремний, никель и марганец. Вследствие большой растворимости в феррите слабой поверхностной активностью обладают алюминий и хром. Фосфор является весьма поверхностно-активным к ферриту. Вольфрам и молибден также активны, но они сильнее растворяются в цементите и обладают значительными силами связи с углеродом.

Исходя из вышеуказанных соображений, следует ожидать, что наиболее поверхностно-активными на границе раздела фаз феррит — карбид будут такие элементы, как фосфор, кремний, никель, алюминий, марганец, хром. Таким образом, при усилении адсорбционного эффекта вследствие отпуска стали происходит обогащение приграничных областей зерна в незначительных количествах марганцем, кремнием, никелем, углеродом и особенно сильно фосфором. Следовательно, в результате закалки стали по границам бывшего аустенитного зерна образуется адсорбционный слой устойчивого легированного аустенита с карбидами таких элементов, как вольфрам, молибден, ниобий.

Отпуск стали приводит к распаду аустенита адсорбционного слоя в мартенсит, либо в смесь мартенсита с троцитом, что при наличии хрупких фаз (типа фосфидов, карбидов) вызывает резкое понижение прочности и вязкости. Адсорбционный эффект, возникающий в результате самого отпуска, также приводит к обогащению границ раздела основных фаз (феррита и цементита) соединениями типа фосфидов и интерметаллидов. Наслоение обоих эффектов адсорбции понижает вязкость стали. В зависимости от преобладания одного эффекта над другим излом может происходить либо по границам зерен бывшего аустенита, либо по границам зерен сорбита.

Процессы выделения карбидов при отпуске являются сложными, так как при этом происходит диффузия углерода, железа, легирующих элементов и преодолевается тем большее количество внутренних связей, чем более легирована сталь. Положительное влияние молибдена, вольфрама, ниобия (при содержании 0,4%) на снижение склонности к хрупкости стали связано с тем, что эти элементы

слабо адсорбируются на границах зерна, а адсорбируясь на поверхности выделяющихся железомарганцевохромистых карбидов, затрудняют их дальнейшее выделение на границах зерна стали.

Наиболее убедительно объясняет механизм отпускной хрупкости теория, согласно которой это явление представляет собой следствие междузеренной сегрегации растворенных атомов в процессе старения или замедленного охлаждения при отпуске в пределах тех температур, при которых развивается хрупкость. Эта «равновесная» сегрегация понижает силы связи на прерывностях решетки, особенно по границам зерна аустенита. Высказывается мысль, что хрупкие границы зерен при травлении являются катодом по отношению к самим зернам.

Данные, приведенные на рис. 4, показывают, что добавки молибдена, вольфрама и ванадия к стали увеличивают притяжение между атомами и тем препятствуют развитию хрупкости. Легирование 0,5 и 0,75% Мо понижает хрупкость хромомарганцевой стали, особенно при более высоких температурах отпуска.

Весьма интересным является то, что комплексные добавки молибдена и ванадия или молибдена и вольфрама

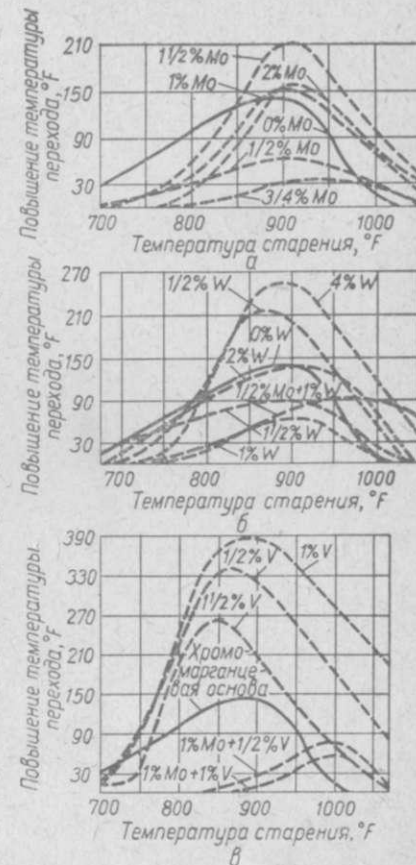


Рис. 4. Зависимость температуры перехода в хрупкое состояние от температуры старения стали легированной: а) молибденом; б) вольфрамом; в) ванадием, молибденом и ванадием.

препятствуют развитию хрупкости при относительно высоких температурах.

При температурах отпуска ниже 480° хромомарганцевая сталь, легированная комплексами Mo + W и Mo + V отличается весьма слабым развитием склонности к хрупкости, практически такая сталь не склонна к хрупкости при отпуске до 500° [27].

Оптимальное содержание ниобия, обеспечивающее почти полное устранение отпускной хрупкости стали,



Рис. 5. Вид изломов хромоникелевой стали, дополнительно легированной ниобием.

содержащей 0,4—0,5 % С и 1,5—2,0 % Мп, при температуре 450—500° — 0,25 %. При температуре отпуска 500—550° ниобий снижает хрупкость стали, если его содержание достигает 0,10—0,20 %.

На рис. 5 представлены изломы хромоникелевой стали, дополнительно легированной ниобием.

Анализ карбидного осадка показал, что ниобий (0,10 %) после закалки от 850—880° находится не только в карбидах, но и в твердом растворе. Таким образом, ниобий, растворяясь в аустените марганцевой стали, увеличивает его устойчивость, тогда как в немарганцевых сталях ниобий в аустените почти не растворяется даже при нагреве до 1000° [9].

Карбидный анализ хромистониобиевой стали показывает, что при нагреве до 1000° в твердом растворе находится всего 0,03 % ниобия (сталь содержит 0,5 % Nb), а при нагреве до 1200° — 0,10 % Nb. При закалке хромистой стали с 1000° ее склонность к отпускной хрупкости умень-

шается почти в 1,5 раза. После же закалки от 1000° стали, содержащей 2 % Сг, 0,6 % W и 0,5 % Nb ее склонность к хрупкости резко повышается. Однако в хромомолибдено-ниобиевой стали карбид ниобия, по-видимому, взаимодействует с молибденом, в результате чего образуются сложные ниобиевомолибденовые карбиды, чем ослабляется влияние молибдена на хрупкость стали. В карбиде ниобия может растворяться значительное количество молибдена [8].

Данные о влиянии ванадия на отпускную хрупкость стали весьма противоречивы. Если содержание ванадия менее 0,3 %, он мало влияет на склонность стали к хрупкости; при содержании более 0,3 % он повышает ее.

Было установлено также, что при содержании 0,5 % циркония в хромистой стали, ее склонность к хрупкости значительно снижается [8, 12].

Титан повышает вязкость хромомарганцевой стали, дополнительно легированной молибденом и ванадием. Влияние малых добавок титана наиболее эффективно в стали, содержащей никель, марганец и другие элементы, растворяющиеся в феррите, однако в сталях, содержащих карбидообразующие элементы (Сг, Мо, V) влияние добавки титана слабее.

Для наиболее важной в производственных условиях температуры отпуска 550—650° число легирующих элементов, в какой-то мере способствующих понижению склонности стали к хрупкости, уменьшается. Более или менее эффективными помимо молибдена являются вольфрам (0,7—1,2 %) и ниобий (0,4 %) и, лишь в ограниченной мере, ванадий.

На основании многочисленных экспериментов выясняется, что наличие повышенного количества никеля в стали несколько не понижает склонности к хрупкому разрушению. При сравнении изломов сталей, дополнительно легированных молибденом или вольфрамом, выясняется, что у стали с большим содержанием никеля кристаллические участки выражены слабее и проявляются после отпуска при более высоких температурах (рис. 6). По-видимому, обогащение приграничных зон кристаллов легирующими элементами может привести к образованию тонких пленок интерметаллических соединений никеля с ванадием, титаном, вольфрамом, молибденом и др. [4].

В зависимости от типа и размеров кристаллической решетки интерметаллид может различно влиять на проч-

ность и вязкость основной фазы (феррита) и ее смеси с карбидом той или иной степени легированности и дисперсности. Напряжения, возникающие с образованием интерметаллидов никель — ванадий, никель — титан, никель —

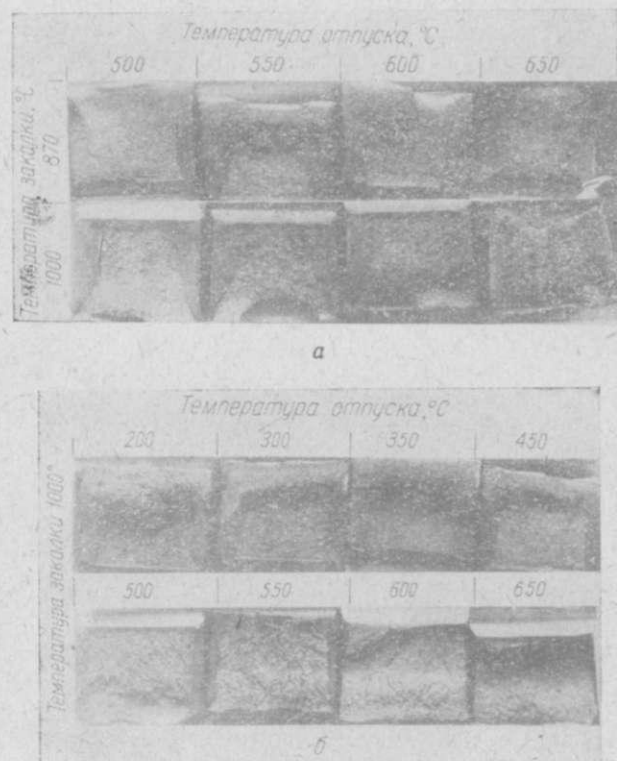


Рис. 6. Вид изломов хромомарганецникелевой стали (2,2% Ni), дополнительно легированной вольфрамом (0,13%) в зависимости от температуры заковки и отпуска:

а — охлаждение в воде; б — охлаждение в печи.

ниобий, могут оказаться несравненно большими, чем при образовании интерметаллидов никель — вольфрам или никель — молибден, что и определяет различное влияние на вязкость стали повышенного содержания никеля в присутствии элементов одной либо другой группы.

Развитие хрупкости стали при отпуске обычно связы-

вают с наличием карбидообразующих элементов. Опыты, однако, показывают существенное влияние на отпускную хрупкость второго рода некарбидообразующего элемента алюминия. Изломы стали, дополнительно легированной алюминием в количестве 0,18%, отличаются значительной вязкостью, особенно после отпуска в пределах температур 500—650°. При больших увеличениях обнаруживается скрытокристаллическое («губчатое») строение изломов с небольшими областями мелких кристаллических сколов.

Проявление отпускной хрупкости связано, как известно, с возникновением кристаллического излома. Рентгенографические наблюдения крупнокристаллического излома показывают, что при хрупком разрушении происходит измельчение когерентных областей, т. е. разрушение кристалликов. Начинается разрушение с трещинок, возникающих в отдельных кристалликах, которые неблагоприятно ориентированы по отношению к силовому полю. Об этом судят на основании размытости интерференционных линий, вызываемых малой величиной кристалликов (размером когерентных областей) и неоднородностью периода решетки.

Фрактографические наблюдения показывают, что излом стали, не проявившей отпускной хрупкости, характеризуется расколом по зернам и представляется в виде мелких, светлых фасеток. Фасетки располагаются в одной и той же плоскости, что указывает на малые различия в ориентации зерен. У стали, проявившей отпускную хрупкость, излом состоит из больших, матовых криволинейных фасеток.

Электроннометаллографические наблюдения показывают, что структурные изменения происходят в очень малых областях, толщиной не более 1000 Å по границам зерен и вызывают понижение связи между зернами [30]. Наличие изменений по границам зерен дает основание считать, что хрупкость связана с явлениями, происходящими только в определенных плоскостях зерна, где возможны два процесса: 1) обогащение границ некоторыми элементами, но без выделения новой фазы и 2) образование новой фазы по границам зерна.

Влияние таких карбидообразующих элементов как молибден на снижение склонности стали к отпускной хрупкости обычно объясняют образованием более стабильных



карбидов в пределах зерна, хотя более правильно полагать, что молибден адсорбируется на хромомарганцевых карбидах и затрудняет их обособление.

Эффект отпускной хрупкости стали связан с неоднородностью зерна по составу, т. е. со степенью гомогенности зерна аустенита и феррита и с обогащением пограничных областей зерна (и субзерна) некоторыми элементами, например, марганцем, хромом, углеродом и др. Необходимо отметить, что имеющиеся представления об исключительном влиянии молибдена на отпускную хрупкость являются неоправданными. Известно, например, что, несмотря на введение в хромистую сталь 0,25% Мо, после 24-часового отпуска при 525° она остается такой же хрупкой, как и безмолибденовая.

Наличие отпускной хрупкости у безуглеродистых сплавов показывает, что углерод оказывает существенное влияние на хрупкость только при легировании стали.

Таким образом, эффект хрупкости, возникающей в результате отпуска с медленным охлаждением, следует связать, по крайней мере, с такими факторами: а) степенью легирования аустенита и его гомогенизации; б) степенью развития пограничных адсорбционных явлений. По-видимому, главную роль в развитии хрупкости играет соотношение между вязкостью легированной матрицы и вязкостью областей, обогащенных хрупкой фазой.

При легировании конструкционной стали нужно учитывать влияние легирующих элементов на хладноломкость; легирование должно обеспечивать достаточную вязкость стали.

Согласно исследованиям автора наблюдается общая закономерность изменения ударной вязкости в зависимости от температуры отпуска; она не связана со степенью и характером дополнительного легирования хромоникелевой стали. Минимум вязкости относится к интервалу температур 400—500°: падение вязкости в области средних температур отпуска незначительно и составляет не более 0,5  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ . Степень развития хрупкости при низких и средних температурах отпуска возрастает с увеличением содержания молибдена и вольфрама и повышением температуры закалки. У хромоникелевой стали, дополнительно легированной молибденом, вольфрамом или комплексом элементов, в резкой форме выявляются две зоны хрупкости, иногда значительно отстоящие друг от друга по темпера-

турной шкале. Первая зона относится к температуре 300—350°, вторая — к температуре 450—500°.

У стали, дополнительно легированной комплексом, включающим ванадий, наблюдается низкая вязкость (1—2  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ ) вплоть до 600°.

Общей закономерностью для хромоникелевой, а также хромомарганцевоникелевой стали является отсутствие «провала» вязкости или слабое его проявление при низких и средних температурах отпуска в случае, когда сталь закалена от высокой температуры.

Увеличение содержания никеля до 2,5% устраняет явление низкотемпературного «провала». В этом случае уровень вязкости  $\alpha$ -фазы возрастает за счет повышенного легирования никелем и ослабления межатомных сил связи углерода и сильных карбидообразующих элементов (вольфрама, ванадия, титана), чем облегчается процесс выделения менее легированной карбидной фазы и ее коагуляции.

В отношении склонности стали к хрупкости, связанной с условиями охлаждения после отпуска, необходимо также отметить следующую закономерность. Молибден, вольфрам, ниобий и те же элементы совместно с титаном не устраняют склонности стали к хрупкости после отпуска в области высоких температур, но существенно понижают ее. В области наиболее важных для практики температур отпуска у стали, дополнительно легированной 0,25% Мо, вязкость падает при 650° с 10 до 8  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  (закалка от нормальной температуры) и с 14,5 до 12  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  (закалка от высокой температуры). Аналогичная картина наблюдается у стали, легированной вольфрамом, однако с той разницей, что хрупкость проявляется больше, особенно при повышении содержания углерода.

Весьма эффективно понижает склонность стали к отпускной хрупкости комплекс W + Ti (рис. 7). При высокой исходной вязкости она падает после отпуска при 550—650° не более чем на 2  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ : с 13 до 11  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  в случае закалки от нормальной температуры и с 12 до 10  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  в случае закалки от высокой температуры (отпуск при 600—650°).

Что касается комплексного легирования, включающего ванадий, то он в некоторой мере понижает склонность стали к хрупкости, если закалка проведена от нормальной температуры и повышает ее при закалке от высокой температуры (рис. 8).

Экспериментами было установлено, что у стали 35ХНВ (0,36 % С; 1,1 % Сг; 1,68 % Ni; 0,48 % W) в результате отпуска при 550° с медленным охлаждением, т. е. в печи со скоростью 1 град/мин, вязкость понижается на 12 %, а



Рис. 7. Вид изломов хромомарганценикелевой стали, дополнительно легированной вольфрамом и титаном, в зависимости от длительности отпуска; температура закалки 870°, отпуска — 600°.

после отпуска при 650° — на 35 % по сравнению с вязкостью, наблюдаемой после соответствующего отпуска с последующим быстрым охлаждением. Также и у стали 35ХНЗВ (0,36 % С; 1,01 % С; 2,47 % Ni; 0,49 % W) падение вязкости



Рис. 8. Вид изломов хромомарганценикелевой стали, дополнительно легированной вольфрамом и ванадием, в зависимости от длительности отпуска; температура закалки 840°, отпуска — 600°.

после отпуска при 600° с последующим медленным охлаждением составляет 13—15 %.

Влияние дополнительного легирования на вязкость в равной мере проявляется, как видим, и на хромомарганцево-

никелевой стали. Так, при легировании этой стали (0,36 % С; 1,04 % Сг; 1,12 % Mn; 1,56 % Ni; 0,52 % W; 0,09 % Ti) комплексом W + Ti в результате отпуска при температурах 550—650° с медленным охлаждением вязкость падает на 15—20 %, а при дополнительном легировании вольфрамом (0,5 %) и ванадием (0,1 %) или вольфрамом (0,58 %), ванадием (0,07 %) и титаном (0,07 %) — на 30—50 %.

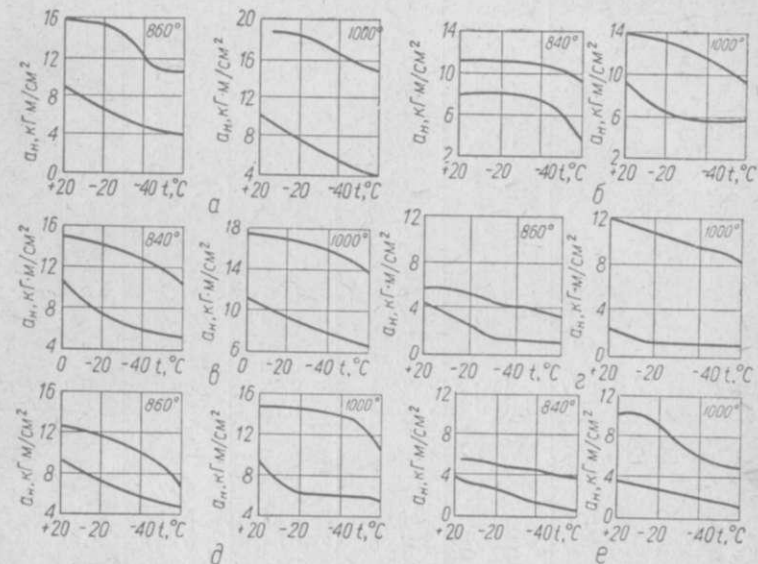


Рис. 9. Изменение ударной вязкости стали в зависимости от температуры испытания и дополнительного легирования для исходного вязкого (верхние кривые) и хрупкого (нижние кривые) состояния:

*a* — хромоникелевой; *b* — хромоникелемолибденовой; *в* — хромоникелевольфрамовой; *г* — хромоникелевольфрамовой (0,5%W); *д* — хромоникелевольфрамотитановой; *e* — хромоникелевольфрамованадиетитановой.

Таким образом, весьма положительное влияние на понижение склонности к хрупкости оказывает не только молибден, но и вольфрам в комплексе с титаном или ванадием.

В результате исследований также выяснено, что после закалки от высокой температуры (1000°) положительное действие молибдена и вольфрама на вязкость стали в значительной мере ослабляется.

В табл. 1 представлены значения коэффициентов, характеризующих склонность к хрупкости хромоникелевой и

Таблица 1

Сталь	Температура закали, °С	Отношение вязкости медленно охлажденных образцов к вязкости быстро охлажденных образцов при температуре отпуска, °С			
		500	550	600	650
<b>Хромоникелевая</b>					
Cr—Ni	860	0,60	0,54	0,59	0,79
	1000	0,71	0,64	0,48	0,40
Cr—Ni—Mo	840	0,33	0,84	0,57	0,62
	1000	0,96	0,65	0,72	—
Cr—Ni—Mo	840	0,54	0,73	0,61	0,87
	1000	0,87	0,85	0,60	—
Cr—Ni—W	860	0,86	0,96	0,72	0,68
	1000	0,77	0,76	0,51	—
Cr—Ni—W	880	0,64	0,72	0,70	0,67
	1000	0,77	0,81	0,62	0,92
Cr—Ni—W—V	860	0,80	0,65	0,53	0,63
	1000	0,95	0,43	0,83	—
Cr—Ni—W—Ti	860	0,87	0,73	0,75	0,85
	1000	0,89	0,80	0,84	—
Cr—Ni—W—V—Ti	900	0,51	0,68	0,60	0,67
	1000	0,94	0,78	0,22	—
<b>Хромомарганцевоникелевая</b>					
Cr—Mn—Ni	815	0,60	0,44	0,25	0,50
	1000	1,00	0,84	0,45	0,55
Cr—Mn—Ni—Mo	850	0,70	0,55	0,50	0,45
	1000	0,77	0,48	0,43	0,64
Cr—Mn—Ni—W (W—0,25%)	840	0,94	0,68	0,70	1,0
	1000	0,70	0,50	0,47	0,41
Cr—Mn—Ni—W (W—0,60%)	860	0,78	0,51	0,73	0,63
	1000	1,0	0,54	0,43	—
Cr—Mn—Ni—W— —Ti (W—0,60%)	865	1,0	0,73	1,0	1,0
	1000	1,0	0,47	0,40	0,50
Cr—Mn—Ni—W— —Ti (W—0,85%)	865	—	0,90	0,85	0,47
	1000	—	0,73	0,55	0,47

хромомарганцевоникелевой сталей в зависимости от дополнительного легирования.

Ударная вязкость хромоникелевой стали падает с понижением температуры испытания тем в большей мере, чем ниже температура. При  $-60^\circ$  вязкость падает почти в два раза, т. е. от  $8 \text{ кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$  при  $+20^\circ$  до  $4 \text{ кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$  при  $-60^\circ$ . Аналогичная картина наблюдается и при испыта-

нии образцов, закаленных от высокой температуры. Отпуск с последующим быстрым охлаждением в значительной мере повышает вязкость стали (рис. 9). Следовательно, вследствие гомогенизации  $\gamma$ -фазы (аустенита) и гомогенизации и повышенной легированности  $\alpha$ -фазы (сорбит) ударная вязкость существенно возрастает.

Эффект гомогенизации особенно заметен у хромоникелевой стали, дополнительно легированной ванадием в комплексе с вольфрамом, либо вольфрамом и титаном: в этом случае вязкость возрастает в 4—6 раз.

У стали, дополнительно легированной вольфрамом и титаном, вязкость изменяется с понижением температуры испытания так же, как и у стали, легированной молибденом. При  $-40$  и  $-60^\circ$  она сохраняется высокой, т. е. в пределах  $5-7 \text{ кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$ . Гомогенизация твердого раствора позволяет сохранить вязкость на уровне  $6-7 \text{ кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$  при испытаниях до  $-60^\circ$  (медленное охлаждение после отпуска) и  $14 \text{ кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$  при испытаниях до  $-40^\circ$  (быстрое охлаждение после отпуска).

#### ВЫДЕЛЕНИЕ КАРБИДОВ ПРИ ОТПУСКЕ И СИЛЫ СВЯЗИ МЕЖДУ УГЛЕРОДОМ И ЛЕГИРУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

В процессе отпуска углеродистой стали наблюдается 4 стадии: 1) выделение из мартенсита гексагонального  $\epsilon$ -карбида; 2) распад остаточного аустенита; 3) образование из  $\epsilon$ -карбида тонких пластинок орторомбического цемента; 4) коагуляция карбидных частиц.

Согласно исследованиям [1] при отпуске низкоуглеродистой (менее 0,6% С) стали при температуре  $100-200^\circ$  образуется  $\epsilon$ -карбид ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). С дальнейшим повышением температуры отпуска количество его уменьшается, а цемента — увеличивается. В работе [17] отмечается, что при низких температурах отпуска образуется карбид  $\text{Fe}_x\text{C}$  с точкой Кюри  $380^\circ$ ; при повышении температуры отпуска он переходит в промежуточный и затем в карбид  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

В карбидных осадках, выделенных из образцов углеродистой стали, которые подвергались отпуску при температурах  $200-300^\circ$ , соотношение С и Fe соответствует формуле  $\text{Fe}_2\text{C}$ , а в осадках из образцов, отпущенных при  $350^\circ$  — формуле  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

Имеются указания, что введение в сталь 0,10% Al устраняет эффект хрупкости при отпуске первого рода. Развитие хрупкости (при 250—315°) связывается с первичным образованием пластинчатого цементита и постепенным исчезновением  $\epsilon$ -карбида. Здесь хрупкость непосредственно связана с более ранними стадиями выделения цементита из мартенсита. Развитие хрупкости можно объяснить локальным выделением цементита по границам зерна бывшего аустенита, вследствие чего вокруг мартенситного кристалла образуется тонкая кайма наклепанного феррита, обладающего высокими твердостью и хрупкостью. В связи с этим предлагается изыскивать такие конструкционные стали, которые бы после термообработки имели исключительно бейнитную структуру с низкой температурой мартенситного превращения [24].

Существенно отметить, что структура, отвечающая образованию нижнего бейнита, обладает более высокой пластичностью и вязкостью, чем структура закаленной стали, при одинаковой прочности.

Электронномикроскопические исследования показывают, что в сталях с повышенным содержанием молибдена, ванадия, титана или вольфрама после отпуска при 500—600° образуются карбиды этих элементов в виде «нитей». Размеры «нитей» карбида молибдена  $\text{Mo}_3\text{C}$ , например, таковы:  $d = 30 \text{ \AA}$ ,  $l = 200 \text{ \AA}$ .

Четвертую стадию отпуска легированной стали можно рассматривать как процесс старения в тройной системе Fe — Me — C, при этом выделение легированного карбида (железо не обязательно, но, в основном, всегда имеется) и рост карбидной частицы определяются скоростью диффузии легирующего элемента.

Упрочнение кристаллической решетки и, следовательно, изменение твердости может происходить вследствие когерентного твердения (выделяющаяся фаза когерентно связана с твердым раствором) или дисперсионного твердения (при малости размеров выделяющейся фазы).

Малые добавки ниобия и тантала (до 0,25% каждого) к стали, содержащей 0,2% C; 2% Cr и 1% V или 1% Mo, оказывают определенное влияние на зарождение легированных карбидов и их рост и приводят к выделению богатых танталом или ниобием дисперсных карбидов.

Полагают, что добавки тантала и ниобия уменьшают размеры частиц легированных карбидов. Это может быть

объяснено тем, что тантал или ниобий, находясь в твердом растворе в карбиде и феррите, понижает скорость диффузии ванадия и, следовательно, препятствует укрупнению малых частиц ванадиевых карбидов.

Выпадение цементитных частиц происходит преимущественно в самих мартенситных иглах, а не по их границам. Выделение  $\epsilon$ -карбида при температуре отпуска 300° сопровождается быстрым понижением твердости деформированной стали. Этот процесс подавляется предшествующей пластической деформацией или смещается в область температур 250—300°. По-видимому, имеется непосредственная связь между выделением атомов углерода и дефектами объемноцентрированной решетки железа. С помощью метода электронной дифракции выясняется, что в деформированном мартенсите первое дискретное выделение представляет не цементит, а  $\epsilon$ -карбид.

Выделение  $\epsilon$ -карбида из недеформированного мартенсита сопровождается образованием низкоуглеродистого мартенсита, содержащего 0,25% C.

Ванадий находится в стали в виде карбидов  $\text{V}_4\text{C}_3$  и VC, которые кристаллизуются в кубической гранецентрированной решетке с параметром 4,16  $\mu\text{X}$  и рентгенографически не различаются. Карбид VC полностью насыщен углеродом; в решетке карбида  $\text{V}_4\text{C}_3$  часть атомов углерода либо не занята, либо занимает атомами кислорода или азота. Большинство исследователей считает, что в стали ванадий находится, главным образом, в виде карбида  $\text{V}_4\text{C}_3$ . Температуру начала растворения этого карбида в аустените относят к области 800—900°.

Растворенный углерод вызывает значительное ослабление сил связи в решетке  $\alpha$ -железа. Введение же в  $\alpha$ -железо хрома вызывает увеличение сил связи. Считается, что силы связи в кристаллах феррита особенно увеличивают такие элементы, как марганец, ниобий и молибден. Самые большие статические искажения твердого раствора были обнаружены в сплаве с содержанием 0,8% ниобия, и самые малые — в железе, содержащем ванадий. Выяснено также, что величина статических искажений твердого раствора не находится в прямой зависимости от разницы в размерах атомов растворителя и легирующего элемента. Тем не менее самые большие статические искажения наблюдаются при легировании железа ниобием, обладающим наибольшим атомным радиусом.

Экспериментальные данные свидетельствуют, что наличие растворенных в железе элементов оказывает существенное влияние на тонкую кристаллическую структуру сплава после деформации или закалки. Упрочнение сплавов в результате холодной пластической деформации или мартенситного превращения сопровождается сильным измельчением блоков (областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей) — до  $2-4 \cdot 10^{-6}$  см [11].

Необходимо отметить, что при электронномикроскопических наблюдениях над закаленными от  $700^\circ$  образцами железа, содержащего 0,026% С, слой адсорбированного углерода по границам зерен имеет толщину 1000 Å. Концентрация углерода в твердом растворе  $\alpha$  составляла 0,016% и в межкристаллитных переходных зонах — 0,85—1,7% при исходном среднем содержании углерода в железе 0,026%. Если пренебречь взаимодействием между атомами углерода, то энергия связи  $\Delta E$  углерода с железом в межкристаллитных зонах может быть найдена из распределения Больцмана:

$$C_\alpha \cdot C_{\text{адс}} = e^{-\frac{\Delta E}{RT}},$$

где  $C_\alpha$  — концентрация углерода в твердом растворе;

$C_{\text{адс}}$  — концентрация углерода в адсорбционном слое.

Оказалось, что энергия связи  $\Delta E$ , рассчитанная таким путем, равна 7800—9200 кал/мол.

На внутреннюю адсорбцию влияют два фактора: а) характер и степень дезориентации сочленяющихся кристаллитов; б) объемная растворимость горофильного компонента. Зонами внутренней адсорбции являются участки сильно искаженной кристаллической решетки.

Адсорбционное обогащение структурных неоднородностей горофильным компонентом определяется получаемым при этом снижением свободной энергии (потенциала Гиббса) кристалла. Снижение энергии зависит от разности энергии искажения, вызываемого вхождением атома горофильного компонента в кристаллическую решетку, и энергии, которой обладает соответствующий микроучасток области структурной неоднородности.

Предполагается, что при малой концентрации растворенного компонента по сравнению с его растворимостью фактором, благоприятствующим адсорбции, является большая величина локального искажения решетки, т. е. большое

отклонение отношения атомных радиусов от единицы. При концентрации растворенного компонента, близкой к растворимости, этот фактор затрудняет адсорбцию, так как в этом случае выход атомов в зону структурной неоднородности в количестве, превышающем среднюю концентрацию в объеме кристалла, может дать уже увеличение избыточной энергии участка структурной неоднородности [3].

## РОСТ ЗЕРНА И ХАРАКТЕР ИЗЛОМА СТАЛИ

Под влиянием длительного нагрева при высоких температурах происходит рост зерна стали, при этом увеличиваются размеры как микро-, так и макрозерна. Систематические исследования [7, 5] показали, что у легированной стали нет соответствия в росте микро- и макрозерна; микрозерну малых размеров может сопутствовать макрозерно крупных размеров и наоборот.

В последние годы опубликованы работы, в которых делаются попытки представить геометрическую картину роста зерна. Согласно работе [30] рост зерна в металле зависит не от величины его, а от формы, т. е. от внешнего кристаллического очертания. Если все зерна в металле будут иметь плоские поверхности, лежащие под углом  $120^\circ$ , то зерно расти не будет, независимо от величины. К такой форме приближаются зерна в отожженном металле.

Зерна металла состоят из большого количества атомов, расположенных одинаковым способом. Такая структура образуется путем разрастания первичных групп (зародышей) до тех пор, пока не будут использованы все соседние атомы. Имеются данные, что энергия активации процесса группирования нескольких атомов (т. е. образования зародыша) меньше, чем энергия активации роста зерна, т. е. процесса присоединения атомов к уже образованному зародышу.

В местах, где встречаются два зерна, выросшие из двух различных центров, находится переходная зона, в которой атомы не принадлежат ни к одному из зерен. Толщина этой переходной зоны не более 2—3 тыс. атомных слоев, так как межатомные силы в приграничных областях препятствуют ее увеличению. Атомы переходной зоны осуществляют колебания между двумя кристаллами и положения зоны сохраняется неизменным,

Материал, представляющий один гомогенный кристалл, окруженный переходными зонами и отделенный ими от других кристаллов, называется зерном, а переходная зона — границей зерна.

Исходя из геометрических соображений следует сказать, что форма зерна определяется соседними зернами, а границы — расположением ребер, граней и вершин (или стыков) (рис. 10). Границы зерен обладают большим запасом энергии и по законам термодинамики с течением времени должны стремиться к уменьшению в размерах.

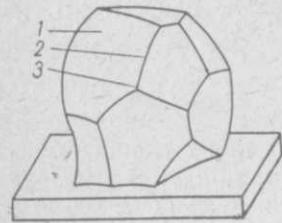


Рис. 10. Элементы зерна:  
1 — плоскость; 2 — ребро;  
3 — стык.

На рис. 11 представлены три зерна *A*, *B*, *C*, соприкасающиеся по границам. Если какой-либо атом из числа находящихся в приграничной области обладает большими силами взаимодействия с атомами зерна *A*, чем с атомами двух других зерен, то эти последние (т. е. зерна *B* и *C*) будут терять свои поверхностные атомы. Последние станут перемещаться в зерно *A* через ребра *CA* и *AB* и ребро *CB* будет отодвигаться от зерна *A*.

При этом, как видно из рис. 12, границы (и, следовательно, грани зерен) *CA* и *AB* изгибаются, принимая выпуклую форму в сторону зерна *A*. Одновременно происходят и изменения в размерах углов, образуемых ребрами. Когда углы *A*, *B* и *C* станут равными  $120^\circ$ , наступит равновесие, перемещение атомов из одного зерна в другое прекратится и ребра, разграничивающие зерна, перестанут смещаться. В результате этого рост зерна прекратится. Этим условиям и отвечает конфигурация зерна типа ромбического додекаэдра (рис. 13).

На рис. 14 представлено сопряжение зерен металла по изогнутым границам, которое наблюдается при росте зерна.

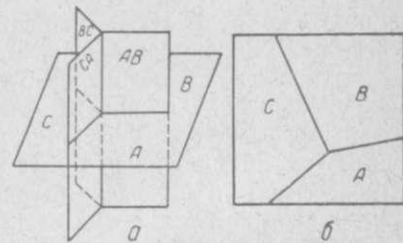


Рис. 11. Пересечение плоскостей в пространстве (а) и в плане (б).

В этом случае угол между зернами менее  $120^\circ$  и грани — искривленные. Если мы будем нагревать металл, то ребра, разграничивающие зерна, будут продвигаться внутрь в направлении к центру зерна, грани будут становиться все более вогнутыми, а углы между ними — все меньшими, до тех пор, пока зерно не исчезнет. За счет его материала разрастается зерно с большим углом. Конечная конфигурация зерна будет определяться стремлением освободиться от избытка энергии и принять форму, соответствующую минимуму ее запаса.

Ван Аркель нашел опытным путем, что срастание зерен металла является функцией ориентации индивидуальных зерен по отношению друг к другу. Срастаются преимущественно те зерна, которые имеют сходную ориентацию.

Необходимо отметить, что центры кристаллизации могут возникнуть:

- 1) в результате холодной обработки;
- 2) вследствие теплового движения;
- 3) за счет фрагментов первичного отожженного материала.

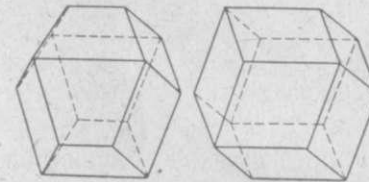


Рис. 13. Стабильные формы зерна.

Можно рассматривать перекристаллизацию, как процесс, в котором деформированные или дезорганизованные кристаллики поглощаются растущими зернами устойчивой кристаллической структуры, а рост зерна, — как процесс, в котором зерна устойчивой кристаллической структуры изменяют свою форму и размер за счет друг друга после того, как весь деформированный или другой неравновесный материал исчезнет.

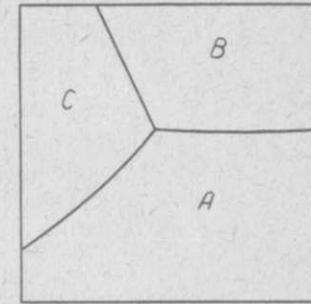


Рис. 12. Искривление границ зерен вследствие их нагрева и роста.

Изотермический рост зерна характеризуется соотношением [28]

$$D^2 - D_0^2 = \kappa_0 t e^{\frac{-H}{\kappa T}},$$

где  $D$  и  $D_0$  — конечный и начальный размер зерна;

$t$  — время;

$H$  — энергия активации самодиффузии по границам зерен;

$\kappa_0$  — константа, пропорциональная атомному объему, параметру решетки и удельной поверхностной энергии границ зерен; для отожженных металлов  $\kappa_0 = 0,1 \text{ см}^2/\text{сек}$ ;

—  $\kappa$  — константа Больцмана;

$T$  — температура, °К.

Если элемент поверхности перемещается на расстояние  $dp_i$  по нормали, то поверхностная энергия, приходящаяся на один атом объема  $V$ , может быть определена по формуле

$$W = 2V \frac{\sigma}{p_i},$$

где  $\sigma$  — удельная поверхностная энергия.

Линейная скорость роста  $i$ -го зерна диаметром  $D_i$  за время  $dt$  вычисляется так:

$$\frac{dD_i}{dt} = \left( 2Va \frac{\sigma}{p_i h} \right) t^{\frac{-H}{\kappa T}},$$

где  $a$  — постоянная решетки;

$h$  — постоянная Планка;

$H$  — энергия активации самодиффузии по границам зерна.

Величина  $\kappa_0$  может быть определена из выражения

$$\left( \frac{Va\sigma}{h} \right), \text{ а } \sigma \text{ из уравнения } \sigma = \frac{Ga}{8}, \text{ где}$$

$G$  — модуль сдвига металла.

Согласно взглядам Н. Т. Гудцова, границы зерен представляют собой участки искаженного кристаллического строения, толщина которых является функцией угла между одноименными и главными кристаллографическими направлениями двух соприкасающихся зерен; она может достигать нескольких тысяч атомных слоев.

Межкристаллическая (межзеренная) прослойка обладает совершенно определенной структурой. В пространстве между кристаллическими зёрнами атомы расположены вполне определенным образом, и каждый из них занимает некоторое равновесное положение. Данной относительной ориентации двух зерен и данному положению границы отвечает некоторый однозначный способ распределения атомов, характеризующийся наименьшим возможным при этих условиях значением потенциальной энергии; такая межкристаллическая прослойка и называется, как уже упоминалось, переходной зоной. В реальной межкристаллической прослойке атомы, отвечающие точкам совпадения решеток двух соседних зерен, должны быть не слишком удалены от своих нормальных равновесных положений [2, 21].

Углы взаимной ориентации двух соседних зерен, при которых они обладают общими атомами, определяются формулой

$$\theta = \arccos \frac{2n}{n+1},$$

где  $n$  — любое нечетное число.

Межкристаллическая прослойка обладает определенной структурой и, следовательно, определенной упругостью и вязкостью.

Межзеренное охрупчивание литых хромоникелевых сталей с общим содержанием легирующих элементов более 5% после отпуска при 500—650° объясняют наличием хрупких включений сернистого марганца на границах зерен.

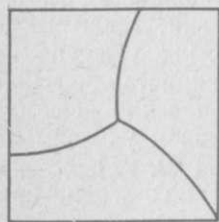
Существенный интерес представляют результаты исследований изломов стали, проведенные в последние годы.

Ценные данные о строении зерна в изломе стали были получены с помощью фрактографического метода, позволившего наблюдать кристаллиты или их сколы непосредственно в изломе при увеличениях порядка 500—1000 раз. Однако более детально особенности строения в изломах изучены при помощи электронного микроскопа, т. е. с использованием метода электронной микрофрактографии [8, 19, 26, 29].

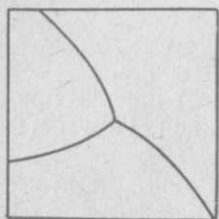
Известно, что от размера ферритного зерна и формы выделившихся карбидов существенно зависит температура перехода стали в хрупкое состояние. Исследования с помощью электронномикрофрактографии показали, что повышение хрупкости (или повышение температуры перехода в хрупкое состояние) связано с образованием по границам зерен:

- 1) обычных пленок цементита;
- 2) остаточного мартенсита, окаймленного трооститом;
- 3) островков нераспавшегося мартенсита;
- 4) островков перлита, окруженных пленками цементита.

Исследования показали, что строгого правила, определяющего соотношение между вязкостью и процентным содержанием в изломе так называемого волокнистого строения, нет. В ряде случаев высокая энергия излома связана с почти полным гранулярным характером разрушения. Отсутствие этой связи показывает, что различие между вязким и хрупким образом состоит не в степени развития трещины, а в скорости и месте ее образования.



а



б

Рис. 14. Сопряжение зерен металла по изогнутым границам:  
а — угол между зернами  $\angle 120^\circ$ ; б — вогнутые грани к центру зерна.

Различие во внешнем виде излома является вторичным эффектом, связанным с изменением механизма, инициирующего трещину. В практике и в литературе сложилось деление изломов стали по внешнему виду на два вида: изломы вязкие (их ассоциируют с волокнистыми) и изломы хрупкие (их часто не совсем правильно называют кристаллическими).

Возникновение вязкого излома зависит от развития деформации в основании надреза. При менее остром надрезе для его возникновения требуется большая деформация. Иницирование вязкого излома происходит на поверхности образца, в то время как хрупкого — внутри него. Энергия, необходимая для возникновения вязкого излома, складывается из: а) энергии деформации до начала разрушения и б) энергии развития трещины. Уловить момент начала развития трещины пока почти не представляется возможным. Электронномикрофрактографические исследования показали, что вязкий (волокнистый) излом характеризуется наличием некоторой шероховатости, ряби на поверхности наблюдаемых кристаллических участков; эта шероховатость некоторыми исследователями ассоциирует-

ся с неметаллическими включениями или субмикроскопическими карбидными частицами.

При рассмотрении типичного волокнистого излома невооруженным глазом мы видим на поверхности кристаллические площадки, залегающие в основной матовой волокнистой (вязкой) матрице. Это создает представление, что в вязком (волокнистом) изломе имеются участки, характерные для хрупкого (кристаллического) излома. При наблюдении же с помощью электронного микроскопа обнаруживается, что кристаллические площадки являются не чем иным, как нормальными жилевидными расщелинами, образовавшимися по плоскостям спайности, а матрицы представляют собой фасетки (площадки), которые не являются характерными для вязкого излома. В случае испытания при низких отрицательных температурах в изломах вязких образцов наблюдаются кристаллические фасетки (в виде «потоков»), характерные для хрупкого излома (рис. 15).

С другой стороны, в результате испытаний при температурах выше температуры перехода излома из вязкого в хрупкий, наблюдаются лишь фасетки шероховатой (рябой) поверхности, характерные для волокнистого излома. Интересно в этом отношении сталь, содержащая 0,008 % С и 0,16 % Р. После испытаний при  $-30^\circ$  при визуальном наблюдении излом представлялся типично хрупким; однако, при изучении с помощью электронного микроскопа в основании надреза образца обнаруживаются тонкие прослойки («губы»), что указывало на развитие разрушения путем сдвига или среза, т. е. на наличие элементов вязкого излома. Результаты подобных наблюдений позволяют прийти к выводу, что волокнистый излом, обычно относимый к типу характерного вязкого излома, может образоваться двумя способами: либо путем среза, что ассоциируют с процессом скольжения, либо путем разрыва вытянутых зерен (волокон), что связывают с таким разрушением, когда происходит отделение одной группы атомов от другой (т. е. сепарация) внутри данной области скольжения [19].

Во втором случае фасетки волокнистого излома имеют вид выступов (рис. 15—17), ориентированных перпендикулярно поверхности разрушения, тогда как в первом случае (разрушение путем среза) эти выступы ориентированы под некоторым углом к поверхности и непараллельно друг другу (рис. 18). Вязкий излом связан с наличием структурных несовершенств в крупных областях, в связи с чем



несовершенства в малых областях (например дислокации) не играют существенной роли. Накопление дислокаций на плоскостях скольжения приводит к образованию «вязких»



Рис. 15. Электроннофрактограмма ( $\times 4000$ ) волокнистого излома малоуглеродистой стали (ударный изгиб при  $-40^\circ$ ).



Рис. 16. Электроннофрактограмма ( $\times 4000$ ) волокнистого излома нормализованной малолегированной стали (0,40% С; 0,70% Мп; 0,74% Ni).



Рис. 17. Электроннофрактограмма ( $\times 16000$ ) вязкого излома отпущенной легированной стали (0,37% С; 0,88% Сг; 3,15% Ni); закалка в масле, отпуск при  $650^\circ$ .

«потоки» либо «языки»; они наблюдаются на фасетках хрупкого разрушения (рис. 19).

Электронномикрофрактографические исследования по-

расщелин. Такой излом вследствие локализации высокой энергии может возникнуть на последних стадиях деформации.

Хрупкие изломы в основном характеризуются тем, что имеют типичные кристаллические недеформированные фасетки; лишь в отдельных малых участках наблюдаются элементы волокнистого строения. несовершенства на атомных плоскостях (дислокации) концентрируются в местах, отстоящих друг от друга на весьма малых расстояниях. Эти несовершенства приводят к образованию структур, похожих на

зволили отметить существование третьего вида излома, занимающего промежуточное положение между вязким (волокнистым) и хрупким изломами. Невооруженному глазу он представляется кристаллическим или волокнистым в зависимости от преобладания элементов первого или



Рис. 18. Электроннофрактограмма излома среза образца, разрушенного скручиванием:  
а — вблизи оси; б — вблизи поверхности;

второго излома. Отнесение такого излома к тому или другому виду на основании обычных наблюдений совершенно неправильно. Поэтому существующая классификация видов изломов, разделяющая их на вязкие (волокнистые) и хрупкие (кристаллические), несовершенна.

Классификацию следует строить, исходя не из вида поверхности разрушения, а из определения места и длительности развития процесса разрушения. Степень развития хрупкости в основном зависит от числа и распределения несовершенств структуры (дислокаций и пр.).

В первых стадиях деформации, т. е. до некоторого критического удлинения  $\epsilon_p$ , прочность границ зерен возрастает с образованием вокруг них слоя сильно искаженного металла. Существование такого слоя подтверждается определением микротвердости. Если скорость развития хрупкости контролируется микроскопическими внутренними

напряжениями или скоплением дислокаций, то максимум хрупкости имеет место при деформации порядка  $\varepsilon_p$ . Реотропическое упрочнение возникает после достижения величины  $\varepsilon_p$ , сопровождаясь рассредоточением дислокаций, вследствие возрастающей деформации, что не только



Рис. 19. «Потоки» (а) и «языки» (б) на поверхности кристаллического столбчатого излома ( $\times 16\ 000$ ).

уменьшает напряжения по границам зерен и затрудняет начало излома, но может также оказать влияние на распространение разрушения путем развития трещин.

Электронномикроскопическое изучение изломов показывает, что размер наименьшей кристаллической единицы (однородной) находится в пределах  $300\text{--}800\ \text{Å}$  в зависимости от состава и режима термической обработки стали.

Такие структурные единицы представляют собой блоки металла.

Ораван и Брэгг установили следующую зависимость между теоретическим сопротивлением сдвигу  $\tau$ , модулем сдвига  $G$ , константой решетки  $a$  и величиной блока  $\Delta$ :

$$\tau = G \left( \frac{a}{\Delta} \right).$$

По этой формуле было найдено, что при размере блоков  $800\ \text{Å}$   $\sigma_{0,2} = 28\ \text{кг/мм}^2$ , а при размере  $300\ \text{Å}$   $\sigma_{0,2} = 76\ \text{кг/мм}^2$  (холоднодеформированная мягкая сталь).

Если образец с мозаичной структурой (блоки  $300\text{--}800\ \text{Å}$ ) подвергнуть отжигу (выше температуры рекристаллизации), то блоки уменьшаются в размерах и на их месте появляются каплевидные структуры, размер которых зависит от температуры, времени и среды нагрева.

В практике и литературе еще различают изломы транскристаллические и интеркристаллические. Это деление связано с тем, как происходит разрушение металла: по телу зерна или по границам зерна. Считается, что разрушение в первом случае характерно для вязкого, а во втором — для хрупкого излома. Необходимо отметить, что развитие разрушения по телу зерна или по его границам зависит от очень многих факторов, в том числе от температуры испытания, той или иной ориентации зерен друг относительно друга, характера осуществляемой деформации и ее степени, скорости и др.

В настоящее время можно считать бесспорным, что отнесение транскристаллического излома к вязкому, а интеркристаллического — к хрупкому типу является неверным. Тот и другой вид излома может наблюдаться как при хрупком, так и вязком разрушении. Все определяется уровнем прочности и вязкости самого зерна и его границ.

Хрупкие изломы часто проявляются в виде характерного столбчатого расположения кристаллов. Для установления связи этого строения с микроструктурой были исследованы изломы стали, содержащей 0,79% С и 3% W и обработанной по режимам:

- А — нормализация: выдержка при  $810^\circ$  в течение 30 мин (микроструктура — перлит, преимущественно пластинчатый);
- В — закалка: выдержка при  $900^\circ$  в течение 45 мин, охлаждение в воде (микроструктура — мартенсит);
- С — закалка: выдержка при  $900^\circ$  в течение 45 мин, охлаждение в воде; отпуск: выдержка при  $300^\circ$  в течение 60 мин, охлаждение на воздухе (структура отпуска).

Микроструктуры, соответствующие режимам А, В, С, приведены на рис. 20. На рис. 21 представлены структуры излома, соответствующие режиму А. Чтобы вскрыть зави-

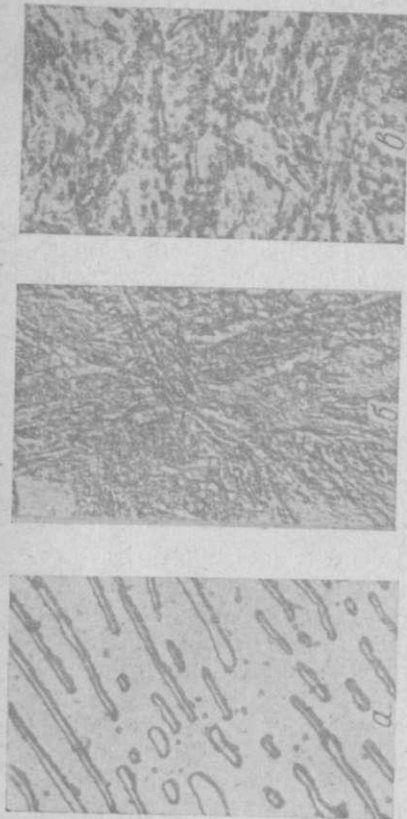


Рис. 20. Структура образцов стали, обработанных по режимам А, В, С ( $\times 15\ 000$ ): а — образец, обработанный по режиму А; б — образец, обработанный по режиму В; в — образец, обработанный по режиму С.



Рис. 21. Структура излома образца, обработанного по режиму А, ( $\times 20\ 000$ ): а — столбчатый излом; б — деформированный столбчатый излом; в — травленный столбчатый излом; г — травленный деформированный столбчатый излом.

симось между направлением столбчатой плоскости и ориентацией основной ферритной массы было применено травление (1% раствора  $\text{HNO}_3$  в этиловом спирте и 0,3%

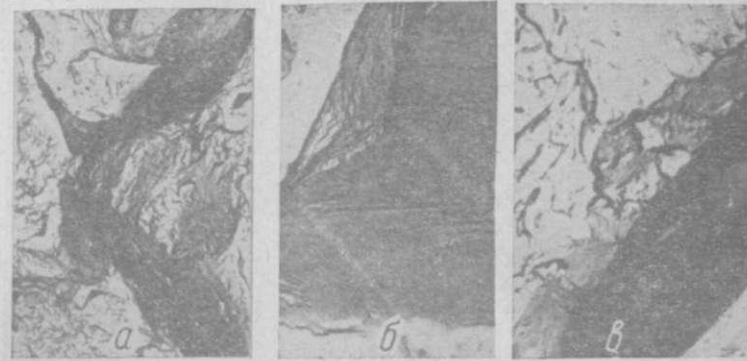


Рис. 22. Структура излома образца, обработанного по режиму В ( $\times 10\ 000-20\ 000$ ).

а — деформированный излом; б — столбчатый излом (плоский скол); в — деформированный излом (плоскости излома с соотвдидными фасетками).

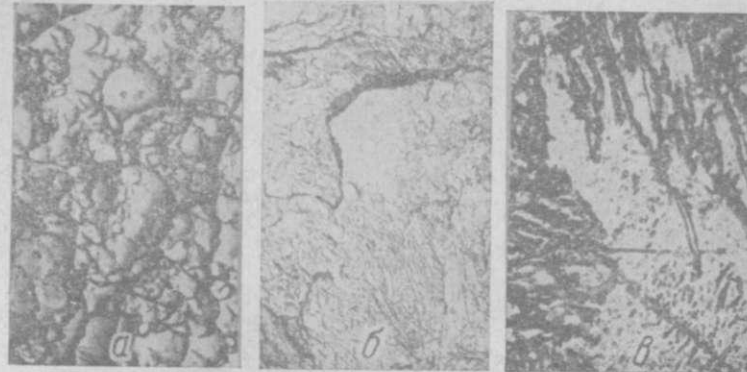


Рис. 23. Структура излома образца, обработанного по режиму С, ( $\times 6000-12\ 000$ ):

а — деформированный излом; б — излом с деформированными плоскостями (травлен); в — участок с цементитными частицами.

зефирана). Рис. 21, а показывает, что столбчатый излом идет параллельно плоскости [100]  $\alpha$ -железа. На образцах же с деформированными изломами (рис. 21, б) видны вытянутые карбиды.

В структуре, соответствующей режиму В (мартенсит), наблюдаются зона деформированного излома и области с деформированным столбчатым строением (рис. 22).

На рис. 22, б наблюдается особый признак — ровные линии, которые следует связать с плоскостью  $\gamma$ -железа [111]. В целом кристаллическая структура разрушена.



Рис. 24. «Подлинный» столбчатый излом с «потоками» и «языками» марганцеванадиевой стали, полученный при температуре  $-196^\circ$ , ( $\times 30\ 000$ ).

Структура излома, соответствующая режиму С (структура отпуска), показывает деформированный излом (рис. 23, а), с явно выраженными деформированными столбчатыми плоскостями (рис. 23, б), но после травления наблюдается и структура с цементитными частицами (рис. 23, в).

Между толщиной выделений и имеющимися ямочкоподобными деформированными изломами наблюдается тесная связь: столбчатые изломы возникают в местах выделений малой толщины. Деформация столбчатого излома связана с напряжениями, возникающими в кристаллах.

Изломы столбчатого вида соответствуют плоскости [100]  $\alpha$ -железа также и при комнатной температуре, а не только при температурах в области между  $-20$  и  $-196^\circ$ .

На рис. 24 представлен столбчатый излом с «потоками» и «языками» образца из отожженной стали, содержащей 0,9% С, 2% Мп и 0,1% V.

Наибольший интерес представляют результаты изучения комплекснолегированной стали. Титан и ванадий в малых дозах (0,03—0,07%) чрезвычайно слабо влияют на строение излома хромоникелевой и хромоникелемарганцевой стали. Они, особенно титан, оказывают положительное влияние на излом и вязкость только в присутствии вольфрама, молибдена или ниобия. Наблюдения изломов стали после закалки от нормальной температуры и отпуска при различных температурах показывают, что наиболее вязкие, скрытокристаллические изломы у стали, дополнительно легированной комплексной добавкой W + Ti или Mo + Ti. Почти такие же изломы у стали, дополнительно легированной комплексом W + V + Ti.

Признаки перегрева (образование крупного, блестящего зерна) при закалке от  $1000^\circ$  обнаруживаются после отпуска при температурах  $500$ — $550^\circ$  и выше, причем наиболее резко выражены они у стали, дополнительно легированной вольфрамом, менее резко — у стали, легированной комплексом W + V + Ti и почти не обнаруживаются при легировании стали комплексом W + Ti или Mo + Ti.

Изломы комплекснолегированной стали, отпущенной на «хрупкое» и «вязкое» состояние, не различаются существенно между собой и являются более вязкими, скрытокристаллическими, чем изломы стали, легированной вольфрамом или молибденом.

Таким образом, наиболее вязкие изломы у стали, дополнительно легированной комплексом W + Ti (рис. 25). Легирование комплексом, включающим ванадий, оказывает менее эффективное влияние на понижение склонности стали к хрупкому разрушению. Повышение содержания никеля в комплекснолегированной стали не улучшает ее вязкости и не понижает склонности к хрупкому разрушению.

Действительно, у стали, легированной комплексом W + Ti, падение вязкости составляет лишь  $2\ \text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  при высоких исходных значениях в «вязком» состоянии.

Выяснено также, что в случае дополнительного леги-

рования стали комплексами элементов  $W + V$  или  $W + V + Ti$  повышенная склонность к хрупкому разрушению смещается в район температур отпуска  $600-650^\circ$ . Это дает основания полагать, что при указанных температурах отпуска образуется более сложная фаза дисперсной формы.

Вид изломов стали, дополнительно легированной комплексом  $W + V + Ti$ , представлен на рис. 26.

Что касается влияния комплексной добавки  $W + Ti$  на излом и вязкость стали, то здесь можно привести следующие соображения. Известно, что карбиды титана и ванадия при высоких температурах растворяют до 90% карбида вольфрама (гексагональная решетка) и карбида молибдена (сложная кристаллическая решетка). Карбиды вольфрама и молибдена могут иметь модификацию кубической гранецентрированной решетки, однако, в этой модификации они кристаллизуются только при добавлении незначительного количества титана. Введение титана делает устойчивой кубическую гранецентрированную решетку карбида вольфрама и молибдена, что благоприятствует образованию непрерывного ряда твердых растворов с изоморфными карбидами титана или ванадия.

Можно полагать, что ничтожные добавки титана способствуют растворению железовольфрамовых и железомолибденовых карбидов при более низких температурах закалки.

Легированные элементы хром, марганец, титан и др., выделяющиеся при отпуске закаленной стали из  $\alpha$ -раствора, могут адсорбироваться на гранях кристаллов феррита, образуя адсорбционный слой. Концентрация этих элементов может повыситься до весьма значительных пределов, причем элементы более поверхностно-активные будут отеснять вглубь кристаллов элементы менее поверхностно-активные.

В результате такого процесса в адсорбционном слое могут образоваться сложные карбиды и интерметаллические фазы, включающие железо и легирующие элементы. Образование хрупких фаз сложного состава резко понижает вязкость стали по границам сопряжения кристаллитов, определяя явление отпускной хрупкости.

Систематическими экспериментами было выяснено, что комплексное легирование вольфрамом и титаном оказывается более эффективным в присутствии марганца. В том же направлении влияет и хром, но менее эффективно.

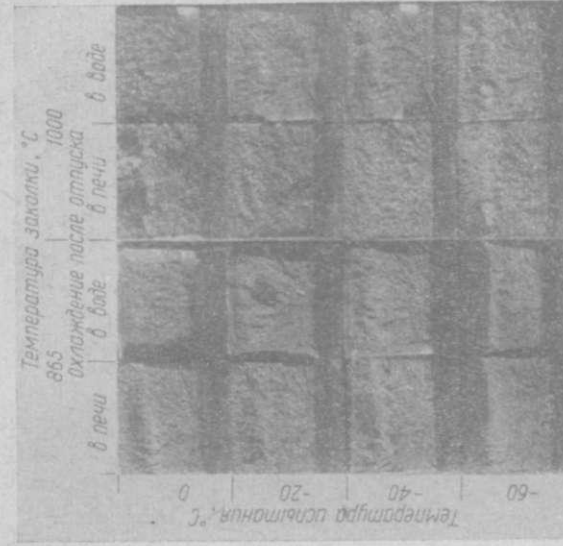


Рис. 26. Вид изломов хромомарганецникелевой стали, дополнительно легированной комплексом  $W + V + Ti$ .

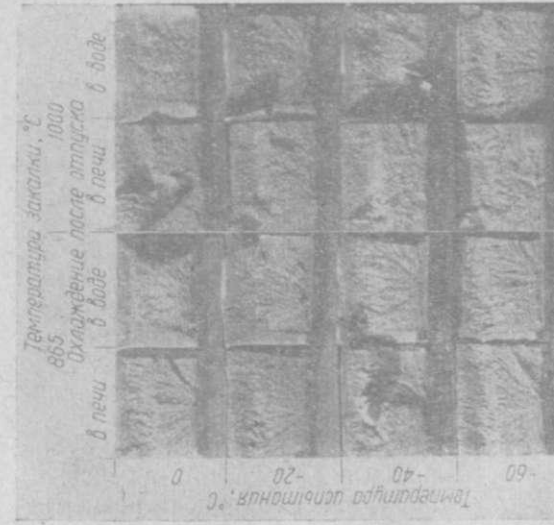


Рис. 25. Вид изломов хромомарганецникелевой стали, дополнительно легированной комплексом  $W + Ti$ .

По-видимому, менее сильные карбидообразующие элементы ослабляют межатомные силы связи вольфрама и углерода, способствуя их максимальному растворению в аустените и повышению степени его легирования. Меньший эффект комплексного легирования, включающего ванадий, может быть объяснен меньшим ослаблением межатомных сил связи ванадия и углерода и, следовательно, меньшим легированием аустенита. Однако можно легировать сталь марганцем, хромом и никелем в таких количествах, при которых будет достигнуто значительное ослабление связи между углеродом, с одной стороны, и ванадием и вольфрамом, с другой, в результате чего вязкость существенно повысится.

Дополнительное легирование хромоникелевой и хромомарганценикелевой стали сложным комплексом сильных карбидообразующих элементов затрудняет рост зерна аустенита при нагреве до высоких температур, в связи с чем после закалки и отпуска наблюдается очень мелкозернистая структура. Зерно аустенита в данном случае не растет потому, что усложнение кристаллической решетки (растворение углерода и легирующих элементов) и значительное изменение сил связи между атомами разного сорта затрудняет присоединение к граням кристалла новых комплексов атомов, и при относительно высокой температуре нагрева (1000°) зерно сохраняется мелким. Таким образом, слабый рост зерна комплекснолегированной стали правильнее объяснять изменением строения кристалла (зерна), а не образованием по границам зерен барьеров из мелких кристалликов карбидов.

Существенно отметить тот факт, что если размер зерна стали и влияет на развитие отпускной хрупкости, то в незначительной степени. Действительно, экспериментами установлено, что, например, сложнолегированные хромоникелевая и хромоникелемарганцевая стали (дополнительное легирование помимо вольфрама ванадием или алюминием в больших количествах), которые обладают исключительно мелким зерном (балл 8), сохраняющимся вплоть до высоких температур отпуска, проявляют большую склонность к хрупкости, в то время как другие стали с более укрупненным зерном почти нечувствительны к отпускной хрупкости. Эти факты дают основания для вывода, что, в основном, на склонность к хрупкости оказывает влияние не размер зерна, а его внутреннее строение.

Исследования сталей в «хрупком» и «вязком» состояниях (интервал температур испытания от +350 до -180°, закалка от нормальной и высокой температуры и отпуск при 600° на «вязкое» и «хрупкое» состояние) позволили выяснить следующее.

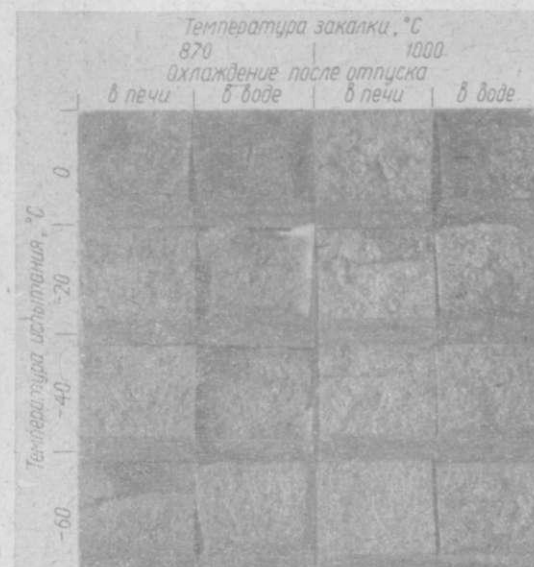


Рис. 27. Вид изломов хромомарганценикелевой стали, дополнительно легированной титаном (0,05%).

При «хрупком» исходном состоянии стали дополнительное легирование малыми добавками ванадия, титана, вольфрама, молибдена, ниобия или алюминия не устраняет кристаллического строения в изломе, которое тем более выражено, чем ниже температура испытания (рис. 27). В известной мере положительный эффект легирования проявляется при большем количестве этих элементов. Особо следует отметить влияние ниобия и алюминия. В случае легирования хромомарганценикелевой стали ниобием (0,3%) вязкие волокнистые изломы сохраняются вплоть до -40°; во многих случаях ниобий влияет на вид излома стали аналогично молибдену (0,4%).

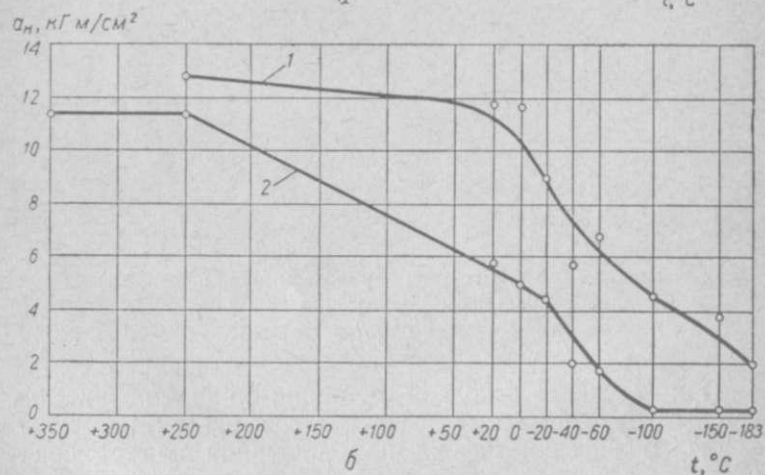
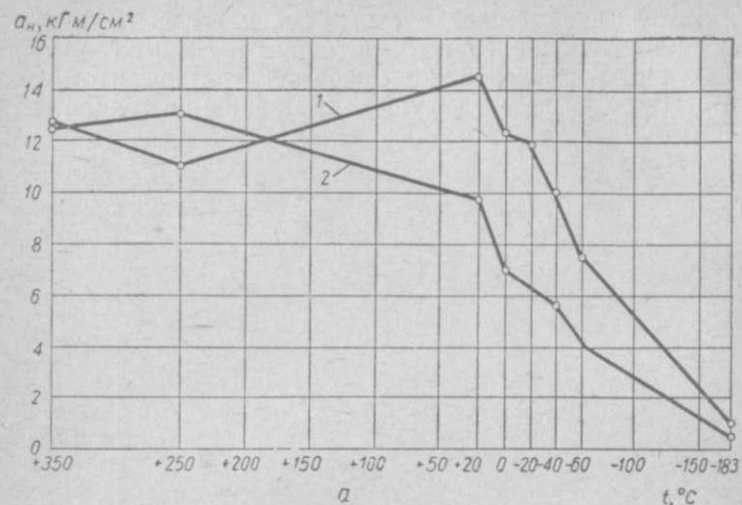


Рис. 28. Изменение ударной вязкости хромомарганценикелевой стали (1,5% Ni), находящейся в исходном «вязком» и «хрупком» состояниях, в зависимости от температуры испытания:

а — с добавкой вольфрама (0,07%); б — с добавкой алюминия (0,3%).

Особый интерес представляет влияние алюминия (~ 0,2%): при легировании им волокнистые вязкие изломы сохраняются и после испытаний ниже  $-60^{\circ}$ . В связи с этим при температуре  $-60^{\circ}$  вязкость хромомарганценикелевой стали, дополнительно легированной алюминием, будет

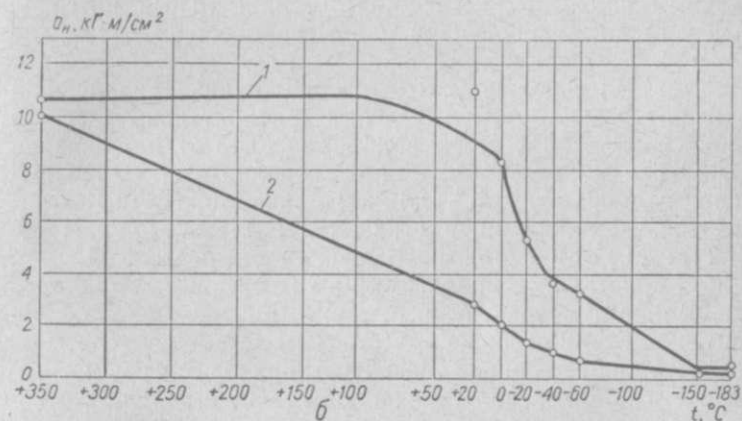
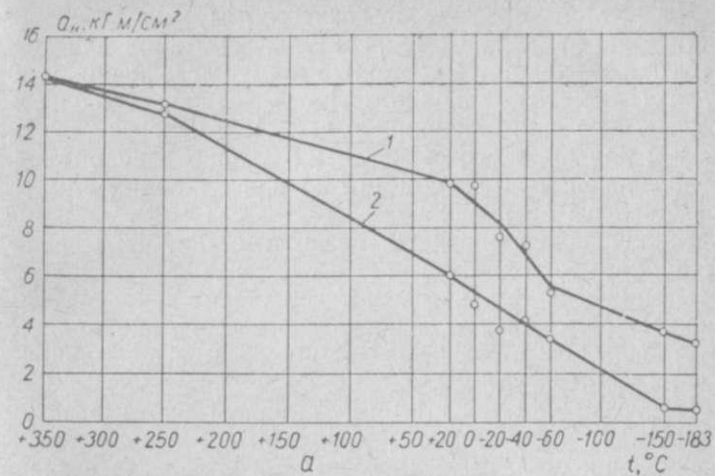


Рис. 29. Изменение ударной вязкости хромомарганценикелевой стали (2,5% Ni), находящейся в исходном «вязком» и «хрупком» состояниях, в зависимости от температуры испытания:

а — с добавкой вольфрама (0,07%); б — с добавкой алюминия (0,3%).

не ниже  $12 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$  при закалке от  $860^{\circ}$  и  $8 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$  при закалке от  $1000^{\circ}$ .

Понижение температуры испытания приводит к весьма значительному падению уровня вязкости стали, находящейся в «вязком» состоянии, в результате чего различие между «вязким» и «хрупким» состоянием уменьшается.

На рис. 28 представлены диаграммы изменения вязкости в зависимости от температуры испытания для «вязкого» 1 и «хрупкого» 2 состояний хромомарганценикелевой стали (1,5% Ni), дополнительно легированной вольфрамом (0,07%) или алюминием (0,3%). Аналогичные диаграммы для стали, содержащей 2,5% Ni и дополнительно легированной вольфрамом (0,7%) или алюминием (0,3%) представлены на рис. 29.

Как видно из рисунков, вязкость стали, находящейся в «хрупком» состоянии, меняется с изменением температуры испытания значительно слабее, чем стали, находящейся в «вязком» состоянии. Однако «вязкое» состояние является неустойчивым и в большей мере нарушается под влиянием низких температур.

Наибольший температурный интервал между «вязким» и «хрупким» состояниями наблюдался при дополнительном легировании стали малыми добавками молибдена и значительным количеством алюминия. Минимальный интервал был у стали, легированной малым количеством вольфрама (0,07%).

У сталей с большим содержанием никеля наибольший температурный интервал был при дополнительном легировании малым количеством вольфрама (0,13%) или ванадия (0,08%) и минимальный — при дополнительном легировании вольфрамом (0,7%) или алюминием (0,30%). Изломы комплекснолегированной стали (W + Ti, W + V, Mo + Ti и др.) отличаются наибольшей степенью деформации, и хотя кристаллические участки в них развиваются по мере понижения температуры испытания, они сохраняются достаточно вязкими ниже  $-60^\circ$ .

Закалка от высокой температуры приводит к повышению вязкости комплекснолегированной стали; в результате понижения температуры испытания вязкость падает на 30%.

Диаграммы изменения вязкости в зависимости от температуры испытания для комплекснолегированных сталей представлены на рис. 30. Из них следует, что не всякое комплексное легирование понижает склонность стали к хрупкости.

В табл. 2 представлены значения температур порога хладноломкости и температурного интервала между «вязким» и «хрупким» состояниями сталей. Сравнение данных этих таблиц с диаграммами изменения вязкости показывает, что наряду с малым температурным интервалом

между «вязким» и «хрупким» состояниями у некоторых сталей наблюдается общий пониженный уровень вязкости и низкий порог хладноломкости. Поэтому значения температурного интервала еще не вполне определяют склонность стали к хрупкому разрушению, для ее оценки необходимо принимать во внимание также значения «порога» хладноломкости и общий уровень вязкости в исходном состоянии.

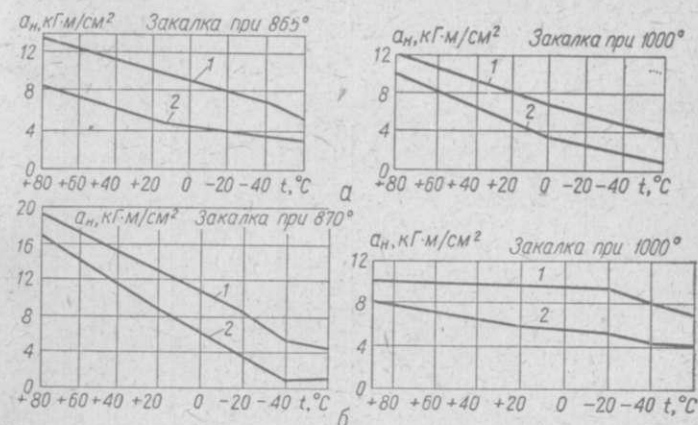


Рис. 30. Изменение вязкости стали, находящейся в «вязком» и «хрупком» состояниях, в зависимости от температуры испытания: а—сталь, легированная комплексом W+Ti; б—сталь, легированная комплексом W + Ti + Al; 1 — охлаждение в воде, 2 — охлаждение в печи.

Закалка стали от высокой температуры сопровождается двумя процессами: а) ростом зерна аустенита, вследствие чего вязкость понижается; б) гомогенизацией зерна аустенита (и, следовательно, мартенсита), вследствие чего вязкость повышается. В зависимости от преобладания того или другого процесса определяется уровень вязкости стали.

Опыты показали, что у комплекснолегированной стали гомогенизация  $\gamma$ -фазы (аустенита) и  $\alpha$ -фазы (мартенсита, сорбита) вследствие закалки от повышенных температур ( $1000^\circ$ ) снижает степень развития хрупкости с понижением температуры. Действительно, например, у хромоникелевой стали, легированной 0,25% Mo, вплоть до  $-60^\circ$  вязкость сохраняется на одном уровне —  $6 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Гомогенизация оказывает более эффективное действие на сталь, легированную вольфрамом, чем на сталь, легированную молибденом: высокая вязкость первой стали при



Таблица 2

Сталь	Температура порога хладноломкости		Интервал температур между «вязким» и «хрупким» состояниями при закалке	
	для «вязкого» состояния	для «хрупкого» состояния	от нормальной температуры	от 1000°

## Хромоникелемарганцевая сталь

Cr — Ni — Mn	-45	+50	95	70
Cr — Ni — Mn — V (V — 0,05%)	-40	+20	60	70
Cr — Ni — Mn — Mo (Mo — 0,08%)	-50	+30	80	87
Cr — Ni — Mn — Ti (Ti — 0,03%)	-60	+25	85	75
Cr — Ni — Mn — W (W — 0,1%)	-70	0	70	80
Cr — Ni — Mn — Nb (Nb — 0,13%)	-70	+5	75	55
Cr — Ni — Mn — Mo (Mo — 0,25%)	-30	+10	40	35
Cr — Ni — Mn — Al (Al — 0,05%)	-70	-5	75	50
Cr — Ni — Mn — Al (Al — 0,30%)	-35	+40	75	60
Cr — Ni — Mn — W — Ti	-65	-15	50	60
Cr — Ni — Mn — W — Ti (W — 0,60%)	-60	-20	40	50
Cr — Ni — Mn — W — V (W — 0,80%)	-55	+5	60	60
Cr — Ni — Mn — W — Ti — V	-45	-5	40	60

## Хромомарганцевоникелевая сталь

Cr — Mn — Ni — V (V — 0,08%)	-40	+40	80	70
Cr — Mn — Ni — Ti (Ti — 0,04%)	-30	+40	70	70
Cr — Mn — Ni — W (W — 0,15%)	-55	+40	95	65
Cr — Mn — Ni — Mo (Mo — 0,35%)	-60	-10	50	60
Cr — Mn — Ni — W (W — 0,70%)	-60	0	60	85
Cr — Mn — Ni — Al (Al — 0,30%)	-55	+20	75	60
Cr — Mn — Ni — W — Ti	-60	-5	55	65
Cr — Mn — Ni — W — V	-70	+30	100	100
Cr — Mn — Ni — W — Ti — Al (Al — 0,30%)	-35	-5	30	70

ее «вязком» исходном состоянии сохраняется вплоть до  $-80^{\circ}$ . Этот факт в известной мере может быть объяснен разной диффузионной способностью элементов.

Положительный эффект гомогенизации особенно проявляется у стали, дополнительно легированной комплексом элементов W + V или W + Ti: в этом случае вязкость

стали возрастает в 4—6 раз. Существенно отметить, что у подобной сложнoleгированной стали изменение вязкости с понижением температуры испытания аналогично изменению вязкости стали, легированной молибденом. При испытаниях  $-60^{\circ}$  и ниже вязкость сохраняется все еще на достаточно высоком уровне (в пределах  $5-7 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ).

Известно, что закалка конструкционной стали от повышенных температур позволяет придать ей высокую прочность и вязкость. Однако, закалывать такую сталь от весьма высоких температур ( $1200-1250^{\circ}$ ) не следует из-за явления перегрева, т. к. при этом эффект отпускной хрупкости усиливается хрупкостью вследствие перегрева, особенно сильно проявляющегося в легированных сталях.

Исследованиями было установлено, что наилучшее сочетание прочности, пластичности, вязкости и глубокой прокаливаемости можно получить при легировании стали хромом, марганцем, никелем и комплексом W + Ti, или W + V. У такой сложнoleгированной стали могут быть высокие вязкие и прочностные свойства после отпуска при температурах  $400-600^{\circ}$ . Непосредственные определения механических свойств в различных сечениях крупных изделий показали также глубокую прокаливаемость такой стали.

Таким образом, дополнительное легирование конструкционной хромомарганцевой стали комплексом малых добавок сильных карбидообразующих элементов оказывает весьма существенное влияние на уровень механических свойств.

В случае легирования стали двойным или тройным комплексом сильных карбидообразующих элементов (W + Ti, W + Ti + V) наблюдаются высокие значения прочности образцов с неглубокими надрезами.

Дополнительные исследования показали, что комплекснoleгированные стали обладают весьма незначительной склонностью к хрупкому разрушению.

Главной особенностью стали, дополнительно легированной 0,25% Mo, является образование скрытокристаллического типично занозистого вязкого излома после отпуска при  $500-650^{\circ}$  непосредственно в условиях медленного охлаждения.

У стали, легированной вольфрамом, волокнистый очень вязкий излом наблюдается после высокотемпературного отпуска, сопровождаемого быстрым охлаждением незави-

симо от температуры закалки. Излом с еще большей степенью деформации образуется у стали с меньшим содержанием углерода и вольфрама.

В качественном отношении влияние вольфрама и молибдена на вязкость стали, судя по строению изломов, представляется совершенно одинаковым.

Опыты по изучению строения изломов хромоникелевой стали, дополнительно легированной комплексами элементов  $W + V$ ,  $W + Ti$  или  $W + V + Ti$  позволили установить, что: а) введение ванадия при комплексном легировании ухудшает излом стали и понижает ее вязкость; б) сталь, дополнительно легированная комплексом  $W + Ti$ , приближается к стали, легированной молибденом, как по строению излома, так и по уровню вязкости; в) у стали, легированной вольфрамом и титаном, в условиях медленного охлаждения после отпуска образуется волокнистый, весьма вязкий излом, т. е. такой же, как и в условиях быстрого охлаждения; однако образование такого излома при медленном охлаждении у комплексно-легированной стали происходит при более высокой температуре отпуска, чем у молибденосодержащей стали.

Необходимо отметить, что в случае дополнительного легирования хромомарганценикелевой стали ванадием и вольфрамом скрытокристаллические, вязкие изломы образуются после отпуска с медленным охлаждением. При этом наблюдается полная идентичность строения изломов после отпуска при  $650^\circ$  (охлаждение в печи) и при  $500^\circ$  (охлаждение в воде) независимо от температуры закалки. Подобного соответствия изломов у хромоникелевой стали, дополнительно легированной вольфрамом и ванадием, не наблюдается. В связи с этим можно отметить положительную роль комплексного легирования вольфрамом и ванадием в присутствии марганца, т. е. также карбидообразующего элемента, силы межатомной связи в карбидах которого значительно слабее, чем силы связи в карбидах вольфрама и ванадия.

В условиях нормальной и высокотемпературной закалки хромомарганценикелевая сталь, дополнительно легированная вольфрамом и титаном (0,62% W; 0,04% Ti) или вольфрамом, ванадием и титаном (0,7% W; 0,07% V; 0,03% Ti) имеет скрытокристаллические, вязкие изломы. Сами по себе титан и ванадий, применяемые в малых дозах, слабо влияют на строение излома стали. Однако они

оказывают весьма существенное влияние на строение излома и вязкость при комплексном легировании стали.

При низких температурах у хромоникелевой стали, дополнительно легированной молибденом, очень вязкий излом, что объясняется гомогенизирующим действием высокой температуры. Скрытокристаллический вязкий излом вплоть до очень низких температур испытания наблюдается у хромоникелевольфрамовой стали. Если применялась закалка от высокой температуры и быстрое охлаждение после отпуска, то такой излом сохраняется вплоть до  $-60^\circ$ , после закалки от нормальной температуры и отпуска с быстрым охлаждением он сохраняется лишь до  $-30^\circ$ .

Менее благоприятное влияние оказывает комплексное легирование стали ванадием и вольфрамом, что отчетливо проявляется в кристаллических, блестящих, хрупких изломах, полученных при низких температурах, особенно у стали, закаленной от высокой температуры. Напротив, у стали, дополнительно легированной вольфрамом и титаном и закаленной от высокой температуры, вплоть до  $-40^\circ$  наблюдается полностью волокнистый вязкий излом, образующийся после закалки от высокой температуры.

Наблюдения изломов при увеличении в 400—1100 раз после закалки стали от нормальной и высокой температуры и отпуска при  $550$ — $600^\circ$  с последующим медленным или быстрым охлаждением показали, что при низких значениях вязкости, т. е. при небольшой степени деформации разрушенного образца, скольжение происходит по прямолинейным плоскостям с образованием блестящих сколов зерна.

Вязкий занозистый излом сопровождается образованием фасеток криволинейной огранки. Размеры кристаллических участков зависят от температуры закалки и скорости охлаждения после отпуска: быстрое охлаждение уменьшает размеры участка. После медленного охлаждения наблюдается мелкоигльчатое строение кристаллических участков. При этом характер и степень дополнительного легирования стали имеют существенное влияние. Так при легировании вольфрамом иглы более крупные, чем при легировании молибденом.

Многочисленные исследования строения зерна в изломе стали, подвергнутой закалке и последующему отпуску при температурах 500, 550, 600,  $650^\circ$  с охлаждением очень

быстрым (в воде) или очень медленным (в печи со скоростью 0,3 град/мин) и испытанной при температурах от +300° до -200°, показали, что виды изломов можно в основном разбить на 5 групп (рис. 31):

I группа — очень вязкие волокнистые изломы с большой утяжкой по краям ударного образца Менаже (рис. 31, а); в результате разрушения образца его края сильно деформированы;

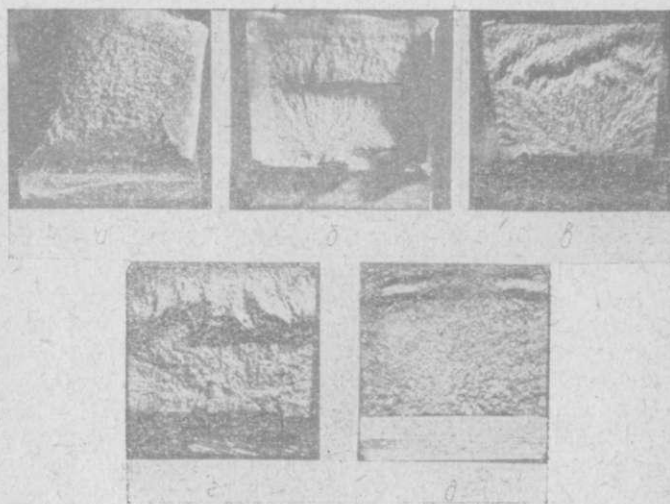


Рис. 31. Виды изломов стали.

II группа — весьма вязкие изломы со значительной утяжкой краев, но в остальной части плоскости мелкокристаллические (рис. 13, б);

III группа — изломы по всему сечению мелкокристаллические лишь со следами утяжки, вязкость понижена (рис. 31, в);

IV группа — кристаллические изломы без утяжки, хрупкие, но с неровной поверхностью разрушения (рис. 31, г);

V группа — кристаллические, хрупкие изломы с почти ровной поверхностью разрушения (рис. 31, д).

Приведенная классификация изломов была использована при изучении влияния ниобия на строение изломов

Таблица 3

Условное обозначение стали	Химический состав, %								Сталь
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	S	P	
A	0,30	0,35	0,13	1,29	1,52	0,33	0,032	0,018	Cr — Mn — Nb
Б	0,33	0,40	0,31	1,27	1,57	0,71	0,029	0,020	Cr — Mn — Nb
В	0,35	0,41	0,27	1,31	1,57	0,90	0,037	0,020	Cr — Mn — Nb
Г	0,36	0,99	0,30	1,01	1,58	0,10	0,018	0,022	Cr — Ni — Mn — Nb
Д	0,36	1,09	0,31	1,02	2,47	0,17	0,026	0,021	Cr — Ni — Mn — Nb
Е	0,25	1,25	1,07	1,33	0,21	0,09	0,019	0,022	Cr — Si — Mn — Nb
Ж	0,30	0,66	0,60	1,48	1,80	0,1	0,030	0,025	Cr — Si — Ni — Nb
З	0,31	0,99	0,47	1,15	1,62	0,14	0,017	0,016	Cr — Mn — Ni — Nb
И	0,29	0,44	0,30	1,48	1,90	0,33	0,023	0,026	Cr — Ni — Nb
К	0,20	0,49	0,29	1,43	1,59	0,30	0,028	0,028	Cr — Ni — Nb

конструкционной хромоникелевой и хромомарганценикелевой сталей, химический состав которых приведен в табл. 3.

Ударные образцы Менаже подвергались закалке в масле от 860 и 1000° и отпуску при температурах 500, 550, 600, 650° с последующим охлаждением на «вязкое» (охлаждение в воде +20°) и «хрупкое» (охлаждение в печи со скоростью—0,3 град/мин) состоянии. Испытания производились при температурах от +300° до -200°. Наибольший интерес представляли исследования сталей А, Б и В (содержание ниобия соответственно 0,33, 0,71 и 0,90%).

На рис. 32 представлены изломы стали Б. Изломы I группы наблюдаются в широкой области испытаний: от +300 до +70° при температуре отпуска 600° для обоих исходных состояний и от +300° до -60° после отпуска при 650° для исходного хрупкого состояния. Все же изломы, расположенные в правой части и вверху рис. 32 — мелкокристаллические (II и III группы при температуре испытаний от +20 до -60° и отпуске 600—500°), переходящие в кристаллические хрупкие (IV и V группы при температуре испытаний 100—190° независимо от температуры отпуска и исходного состояния).

Аналогичные изломы и у стали А (0,33% Nb): типично вязкие волокнистые изломы (I группа) наблюдаются при температурах испытания от +300 до +20° для всех темпе-

ратур отпуска независимо от исходного состояния и при  $-60^{\circ}$  для исходного вязкого состояния после отпуска при  $650^{\circ}$ ; кристаллические хрупкие изломы возникают независимо от исходного состояния и температуры отпуска при температуре испытаний  $100-190^{\circ}$ .

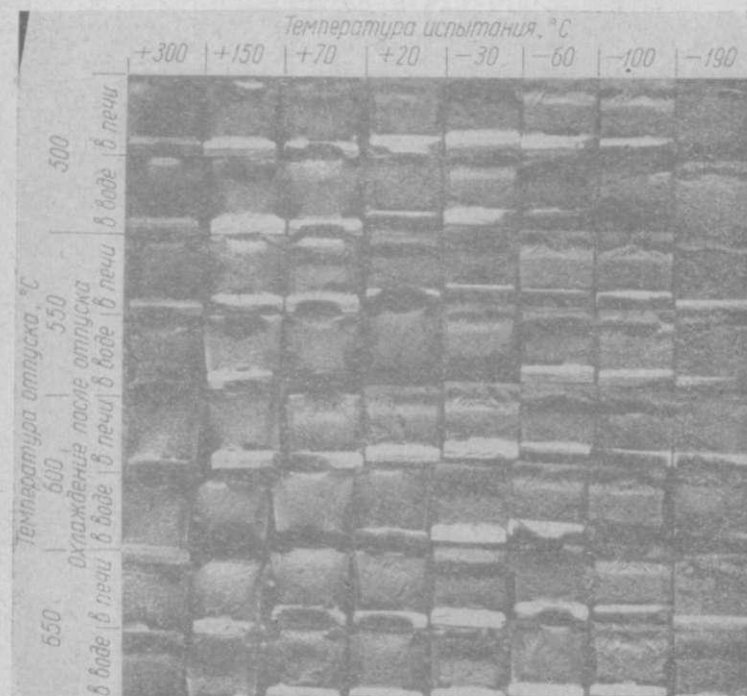


Рис. 32. Изломы стали В в зависимости от температуры отпуска и температуры испытания.

Картина изломов резко меняется при легировании стали 0,9% Nb (сталь В). Излом I группы сохраняется лишь после испытаний при температурах от  $+300$  до  $+150^{\circ}$  (независимо от исходного состояния и температуры отпуска) при температуре  $+70^{\circ}$  (температура отпуска  $650-600^{\circ}$ , вязкое состояние) и  $+20^{\circ}$  (температура отпуска  $650^{\circ}$ , вязкое состояние). Изломы IV и V групп смещаются влево и наблюдаются уже после испытания при  $-30^{\circ}$  (рис. 33).

Таким образом, легирование хромоникелевой стали более чем 0,7% ниобия резко ухудшает вид изломов. Закалка стали от высокой температуры ( $1000^{\circ}$ ) нарушает аналогично в изломах сталей А и В: излом I группы для обоих состояний сохраняется до  $+70^{\circ}$  и до  $-30^{\circ}$  (для вязкого

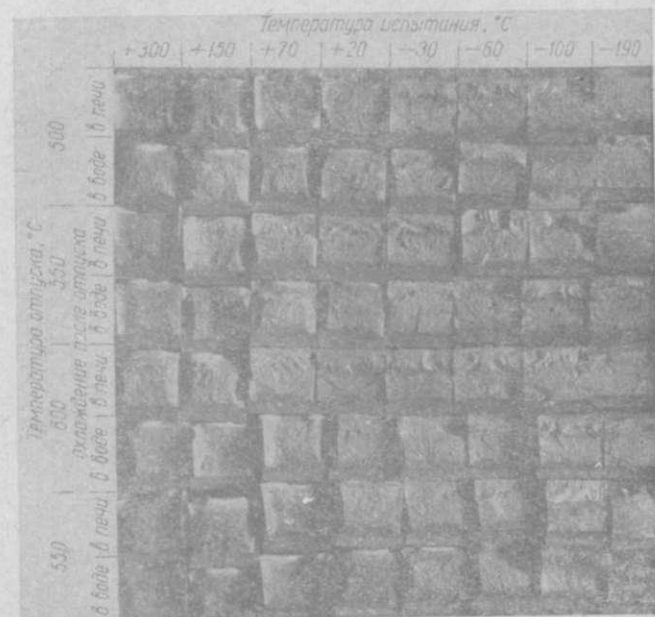


Рис. 33. Изломы стали В в зависимости от температуры отпуска и температуры испытания.

состояния) у стали А и до  $+150$  и  $+70^{\circ}$  у стали В (отпуск во всех случаях при  $650^{\circ}$ ).

Приведенные на рис. 34 кривые изменения ударной вязкости стали В в зависимости от температуры испытания (для исходного вязкого и хрупкого состояний) подтверждают наблюдения за характером изменения строения излома и указывают на удовлетворительную ударную вязкость стали и ее малую склонность к обратимой отпускной хрупкости.

Ударные образцы сталей А, В и В после закалки от  $860^{\circ}$  в масле и отпуска при  $650^{\circ}$  в течение 2 ч с охлаждением на воздухе длительно выдерживались при  $650^{\circ}$  (50,

100, 500 и 1000 ч) и затем испытывались при температурах от +300 до -200°.

У стали А изломы I группы наблюдаются независимо от длительности выдержки вплоть до температуры испытания -60°; при -100° образуются изломы II группы и при

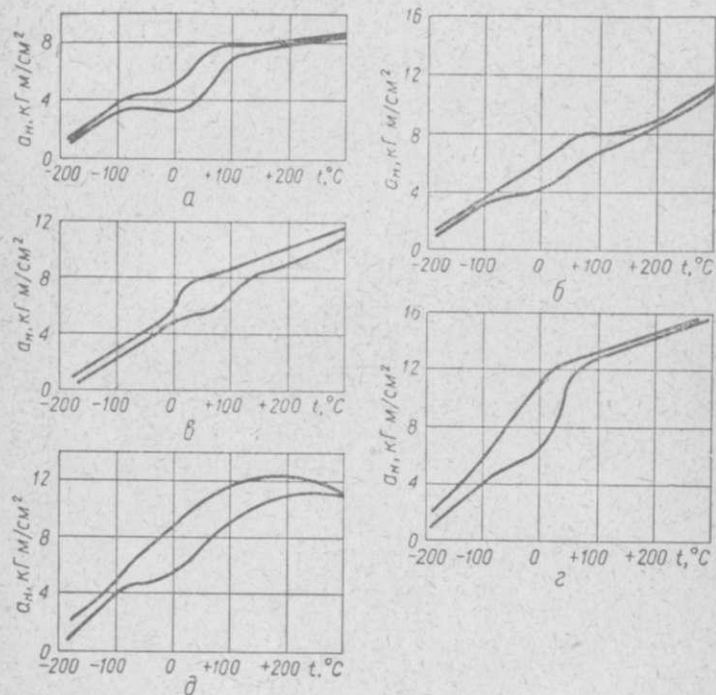


Рис. 34. Изменение ударной вязкости стали Б в зависимости от температуры испытаний для исходного вязкого (верхние кривые) и хрупкого (нижние кривые) состояния:

а — температура закалки 860°, отпуска — 500°; б — температура закалки 860°, отпуска — 550°; в — температура закалки 860°, отпуска — 600°; г — температура закалки 860°, отпуска — 650°; д — температура закалки 1000°, отпуска — 650°.

-190° — IV и V групп. У стали Б (рис. 35) изломы I группы наблюдаются вплоть до температуры -30° (независимо от длительности выдержки) и при -60° (выдержка более 100 ч). При температурах испытания от -100 до -190° изломы стали Б аналогичны изломам стали А. Изломы стали В почти аналогичны изломам стали С. Исследование других сталей (см. табл. 5) показало, что дополнительное

легирование хромоникелевой и хромоникелемарганцевой стали 0,1% Ni не вносит существенного изменения в строение изломов. Хотя быстрое охлаждение после отпуска от температуры 550—650° и способствует образованию вязких, скрытокристаллических изломов, в них имеются отдельные

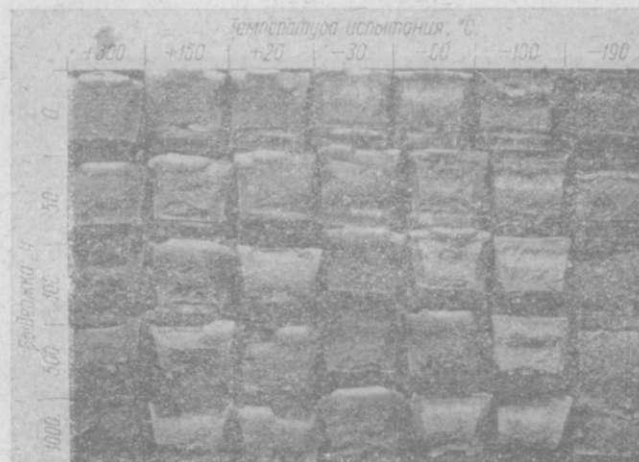


Рис. 35. Изломы стали Б после длительной выдержки при 650° и испытания при температурах от +300 до -200° (закалка в масле при 860°, отпуск в течение 2 ч при 650°, охлаждение на воздухе).

блестящие участки — сколы по плоскостям спайности кристаллов, которые обнаруживаются в стереоскопическом микроскопе при увеличении в 100 раз. Характер этих блестящих сколов совершенно одинаков независимо от того, будет ли охлаждение от температуры отпуска (550—650°) медленным или быстрым.

Малые добавки ниобия (0,1%) также незначительно влияют на строение излома более сложной по составу стали (хромомарганцекремнистой).

Таким образом, дополнительное легирование хромоникелевой и хромоникелемарганцевой сталей 0,1% Nb не изменяет структуры изломов; легирование ниобием в количестве более 0,7% способствует образованию кристаллических, хрупких изломов; при легировании же ниобием в количестве 0,3—0,6% вязкие изломы сохраняются до низ-

ких температур испытания независимо от исходного состояния стали.

Кристаллические сколы, наблюдаемые и в вязких изломах, могут являться следствием обогащения некоторых плоскостей кристалла углеродом и легирующими элементами, например, хромом, марганцем и др.

Если исходить из тех основных положений, что вещество, увеличивающее растворимость двух смежных фаз, понижает поверхностное натяжение между фазами и, согласно Гиббсу, адсорбируется на межфазовой поверхности раздела, что карбидообразующие элементы повышают растворимость карбида железа тем в большей мере, чем больше их собственная растворимость в железе и что ванадий, цирконий, ниобий отличаются весьма значительными силами связи с углеродом, то наиболее поверхностно-активными к аустениту будут углерод, кремний, фосфор, алюминий, а к ферриту — фосфор, кремний, никель, марганец, хром. По сравнению с указанными элементами ниобий является менее поверхностно-активным элементом. Вследствие этого, а также значительных сил межатомной связи ниобия с углеродом, эффект адсорбции углерода по плоскостям и границам зерен ослабляется. Возможно, что карбиды, содержащие ниобий, препятствуют обособлению карбидов железа, марганца, хрома.

Микроисследования показывают, что при содержании ниобия свыше 0,9% в структуре обнаруживаются карбиды ниобия, залегающие в виде зерен. Понижение вязкости стали невозможно отнести за счет этих карбидных включений. Напротив, следует полагать, что ниобий частично сохраняется растворенным в  $\alpha$ -фазе, способствуя ее упрочнению и повышению пластичности замещением вакантных мест в решетке. Однако при большом легировании ниобием пластичность понижается, несмотря на зернистую форму карбидной фазы.

## ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА

### Кремнемарганцевая сталь

Исследовались кремнемарганцевые стали с добавкой никеля и меди, а также сложнолегированные кремнием, хромом, медью, молибденом и титаном. Их химический состав приведен в табл. 4.

Таблица 4

Сталь	Химический состав, %						
	C	Si	Mn	Cr	Другие элементы	P	S
Cr—Mn	0,28	0,28	1,40	1,18	—	0,021	0,015
Si—Mn	0,41	0,60	1,32	0,30	Ni—0,30	0,018	0,017
Si—Mn—Ni	0,31	1,10	1,20	0,28	Ni—0,98	0,025	0,015
Si—Mn—Cu	0,32	1,08	1,25	0,30	Cu—0,74	0,025	0,015
Si—Mn—Ni—Cu	0,31	1,10	1,20	0,28	Ni—0,95 Cu—0,74	0,025	0,015
Сложнолегированная	0,34	1,23	0,73	0,42	Ni—0,35 Mo—0,17 Cu—0,68 Ti—0,15	0,014	0,014

Дополнительное легирование кремнемарганцевой стали никелем и медью, с одной стороны, и молибденом и титаном, с другой, преследовало цель повысить пластические и вязкие свойства и сделать аустенит более устойчивым

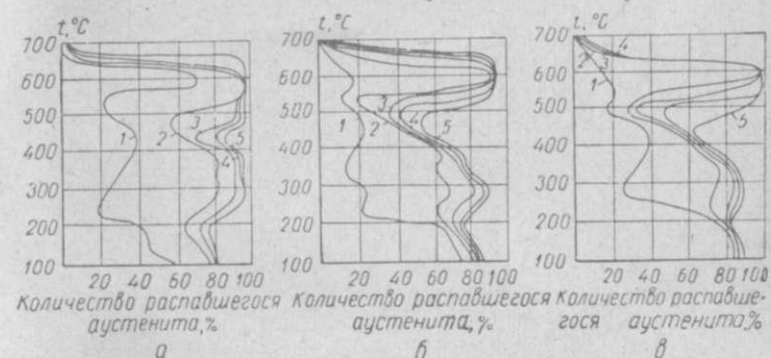


Рис. 36. Диаграмма изотермического распада аустенита сталей: а — кремнемарганцевой; б — кремнемарганценикелевой; в — кремнемарганцемедистой; 1—5 выдержка соответственно 1,5; 15; 30; 60 мин.

против распада. Распад аустенита изучался с помощью магнитометра Д. С. Штейнберга. Кремнемарганцевая сталь, несмотря на содержание углерода верхнего предела, характеризуется малой устойчивостью аустенита как в верхнем районе температур, так и в средней области превращений. Дополнительное легирование стали никелем или медью значительно повышает устойчивость аустенита в средней

области превращений, именно в районе температур 400—300° (рис. 36). Действительно, в этом температурном интервале у кремнемарганцевой стали за 30—60 мин. распадается более 90 % аустенита, в то время как у кремнемарганценикелевой стали — лишь 75—80 %, а у кремнемарганцемедистой — 70—80 %. В районе нижнего бейнитного превращения у кремнемарганцевой стали за время выдержки 1 мин распадается до 20 % аустенита, а за последующие 5 мин до 70—75 %; соответственно у кремнемарганцемедистой — 25 % и 20 %. Можно считать, что диаграммы изотермического распада аустенита этих сталей почти идентичны и разнятся незначительно.

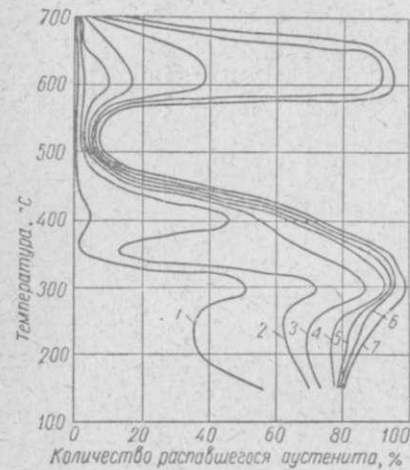


Рис. 37. Диаграмма изотермического распада аустенита хромомарганцевой стали:

1—7 выдержка соответственно 0,5; 1,5; 2,5; 5,5; 15; 30; 60 мин.

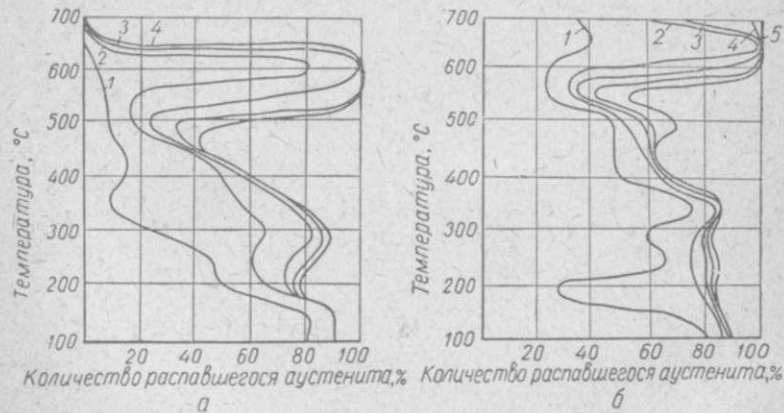


Рис. 38. Диаграмма изотермического распада аустенита сталей:

а — кремнемарганценикелемедистой; б — кремнемарганцемедимolibденовой; 1—5 — выдержка соответственно 1,5; 15; 30; 60 мин.

лишь 75—80 %, а у кремнемарганцемедистой — 70—80 %. В районе нижнего бейнитного превращения у кремнемарганцевой стали за время выдержки 1 мин распадается до 20 % аустенита, а за последующие 5 мин до 70—75 %; соответственно у кремнемарганцемедистой — 25 % и 20 %. Можно считать, что диаграммы изотермического распада аустенита этих сталей почти идентичны и разнятся незначительно.

На рис. 37 приве-

дена диаграмма изотермического распада аустенита хромомарганцевой стали. Сравнение рис. 37 с рис. 36 показывает, что замена хрома кремнием придает аустениту значительную устойчивость в температурной области 450—550°, а дополнительное легирование никелем или медью способствует более резкому переходу от перлитной к бейнитной области.

Совместное легирование стали медью и никелем резко повышает устойчивость аустенита в температурном районе 500—400°, например, при 450° за 60 мин распадается только 40 % аустенита, а при 400°—

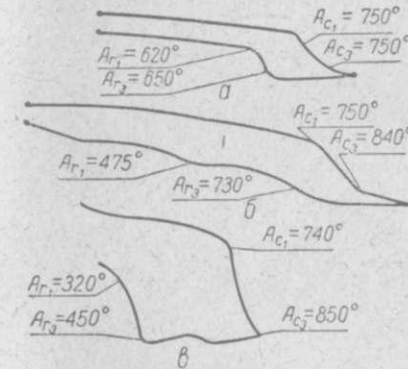


Рис. 39. Дилатограммы сталей: а — кремнемарганцеванадидево-й; б — кремнемарганцемolibденовой (0,28% Mo); в — кремнемарганцемolibденовой (0,50% Mo); температура нагрева в печи дилатометра 950°, скорость нагревания и охлаждения 3 град/мин.

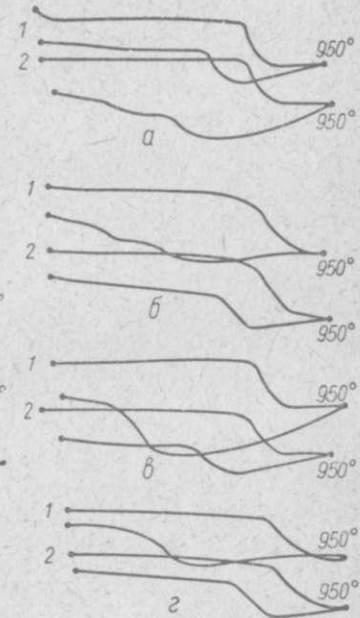


Рис. 40. Дилатограммы сталей: а — кремнемарганцевой; б — кремнемарганцемедистой; в — кремнемарганцемеденикелевой; г — кремнемарганцемедемolibденотитановой; 1 — охлаждение в печи дилатометра со скоростью 3 град/мин, 2 — охлаждение на воздухе.

60 % (рис. 38, а). Равным образом возрастает устойчивость аустенита и в нижнем бейнитном районе. Следует отметить, что совместное влияние Ni и Cu не идентично влиянию одного никеля или одной меди при количественном равенстве того или другого элемента суммарному содержанию обоих.

Понижение содержания в стали марганца и дополнительное легирование ее комплексом малых добавок (Cr, Cu,

Mo, Ti) также способствует развитию устойчивости аустенита в температурном районе 450—550°: за 60 мин распадается 50—65% аустенита (рис. 38, б). Однако аустенит слабо устойчив в нижнем бейнитном районе: по истечении 1 мин распадается 60—70% аустенита. Незначительна устойчивость аустенита и в перлитной области. Анализ диаграммы изотермического распада аустенита указанной сложнелегированной стали дает возможность отметить:

а) малую устойчивость аустенита в перлитной области, что весьма важно для осуществления экономически выгодного изотермического отжига стали;

б) значительную устойчивость аустенита в районе 550—500°, что облегчает проведение обычной закалочной операции;

в) уменьшение устойчивости аустенита в районе температур 450—250°, что дает возможность осуществлять изотермическую закалку на структуру нижнего бейнита без применения длительных выдержек в ванне и при более полном распаде аустенита за короткое время.

В другой серии экспериментов с помощью dilatометра Лейтца было изучено влияние некоторых элементов на положение критических точек кремнемарганцевой стали (рис. 39, 40). Как видно из рис. 40, охлаждение на воздухе резко смещает положение критических точек стали в область низких температур. Наиболее же сильно при охлаждении на воздухе влияет дополнительное легирование стали одновременно никелем и медью; оно столь же эффективно, как и легирование молибденом в количестве 0,5% (рис. 40, в и рис. 39, в), легирование комплексом Cu + Cr + Mo + Ti (в малых дозах) оказывает меньшее влияние, что создает благоприятные условия для осуществления закалки в мягких средах (в масле).

#### Хромокремнемарганцевая сталь

В промышленности широко применяется низколегированная недефицитная хромомарганцевокремнистая сталь. Исследования показали, что дополнительное легирование этой стали дает возможность существенно повысить ее механические и технологические свойства.

Здесь излагаются некоторые результаты исследования сталей типа ХГС. Распад аустенита изучался на магнитометре Д. С. Штейнберга. Объектами исследования служили

хромомарганцевая и хромомарганцевокремнистая стали, дополнительно легированные Ni, Ti, W, Nb, В или комплексами элементов Ni + W + Ti, Cu + Ni, Ni + Cu + Mo + Ti. Химический состав исследовавшихся сталей приведен в табл. 5.

Таблица 5

Сталь	Химический состав, %						
	C	Si	Mn	Cr	Другие элементы	P	S
Cr—Mn	0,39	0,35	1,53	0,83	—	0,015	0,019
Cr—Mn—Si—Ti	0,20	1,10	1,26	1,35	Ti—0,05	0,034	0,029
Cr—Mn—Si—Ni	0,24	1,05	1,38	1,44	Ni—1,11	0,018	0,010
Cr—Mn—Si—W	0,25	1,08	1,25	1,33	W—0,60		
Cr—Mn—Si—W	0,28	1,05	1,39	1,40	W—0,49	0,023	0,011
Cr—Mn—Si—В	0,25	1,04	1,25	1,30	В—0,0012	0,030	0,016
Cr—Mn—Si—Nb	0,25	1,09	1,21	1,29	Nb—0,08	0,030	0,017
Сложнелегированная	0,25	1,05	1,31	1,30	Ni—1,0 W—0,54 Ti—0,05	0,023	0,011
»	0,33	1,21	1,13	1,30	Ni—1,08 Cu—1,80	0,022	0,014
»	0,33	1,25	1,17	1,33	Ni—1,10 Cu—0,80 Mo—0,17 Ti—0,15	0,025	0,014

Выбор дополнительных легирующих элементов основывался на следующих соображениях. Никель, введенный в хромомарганцевокремнистую сталь в количестве около 1%, способствует повышению ее вязкости и пластичности. Введение никеля в большем количестве не улучшает вязких и пластических свойств глубокопрокаливающейся стали. Вольфрам, ниобий и титан способствуют повышению механических свойств и снижению склонности к отпускной хрупкости, а бор — повышению прокаливаемости. Дополнительное комплексное легирование весьма эффективно повышает прочность, вязкость и пластичность. Было установлено, что дополнительное легирование стали комплексной добавкой W + Ti или Mo + Ti при одновременном легировании никелем либо никелем и медью, оказывает исключительно благоприятное влияние на свойства стали.



На рис. 41 приведены диаграммы изотермического распада аустенита хромомарганцевой и хромомарганцекремни- никелевой стали. Сравнивая их, можно заметить, что до- полнительное легирование стали кремнием и никелем суще- ственно влияет на распад аустенита: в температурной обла- сти 500—600° устойчивость аустенита весьма резко воз-

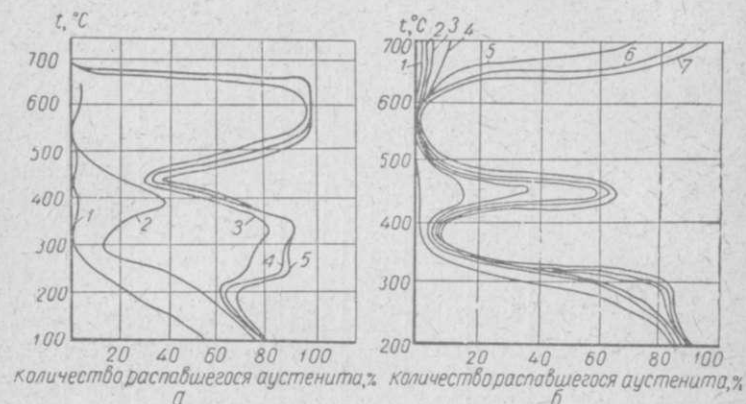


Рис. 41. Диаграмма изотермического распада аустенита стали:  
а — хромомарганцевой, 1—5 — выдержка соответственно 1, 5, 15, 30, 60 мин;  
б — хромомарганцекремни- никелевой. 1—7 — выдержка соответственно 0, 1, 2,5; 15, 30, 90 мин.

растает (за время 30 мин распадается лишь 3—5% аусте- нита), напротив, в районе температуры 450° аустенит ста- новится менее устойчивым, хотя за 30 мин он распадается не более чем на 65%. Устойчивость резко падает при тем- пературах 300—200°, хотя в этой области за 30 мин распа- дается не более 90% аустенита.

При дополнительном легировании хромомарганцекремни- стой стали 0,49% W, 0,05% Ti, 0,08% Nb или 0,0012% В— характер изотермических диаграмм в общем совершенно идентичен. Наблюдается высокая устойчивость аусте- нита в области 600—500°, причем наибольшая у стали ле- гированной вольфрамом и наименьшая у стали, легирован- ной титаном. Если у первой стали при 550—600° за 60 мин распадается лишь 5—8% аустенита, то у второй за 30 мин— до 30—35%. У стали, дополнительно легированной тита- ном, кривые изменения распада аустенита в зависимости от температуры вообще сдвинуты вправо, таким образом, эта сталь отличается меньшей устойчивостью аустенита во

всем температурном интервале распада. Наибольший инте- рес представляет область нижнего бейнита (приблизитель- но 300°). В этой области у стали, легированной воль- фрамом, за 1 мин распадается до 65% аустенита, а за 30 мин — до 90%. Совершенно аналогичная картина на- блюдается у стали, легированной ниобием или бором.

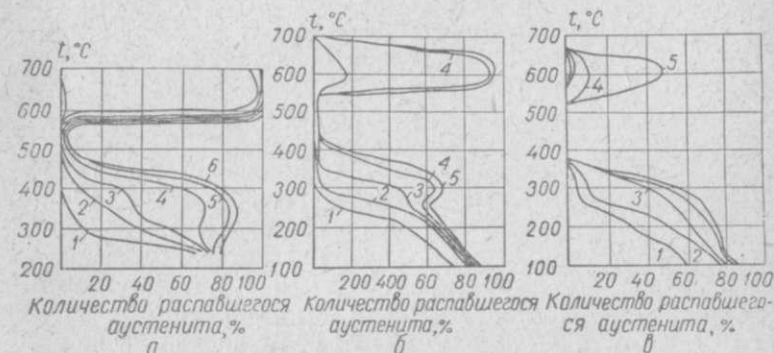


Рис. 42. Диаграмма изотермического распада аустенита хромомарган- цекремнистой стали, дополнительно легированной:  
а — W + Ti; 1—6 — выдержка соответственно 15 сек, 1 мин, 15 сек, 2 мин, 15 сек, 5 мин, 15 сек, 15 мин, 15 сек, 30 мин, 15 сек;  
б — Ni + Cu, 1—5 — выдержка соответственно 1, 5, 15, 30, 60 мин;  
в — Ni + Cu + Mo + Ti, 1—5 — вы- держка соответственно 1, 5, 15, 30, 60 мин.

Что касается стали, легированной титаном, то в ней распад составляет приблизительно 90%.

Дополнительное легирование стали комплексом эле- ментов существенно изменяет вид диаграмм распада аусте- нита (рис. 42).

При легировании комплексом W + Ti аустенит весьма устойчив при 500—550°. Действительно, при температуре 550° за 30 мин распадается лишь 2—3% аустенита. Аусте- нит становится значительно более устойчивым в промежу- точной области превращений: за 2 мин при 300° распадет- ся менее 50%, а полного распада не наблюдается и после выдержки в течение 30 мин. У сталей, легированных ком- плексами Ni + Cu и Ni + Cu + Mo + Ti, при температурах 400—550° обнаруживается область церастающего аустенита, в связи с чем пер- литная и бейнитная области оказываются изолированными друг от друга.

В перлитной области аустенит стали, дополнительно легированной комплексом Ni + Cu, оказывается хотя и устойчивым, однако после выдержки в течение 60 мин распадается почти нацело. Напротив, у стали, дополнительно легированной более сложным комплексом Ni + Cu + Mo + Ti, аустенит в перлитной области оказывается настолько стойким, что за 30 мин распадается лишь на 10%, а за 60 мин — приблизительно на 55%. Что касается бейнитной области превращения, то более устойчивым является аустенит стали, легированной комплексом W + Ti. Во всяком случае при температурах 300—350° за 15 мин он распадается на 65%, а аустенит стали, легированной Ni + Cu — на 75%. Эти две стали, хотя и являются более сложными по составу, чем другие, обладают тем преимуществом, что позволяют успешно осуществлять закалку в бейнитной области. При этом изделия можно переохладить до температур 450—550°, подвергать правке и другим необходимым механическим операциям, после чего перемещать в ванну для превращения аустенита в нижний бейнит (300°).

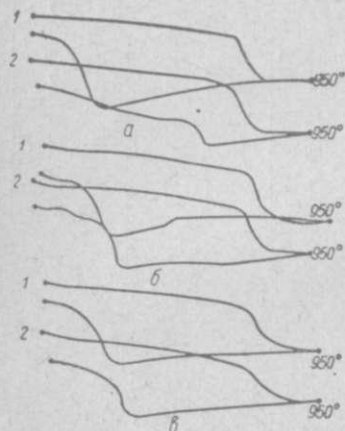


Рис. 43. Дилатогрaммы хромо-марганцекремнистой стали, дополнительно легированной комплексами:

а — Ni + Cu; б — Ni + Mo + Ti; в — Ni + Cu + Mo + Ti; 1 — охлаждение на воздухе; 2 — охлаждение в печи дилатометра со скоростью 3 град/мин.

В зависимости от времени выдержки можно получить структуру бейнита и аустенита с большим или меньшим содержанием последнего и этим регулировать соотношения свойств прочности и вязкости.

В другой серии экспериментов были проведены дилатометрические исследования с целью выяснения, в какой мере смещаются критические точки хромокремнемарганцевой стали при ее дополнительном легировании.

Дополнительное легирование хромомарганцекремнистой стали медью и никелем вызывает значительное смещение критических точек в область пониженных температур, особенно при охлаждении на воздухе (рис. 43). По существу

здесь уже проявляется мартенситное превращение. Еще в более резкой мере такое смещение критических точек наблюдается у стали, дополнительно легированной сложными комплексами (Ni + Mo + Ti и Ni + Cu + Mo + Ti). Дилатогрaммы воздушного и печного охлаждения этой стали идентичны и, следовательно, представляется возможным закалывать ее в условиях умеренного охлаждения (на воздухе, а при изотермической ступенчатой закалке — в термостате постоянной температуры).

### О бейнитном превращении аустенита стали

Распад в средней области температур представляет собой сочетание процессов диффузионного перераспределения углерода в аустените и мартенситного превращения ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) в участках аустенита с пониженной концентрацией углерода.

Направление процесса перераспределения углерода при промежуточном превращении меняется в зависимости от содержания углерода в стали. При наличии в стали 0,3—0,5% C и 2—4% Cr, Mn или Al промежуточное превращение сопровождается заметным увеличением периода решетки аустенита. При 0,8—1,0% C и том же количестве легирующего элемента период решетки не изменяется. В случае повышения содержания углерода до 1,2—1,5% промежуточное превращение связано с понижением его концентрации в остаточном аустените. В кремнистых сталях, содержащих 0,6—1% C и 2% Si, наблюдается возрастание концентрации углерода в остаточном аустените до 1,6%.

Отмечается также, что диффузионный процесс промежуточного превращения протекает и при ведущей роли феррита. Он складывается из ориентированного выделения пересыщенного феррита, обогащения углеродом окружающего аустенита и формирования из него карбидов, а также из отпуска пересыщенного феррита. В связи с тем, что в промежуточном интервале температур самодиффузия железа затруднена, пересыщенный феррит начинает кристаллизоваться по кристаллографическим плоскостям аустенита. Рост ферритных игл происходит медленно в связи с отводом углерода от границ раздела в окружающий аустенит. Возникающее обособление карбидов из пересыщенного аустенита приводит к раздроблению вытянутых участков феррита. Нераспавшийся аустенит является весьма устой-

чивым вследствие легирования [21]. Остается невыясненным, какая часть легирующих элементов будет в аустените и какая в феррите, и чем подтверждается высокая степень легирования остаточного аустенита.

Частичное превращение аустенита в верхнем интервале промежуточной области ухудшает вязкие свойства стали, что объясняют наличием в структуре ориентированных участков аустенита или мартенсита. Понижение температуры промежуточного превращения приводит к большему пересыщению выделяющегося феррита и увеличению количества изотермически превращающегося аустенита. По-видимому, понижение температуры превращения способствует увеличению дисперсности карбидов, выделяющихся вследствие отпуска пересыщенного феррита.

При понижении температуры изотермы ниже продолженной линии *PG* (диаграммы Fe — C) превращение аустенита может осуществляться без перераспределения углерода.

При повышении содержания углерода в стали по границам участков пересыщенного феррита кристаллизуются карбидные пластинки, что способствует образованию новых ферритных зародышей в соседних участках. Однако большая часть карбидов образуется из аустенита в верхнем районе промежуточной области. Увеличение содержания углерода в стали уменьшает скорость кристаллизации феррита и увеличивает скорость кристаллизации карбида. Ведущей фазой кристаллизации и промежуточной области является феррит.

Легирующие элементы оказывают различное влияние на скорость промежуточного превращения: Cr, Mn и Ni ее замедляют, а Co — ускоряет; Mo также замедляет, но только при повышенном содержании его в стали углерода. Различная степень обогащения аустенита углеродом в процессе промежуточного превращения может быть объяснена неодинаковым влиянием легирующих элементов на процесс карбидообразования. При переходе от перлитного к промежуточному превращению самодиффузия железа и легирующих элементов затрудняется, а образование новой фазы должно осуществляться при определенном геометрическом соответствии решеток новой фазы и аустенита. Согласно работе [23] в промежуточной области плоскость [011] феррита параллельна плоскости [111] аустенита и направление [011] феррита параллельно направлению [112]

аустенита. Образование зародышей  $\alpha$ -фазы должно происходить в обедненных углеродом участках аустенита; такие участки возникают в аустените вследствие концентрационных флуктуаций. Ободевание углеродом приграничных участков ферритных зародышей может сопровождаться либо обогащением окружающего аустенита, либо образованием в аустените карбидной фазы. Тот или другой тип превращения зависит от степени легирования стали и температуры превращения. При понижении температуры превращения скорость диффузии углерода убывает, а скорость образования карбидов возрастает вследствие искажений кристаллической решетки аустенита в процессе роста ферритных игл.

Основной причиной торможения превращения под влиянием промежуточного распада при более высокой температуре является изменение тонкой структуры аустенита (фазовый наклеп). По Хультгрену, зародышами бейнита являются ферритные пластинки и бейнит развивается как ферритно-карбидный агрегат. Коттрелл и Го выдвинули теорию, согласно которой бейнит зарождается в виде феррита при превращении и рост когерентной ферритной пластинки происходит диффузионным путем: углерод диффундирует в окружающий аустенит или карбиды выделяются внутри феррита. Рост бейнитной пластинки прекращается, если нарушается когерентность и углерод не выделяется достаточно быстро в феррите или прекращается рост на аустенитных границах. Обогащение углеродом преимущественно границ зерен аустенита нейтрализует дальнейшее зарождение пластин феррита. При более высоких температурах превращения углерод может диффундировать более легко и ферритные пластинки принимают форму слоев почти сплошного феррита по всему аустенитному зерну. При пониженных температурах превращения углерод не может диффундировать и изолированный аустенит начинает распадаться, образуя большие пластинки карбидов между ферритными пластинками.

Изменение механизма бейнитной реакции при понижении температуры превращения определяется тем, что верхний бейнит контролируется диффузией углерода в аустените, а нижний — диффузией углерода в феррите. Указанное изменение наступает в молибденовой стали при 450—500°, а в сталях с более высоким содержанием углерода — при повышенных температурах. Энергия активи-

зации бейнитной реакции изменяется с температурой, она меньше для нижнего бейнита, чем для верхнего, и меньше, чем энергия активации диффузии углерода в  $\gamma$ - и  $\alpha$ -железе.

Низкая энергия активации процесса образования бейнита объясняется тем, что когерентный рост определяется наличием дислокаций на поверхности раздела аустенит — бейнит. Так как бейнитное превращение растягивается на интервал температур (в пределах  $100^\circ$  и более), то полное структурное превращение сопровождается образованием смеси различных изотермических структур. Однако при этом наблюдается определенное соотношение между пределом прочности и измельчением зерна в верхней бейнитной области и между пределом прочности и размером частичек в нижней бейнитной области.

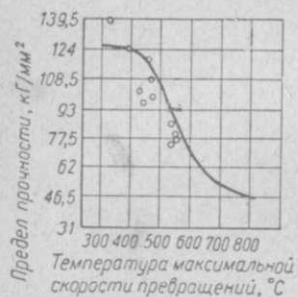


Рис. 44. Влияние температуры изотермического превращения на предел прочности стали.

Дополнительное легирование низкоуглеродистой стали Mn, Cr, Ni, Cu, Ti понижает температуру бейнитного превращения от  $650$  до  $450^\circ$  и одновременно упрочняет твердый раствор. Наиболее эффективно легирование  $0,8$ — $1,5\%$  Mn и  $1$ — $2\%$  Cr. Механические свойства такой стали при бейнитной структуре следующие:  $\sigma_B = 65 \div 125$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 20 \div 22\%$ ,  $\psi = 60 \div 62\%$  и  $\frac{\sigma_{02}}{\sigma_B} = 0,7$ — $0,8$ ; они обеспечиваются в сечениях  $480$ — $120$  мм. Высокая устойчивость против отпуска может быть еще увеличена дополнительным легированием ванадием ( $\sim 0,3\%$ ). Низкое содержание углерода ( $\sim 0,15\%$ ) и высокая температура превращения определяют высокую прочность и хорошую свариваемость бейнитной стали.

Таким образом, сравнительно низколегированные стали являются достаточно устойчивыми против отпуска. Изуче-

ние характеристик таких сталей в связи с термической обработкой представляет собой задачу дальнейших исследований.

Наличие минимума скорости превращения между перлитной и бейнитной областями объясняют различной температурной зависимостью частичных реакций и торможением диффузии углерода вследствие большой активности между углеродом и некоторыми легирующими элементами.

Например, при числе частиц  $0,75 \times 10^4$  на  $1$  мм<sup>2</sup>  $\sigma \approx 70$  кг/мм<sup>2</sup>, а при числе частиц  $2,5 \times 10^4$  на  $1$  мм<sup>2</sup>  $\sigma_B > 115$  кг/мм<sup>2</sup> (температура превращения  $400$ — $420^\circ\text{C}$ ).

На рис. 44 представлено изменение предела прочности в зависимости от температуры превращения стали.

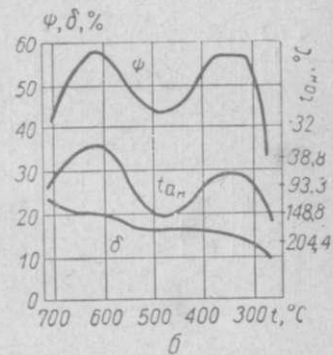
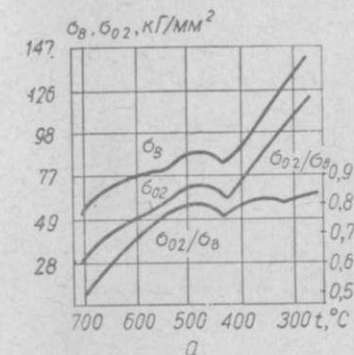


Рис. 45. Зависимость механических свойств хромоникелемолибденовой стали от температуры изотермического превращения: а — прочности и текучести; б — пластичности и вязкости;  $t_{0н}$  — увеличение вязкости ( $1^\circ\text{C}$  соответствует  $0,00027$  кг · м/см<sup>3</sup>).

Распределение легирующих элементов между образующимися фазами определяется способностью к диффузии углерода и легирующих элементов при различных температурах.

С увеличением содержания высокотемпературного бейнита наблюдается непрерывное снижение  $\frac{\sigma_{02}}{\sigma_B}$ ,  $\psi$  и  $a_n$ . Низкотемпературный бейнит отличается более высокими пластическими свойствами, чем отпущенный на ту же твердость мартенсит.

Изучение механических свойств хромоникелемолибденовой стали ( $0,57\%$  — C;  $1,1\%$  — Cr,  $1,2\%$  — Ni;  $0,25\%$  — Mo), подвергнутой изотермической закалке, показывает, что в результате превращения при температурах  $500$ — $400^\circ\text{C}$   $\sigma_B$ ,  $\sigma_{02}$ ,  $\psi$  и  $A_n$  (работа удара) понижаются, но при дальнейшем падении температуры вновь повышаются (рис. 45).

На рис. 46 представлены графики, иллюстрирующие изменение механических свойств хромоникелемолибденовой стали в зависимости от уровня  $\sigma_B$  (вместо температуры отпуска по оси абсцисс приведены соответствующие значения предела прочности  $\sigma_B$ ). Если для случая обычной закалки вязкость и пластичность непрерывно понижаются с увеличением  $\sigma_B$ , то для случая изотермической закалки при высоких значениях  $\sigma_B$  (140—175 кг/мм<sup>2</sup>) вязкость и пластичность не понижаются.

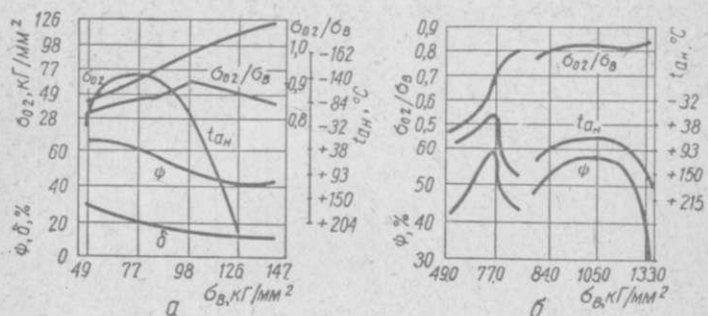


Рис. 46. Механические свойства хромоникелемолибденовой стали после: а — обычной закалки и отпуска; б — изотермической закалки;  $t_{aH}$  — увеличение вязкости (1°C соответствует 0,00027 кг · м/см<sup>2</sup>).

Таким образом, структуры, отвечающие образованию нижнего бейнита, обладают более высокими пластичностью и вязкостью, чем структура закаленной стали при равных значениях прочности. Все другие структуры, получаемые в результате изотермической закалки, обладают более низкими свойствами, чем структуры обычной закалки.

## ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

### Зависимость прочности от температуры отпуска

Влияние многих легирующих элементов на мартенсит углеродистой стали выражается в значительном повышении ее сопротивляемости разрушению под действием нормальных разрывающих напряжений. Особенно благотворно влияет никель (при определенном процентном содержании),

он увеличивает способность высокопрочной стали пластически деформироваться, в результате чего достигается высокое значение истинного предела прочности (~ 200 кг/мм<sup>2</sup>). Легирующие элементы, по-видимому, способствуют более равномерному распределению углерода в решетке железа в пределах дендритного зерна, а это, в свою очередь, приводит к более равномерному распределению напряжений.

Физическая природа высокой пластичности и высокого сопротивления разрушению легированной стали состоит именно в гомогенизации твердого раствора.

При легировании стали необходимо учитывать влияние легирующих элементов на свойства  $\alpha$ -фазы (феррит, сорбит, мартенсит) и то, что свойства легированной  $\alpha$ -фазы под действием закалки существенно изменяются. При этом пластичность  $\phi$  феррита, легированного кремнием, марганцем, хромом, никелем или другими элементами, после закалки и отпуска сохраняется весьма высокой (60—70%), несмотря на образование мартенситоподобных структур. Вместе с тем, легирование феррита различными элементами, например, хромом, вольфрамом, молибденом, никелем или кремнием, значительно повышает пределы прочности, текучести и пропорциональности. Хром, никель, марганец и кремний повышают динамическую вязкость феррита, наоборот, вольфрам и молибден ее понижают. Таким образом, элементы, изоморфные ферриту, повышают прочность феррита, но слабее, чем элементы с решеткой, отличной от решетки  $\alpha$ -железа, как например никель, и, особенно, кремний и марганец, имеющие сложную кристаллическую решетку.

К числу элементов весьма сильно упрочняющих  $\alpha$ -фазу после закалки относят также ниобий, титан и ванадий. Легирование феррита элементами, смещающими фазовое превращение в область низких температур (никель), и элементами, препятствующими разупрочнению (титан, вольфрам, молибден, ниобий), повышает способность феррита к упрочнению при закалке и устойчивость его против отпуска.

Результаты исследований показывают, что, например, хромомарганцевая сталь при содержании в ней 1,0—1,5% Mn и 0,6—1,5% Cr обладает хорошими свойствами прочности, пластичности и вязкости, если содержание углерода не превышает 0,25—0,30% (рис. 47).

Стремление повысить у этой стали предел прочности и

предел текучести приводит к необходимости увеличить содержание углерода. Однако в этом случае хромомарганцевая сталь после отпуска в области температур 200—400° обладает низкой динамической вязкостью: до 1,0 и менее  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ . Так, у стали с содержанием 0,30% углерода после низкого отпуска  $\sigma_B = 150 \text{ кг}/\text{мм}^2$  и  $a_{11} = 5,5 \text{ кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ , а у стали с содержанием 0,40% углерода  $\sigma_B = 165 \text{ кг}/\text{мм}^2$  и  $a_{11} = 0,9 \text{ кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ .

Очевидно повышение содержания в стали углерода связано с образованием усложненной хрупкой карбидной фазы, выделяющейся при отпуске в субмикроскопической форме в недостаточно вязком твердом  $\alpha$ -растворе. Поэтому повышения свойств прочности и вязкости стали необходимо достигать легированием ее определенным комплексом элементов.

Общей закономерностью во влиянии сильных карбидообразующих элементов на вязкость стали (рис. 48) является уменьшение «провала» вязкости в области низких температур и возникновение другого «провала» в области средних температур (400—500°), что связывают с выделением карбидов легирующих элементов при отпуске стали. Карбидообразующие элементы (молибден, титан, вольфрам, ванадий, ниобий) придают стали значительную отпускостойкость, в результате чего достигаются высокие значения предела прочности и предела текучести даже после относительно высокого отпуска. Существенное влияние карбидообразующих элементов на свойства стали связано с тем, что они отличаются низким коэффициентом диффузии в стали. Даже в области таких температур отпуска, как 500—550°, выделение атомов молибдена, вольфрама, ванадия, ниобия и др. из решетки железа происходит весьма медленно, вследствие чего сохраняется высокая прочность стали.

В случае легирования стали молибденом в количестве 0,2—0,3% наиболее удовлетворительное сочетание свойств

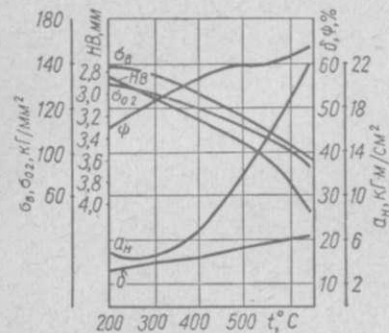


Рис. 47. Изменение механических свойств хромомарганцевой стали (0,31% С; 0,54% Cr; 1,68% Mn) в зависимости от температуры отпуска.

нижковнеение другого «провала» в области средних температур (400—500°), что связывают с выделением карбидов легирующих элементов при отпуске стали. Карбидообразующие элементы (молибден, титан, вольфрам, ванадий, ниобий) придают стали значительную отпускостойкость, в результате чего достигаются высокие значения предела прочности и предела текучести даже после относительно высокого отпуска. Существенное влияние карбидообразующих элементов на свойства стали связано с тем, что они отличаются низким коэффициентом диффузии в стали. Даже в области таких температур отпуска, как 500—550°, выделение атомов молибдена, вольфрама, ванадия, ниобия и др. из решетки железа происходит весьма медленно, вследствие чего сохраняется высокая прочность стали.

В случае легирования стали молибденом в количестве 0,2—0,3% наиболее удовлетворительное сочетание свойств

Таблица 6

Элементы	Атомный радиус, Å	Кристаллическая решетка	Параметр решетки, Å
Fe — α	1,27	Объемноцентрированная кубическая	2,861
Mn — α	1,30	Сложная кубическая	2,24—2,96
Cr	1,30	Объемноцентрированная кубическая	2,878
Mo	1,40	То же	3,140
Ti — α	1,46	Компактная гексагональная	2,95—4,69
V	1,35	Объемноцентрированная кубическая	3,04
W	1,408	То же	3,158
Nb	1,47	»	3,294
Al	1,42	Гранецентрированная кубическая	4,041
Ni	1,244	То же	3,519
Si	1,34	Типа алмаза	5,417

достигается после отпуска при 600—630°:  $\sigma_B = 120 \text{ кг}/\text{мм}^2$ ;  $\sigma_{02} = 110 \text{ кг}/\text{мм}^2$ ;  $\psi = 55\%$ ;  $a_{11} = 10 \text{ кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  (состав стали: 0,39% С; 1,5% Cr; 1,1% Mn; 0,3% Mo).

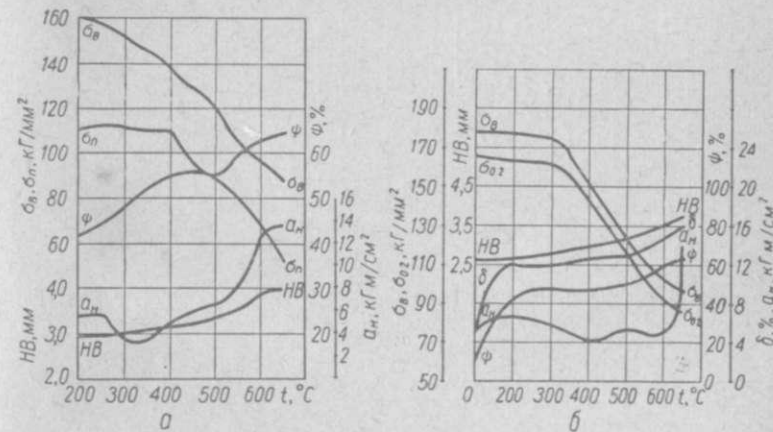


Рис. 48. Изменение механических свойств стали в зависимости от температуры отпуска:

а — хромомарганцевомолибденовой (0,3% С; 1,54% Cr; 1,15% Mn; 0,22% Mo); б — хромомарганцевольфрамовой (0,28% С; 1,38% Cr; 1,22% Mn; 0,72% W).

Почти аналогичные свойства прочности и вязкости достигаются после отпуска у стали, легированной титаном (0,08—0,14%). У стали, легированной ванадием (0,13%) или вольфрамом (0,5—0,7%), высокие свойства прочности

достигаются после отпуска при 460—500°:  $\sigma_b = 120 \div 125 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_{0,2} = 115 \div 120 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\psi = 50 \div 65 \%$ ;  $\delta = 10 \div 12 \%$ ;  $a_n = 6 \div 8 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . При этом у стали, легированной ванадием, «провал» вязкости не растянут и  $a_n \geq 5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ , а у стали, легированной вольфрамом, провал вязкости вообще незначителен (рис. 49).

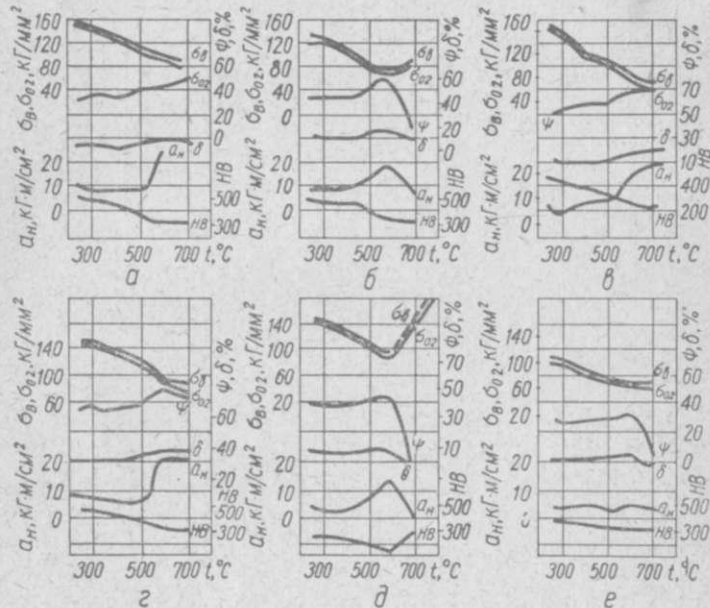


Рис. 49. Изменение механических свойств хромомарганцевых сталей, легированных различными элементами, в зависимости от температуры отпуска:

а — хромомарганценикелевой; б — хромомарганцевольфрамовой (0,6%W); в — хромомарганцевольфрамовой (0,75%W); г — хромомарганцеванадиевой; д — хромомарганценикелевольфрамовой; е — хромомарганцевольфрамванадиевой.

Ниобий смещает «провал» вязкости в область температур 500—600° и настолько уменьшает его, что вязкость не опускается ниже 7—7,5  $\text{кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Несмотря на такой уровень вязкости прочие свойства достаточно удовлетворительны ( $\sigma_b = 120 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_{0,2} = 110 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\psi = 55 \%$ ;  $\delta = 12 \%$ ).

Из данных, приведенных в табл. 6, видно, что различие в величине атомного радиуса между железом, хромом и марганцем незначительное (1,27—1,30 Å), а между желе-

зом и молибденом — значительное (1,27—1,40 Å), что хром и железо имеют объемноцентрированную решетку с близкими параметрами (2,878 и 2,861 Å), а  $\alpha$ -марганец — сложную кубическую пространственную решетку с параметрами в пределах 2,24—2,96 Å. Молибден, как и железо и хром, обладает объемноцентрированной решеткой, но с параметром 3,140 Å. Таким образом, решетка  $\alpha$ -железа при замещении в ней атомов железа атомами хрома не претерпевает значительных искажений; при замещении же атомами марганца и тем более атомами марганца и молибдена, она подвергается значительному упрочнению, что и повышает свойства прочности стали.

Атомный радиус  $\alpha$ -титана равен 1,46 Å, т. е. он значительно больше атомного радиуса железа, хрома, марганца и молибдена. Титан кристаллизуется в гексагональной решетке плотной упаковки с параметрами 2,95 и 4,69 Å. Титан особенно активно связывается с углеродом в карбид титана; надо полагать, что не весь титан расходуется на образование карбидной фазы и та часть его атомов, которая входит в решетку  $\alpha$ -железа, вызывает ее упрочнение.

Опыты показывают, что когда титан вводится в сталь в малых дозах (менее 0,1%), он более благоприятно влияет на механические свойства стали.

Это, по-видимому, связано с действием титана в качестве поверхностно-активного вещества на границах зерен. Однако к металлургии титаносодержащей стали должны предъявляться особые требования, чтобы обеспечить равномерное распределение его в элементарных объемах стали.

Из данных табл. 6 следует, что ванадий, вольфрам и ниобий имеют объемноцентрированную кубическую решетку, как и  $\alpha$ -железо. Ванадий имеет атомный радиус 1,35 Å, вольфрам — 1,408 Å, а ниобий — 1,47 Å, т. е. наименьшее различие по атомному радиусу железа с ванадием и наибольшее — с ниобием, наименьший параметр решетки также у ванадия (3,04 Å), а наибольший у ниобия — (3,294 Å); параметр решетки вольфрама равен 3,15 Å. Различия в этих параметрах являются причиной значительного упрочнения кристаллической решетки железа.

Легирование стали некарбидообразующими элементами — алюминием, никелем или кремнием — приводит к следующим результатам.

Алюминий, введенный в сталь в количестве 0,1%, значительно понижает вязкие и пластические свойства стали (например, динамическая вязкость в области средних температур отпуска падает до 1—2  $\kappa\Gamma \cdot \text{м}/\text{см}^2$ ). Причину отрицательного действия алюминия на вязкие и пластические свойства стали следует искать в значительной деформации кристаллической решетки железа атомами алюминия (атомный радиус алюминия равен 1,42 Å, он кристаллизуется в решетке гранецентрированного куба с параметром 4,041 Å).

Несомненно отрицательное влияние на вязкие и пластические свойства стали оказывают окислы алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ).

Характерной особенностью хромомарганцевой стали, легированной кремнием (1,0—1,2%), является замедленный спад предела прочности и предела текучести с повышением температуры отпуска и резкое падение динамической вязкости  $a_n$ . Лишь после отпуска при 500—550° вязкость начинает интенсивно возрастать.

Кремний кристаллизуется в алмазной решетке с параметром 5,417 Å, т. е. он так же, как и алюминий, резко отличается от железа. Однако кремний имеет сравнительно мало разнящийся от  $\alpha$ -железа атомный радиус — 1,34 Å, поэтому внедрение атомов кремния в решетку  $\alpha$ -железа вызывает значительные напряжения ее, но не искажает так сильно, как внедрение атомов алюминия.

Особенно благотворно действует кремний на прочность и вязкость стали при комплексном легировании.

Большой интерес представляет легирование хромомарганцевой стали никелем.

Никель имеет атомный радиус, равный 1,244 Å, т. е. меньший, чем у  $\alpha$ -железа; он кристаллизуется в решетке гранецентрированного куба с параметром 3,519 Å. Никель не вызывает большого упрочнения решетки. Однако он полностью растворяется в  $\alpha$ -железе и весьма благоприятно влияет на его вязкость. Поэтому в комплексе с хромом и марганцем никель должен весьма эффективно воздействовать на свойства стали, повышая ее прочность и вязкость.

На основании этих соображений была разработана и внедрена в производство сталь марки 38ХГН [6]. Эта сталь отличается хорошим сочетанием свойств прочности, вязкости и пластичности: при  $\sigma_B = 100 \kappa\Gamma/\text{мм}^2$  и  $\sigma_{0,2} = 90 \kappa\Gamma/\text{мм}^2$   $a_n = 15 \div 18 \kappa\Gamma \cdot \text{м}/\text{см}^2$ . При большем легировании стали никелем (1,5—2,0%)  $\sigma_B = 120 \kappa\Gamma/\text{мм}^2$  и  $a_n = 15 \kappa\Gamma \cdot \text{м}/\text{см}^2$ .

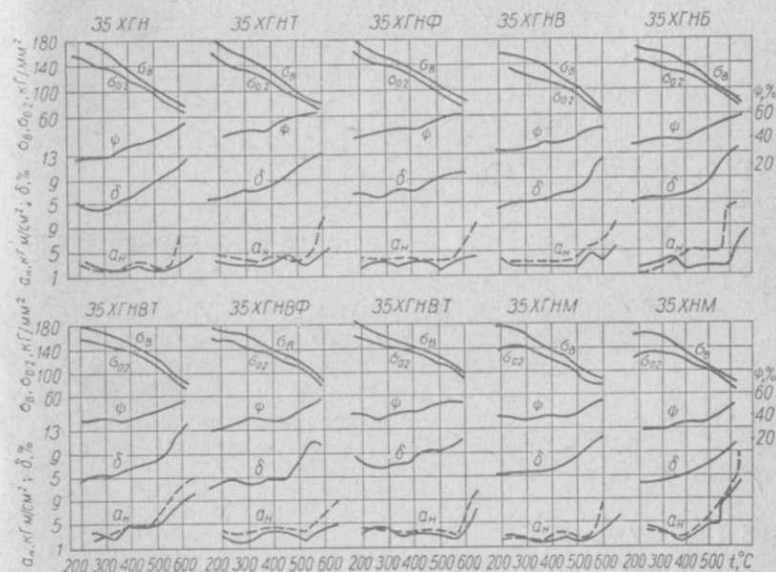


Рис. 50. Изменение свойств хромомарганценикелевой стали, дополнительно легированной различными элементами, в зависимости от температуры отпуска.

На рис. 50 приведены диаграммы, иллюстрирующие изменение механических свойств хромомарганценикелевой стали при дополнительном легировании. Из них видно, что исходная хромомарганценикелевая сталь имеет высокие значения пределов прочности и текучести. Повышение температуры отпуска до 650° вызывает равномерное снижение характеристик прочности при увеличении пластических свойств.

На кривой изменения вязкости в зависимости от температуры отпуска видно два интервала падения вязкости. Общий уровень падения вязкости несколько понижен за счет повышенного содержания в стали углерода и марганца.



За счет снижения содержания углерода до 0,36 % и марганца до 1,3 %, а также в известной мере за счет легирования титаном (0,04 %) у стали при тех же значениях прочности, что и у исходной, увеличивается относительное сжатие и, главное, резко повышается вязкость: с 4,6—7,3  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  до 7,7—10  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ . Перепад между значениями предела прочности и предела текучести уменьшается. При легировании стали и особенно комплексом элементов существенное значение приобретает влияние легирующих элементов на  $\alpha$ -раствор (мартенсит, сорбит).

Существует точка зрения, согласно которой элементы, обладающие кристаллической решеткой, отличной от решетки  $\alpha$ -железа, значительно повышают прочность железа. Титан значительно отличается от железа, хрома, марганца и даже молибдена, так как имеет большой атомный радиус — 1,46 Å и кристаллизуется в гексагональной решетке плотной упаковки с параметрами 2,95 и 4,69 Å. Титан активно соединяется с углеродом, образуя карбидную фазу. Однако можно полагать, что не весь титан расходуется на образование карбидной фазы, часть атомов его, очевидно, расходуется на замещение в решетке атомов  $\alpha$ -железа, вызывая при этом значительное упрочнение. Титан более эффективно действует на свойства стали, когда он вводится в малых дозах. Это, по-видимому, связано с действием титана в качестве поверхностно-активного вещества на границах зерна.

Следует также отметить, что при одинаковых условиях охлаждения после закалки и отпуска у титаносодержащей стали на кривой изменения вязкости наблюдается небольшой «провал» при средних температурах отпуска.

При легировании стали малым количеством ванадия заметно повышается прочность ( $\sigma_B$ ;  $\sigma_{0,2}$ ), особенно после отпуска при 600°, и одновременно понижаются пластичность и вязкость.

По величине атомного радиуса (1,36 Å) ванадий мало отличается от железа, хрома и марганца, он подобно  $\alpha$ -железу кристаллизуется в объемноцентрированной кубической решетке. Поэтому влияние ванадия на кристаллическое строение  $\alpha$ -железа не может быть значительным. Повышение прочности и понижение вязкости после отпуска при температурах 550—600°, видимо, связано с эффектом интенсивного выделения из мартенсита сложных,

содержащих ванадий, карбидов в весьма дисперсной форме. При более высокой температуре отпуска (650°) происходит коагуляция карбидов, в силу чего снижается прочность и несколько повышаются вязкость и пластичность.

Несомненный интерес представляет сложнолегированная сталь, содержащая вольфрам. Прежде всего следует отметить, что у этой стали после отпуска при 550 и 600° показатели прочности, пластичности и вязкости значительно превосходят показатели этих свойств у исходной стали. Понижается также перепад между пределом текучести и пределом прочности; при температурах отпуска 500—650° различие между  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  составляет лишь 8—10  $\text{кг}/\text{мм}^2$ . Вольфрам, хотя и кристаллизуется в объемноцентрированной кубической решетке подобно  $\alpha$ -железу, но значительно отличается от него атомным радиусом (1,408 Å), что вызывает упрочнение решетки. Необходимо отметить, что рассматриваемая сталь содержит 0,37 % С и что в ней меньше марганца (1,25 %), чем у исходной стали.

Исследования влияния углерода на прочность, вязкость и пластичность сложнолегированной стали показали, что, например, сталь, содержащая 0,27 % С, 1,3 % Cr, 1,2 % Mn, 1,2 % Ni и 0,45 % W, после закалки и отпуска при 600—650° обладает высокой динамической вязкостью при высоких показателях прочности и пластичности. Так, после отпуска при температуре 600°  $\sigma_B = 105 \text{ кг}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 95 \text{ кг}/\text{мм}^2$  и  $a_n = 20 \text{ кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ . Анализ приведенных данных свидетельствует о целесообразности ограничить содержание в сложнолегированной стали углерода, марганца, а также хрома нижним пределом.

Совершенно аналогичные выводы необходимо сделать и в отношении сложнолегированной стали, содержащей ниобий. Эта сталь, несмотря на более низкое содержание марганца, имеет более высокие значения  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\psi$  и особенно  $a_n$  (более 9  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  после отпуска при 650° с медленным охлаждением).

Из числа сильных карбидообразующих элементов (ванадий, вольфрам, ниобий) ниобий наиболее отличается от  $\alpha$ -железа по размеру атомного радиуса (1,47 Å). Хотя ниобий кристаллизуется в пространственноцентрированной кубической решетке, как и  $\alpha$ -железо, его решетка имеет значительно больший параметр (3,294 Å). Эти соображения позволяют сделать вывод, что ниобий будет вызывать

упрочнение решетки  $\alpha$ -железа еще в большей мере, чем вольфрам. Вместе с тем карбиды сложного состава, содержащие ниобий и вольфрам, при отпуске, очевидно, выделяются в менее дисперсной форме, чем карбиды, содержащие ванадий, вследствие чего не наблюдается такого понижения вязкости, как у стали, дополнительно легированной ванадием. При наличии в стали вольфрама и ниобия адсорбционный эффект на гранях кристаллитов железа проявляется, видимо, особенно значительно. Из числа исследованных сложнолегированных сталей наилучшее сочетание свойств прочности, пластичности и вязкости у стали, дополнительно легированной вольфрамом и титаном. После отпуска при  $600-650^\circ$  эта сталь имеет следующие свойства:  $\sigma_b = 96 \div 90 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_{02} = 90 \div 82 \text{ кг/мм}^2$ ,  $\delta = 13$ ,  $\psi = 52 \div 57\%$ ,  $a_{11} = 9 \div 10 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . В сущности, эти свойства аналогичны свойствам стали, дополнительно легированной значительным количеством молибдена.

Несомненно, что для еще большего повышения уровня вязкости и пластичности целесообразно некоторое понижение содержания углерода (до 0,25 %).

Из представленных данных видно, что комплексное легирование стали вольфрамом, ванадием и титаном, несомненно, способствует повышению уровня свойств прочности и пластичности, но не обеспечивает высокой вязкости.

Сравнение прочности, пластичности и вязкости сталей, содержащих 2,3—2,5 % Ni со сталями, содержащими 1,3—1,7 % его, позволяют сделать вывод, что повышение содержания никеля в стали исходного состава не вызывает никаких существенных изменений. У стали, дополнительно легированной титаном, наблюдается малое понижение динамической вязкости, а у стали, дополнительно легированной ванадием, незначительное ее повышение. Наилучшее сочетание свойств прочности и вязкости обеспечивается у стали, дополнительно легированной вольфрамом либо ниобием.

Высказанные выше соображения на основании проведенных экспериментов позволили подвергнуть более углубленному изучению сложно-легированную сталь 35ХГНВ. Сравнение свойств этой стали и хромоникелемолибденовой (35ХНМ) показало, что она не уступает по прочности и пластичности стали 35ХНМ, обладая в то же время более высокой динамической вязкостью.

Особого внимания заслуживает комплекснолегированная сталь.

Исследования, проводившиеся в течение последних лет, позволили установить, что при комплексном легировании стали малыми добавками элементов, достигаются исключительно высокие прочности и вязкость, особенно при легировании комплексами, сочетающимися карбидообразующие и некарбидообразующие элементы. При этом открывается возможность использовать сталь с пониженным содержанием углерода (0,24—0,28 %), что обеспечивает при сохранении высокой вязкости и пластичности малую склонность к отпускной хрупкости и хрупкому разрушению. Так, например, при легировании стали, содержащей 0,25 % С комплексом Cr (1 %) + Mo (0,15 %) + Mn (1 %) + Ti (0,05 %), достигается значительное повышение  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{02}$ ,  $\sigma_p$  после низкого и высокого отпусков. Аналогичные результаты достигаются, если в вышеуказанном комплексе заменить титан ванадием (0,1 %). У такой стали после отпуска при  $300-350^\circ$   $\sigma_b = 160 \text{ кг/мм}^2$ ,  $\sigma_{02} = 130 \text{ кг/мм}^2$  и  $a_{11} = 8 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Легирование стали комплексом Cr(1 %) + Mn (1 %) + Mo(0,15 %) + V(0,1 %) + Ti(0,05 %) приводит к резкому уменьшению провала ударной вязкости и смещению его в район более высоких температур ( $450-500^\circ$ ).

При легировании стали Cr, Mn, Mo (0,1 %), Ti (0,1 %) и Ni(1 %) весьма существенно повышается динамическая вязкость. После отпуска при  $300-400^\circ$  у такой сложно-легированной стали вязкость достигает  $7,5-9,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$  при высоких прочных свойствах (рис. 51).

Исключительно благотворно влияет на свойства стали легирование комплексом Cr + Mn + Ni (1,2 %) и дополнительно W (0,5—0,9 %). Марганец и вольфрам значительно упрочняют решетку железа, а наряду с этим марганец и особенно никель увеличивают ее вязкость. В резуль-

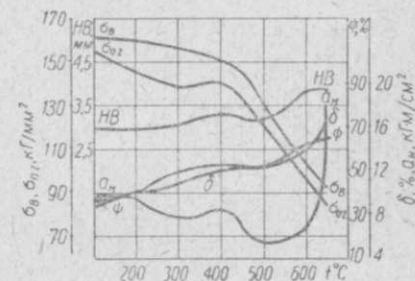


Рис. 51 Изменение механических свойств комплексной сложнолегированной стали (0,33% С; 1,4% Cr; 1,1% Mn; 0,97% Ni; 0,17% Mo и 0,11% Ti) в зависимости от температуры отпуска.

тате после отпуска при 450° сталь имеет такие свойства:  $\sigma_{0.2} = 135 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_{0.2} = 130 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\psi = 55\%$ ;  $\delta = 15\%$ ;  $a_{11} = 10 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Дополнительное легирование хромомарганценикелевой стали малыми добавками молибдена, меди, титана или бора также обеспечивает высокий уровень механических свойств (рис. 52).

При дополнительном легировании вольфрамом, ванадием или титаном провал вязкости становится более растяну-

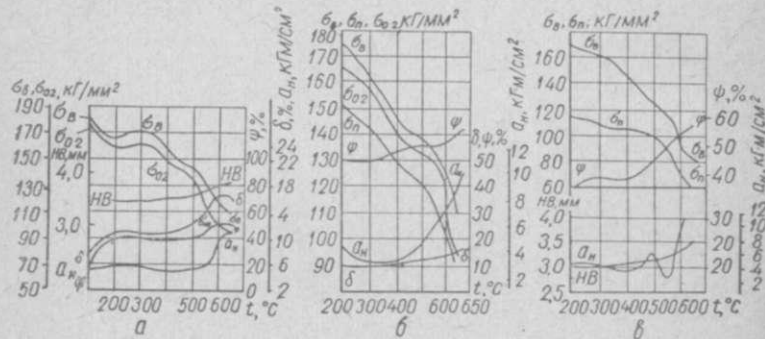


Рис. 52. Изменение свойств сталей 35XГНМДГ (а), 35XГН2М (б) и 35XГ2МР (в) в зависимости от температуры отпуска.

тым, но вместе с тем значительно замедляется понижение прочности с повышением температуры отпуска.

Высоким уровнем динамической вязкости выделяется хромомарганцекремнистая сталь, легированная ниобием (0,08%), после отпуска в области 300—400°.

Хромомарганцекремнистая сталь широко применяется во многих отраслях промышленности. Из нее изготавливают ряд деталей машин и элементов конструкций, ранее изготовлявшихся из хромоникелемолибденовой и хромомолибденовой сталей. Хромомарганцекремнистая сталь обладает высокими механическими свойствами (прочностью, вязкостью и пластичностью) при низком и высоком отпусках и особенно в случае изотермической закалки. Однако она относится к числу сталей с небольшой прокаливаемостью, сильно подвержена отпускной хрупкости. Кроме того, будучи обработана на высокую твердость (т. е. находясь в низкоотпущенном состоянии), хромомарганцекремнистая сталь склонна к хрупкому разрушению.

Таблица 7

C	Cr	Mn	Si	Ni	W	Ti	Nb	B	V
0,24	1,44	1,38	1,05	1,11	—	—	—	—	—
0,28	1,33	1,40	1,06	1,10	—	—	—	—	—
0,28	1,40	1,39	1,05	0,20	0,49	—	—	—	—
0,24	1,30	1,40	1,08	0,21	0,50	—	—	—	—
0,23	1,35	1,26	1,10	0,24	—	0,050	—	—	—
0,23	1,26	1,19	1,03	0,23	—	0,045	—	—	—
0,25	1,33	1,25	1,08	0,22	—	—	—	—	0,06
0,25	1,35	1,27	1,10	0,19	—	—	—	—	0,08
0,24	1,33	1,20	1,04	0,22	—	—	—	0,0012	—
0,25	1,70	1,25	1,04	0,20	—	—	—	0,0012	—
0,25	1,33	1,25	1,07	0,21	—	—	0,09	—	—
0,24	1,29	1,21	1,07	0,19	—	—	0,08	—	—
0,28	1,30	1,34	1,09	1,00	0,54	0,054	—	—	—
0,25	1,30	1,31	1,05	1,00	0,54	0,054	—	—	—

Примечание. Содержание S — 0,014—0,019%, P — 0,041—0,030%.

Представляло интерес выяснить, в какой мере можно изменить вязкие свойства и прокаливаемость хромомарганцекремнистой стали, если легировать ее дополнительно некоторыми карбидообразующими элементами.

Легирование стали хромом, вольфрамом, молибденом, никелем, кремнием и некоторыми другими элементами значительно повышает предел прочности, предел текучести и предел пропорциональности. Вместе с тем, некоторые элементы, например, хром, вольфрам и молибден, повышая прочностные свойства мартенсита и сорбита, не снижают существенно их пластических свойств. Марганец же относится к числу элементов, повышающих одновременно и прочность и пластичность стали, если он вводится в пределах 1—2%.

К числу элементов, весьма сильно упрочняющих  $\alpha$ -фазу после закалки, относят также ниобий, титан и ванадий. Легирование элементами, препятствующими разупрочнению, например, титаном, вольфрамом, молибденом или ниобием повышает способность стали к упрочнению при закалке и устойчивость против отпуска.

Было исследовано влияние на свойства хромомарганцекремнистой стали никеля, вольфрама, титана, ниобия, ванадия, бора, а также комплекса Ni + W + Ti.

Исследуемая сталь имела следующий состав 0,23—0,28 % С; 1,26—1,44 % Сг; 1,19—1,40 % Мп и 1,03—1,10 % Si. Легирующие элементы добавлялись в количествах, указанных в табл. 7.

В случае дополнительного легирования стали никелем при низком отпуске наблюдается высокая прочность и высокая статическая и динамическая вязкость. Характерным является медленный спад предела прочности и текучести с повышением температуры отпуска и вместе с тем резкое падение динамической вязкости: с  $12 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$  при  $250^\circ$  до  $5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$  при  $500^\circ$ . Однако после отпуска при  $600^\circ$  ударная вязкость превышает  $20 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ , а сжатие — 60%. При этом предел прочности составляет  $90 \text{ кг/мм}^2$ , а предел текучести —  $80 \text{ кг/мм}^2$ .

При легировании вольфрамом у хромомарганецкремнистой стали наблюдается несколько более пологий спад кривых предела прочности и текучести с повышением температуры отпуска и более растянутый провал ударной вязкости (до  $550^\circ$ ). За температурой отпуска  $550^\circ$  подъем вязкости происходит довольно вяло, в результате чего, например, при  $600^\circ$  вязкость равна только  $7,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

У хромомарганецкремнистой стали, дополнительно легированной малым количеством титана, отмечается медленное падение кривых пределов прочности и текучести с повышением температуры отпуска, но провал ударной вязкости смещается в область более высоких температур ( $550$ — $600^\circ$ ) и становится более узким. Следует отметить, что наряду с падением вязкости при  $550^\circ$  проявляется также падение относительного сжатия и в незначительной мере относительного удлинения.

В случае дополнительного легирования ванадием диаграмма изменения механических свойств стали при отпуске подобна диаграмме стали, легированной вольфрамом, с тем отличием, что пластические и вязкие свойства до температуры отпуска  $500^\circ$  более низкие; сжатие 40%, удлинение ниже 10% и, главное, ударная вязкость лишь  $5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Правда, при легировании стали малым количеством ванадия почти не заметно провала вязкости, но в абсолютных значениях вязкость невысока, более высокая вязкость имеет место уже при пониженных значениях предела прочности. В сущности и при легировании стали бором «провал» ударной вязкости менее глубок.

При дополнительном легировании ниобием сталь приоб-

ретает высокий уровень вязкости в области низких температур отпуска. Однако ниобий не устраняет провала вязкости стали, он только смещает его в область более высоких температур ( $500$ — $600^\circ$ ) и делает менее глубоким:  $7,0$ — $7,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Тем не менее при таком уровне динамической вязкости все прочие свойства достаточно удовлетворительны, поскольку снижение предела прочности происходит относительно медленно, а сжатие и удлинение слабо меняются с повышением температуры отпуска.

Была исследована также сталь, дополнительно легированная комплексом Ni (1%) + W (0,54%) + Ti (0,054%) (рис. 53). Сравнение ее со сталью, легированной только никелем, показывает, что сложное легирование повысило предел прочности и текучести, главным образом, в области низких и средних температур отпуска и в некоторой степени выровняло провал вязкости. Однако существенного различия в диаграммах изменения свойств при отпуске рассматриваемой стали и стали, легированной вольфрамом, не наблюдается.

Для максимального понижения чувствительности стали к отпускной хрупкости необходимо применять комплексное легирование стали. Его следует осуществлять за счет комплексов Ti + Ni, W + Ni, W + Ni, W + Ti.

На понижение чувствительности к отпускной хрупкости хромистой и хромоникелевой стали положительное влияние оказывает легирование никелем, титаном (в случае охлаждения в печи вязкость падает на 25%) и ванадием. Ниобий (0,1%) действует отрицательно (потеря вязкости при охлаждении в печи составляет 50—60%).

Как показали исследования, проведенные автором, эффективное снижение склонности к отпускной хрупкости достигается введением в сталь не только молибдена, но и вольфрама, а в некоторых случаях ванадия или алюминия. Наиболее благоприятно действуют комплексные добавки: W + Ti, W + V, W + V + Ti (рис. 54). При оптималь-

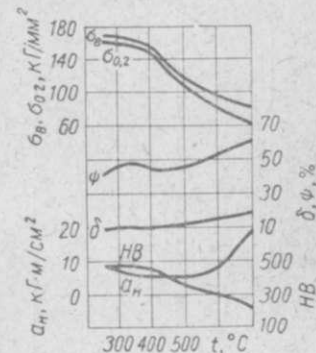


Рис. 53. Изменение механических свойств хромомарганецкремнистой стали, легированной комплексом Ni + W + Ti при отпуске.

ном содержании углерода (0,24—0,3%) дополнительное легирование комплексом элементов может устранить или значительно снизить склонность стали к отпускной хрупкости.

Конечно, наиболее важную задачу представляет изыскание безникелевых высокопрочных конструкционных сталей. Существенное значение имеет разработка подобных сталей для тяжелого машиностроения, где в связи с крупными

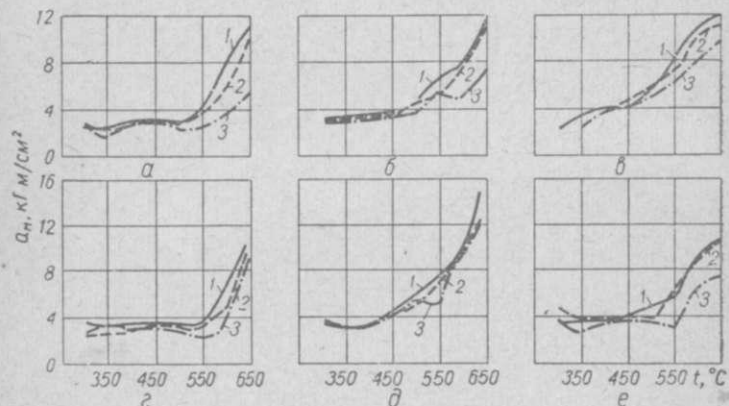


Рис. 54. Отпускная хрупкость сталей: а — 35XГН; б — 35XГНМ; в — 35XГНВТ; г — 35XГНВФ; д — 35XНМ; е — 35XГН2М; 1 — охлаждение в воде; 2 — охлаждение на воздухе; 3 — охлаждение в печи.

габаритами изделий неизбежны большие расходы дефицитных металлов.

Задача изыскания высокопрочных сталей, как уже указывалось, неразрывно связана с разрешением проблемы хрупкости стали.

Из элементов, сплавы с железом которых характеризуются диаграммой состояния, подобной диаграмме системы железо — никель, наиболее выделяется марганец — один из самых доступных элементов. В сочетании с хромом, марганец оказывает очень благоприятное влияние на свойства стали и особенно при комплексном ее легировании.

Ранее проведенные обширные исследования показали возможность достижения высокой прочности, пластичности и вязкости при комплексном легировании стали хромомарганцевой основы.

Таблица 8

Сталь	Химический состав, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	Ti
30XГВТ . . . .	0,33	0,42	1,17	1,15	—	0,75	—	0,09
30XГВМ . . . .	0,34	0,25	1,00	1,10	—	0,75	0,42	—
30X2ГМТ . . . .	0,28	0,32	1,10	1,84	—	—	0,49	0,08
35XНМ . . . .	0,37	0,24	0,69	1,65	1,73	—	0,29	—
40XН . . . .	0,39	0,33	0,59	1,25	1,56	—	—	—

Примечание. Содержание S — 0,022 — 0,028%, P — 0,022 — 0,027%.

Автором совместно с сотрудниками были проведены изыскания с использованием дополнительного легирования стали хромомарганцевой основы (без никеля) комплексами Mo + W; Mo + Ti, W + Ti (табл. 8). Параллельно исследовались стали 40XН и 35XНМ.

Опытные стали выплавлялись в основной дуговой печи и отливались в слитки весом 16 т. При ковке от изделий были отрублены в горячем состоянии пробы диаметром 300 и длиной 500 мм, которые после отжига по специальному режиму, устраняющему образование флокенов, разрезались для изготовления образцов (в продольном направлении по отношению к пробе).

Исследования механических свойств в зависимости от температуры отпуска показали следующее.

Прочностные свойства исследуемых сталей находятся на высоком уровне, причем предел текучести близок к пределу прочности. Наличие в стали сильных карбидообразующих элементов задерживает снижение предела прочности с повышением температуры отпуска, особенно в районе температур 550—650°. Пластические свойства сталей также высоки. Обращает на себя внимание высокая вязкость сталей и особенно очень малая склонность к отпускной хрупкости на всем диапазоне температур отпуска (рис. 55).

При средних температурах отпуска вязкость сталей 30XГВТ и 30X2ГМТ как в случае быстрого охлаждения после отпуска, так и в случае замедленного охлаждения, находится в пределах 3—4 кг · м/см<sup>2</sup>. После отпуска при 450 и при 550° она возрастает до 11—12 кг · м/см<sup>2</sup> для пер-

вой и до  $9 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$  для второй. В районе температур отпуска  $550\text{--}600^\circ$  для стали 30ХГВТ и  $600\text{--}650^\circ$  для стали 30Х2ГМТ вязкость остается почти неизменной. Этот район температур соответствует резкому замедлению снижения

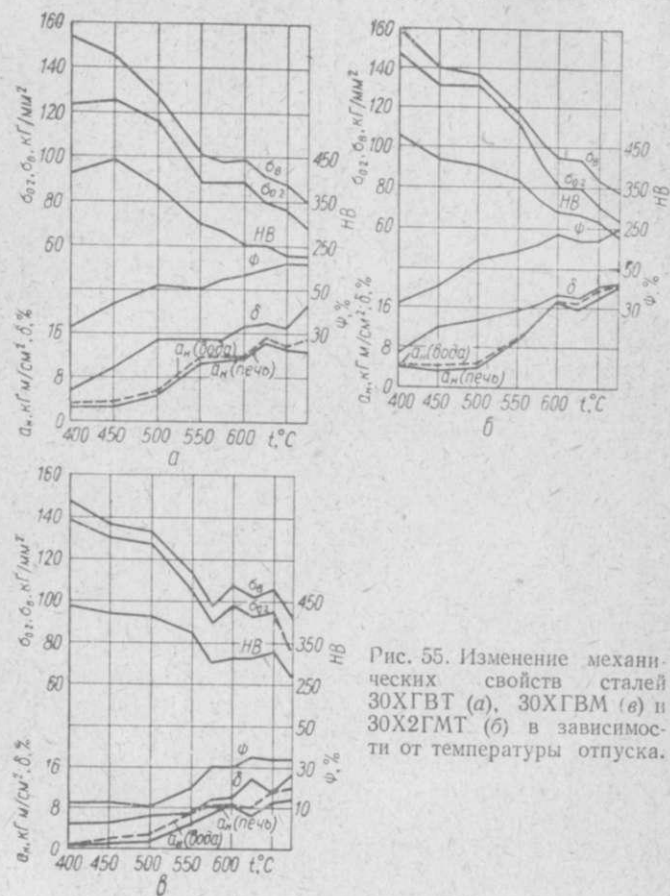


Рис. 55. Изменение механических свойств сталей 30ХГВТ (а), 30ХГВМ (б) и 30Х2ГМТ (в) в зависимости от температуры отпуска.

прочностных свойств и связан, вероятно, с явлением вторичной твердости. Дальнейшее повышение температуры отпуска лишь незначительно увеличивает вязкость стали. Необходимо отметить, что при всех температурах отпуска различие во вязкости образцов хрупкого и вязкого состояния не превышает  $1 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Вследствие большого количества сильных карбидообразующих элементов в стали 30ХГВМ ее вязкость несколько ниже, чем стали 30ХГВТ. Заметный рост вязкости начинается при более высокой температуре ( $500^\circ$ ) и приостанавливается при  $600^\circ$  на уровне  $8 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Вследствие явления вторичной твердости после отпуска при  $625^\circ$  наблюдается даже некоторое снижение вязкости, но при дальнейшем повышении температуры отпуска вязкость вновь возрастает до  $12 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Суммарное количество (при эквивалентном исчислении) вольфрама и молибдена, по-видимому, оказалось излишним, что привело к некоторому усилению хрупкости, тем не менее и у этой стали различие в значениях вязкости образцов хрупкого и вязкого состояния — невелико.

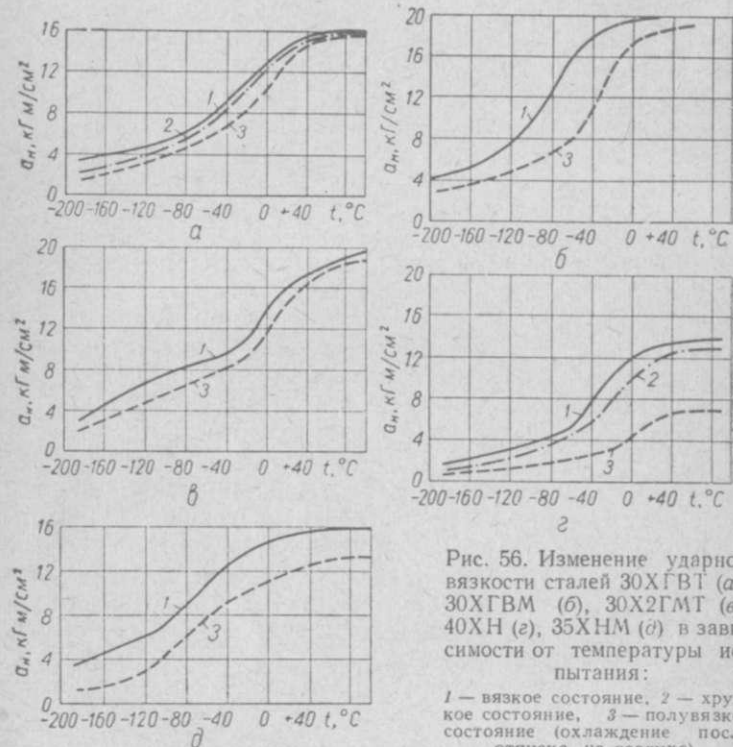
Наиболее благотворное влияние на вязкость стали оказывает комплексное легирование молибденом и титаном. Хотя при средних температурах отпуска вязкость не превышает  $5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ , однако отпуск при температурах свыше  $500^\circ$  приводит к очень резкому возрастанию вязкости, которая при температуре  $600^\circ$  достигает  $17 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Дальнейшее повышение вязкости также задерживается, вследствие явления вторичной твердости, но после отпуска при  $675^\circ$  ударная вязкость достигает значений  $20\text{--}21 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Обращает на себя внимание почти полное отсутствие склонности этой стали к отпускной хрупкости.

Хотя хромоникелемолибденовая сталь 35ХНМ хорошо изучена, широко применяется для наиболее ответственных конструкций и считается несклонной к отпускной хрупкости, она все же проявляет чувствительность к хрупкости: после отпуска при температуре  $500^\circ$ , в случае замедленного охлаждения, она теряет около 17% вязкости (по сравнению с вязкостью быстро охлажденных образцов); после отпуска при  $600^\circ$  — 22% и после отпуска при  $650^\circ$  — 13% вязкости.

Резко выраженной отпускной хрупкостью обладает сталь 40ХН: вязкость медленно охлажденных образцов в 2,5 раза ниже вязкости быстро охлажденных. Чувствительность стали к отпускной хрупкости наиболее ярко проявляется при отрицательных температурах.

Для изучения хладноломкости заготовки ударных образцов были закалены и отпущены при температурах, соответствующих получению предела прочности  $100 \text{ кг/мм}^2$  для каждой из исследуемых сталей. Вязкое состояние

образцов достигалось путем ускоренного охлаждения после отпуска (в воде), хрупкое — путем замедленного охлаждения (в печи со скоростью 30 град/ч). Было проведено также охлаждение части образцов сталей 40ХН и 30ХГВТ на воздухе. Испытания проводились в диапазоне температур от 100 до -190°. Охлажденные или нагретые образцы



выдерживались при заданной температуре в течение 20 мин, после чего быстро переносились на опоры маятникового копра и разрушались.

На основании результатов исследований была построена графическая зависимость ударной вязкости от температуры испытаний (рис. 56), а также составлены таблицы, отображающие склонность к отпускной хрупкости и к хрупкому разрушению при отрицательных температурах (табл. 9, 10).

Таблица 9

Сталь	$a_n$ (в процентах от вязкости в вязком состоянии) при температуре испытания, °С												
	+100	+40	+20	0	-20	-40	-60	-80	-100	-120	-140	-160	-180
30ХГВТ . . . . .	97	94	90	77	75	72	72	72	70	64	64	60	60
30ХГВМ . . . . .	98	93	90	87	76	61	60	60	—	60	60	—	60
30Х2ГМТ . . . . .	95	95	91	86	86	84	82	76	76	71	73	67	67
35ХНМ . . . . .	83	80	78	70	78	70	70	70	60	50	36	33	29
40ХН . . . . .	46	46	46	—	—	—	40	40	40	—	—	—	30

Таблица 10

Сталь	$a_n$ (в процентах от вязкости при +20°) при температуре испытания, °С							
	+100	+40	0	-40	-80	-120	-160	-190
30ХГВТ . . . . .	110 121	106 111	89 77	62 50	41 35	31 23	27 15	24 12
30ХГВМ . . . . .	103 109	103 103	99 95	92 61	61 36	38 25	28 19	20 17
30Х2ГМТ . . . . .	125 131	106 114	88 88	59 55	51 42	34 31	28 21	19 13
35ХНМ . . . . .	105 113	103 108	97 93	84 79	55 54	39 25	29 13	23 10
40ХН . . . . .	108 115	104 108	92 70	61 42	34 33	27 25	16 15	14 10

Примечание. В этой и в последующих таблицах верхняя цифра в графе относится к продольным образцам, нижняя — к поперечным.

Как видно из табл. 9, сталь 30ХГВТ мало склонна к проявлению отпускной хрупкости. В районе температур, соответствующих быстрому снижению ударной вязкости, потеря вязкости вследствие проявления отпускной хрупкости составляет всего 25—30 %.

Несмотря на высокую ударную вязкость стали 30ХГВМ и малую потерю вязкости из-за отпускной хрупкости при комнатной температуре, уже при -40° вязкость в хрупком

Таблица 11

Сталь	Порог хладноломкости, °С		Ширина температурного интервала порога хладноломкости, °С	
	Вязкое состояние	Хрупкое состояние	Вязкое состояние	Хрупкое состояние
30ХГВТ . . . . .	-75	-60	35	35
30ХГВМ . . . . .	-100	-50	55	50
30Х2ГМТ . . . . .	-90	-70	35	35
30ХНМ . . . . .	-95	-85	35	35
40ХН . . . . .	-45	-20	90	100

состоянии составляет всего 60 % от вязкости в вязком состоянии. В дальнейшем, при понижении температуры испытаний, чувствительность к отпускной хрупкости не возрастает. Сталь 30Х2ГМТ наименее чувствительна к отпускной хрупкости: при  $-60^{\circ}$  теряется всего 18 % вязкости, а при  $-100^{\circ}$  — 24 %. Как указывалось выше, сталь 35ХНМ также чувствительна к отпускной хрупкости, причем при комнатной температуре потеря вязкости составляет 22 %, при  $-60^{\circ}$  — 30 % и при  $-100^{\circ}$  — 40 %.

Отпускная хрупкость в очень резкой степени проявляется у стали 40ХН, у которой потеря вязкости при комнатной температуре составляет 45 %, при  $-60^{\circ}$  — около 60 %, а при дальнейшем понижении температуры — до 70 %.

В табл. 10 представлены данные о снижении вязкости в зависимости от температуры испытаний. У всех сталей при понижении температуры от  $+100$  до  $+20^{\circ}$  вязкость в хрупком состоянии снижается быстрее, чем в вязком. Стали 30ХГВТ, 30Х2ГМТ и 35ХНМ ведут себя примерно одинаково. Как и следовало ожидать, сталь 40ХН в исходном хрупком состоянии более склонна к хрупкому разрушению при отрицательных температурах.

На основании полученных данных был определен порог хладноломкости сталей для хрупкого и вязкого состояний, а также определена ширина температурного интервала порога хладноломкости (табл. 11). За порог хладноломкости принималась температура, при которой теряется 50 % вязкости по сравнению с вязкостью при комнатной температуре.

Порог хладноломкости исследуемых сталей, а также стали 35ХНМ лежит при очень низких температурах:

от  $-60$  до  $-100^{\circ}$ . Однако ширина температурного интервала у стали 30ХГВМ несколько большая за счет большей склонности к отпускной хрупкости. Порог хладноломкости стали 40ХН в хрупком состоянии находится всего при  $-20^{\circ}$ , причем ширина температурного интервала значительна и равна  $100^{\circ}$ .

У хромомарганцекремненикелевой стали отпускная хрупкость ясно проявляется при  $580-680^{\circ}$ .

При температуре отпуска  $600^{\circ}$  вязкость образцов из этой стали, охлажденных на воздухе и в печи, составляет соответственно 74 и 56,5 %, а при температуре отпуска  $650^{\circ}$  — 90 и 70 % вязкости образцов, охлажденных в воде. Правда, уровень абсолютных значений  $a_n$  у стали достаточно высок, в результате чего после отпуска при  $600^{\circ}$  с охлаждением в печи вязкость составляет  $12 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ , а при  $650^{\circ}$  —  $18 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Вольфрам, введенный в количестве 0,5 % не устраняет отпускной хрупкости хромомарганцекремнистой стали. После отпуска при температуре свыше  $600^{\circ}$  как в случае охлаждения в печи, так и в случае охлаждения на воздухе, вязкость понижена (не более  $8-9 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ) и составляет 50—54 % вязкости образцов, охлажденных в воде.

При введении в хромомарганцекремнистую сталь 0,05 % Ti вязкость после отпуска при  $600^{\circ}$  с охлаждением в печи падает на 29 %, а после отпуска при  $650^{\circ}$  — на 27 % по сравнению с вязкостью после охлаждения в воде. Необходимо, однако, отметить, что эта сталь имеет более низкое содержание углерода.

Аналогичная картина наблюдается при легировании стали ванадием или бором (0,06 % V и 0,0012 % В).

Отрицательно сказывается на вязкости стали дополнительное легирование ниобием (0,09 %). Так, после отпуска при  $550^{\circ}$  и охлаждения в печи вязкость понижается на 43 %, при  $600^{\circ}$  — на 42,7 % и при  $650^{\circ}$  — на 52 %. После отпуска при  $650^{\circ}$  ударная вязкость составляет лишь 10—11  $\text{кг} \cdot \text{м/см}^2$ , в то время как у стали, дополнительно легированной никелем, — около  $20 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . У сложнолегированной стали после отпуска с охлаждением в печи динамическая вязкость понижается при  $550^{\circ}$  на 25 %, при  $600^{\circ}$  на 37 % и при  $650^{\circ}$  на 49 %. После отпуска при  $650^{\circ}$  и охлаждения в печи динамическая вязкость находится на уровне 10—12  $\text{кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Путем рационального легирования можно получить



Сталь высокой прочности и вязкости, достаточно глубокой прокаливаемости и, наконец, с незначительной чувствительностью к отпускной хрупкости. Эти характеристики являются весьма важными, но отнюдь не достаточными.

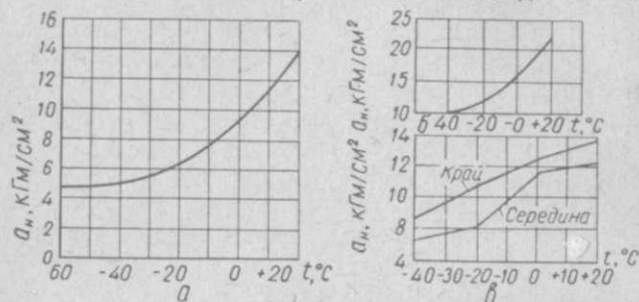


Рис. 57. Склонность к хрупкости хромомарганцевой стали: а — 0,39% С; 0,83% Cr; 1,63% Mn; б — 0,31% С; 0,54% Cr; 1,68% Mn; в — 0,39% С; 1% Cr; 1,12% Mn.

Важнейшей характеристикой конструкционной стали является оценка ее чувствительности к хрупкому разрушению. В связи с этим рациональное легирование стали и выбор ее термической обработки должны базироваться на обеспечении нечувствительности или понижении чувствительности стали к хрупкому разрушению.

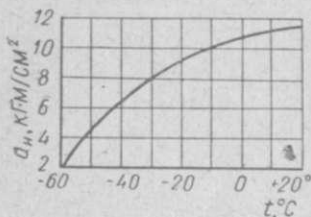


Рис. 58. Склонность к хрупкому разрушению хромомарганцетитановой стали (0,38% С; 0,81% Cr; 1,4% Mn; 0,14% Ti).

Хромомарганцевая сталь сама по себе является весьма чувствительной к хрупкому разрушению. У нее проявляется резкое падение вязкости с понижением температуры испытания; при понижении с +20° до -40° вязкость падает на 30—35% (рис. 57).

Весьма существенное влияние на склонность стали к хрупкому разрушению оказывает соотношение содержания хрома и марганца; чем больше в стали марганца, тем меньше должно быть хрома, и наоборот. Желательно, чтобы при содержании марганца 1,5% хрома было не более 1%.

Резко понижает чувствительность стали к хрупкому разрушению молибден. Даже при -60° вязкость стали,

легированной молибденом, составляет 55—60% ее вязкости при нормальной температуре. Такое же влияние оказывают титан и ванадий. У хромомарганцетитановой стали (0,1% Ti) при понижении температуры от нормальной до -40° вязкость падает не более чем на 30—35% (рис. 58).

Легирование хромомарганцевой стали никелем также значительно понижает ее чувствительность к хрупкому разрушению. Так, хромоникелемолибденовая сталь типа ХН1М при -40° теряет 20—25% своей вязкости, а хромомарганценикелевая сталь типа 38ХГН — 30%.

Для понижения чувствительности хромомарганцевой стали к хрупкому разрушению целесообразно легировать ее дополнительно комплексами элементов: Ni + Ti + V, Ni + Ti, Ni + V.

У такой стали падение вязкости того же порядка, что и у стали, содержащей повышенное количество молибдена (0,3—0,4%). Например, вязкость стали, легированной 1% Ni и 0,1% Ti, снижается при -60° на 30—35%.

Необходимо отметить, что легирование хромомарганце-кремнистой стали титаном или ниобием снижает чувствительность к хрупкому разрушению в большей мере, чем легирование вольфрамом или ванадием. Этот вывод сделан на основании испытания ударных образцов при температурах 20°, -25°, -50° и -175° (табл. 12). По результатам испытаний были построены кривые падения вязкости с понижением температур испытания.

Как видно из данных табл. 13, карбидообразующие элементы различно влияют на склонность хромомарганцекрем-

Таблица 12

Сталь	$\sigma_n$ , кг·м/см <sup>2</sup> , при температуре испытания, °С			
	+20	-25	-50	-175
Cr—Mn—Ni . . . . .	14,6	11,0	8,2	1,1
Cr—Mn—W (W — 0,58%) . . . . .	18,0	15,4	13,4	2,2
Cr—Mn—V . . . . .	23,0	18,6	15,5	4,3
Cr—Mn—Ni—W—В . . . . .	18,7	16,0	11,3	1,1

Примечание. Вязкость хромоникелемолибденовой стали при температурах -20 и -40° составляет соответственно 92 и 82% вязкости этой стали при температуре +20°.

Таблица 13

Сталь	$a_n$ (в процентах от вязкости при +20°) при температуре испытания, °С		
	-25	-50	-175
Cr—Mn—Si—Ni . . . . .	67	65	1,2
Cr—Mn—Si—W . . . . .	44	38	7
Cr—Mn—Si—Ti . . . . .	39	85	7
Cr—Mn—Si—V . . . . .	66	59	14
Cr—Mn—Si—B . . . . .	50	33	3
Cr—Mn—Si—Nb . . . . .	100	84	10
Cr—Mn—Si—Ni—W—Ti . . . . .	67	60	9

нистой стали к хрупкому разрушению, в то время как при легировании стали титаном и ниобием вязкость составляет при  $-25$  и  $-50^\circ$  соответственно 89—85 и 100—84 %, при легировании вольфрамом или ванадием она снижается при  $-25^\circ$  до 44—38 % и при  $-50^\circ$  до 66—59 %. Неблагоприятное влияние оказывает бор: при  $-25^\circ$  вязкость составляет 50 %, а при  $-50^\circ$  даже 33 %.

Если обратиться к сопоставлению значений вязкости в абсолютных единицах, то следует отметить, что вязкостью не менее  $6 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$  при  $-50^\circ$  обладает сталь, легированная Ni, Ti, Nb или комплексом Ni + W + Ti.

У широко применяемой хромоникелемолибденовой стали 35ХНМ (0,25 % Mo) вязкость при  $-20^\circ$  составляет 92 %, а при  $-40^\circ$  — 82 % от вязкости при нормальной температуре. Аналогично понижается вязкость и у хромомарганцекарбонистой стали, легированной титаном либо ниобием. Такое же падение ударной вязкости наблюдается у стали, легированной ниобием, и у сложнoleгированной стали.

### Тепловая хрупкость стали

Природа тепловой хрупкости стали еще недостаточно ясна. По данным некоторых исследователей в сталях, не обнаруживающих склонности к отпускной хрупкости, может проявляться тепловая хрупкость. Считают, что хром и марганец наиболее сильно влияют на развитие тепловой хрупкости. Молибден, вольфрам и ванадий уменьшают склонность стали к тепловой хрупкости. О влиянии никеля имеются самые противоречивые данные.

Имеются данные о том, что молибден и вольфрам не устраняют, а лишь задерживают развитие процессов тепловой хрупкости. Положительное влияние этих элементов на вязкость стали объясняется наличием их в  $\alpha$ -растворе.

Исследования показали, что рациональное легирование может устранить либо в значительной мере подавить развитие хрупкости.

Было изучено влияние длительных выдержек на проявление тепловой хрупкости в сталях 35ХНЗМ, 35ХМ и 35ХГНВ (табл. 14). Металл для исследования был взят непосредственно от изделий турбинного производства, прокован в прутки сечением  $14 \times 14 \text{ мм}$  и отожжен.

Заготовки ударных образцов были закалены от  $870^\circ$  в масле и отпущены при  $650^\circ$  в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе. Испытания проводились при температурах 450, 475 и  $500^\circ$  с максимальной выдержкой 3000 ч. Образцы после каждой выдержки при температуре испытания охлаждались на воздухе; часть образцов испытывалась на ударную вязкость при комнатной температуре, часть — при температуре длительной выдержки. По данным испытаний были построены графики изменения ударной вязкости в зависимости от температуры испытания, температуры разрушения образца и длительности выдержки (рис. 59).

Результаты испытаний показали, что стали 35ХГНВ и 35ХМ почти не склонны к тепловой хрупкости. В стали 35ХНЗМ тепловая хрупкость развивается в большей мере при температуре  $475^\circ$  (потеря ударной вязкости при  $20^\circ$  составляет примерно 30 %). Сталь 35ХГНЗВ проявляет значительную склонность к тепловой хрупкости при комнатной температуре: потеря вязкости после выдержки в течение 3000 ч составляет 70—80 %. Однако горячие ударные испытания показали вязкость, вполне соизмеримую с исходной.

Таким образом, можно отметить следующее:

1. Рациональное комплексное легирование стали (35ХГНВ) задерживает развитие тепловой хрупкости в интервале температур 450— $500^\circ$  при выдержке 3000 ч.

2. Сталь 35ХГНВ может с успехом применяться для изделий, работающих длительное время при высоких температурах.

3. Опасными в смысле проявления тепловой хрупкости для стали 35ХНЗМ являются температуры в интервале  $475$ — $500^\circ$ .

Таблица 14

Сталь	Химический состав, %								
	C	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Si	S	P
35ХГНЗВ	0,36	0,80	2,84	1,14	—	0,42	0,30	0,020	0,025
35ХНЗМ	0,37	0,57	3,00	0,92	0,32	—	0,31	0,027	0,025
35ХГНВ	0,39	0,90	1,03	0,77	—	0,52	0,32	0,019	0,020
35ХМ	0,35	0,42	0,25	0,92	0,26	—	0,35	0,020	0,020

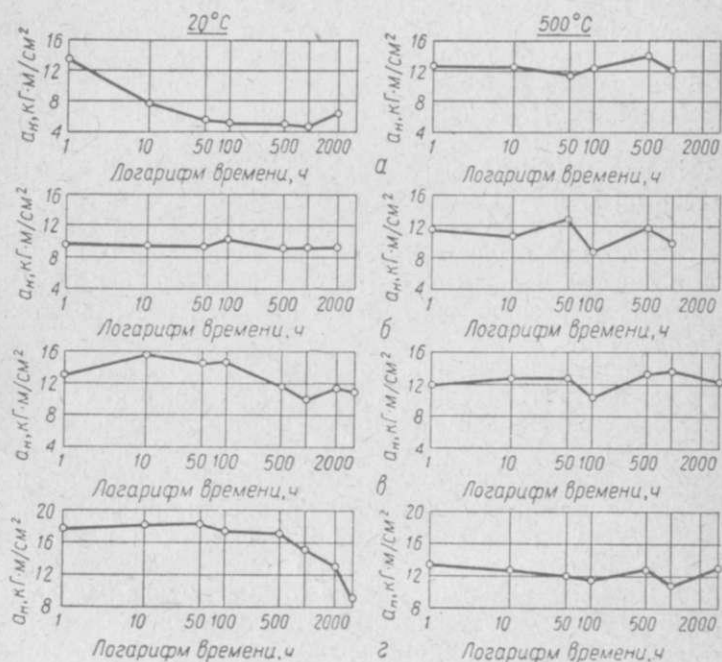


Рис. 53. Тепловая хрупкость сталей при 20 и 500°:

а — стали 35ХГНЗВ; б — стали 35ХНЗМ; в — стали 35ХГНВ; г — стали 35ХМ.

4. Ударная вязкость исследованных сталей в горячем состоянии почти не снижается по сравнению с исходной, поэтому их можно применять при температурах 450—500° без опасности разрушения изделия.

5. Сталь 35ХГНЗВ также может быть применена при температурах изделий 450—500°, но только в том случае, если изделие в процессе работы не охлаждается и при охлаждении отсутствуют ударные нагрузки.

### Влияние комплексного легирования на прочность стали при надрезах

В предыдущих разделах было показано, что комплексное легирование дает возможность получить конструкционную сталь с хорошим сочетанием свойств прочности, вязкости и пластичности. Во многих случаях комплекснолегированной сталью можно заменить более дефицитную молибденовую сталь. На основе экспериментальных работ в этой области была предложена хромомарганценикелевая сталь 38ХГН, которая довольно широко применяется в машиностроении. Однако в ряде случаев (например в турбогенеростроении) хромомарганценикелевая сталь оказывается недостаточно прочной и не может заменить хромоникелемолибденовую сталь.

Чтобы выяснить, в какой мере можно повысить ее прочность, пластичность и вязкость, были исследованы стали, содержащие 0,3—0,35% С; 1,4—1,6% Cr; 1,2—1,4% Mn; 1,3—1,5% Ni и дополнительно легированные двойным либо тройным комплексом элементов Mo, Ti, V, W, Nb. При этом W вводился в количестве 0,4—0,6%, а Mo, Ti, V и Nb в малых дозах — 0,05—0,15%. Химический состав исследуемых сталей представлен в табл. 15.

Таблица 15

№ по пор.	Химический состав, %											
	C	Cr	Mn	Ni	Si	W	V	Ti	Mo	Nb	P	S
1	0,35	1,63	1,22	1,49	0,36	—	—	—	—	—	0,020	0,015
2	0,35	1,44	1,36	1,35	0,38	—	—	0,06	0,07	—	0,022	0,015
3	0,33	1,45	1,32	1,40	0,30	—	0,09	0,06	—	—	0,027	0,014
4	0,34	1,56	1,30	1,38	0,26	—	0,10	—	0,05	—	0,021	0,016
5	0,34	1,42	1,37	1,39	0,38	0,40	—	0,06	—	—	0,022	0,018
6	0,32	1,43	1,28	1,36	0,28	—	—	—	—	0,07	0,027	0,018
7	0,34	1,50	1,41	1,33	0,37	—	—	0,06	—	0,07	0,027	0,020
8	0,35	1,49	1,33	1,42	0,30	0,51	0,15	0,06	—	—	0,020	0,019
9	0,34	1,52	1,25	1,32	0,26	—	0,12	0,051	0,06	—	0,017	0,017
10	0,32	1,47	1,23	1,39	0,34	0,60	0,09	—	—	0,07	0,019	0,016

Таблица 16

Сталь	Отпуск при 190—200°				Отпуск при 370—400°				Отпуск при 570—600°				
	$\sigma_B$	$\sigma_{02}$	$\delta$	$\psi$	$\sigma_B$	$\sigma_{02}$	$\delta$	$\psi$	$\sigma_B$	$\sigma_{02}$	$\delta$	$\psi$	$a_n$
Cr-Mn-Ni	186	174	10	36	140	130	7,0	40	90	72	20	63	5,1
Cr-Mn-Ni-Mo-Ti	185	170	10	35,8	138	127	7,8	44,0	102	93	16,5	43,5	7,5
Cr-Mn-Ni-V-Ti	182	170	9,8	34,0	160	147	9,7	40,4	85	73	20,4	62,4	7,0
Cr-Mn-Ni-W-Ti	192	174	1,0	36,0	145	137,5	8,6	37,5	107,3	97,4	15,0	53,2	8,5
Cr-Mn-Ni-Nb-Ti	185	171,5	90	33,5	140	130	8,3	44	90	80	18,0	59,8	10

Стали подвергались закалке от температуры  $A_{c1} + 50^\circ$  и отпуску при температурах 200—650° (через каждые 50°); охлаждение ударных образцов после отпуска производилось в масле. На каждый вариант отпуска испытывалось по два разрывных образца и по три ударных.

В табл. 16 приведены механические свойства сталей после низкого, среднего и высокого отпуска. Из данных этой таблицы становится ясным, что при низком отпуске оптимальные механические свойства обеспечиваются любым из рассматриваемых комплексов сильных карбидообразующих элементов. При среднем отпуске все преимущества за сталью, легированной дополнительно комплексом V + Ti; стали, легированные комплексом, включающим Mo, Nb или W уступают только что упомянутой стали, главным образом, по пределу прочности и пределу текучести.

В случае отпуска при высоких температурах оптимальные механические свойства наблюда-

ются у стали, легированной комплексом W + Ti, хотя значения  $\psi$  у нее ниже, чем у стали, легированной комплексом V + Ti или Nb + Ti. Вместе с тем наиболее высоко динамическую вязкость имеет сталь, легированная дополнительно комплексом Nb + Ti.

Из табл. 16 видно, что комплекс Mo + Ti с успехом может замещаться комплексом V + Ti или Nb + Ti, не говоря уже о комплексе W + Ti.

Как видно из той же таблицы, сталь, дополнительно легированная комплексом Mo + V + Ti, отличается от основной стали медленным падением  $\sigma_B$  и  $\sigma_{02}$  с повышением температуры отпуска и более высоким уровнем ударной вязкости. Вследствие этого у рассматриваемой стали при отпуске 570—600° достигаются весьма высокие механические свойства:  $\sigma_B = 118$  кг/мм<sup>2</sup>;  $\sigma_{02} = 111$  кг/мм<sup>2</sup>;  $\delta = 13,5$  %;  $\psi = 47,2$  %;  $a_n = 7,5$  кг·м/см<sup>2</sup>.

Влияние молибдена и ванадия при комплексном легировании проявляется, в основном, в некотором повышении значений  $\sigma_B$  и  $\sigma_{02}$  после отпуска при 570—600° и незначительном снижении статической вязкости. Что же касается влияния титана при комплексном легировании хромомарганценикелевой стали, то оно вообще обнаруживается слабо.

В случае легирования основной стали тройным комплексом W + V + Ti существенно повышается динамическая вязкость. У такой стали после отпуска при 190—200°  $\sigma_B = 179$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{02} = 164$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\psi = 37$  % и  $a_n = 9$  кг·м/см<sup>2</sup>. Интервал падения вязкости, хотя и растянут по температурной шкале, но уровень вязкости вообще выше, чем у других сталей.

Для установления влияния надреза на предел прочности хромомарганценикелевой стали при дополнительном ее легировании комплексом малых добавок карбидообразующих элементов были испытаны на растяжение образцы с круглым (рис. 60, б) и острым (рис. 60, а) надрезом.

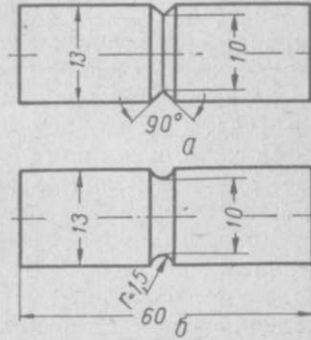


Рис. 60. Эскизы образцов с надрезами.

Образцы с надрезом после закалки подвергались отпуску в диапазоне тех же температур, которые были применены для изучения изменения механических свойств при отпуске.

В результате испытаний были определены абсолютные пределы прочности образцов при круглом и остром надрезе, а также их отношения к абсолютному пределу прочности ненадрезанных образцов.

Представленные в табл. 17 данные о пределах прочности при низком и высоком отпусках дают основание сделать следующие заключения о свойствах хромомарганценикелевой стали, дополнительно легированной двумя сильными карбидообразующими элементами. При низком и высоком отпусках несомненное преимущество у стали, дополнительно легированной одним из комплексов  $Mo + Ti$ ,  $V + Ti$ ,  $Nb + Ti$ .

После отпуска при  $670^\circ$  оптимальными свойствами обладает сталь, дополнительно легированная комплексом  $W + Ti$ .

Дополнительное легирование хромомарганценикелевой стали комплексом  $V + Ti$  или  $Nb + Ti$  исключительно положительно влияет на повышение прочности стали при наличии надреза, в том числе и острого.

В табл. 18 представлено изменение предела прочности в зависимости от температуры отпуска хромомарганценикелевой стали, дополнительно легированной тройными комплексами сильных карбидообразующих элементов:  $Mo + V + Ti$ ,  $W + V + Ti$  и  $W + V + Nb$ . Если сталь, легированная комплексом  $Mo + V + Ti$ , обладает оптимальными свойствами при отпуске в области высоких температур ( $670^\circ$ ), то сталь, легированная комплексом  $W + V + Ti$  или  $W + V + Nb$  — в области температур  $570-600^\circ$ .

В области низкого отпуска стали, легированные тройным комплексом, имеют предел прочности по крайней мере в 1,5 раза выше, чем у основной стали. В области же высокого отпуска ( $670^\circ$ ) у этих сталей предел прочности выше в 2,5 раза. Таким образом, сложное комплексное легирование весьма значительно повышает прочность при наличии надрезов.

Выяснено, что при легировании стали тройным комплексом ванадий повышает предел прочности при всех температурах отпуска. Аналогичным образом влияет и молибден,

Таблица 17

Сталь	Отпуск при $190-200^\circ$				Отпуск при $570-600^\circ$				Отпуск при $670^\circ$			
	$\sigma_1$	$\sigma_2$	$\sigma_3$	$\sigma_4$	$\sigma_1$	$\sigma_2$	$\sigma_3$	$\sigma_4$	$\sigma_1$	$\sigma_2$	$\sigma_3$	$\sigma_4$
	кг/мм <sup>2</sup>				кг/мм <sup>2</sup>				кг/мм <sup>2</sup>			
Cr-Mn-Ni	21,0	30,0	22,0	16,5	14,0	10,5	15,6	11,0	—	21,0	30,4	—
Cr-Mn-Ni-Mo-Ti	55,5	34,0	29,8	18,3	36,0	27,0	35,0	26,5	27,0	21,0	30,4	23,5
Cr-Mn-Ni-V-Ti	57,0	41,0	31,3	22,5	47,0	46,0	55,2	54,0	30,0	25,0	37,0	31,3
Cr-Mn-Ni-W-Ti	54,5	25,0	28,4	13,0	24,7	21,0	23,0	19,0	51,5	37,0	63,0	45,2
Cr-Mn-Ni-Nb-Ti	57,0	34,5	30,8	18,7	41,0	32,5	45,6	36,1	34,3	28,0	41,8	34,0

Примечание.  $\sigma_1 = \sigma_B$  при мягком надрезе, кг/мм<sup>2</sup>;  $\sigma_2 = \sigma_B$  при остром надрезе, кг/мм<sup>2</sup>;  $\sigma_3 = \frac{\sigma_1}{\sigma_B}$ , %;

$\sigma_4 = \frac{\sigma_2}{\sigma_B}$ , %.

Таблица 18

Сталь	Отпуск при $190-200^\circ$				Отпуск при $370-400^\circ$				Отпуск при $570-600^\circ$			
	$\sigma_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$\sigma_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$\sigma_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$
	кг/мм <sup>2</sup>				кг/мм <sup>2</sup>				кг/мм <sup>2</sup>			
Cr-Mn-Ni	186	174	10	36	140	130	7,0	40	90	72	20	63
Cr-Mn-Ni-Mo-V-Ti	182,0	171	9,0	35,0	140,0	132,5	7,3	44,3	118,0	111,0	13,5	47,2
Cr-Mn-Ni-W-V-Ti	179,0	164	10,9	37,0	161,0	157,0	10,0	39,0	89,5	75,0	18,0	60,0
Cr-Mn-Ni-W-V-Nb	180,0	166	10,7	37,3	161,0	155,0	9,5	39,0	91,5	81,2	19,1	62,0

главным образом, в области низкого и высокого отпуска.

Вольфрам повышает предел прочности при всех температурах отпуска, однако лишь после отпуска при 570—600° его влияние может быть сравнимо с влиянием ванадия.

Из группы сталей, дополнительно легированных тройным комплексом сильных карбидообразующих элементов, максимальные значения предела прочности при низком отпуске имеют стали, легированные комплексами  $Mo + V + Ti$  и  $W + V + Ti$ . В случае отпуска при 570—600° оптимальные свойства у сталей, легированных комплексами  $W + V + Ti$  и  $W + V + Nb$ .

Итак, можно сделать следующие выводы.

1. Дополнительное легирование конструкционной хромомарганценикелевой стали комплексом малых добавок сильных карбидообразующих элементов оказывает существенное влияние на механические свойства стали.

2. При легировании стали комплекс  $Mo + Ti$  может быть вполне заменен комплексами  $W + Ti$ ,  $V + Ti$  или  $Nb + Ti$ .

3. Дополнительное легирование стали тройными комплексами  $Mo + V + Ti$ ,  $W + V + Ti$  или  $W + V + Nb$  приводит к значительному повышению устойчивости против отпуска и ударной вязкости. При этом вполне целесообразно производить легирование комплексом, не содержащим молибдена.

4. Легирование стали одним из двойных комплексов при низком и высоком отпусках резко повышает абсолютные и относительные значения предела прочности (в 2—4 раза) при наличии надреза.

5. В случае легирования стали тройным комплексом сильных карбидообразующих элементов максимальные значения предела прочности надрезанных образцов при низком отпуске у сталей, легированной комплексом  $Mo + V + Ti$  или  $W + V + Ti$ , а в случае высокого отпуска (600°) — у сталей, легированной комплексом  $W + V + Ti$  или  $W + V + Nb$ . Представляется целесообразным легировать хромомарганценикелевую сталь тройным комплексом, не содержащим молибдена.

В другой серии опытов был применен упрощенный метод Н. Н. Давиденкова и С. Е. Беляева определения чувствительности к надрезам — испытание на растяжение комбинированного образца с надрезом (рис. 61). Испытания проводились на разрывной машине системы ЦНИИТМАШ

мощностью 8 т. При испытаниях определялись пределы прочности и текучести, относительное удлинение и поперечное сжатие. Фиксировалось, где произошло разрушение образца, т. е. на гладкой части или по надрезу. Одновременно были проведены испытания образцов без надреза. По результатам испытаний было определено влияние надреза на прочность и пластические свойства.

В результате испытаний оказалось, что все надрезанные образцы разорвались на «гладкой» части и надрез не оказал

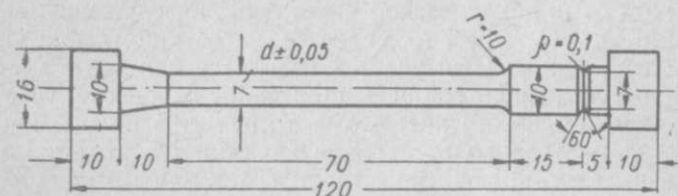


Рис. 61. Эскиз комбинированного образца с надрезом.

существенного влияния на механические характеристики исследуемых сталей. Анализ результатов испытаний показывает, что и молибдено- и вольфрамсодержащая стали в данных условиях мало чувствительны к надрезу, а их механические свойства идентичны.

Наилучшим сочетанием прочности и пластичности обладают комплекснолегированные стали, особенно легированные тройным комплексом  $W + V + Ti$ . Увеличение содержания никеля (до 2,5%) не оказывает существенного влияния на механические свойства стали, а также на чувствительность ее к надрезу.

#### Усталостные характеристики молибдено- и вольфрамсодержащих сталей

Разрушение металла вследствие усталости отличается от других видов разрушения тем, что происходит обычно без внешних признаков пластической деформации и характеризуется пониженной величиной разрушающего напряжения (иногда даже по сравнению с величиной предела упругости при статическом растяжении). Особенно отрицательно влияет концентрация напряжений. Внешним проявлением усталости является возникновение и распространение на поверхности характерных трещин в тех местах, где имеются следы обработки инструментом, резкие

переходы сечений или надрезы. Усталостные трещины проявляются не сразу, а возникнув, распространяются внутрь изделия по его сечению, пока ослабление последнего не приводит к хрупкому разрушению металла. Явлением усталости исследователи занимаются уже свыше ста лет, однако ее природа во многом остается невыясненной.

В проведенных испытаниях для определения предела усталости использовался изгиб консольного вращающегося образца. Наиболее напряженным является сечение в месте перехода от цилиндрической части образца, служащей для захвата, к рабочей. Это является недостатком, так как наиболее напряженный участок находится как раз в месте наибольшей концентрации напряжений. В работе участвует только одно сечение, что не отражает в полной мере свойства металла по всей длине образца. Однако данный вид испытаний широко применяется, так как машины для испытаний просты по конструкции, дешевы, высокопроизводительны, имеют надежную систему силоизмерения и учета числа циклов.

Испытанию на усталость подвергались стали 35ХГНВ, 35ХГНЗВ, 35ХМ и 35ХНЗМ. База испытаний составляла 10 000 000 циклов. Образцы были изготовлены из металла, взятого от изделий турбинного производства, с учетом требований испытаний на усталость. Заготовки образцов были закалены от 870° в масле и отпускались при 650° в течение 3 ч с охлаждением после отпуска на воздухе. Результаты испытаний показали, что молибдено- и вольфрамсодержащие стали имеют близкие значения пределов усталости (38—40 кг/мм<sup>2</sup>). Подсчет по эмпирическим формулам

$$\begin{aligned}\sigma_{-1} &= 0,5 \sigma_B; \\ \sigma_{-1} &= 0,285 (\sigma_B + \sigma_{02})\end{aligned}$$

показал примерно такие же значения пределов усталости, причем ошибка не превышала ошибки измерения при испытании.

Итак, можно сделать следующие выводы:

1. Пределы усталости исследуемых сталей при идентичной термической обработке близки по своим значениям.
2. Вольфрамсодержащие стали наряду с молибденосодержащими могут применяться для изготовления изделий, работающих при знакопеременных нагрузках.

Результаты испытаний приведены в табл. 19.

Таблица 19

Сталь	Предел усталости $\sigma_{-1}$ , кг/мм <sup>2</sup>	Предел прочности $\sigma_B$ , кг/мм <sup>2</sup>	Отношение $\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_B}$
Cr—Mn—Si—Ni . . . . .	40	88	0,40
Cr—Mn—Si—W . . . . .	47	108	0,43
Cr—Mn—Si—Ti . . . . .	40	84	0,47
Cr—Mn—Si—B . . . . .	43	85	0,50
Cr—Mn—Si—Nb . . . . .	41	108	0,40
Cr—Mn—Si—W—Ti . . . . .	45	98	0,45
Cr—Ni—Mo (35ХНМ) . . . . .	37	82	0,45

### Влияние легирующих элементов на превращения стали

Механические и физические свойства стали обуславливаются теми процессами, которые происходят в ней в результате легирования или термической обработки.

Термическая обработка изделий крупных сечений (300—500 мм) неизбежно дает структуру промежуточной области превращения — бейнит. Эта структура получается в результате процесса ориентированной перестройки  $\gamma$ -фазы в  $\alpha$ -фазу и одновременного процесса диффузионного выделения карбидов из пересыщенной  $\alpha$ -фазы в наиболее термодинамически неравновесных областях. Образование бейнита, как показывают рентгеновские исследования, сопровождается примерно таким же, а иногда и большим искажением решетки  $\alpha$ -фазы, чем образование мартенсита. Бейнитное превращение, подобно мартенситному, представляет кристаллографически ориентированный процесс перестройки, сопровождаемый появлением плохо обособившихся, обогащенных карбидами игл в направлениях, определяемых кристаллографическими скольжениями. При отпуске бейнита происходит обособление карбидных частиц, бейнитовые иглы распадаются на точечные карбидные образования.

Исследования показывают, что хромомарганцевая сталь (0,4% С; 0,8% Cr; 1,5% Mn) характеризуется достаточно высокой чувствительностью к скорости охлаждения: уже при воздушном охлаждении интервал превращений смещается в область низких температур.

В области перлитного превращения хромомарганцевая сталь отличается незначительной устойчивостью аустенита; в области промежуточного превращения она характеризуется повышенной устойчивостью аустенита, например, при 300° распад аустенита не совершается нацело даже в течение одного часа.

Титан в области перлитного превращения существенно понижает устойчивость аустенита: он также понижает устойчивость аустенита и в промежуточной области, расширяя эту область по температурным границам.

В противоположность титану алюминий (0,1%) повышает устойчивость аустенита в перлитной области и еще более, чем титан, понижает устойчивость аустенита в промежуточной области.

У хромомарганценикелевой стали, содержащей 0,25% С, область перлитного превращения оказывается подавленной и основное превращение относится к бейнитной области. Аустенит здесь достаточно устойчив, во всяком случае за время 15—30 мин он распадается лишь на 40—45%. Значительный распад аустенита происходит при 400°; за время в 30 мин он распадается почти нацело. Сравнение диаграммы распада аустенита этой стали с диаграммой распада аустенита стали 38ХНМ (0,38% С; 1,26% Сг; 1,58% Ni и 0,25% Мо) показывает, что хромомарганценикелевая сталь обладает значительно большей устойчивостью аустенита. Достаточно указать, что при 500° за время 5 мин у стали 38ХНМ распадается 80% аустенита, а у хромомарганценикелевой — лишь 40%. Относительно полный распад аустенита за 30 мин у хромомарганценикелевой стали смещается в район температур 300—400°.

У хромомарганцевольфрамовой стали распад аустенита происходит быстрее, чем у хромомарганценикелевой. Так, например, при 500° за 30 мин у нее распадается 60% аустенита, т. е. в 1,5 раза больше, чем у хромомарганценикелевой.

В случае легирования хромомарганцевой стали ванадием диаграмма распада аустенита в значительной мере уподобляется диаграмме распада аустенита хромомарганценикелевой стали с тем отличием, что в присутствии ванадия при одних и тех же условиях превращается больше аустенита, чем в присутствии никеля.

Легирование хромомарганцекремнистой стали никелем значительно увеличивает устойчивость аустенита в пер-

литной и бейнитной областях. Напротив, легирование вольфрамом довольно резко повышает распад аустенита в промежуточной области. В том же направлении действуют титан, ванадий и ниобий.

Таким образом, если легирование хромомарганцевой стали никелем представляет существенный интерес с точки зрения повышения прочности и вязкости, а легирование вольфрамом с точки зрения устранения отпускной хрупкости, то дополнительное легирование ванадием можно применять для понижения устойчивости аустенита в промежуточной области превращения.

В случае сложного легирования хромомарганцекремнистой стали (вольфрамом, никелем и титаном) устойчивость аустенита в перлитной области понижается, что имеет значение для процессов отжига и охлаждения поковок.

Перлитная область у сложнолегированной стали (никель, титан) сильно подавлена и аустенит является достаточно устойчивым. В промежуточной области превращения устойчивость аустенита еще большая: она возрастает в 2—2,5 раза по сравнению с устойчивостью аустенита исходной стали. У стали, легированной Ti, Nb и Mo (0,15%), структура промежуточного превращения получается непосредственно после медленного охлаждения. Таким образом, рациональное сложное легирование хромомарганцевой стали может дать аустенит с «регулируемым» распадом в той или иной области температур. Такая сложнолегированная сталь обладает минимальной устойчивостью аустенита в перлитной области, что очень важно для процессов охлаждения поковок, и повышенной устойчивостью аустенита в промежуточной области, что имеет большое значение для обеспечения прокаливаемости стали и получения высоких механических характеристик в глубинных сечениях изделий.

Так как эти особенности достигаются у стали, содержащей углерод на нижнем пределе (0,30%), то одновременно обеспечивается снижение чувствительности стали к отпускной хрупкости и хрупкому разрушению.

#### Использование термокинетических диаграмм для изучения превращений в сталях

Хотя диаграммы изотермического распада аустенита и дают ценные данные о процессах, происходящих в сталях при термических операциях, они не отображают полностью



кинетики этих процессов. Значительно более важные данные вытекают из так называемых термокинетических диаграмм.

Между изотермической и термокинетической диаграммами имеется определенное соответствие. Однако термокинетические диаграммы более конкретны и более ценны для практики термообработки, так как они отображают те процессы, которые протекают в различных сечениях охлаждаемых изделий. Сущность метода построения термокинетических диаграмм заключается в следующем. Охлаждая образцы с различными скоростями, тем или иным методом регистрируют критические точки. Затем значения скоростей наносят на график с координатами «температура — время» (для удобства ось времени строится в логарифмическом масштабе). На каждой кривой отмечают соответствующие критические точки, при соединении которых получают ту или иную область превращений.

В практических условиях при термообработке крупных изделий скорости охлаждения сравнительно невелики, поэтому для построения термокинетических диаграмм был использован обычный дифференциальный оптический дилатометр. Исследованию подвергались стали следующих марок: 35ХМ, 35ХНЗМ, 35ХНЗВ и 35ХГНВ. Металл для исследования был взят из изделий турбинного производства, предварительно подвергнутых изотермическому отжигу. Заготовки проковывались на диаметр 100 мм, после чего отжигались. Из каждой поковки вырезалось кольцо наружным диаметром 90 мм и внутренним 74 мм и затем из кольца изготовлялись нормальные дилатометрические образцы.

Для построения термокинетических диаграмм были выбраны скорости охлаждения 50; 200; 450; 8000 и 12 000 град/ч. Первые три скорости поддерживались путем регулирования напряжения тока, подаваемого в печь дилатометра; скорость 450 град/ч получалась как средняя при охлаждении образца в печи дилатометра после отключения тока; скорость 8000 град/ч обеспечивалась при охлаждении образца в фарфоровой трубке, заполненной асбестом (сама трубка охлаждалась в спокойном воздухе); скорость 12 000 град/ч достигалась при охлаждении образца на воздухе.

Значения критических точек наносились на соответствующие кривые скоростей охлаждения, построенные в

координатах «температура — логарифм времени» (рис. 62, 63).

Анализ термокинетических диаграмм сталей 35ХМ и 35ХГНВ показывает идентичность кинетики превращения: в диапазоне 50—12 000 град/ч у них имеются две области превращений. У стали 35ХГНВ наблюдается также мартенситное превращение. Диапазоны температур и скоростей охлаждения, обеспечивающих получение данной структуры, близки у этих сталей. Микроструктурный анализ дилатометрических образцов подтверждает выводы, вытекающие из термокинетических диаграмм.

Сравнение термокинетических диаграмм сталей 35ХНЗМ и 35НЗВ также позволяет отметить их сходство: в исследованном диапазоне скоростей охлаждения превращение по типу первой ступени не происходит, переохлажденный аустенит претерпевает превращения по типу второй ступени и мартенситное. Отличием диаграммы стали 35ХНЗВ от диаграммы стали 35ХНЗМ является значительное смещение влево вытянутой области игольчато-трооститного (бейнитного) превращения. Однако можно считать, что при большем содержании вольфрама в стали 35ХНЗВ (например, 0,6—0,8%) ее диаграмма будет очень близка к диаграмме стали 35ХНЗМ. Микроструктурный анализ дилатометрических образцов, как и ранее, подтвердил правильность сделанных выводов. Кроме того, на приборе Роквелла по шкале С была замерена твердость дилатометрических образцов сталей 35ХНЗВ и 35ХНЗМ. Результаты измерения твердости (в переводе на твердость по Бринеллю) приведены в табл. 20.

Таблица 20

Сталь	НВ при скорости охлаждения, град/ч					
	50	100	200	250	8000	12 000
35ХНЗМ . . . . .	265	298	355	362	460	460
35ХНЗВ . . . . .	321	340	352	388	395	401

Для микроструктурного анализа плоский торец образца отрезался на длину 5 мм для удаления обезуглероженного и окисленного слоя, и из оставшейся части изготовлялся микрошлиф. Травление шлифа производилось

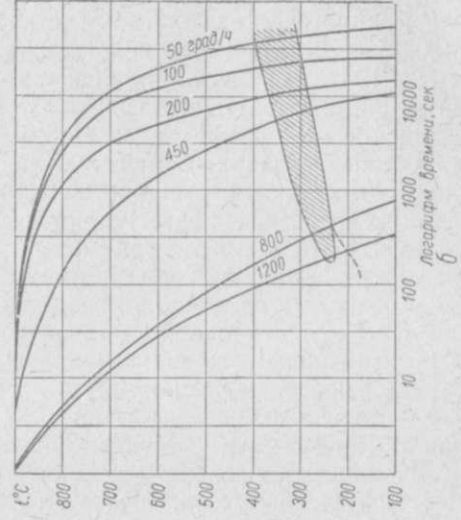
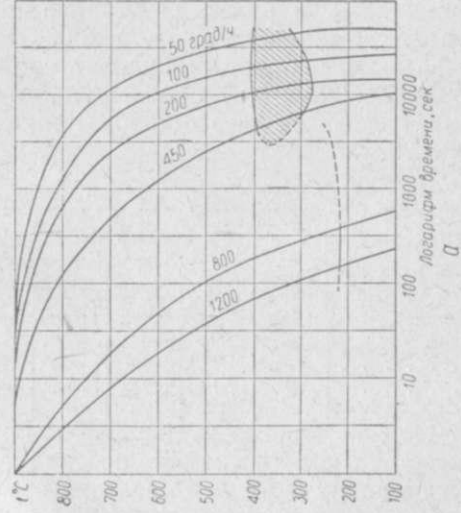


Рис. 62. Термокинетические диаграммы распада аустенита стали:  
а — 35XНЗМ; б — 35XНЗВ.

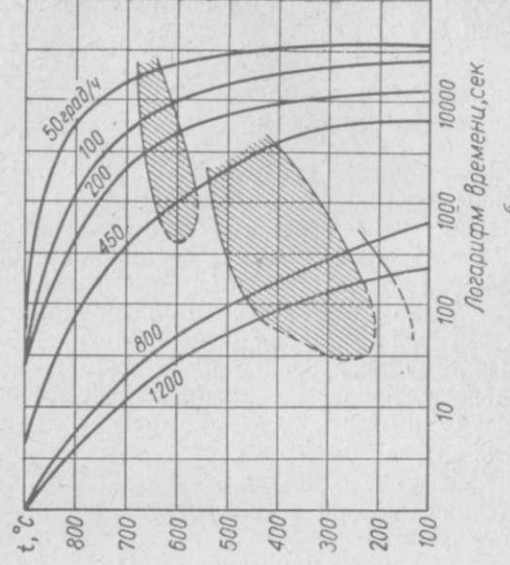
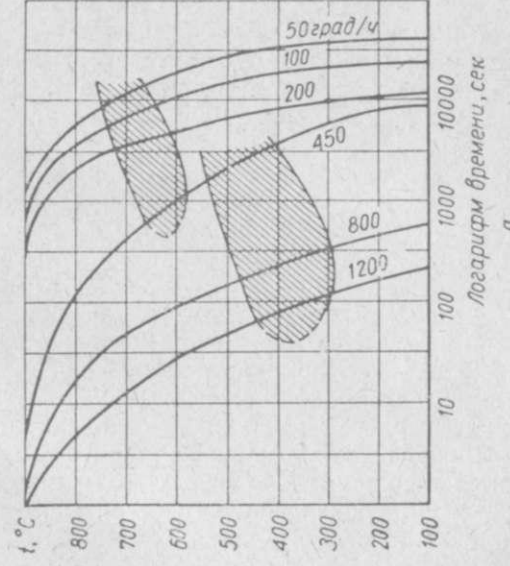


Рис. 63. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали:  
а — 35XМ; б — 35XГНВ.

3%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Микроструктура изучалась на горизонтальном микроскопе при увеличении в 800 раз.

### Влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали

Хромомарганцевая сталь (1,3% Cr; 0,9% Mn) даже при повышенном содержании углерода (0,41%) прокаливается недостаточно, например, в центре сечения диаметром 60 мм после закалки твердость составляет не более 40 RC.

Проблема прокаливаемости стали неразрывно связана с диффузией легирующих элементов. Молибден отличается малой диффузией в стали, в противоположность хрому и марганцу. Поэтому легирование им хромомарганцевой стали значительно улучшает ее прокаливаемость: при содержании 0,28% C твердость 40 RC достигается уже в центре сечения диаметром 70—80 мм. Если повысить в стали содержание углерода до 0,38% (сталь 38ХГМ), то при больших сечениях (60—80 мм) в центре достигается весьма высокая твердость — до 55 RC; твердость 40 RC в этом случае можно получить при  $d = 100 \div 150$  мм. Благодаря глубокой прокаливаемости такой стали в центре сечения крупных профилей (100 мм)  $\sigma_b = 100$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\psi = 55\%$  и  $a_n = 12$  кг·м/см<sup>2</sup>. Хромомарганцевомолибденовая сталь отличается весьма малой чувствительностью к перегреву при закалке от высоких температур, в результате чего сталь даже после закалки от 1000° сохраняет высокую вязкость.

Достаточно удовлетворительную прокаливаемость имеет хромомарганцевая сталь (0,32% C), легированная титаном (0,08%). Профиль 100 мм при закалке в масле имеет твердость в центре сечения 45 RC, при этом достигаются следующие свойства:  $\sigma_b = 90$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} = 80$  кг/мм<sup>2</sup> и  $a_n = 10$  кг·м/см<sup>2</sup>. Еще более высокую прокаливаемость можно достигнуть при содержании углерода, равном 0,4%, и марганца — 1%. Хромомарганцетитановая сталь подобно хромомарганцевомолибденовой малочувствительна к повышению температуры закалки. Необходимо отметить, что титан повышает прокаливаемость стали в том случае, когда он вводится в сравнительно малых дозах (не более 0,1%).

Определения прокаливаемости стали методом торцевой закалки показывают, что у хромомарганцеванадиевой стали

по всей длине образца твердость равна 48—45 RC. У хромомарганцевольфрамовой стали лишь на длине 25 мм твердость более 40 RC, а дальше — 35 RC. Прокаливаемость хромомарганцевой стали существенно улучшается при легировании никелем (1—2%). Можно сказать, что хромомарганценикелевая сталь определенного состава по прокаливаемости идентична хромоникелемолибденовой (рис. 64). Действительно, у хромомарганценикелевой стали в центре

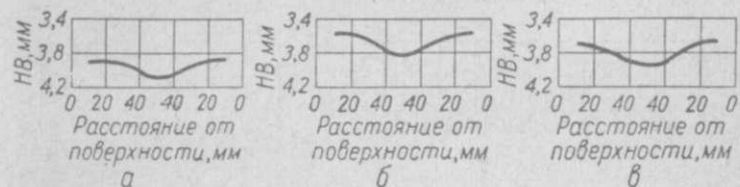


Рис. 64. Прокаливаемость хромомарганценикелевой и хромомарганцевомолибденовой сталей:

а — сталь 38ХГН (0,39% C; 0,7% Cr; 0,93% Mn; 0,70% Ni); б — сталь 35Х2Н2Г (0,4% C; 1,47% Cr; 1,1% Mn; 1,62% Ni); в — сталь ХН1М.

сечения диаметром 100 мм после закалки и высокого отпуска достигаются следующие показатели:  $\sigma_b = 90$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\psi = 60\%$ ,  $a_n = 15$  кг·м/см<sup>2</sup>.

Никель принадлежит к числу некарбидообразующих элементов, поэтому он ослабляет связи углерода в решетке аустенита и увеличивает коэффициент диффузии углерода. С этой точки зрения никель не должен способствовать увеличению прокаливаемости стали. Однако возможно, что в присутствии никеля большее количество марганца переходит в карбидную фазу, что и способствует повышению прокаливаемости стали. Следовательно, для обеспечения хорошей прокаливаемости стали необходимо легировать ее такими элементами, которые связывали бы углерод и понижали его диффузию либо прямым путем (через карбиды), либо косвенным (растворение в карбиде).

Значительное увеличение прокаливаемости хромомарганцевой стали при легировании ее алюминием (0,1%) можно объяснить аналогично.

Ванадий относится к числу карбидообразующих элементов; карбиды ванадия достаточно устойчивы и диссоциируют лишь при высоких температурах нагрева. При легировании малыми дозами ванадия (0,04—0,08%) он

оказывает влияние на микроструктуру стали как поверхностно-активный элемент, что способствует увеличению ее прокаливаемости.

Данные о прокаливаемости стали типа ХГ при дополнительном ее легировании приведены на рис. 65.

В целях получения высокой прокаливаемости стали ее следует легировать таким комплексом элементов, в который входили бы одновременно карбидообразующие и некарбидообразующие элементы.

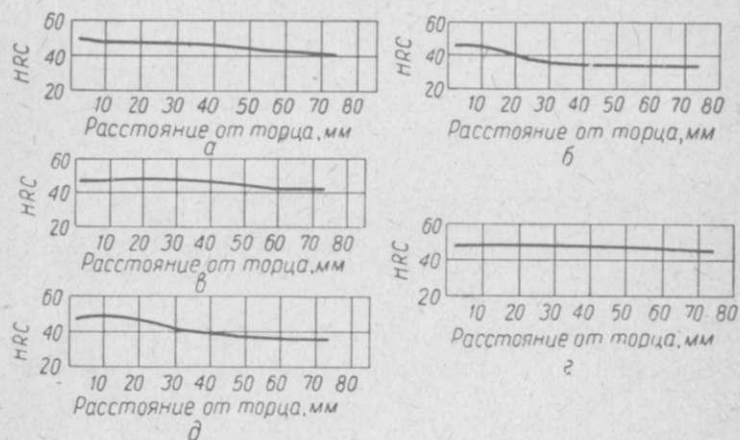


Рис. 65. Прокаливаемость хромомарганцевой стали марок: а — 25ХГН; б — ХГВ(0,58% W); в — ХГФ (0,13% V); г — ХГНВТ (0,46% W); д — ХГНВФ (0,49% W; 0,1% V).

Карбидообразующие элементы — молибден, титан, ванадий, вольфрам — надо вводить в сталь в малых количествах, например, 0,1% Мо, 0,04—0,08% Ti или V, 0,6—0,9% W. Никеля необходимо вводить 1,0—1,5%. Следует отметить, что алюминий (0,1%) способствует получению глубокой прокаливаемости хромомарганцевой стали, но понижает вязкость. Поэтому необходимо вводить в хромомарганцевую сталь не более 0,05% Al и легировать ее дополнительно никелем.

Наиболее эффективное влияние на прокаливаемость стали оказывает легирование ее комплексами элементов Cr + Mn + Ni + Ti, Cr + Mn + Ni + V, Cr + Mn + Ni + W и, наконец, последним комплексом, но с добавкой

Таблица 21

Сталь	Критические точки при охлаждении на воздухе				Критические точки при охлаждении в печи (1 град/мин)			
	$A_{c1}$	$A_{c2}$	$A_{r2}$	$A_{r1}$	$A_{c1}$	$A_{c2}$	$A_{r2}$	$A_{r1}$
Cr—Mn—Si—Ni . . . . .	750	770	395	300	745	770	450	380
Cr—Mn—Si—W . . . . .	750	790	340	220	740	780	450	390
Cr—Mn—Si—Ti . . . . .	755	850	480	300	755	850	740	640
Cr—Mn—Si—V . . . . .	770	825	410	250	770	830	700	640
Cr—Mn—Si—B . . . . .	730	830	440	280	750	830	690	620
Cr—Mn—Si—Nb . . . . .	745	790	430	280	740	780	710	620
Cr—Mn—Si—Ni—W—Ti . . . . .	740	765	265	180	740	770	370	340

кремния. При таком комплексном легировании устраняется необходимость применения молибдена.

В табл. 21 представлены данные, характеризующие положение критических точек дополнительно легированной стали при охлаждении на воздухе и в печи. Критические точки были определены на dilatометре Лейца. Ознакомление с этими данными позволяет отметить следующее.

При дополнительном легировании стали вольфрамом, ванадием или комплексом Ni + Ti + W в условиях охлаждения на воздухе проявляется типичное мартенситное превращение ( $M$  равняется 180, 220, 250°). Даже при охлаждении в печи наблюдается значительное снижение критических точек, особенно у стали, легированной никелем, вольфрамом и комплексом Ni + Ti + W.

На рис. 66 представлены кривые прокаливаемости, определенной методом торцевой закалки. Из представленных диаграмм видно, что хромомарганцекремнистая сталь, дополнительно легированная никелем, обладает пониженной прокаливаемостью. Такой же прокаливаемостью отличается и сталь, легированная титаном. Лучшую прокаливаемость имеет сталь, дополнительно легированная ванадием.

Из данных табл. 21 видно, что эти стали в условиях охлаждения на воздухе имеют сравнительно высокую точку  $A_{r2}$  400—500°. Следовательно, в глубинных слоях поковка будет иметь перлитотрооститную микроструктуру.

Особое место занимает хромомарганцекремнистая сталь, дополнительно легированная вольфрамом, ниобием и комплексом Ni + Ti + W. У сложнолегированной стали твер-

дость 43—42 RC сохраняется почти неизменной по всей длине образца, а интервал превращений при охлаждении на воздухе ( $A_1' - A_2''$ ) относится к температурам 265—180°.

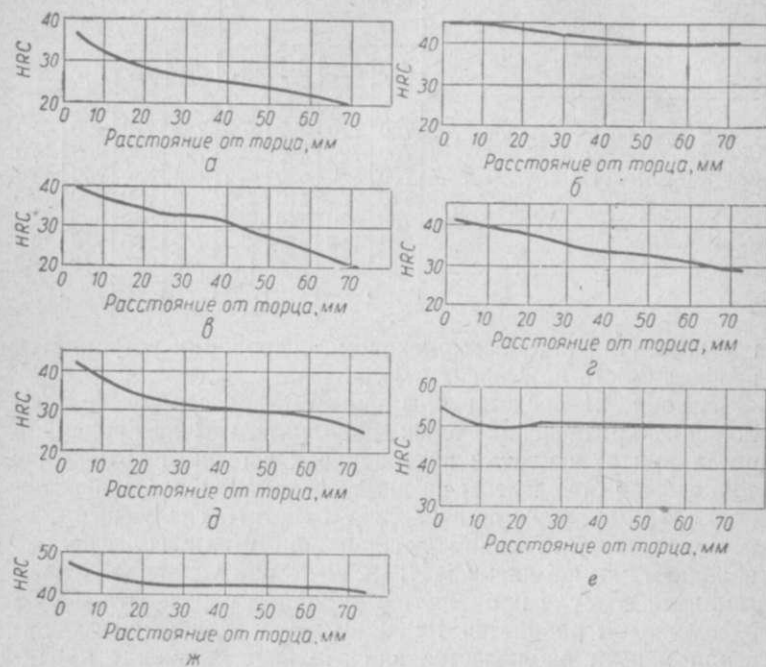


Рис. 66. Прокаливаемость сталей, определенная методом торцовой закалки:

а — хромомарганецкремненикелевой; б — хромомарганецкремневольфрамовой; в — хромомарганецкремнетитановой; г — хромомарганецкремневанадиевой; д — хромомарганецкремнебористой; е — хромомарганецкремнениобиевой; ж — хромомарганецкремненикелевольфрамотитановой.

### Выводы

Повышение содержания углерода в конструкционной стали с целью увеличения прочности приводит к значительному понижению пластических и особенно вязких свойств. Наряду с этим резко проявляется хрупкость стали в области низких, средних и высоких температур отпуска.

В целях повышения прочностных и, главное, пластических и вязких свойств и увеличения прокаливаемости стали ее необходимо легировать одновременно карбидообразующими и некарбидообразующими элементами.

Общей тенденцией во влиянии сильных карбидообразующих элементов (вольфрам, молибден, ванадий, титан, ниобий) на вязкость слаболегированной хромомарганцевой и хромоникелевой сталей является уменьшение «провала» в области низких температур и возникновение второго «провала» в области средних температур отпуска.

Такие же, как и у стали молибденосодержащей, механические свойства достигаются у стали, легированной титаном (0,08—0,14%), ванадием (0,1%) или вольфрамом (0,5—0,7). Высокие прочность, пластичность и вязкость получаются и в этом случае после отпуска при средних температурах.

Особенно хорошего сочетания свойств можно достичь при легировании конструкционной стали одновременно хромом, марганцем и никелем (в пределах 1—1,5%). Диаграмма изменения механических свойств в зависимости от температуры отпуска хромомарганценикелевой стали совершенно аналогична диаграмме свойств хромоникелемолибденовой стали.

При комплексном легировании стали, особенно при сочетании легирования карбидообразующими и некарбидообразующими элементами, достигаются весьма высокие прочность и вязкость. Такое легирование дает возможность применять сталь с пониженным содержанием углерода (0,23—0,28%), что обеспечивает хорошие вязкость и пластичность, малую склонность к отпускной хрупкости и хрупкому разрушению.

Комплексное легирование стали должно осуществляться хромом (0,9—1,2%), марганцем (1—1,3%) и комплексами Ni (1,9—1,5%) + W (0,5—0,7%), Ni + V (0,06—0,09%), Ni + Ti + V, Ni + W + V, Ni + Ti (0,08—0,12%).

Хорошее сочетание прочности и вязкости при пониженном содержании углерода достигается легированием стали хромом, марганцем, никелем и кремнием (1,1%); возможно дополнительное легирование ниобием (0,08—0,12%).

Легирование стали алюминием (0,1%) менее рационально, так как оно понижает вязкость и пластичность стали.

Влияние легирующих элементов на прочность, вязкость и пластичность связано с упрочняющим их действием на кристаллическую решетку железа, с изменением вязкости  $\alpha$ -фазы и состава карбидной фазы.

Чувствительность к отпускной хрупкости у хромомарганцевой и хромоникелевой сталей резко понижается при легировании их не только молибденом, но и такими элементами, как вольфрам, ниобий и титан. Особенно благоприятно в этом отношении легирование стали сложными комплексами  $Cr + Mn + Ni + W$ ,  $Cr + Mn + Ni + Ti$  и  $Cr + Mn + Ni + W + Ti$ .

Комплексное легирование дает возможность снизить содержание в стали молибдена в несколько раз и использовать для легирования молибденосодержащие отходы производства.

Благодаря совместному легированию стали хромом, марганцем и никелем, а также легированию комплексами  $Cr + Mn + Ni + W$  и  $Cr + Mn + Ni + Ti$  ее чувствительность к хрупкому разрушению значительно понижается. Такая сложнолегированная сталь не уступает хромоникелемолибденовым (0,3—0,4% Mo) конструкционным сталям.

Легирование стали хромом, марганцем и никелем значительно увеличивает устойчивость аустенита в области бейнитного превращения. Устойчивость аустенита в этой области может быть изменена также путем соответствующего рационального выбора легирующего комплекса. Например, при легировании комплексом  $Ni + W + V$  или  $Ni + V + Ti$  устойчивость аустенита в промежуточной области такова же, как и при легировании стали хромом, никелем и молибденом.

Правильное применение изложенных выше принципов легирования позволяет обеспечить у конструкционной стали глубокую прокаливаемость, благодаря чему ее можно применять для изготовления деталей больших габаритов (стали 38XГН, 35XГНВ, 35X2Н2Г).

Известно, что кремний (1,3—1,6%) оказывает существенное влияние на свойства хромомарганцевой стали, повышая отношение предела текучести к пределу прочности. Вместе с тем кремний смещает максимальные значения ударной вязкости в область более высоких температур отпуска.

В результате сложного легирования кремнием, марганцем и хромом кристаллическая решетка железа оказывается в значительной мере напряженной, особенно после закалки и низкого отпуска. Это приводит к возрастанию прочности стали и снижению пластичности и вязкости.

Никель кристаллизуется в гранцентрированной кубической решетке с параметром 3,519 Å, атомный радиус его равен 1,244 Å. Никель также повышает прочность стали, но наряду с этим он повышает вязкость и пластичность  $\alpha$ -фазы (мартенсита, сорбита), вследствие чего хромомарганцекремнистая сталь, дополнительно легированная никелем в количестве 1%, обладает высоким уровнем прочности, пластичности и вязкости.

Вольфрам, титан, ниобий и ванадий относятся к числу сильных карбидообразующих элементов.

При комплексном сложном легировании стали (хромом, марганцем, кремнием и дополнительно одним из вышеупомянутых элементов) вольфрам, титан, ванадий, ниобий могут не только образовать самостоятельные карбиды, но и входить в состав цементита, в той или иной мере вытесняя железо, хром и марганец. Таким образом, образуются сложные карбиды. Наряду с этим  $\alpha$ -фаза обогащается кремнием, а также хромом, марганцем и в некоторой мере другими легирующими элементами. Образующиеся сложные карбиды, например  $(Fe, Cr, Ti)C$  или  $(Fe, Cr, Ti, W)C$  растворяются в аустените при более низких температурах, чем карбиды титана, вольфрама либо ниобия. По крайней мере, тщательный микро- и химанализ закаленных образцов не обнаруживает карбидов.

Дополнительное легирование хромомарганцекремнистой стали W, Ti, V или Nb сообщает мартенситу стали большую отпускуюпорность, так как сложные карбиды выделяются из раствора при более высоких температурах и в значительно более дисперсной форме. Следствием этого является более замедленный спад кривых прочности с повышением температуры отпуска, что было отмечено выше. Выделяясь из мартенсита при отпуске в дисперсной форме, сложные карбиды, содержащие W, V, Ti или Nb, в большой мере ослабляют связи зерен стали и тем способствуют понижению вязкости стали после отпуска в области низких и средних температур. Как выделение из мартенсита, так и коагуляция фазы сложного состава, растягивается на более длительный интервал температур отпуска, следствием чего является весьма растянутый «провал» ударной вязкости.

Необходимо отметить, что так же влияет на вязкость стали при отпуске и бор. Однако эффект влияния бора

проявляется уже при введении его в очень малых дозах (0,001 %).

Естественно предположить, что сложное комплексное легирование хромомарганцекремнистой стали элементами, способствующими не только упрочнению, но и повышению вязкости, обеспечит оптимальные свойства. Проведенные опыты выявили возможность уменьшить «провал» вязкости. Однако добавка 1 % Ni при введении 0,5 % W и 0,05 % Ti оказалась недостаточной для резкого повышения вязкости стали при высоком уровне прочности.

Благодаря дополнительному легированию никелем отпускная хрупкость хромомарганцекремнистой стали проявляется в меньшей мере и, главным образом, при температурах отпуска 600—650°.

Дополнительное легирование стали вольфрамом, ванадием и титаном в некоторой мере понижает склонность хромомарганцекремнистой стали к отпускной хрупкости. Однако ни один из этих элементов не устраняет полностью склонности стали к хрупкости. Склонность к отпускной хрупкости хромомарганцекремнистой стали не устраняет и дополнительное легирование молибденом (0,25—0,35 %).

У такой стали хрупкость особенно резко проявляется после отпуска при 600—700°, коэффициент  $\frac{a_n \text{ печь}}{a_n \text{ вода}}$  составляет низкую величину: 0,25—0,15.

Наиболее эффективно снижают склонность к хрупкости комплексные добавки Mo + V + Ti.

Положительная роль Mo, а также W, V, Ti в понижении склонности к отпускной хрупкости объясняется тем, что эти элементы в меньшей мере адсорбируются на поверхности зерна  $\alpha$ -фазы. По-видимому, Mo, V, Ti адсорбируются на поверхности выделяющихся железохромомарганцевых карбидов и этим задерживают дальнейшее их выделение на поверхности и в объеме зерна  $\alpha$ -фазы.

Следует отметить, что о влиянии ниобия на склонность стали к отпускной хрупкости имеются весьма противоречивые данные. Согласно исследованиям автора введение 0,1—0,2 % Nb в хромомарганценикелевую сталь (0,36 % C; 1,01 % Cr; 0,99 % Mn; 1,5 (или 2,5 %) Ni) несколько не устраняет отпускной хрупкости. Ниобий мало влияет также на вязкость хромомарганцекремнистой стали. Более детальные исследования показали, что введение 0,3—0,4 % Nb в хромоникелевую сталь 30ХН устраняет отпускную

хрупкость в такой же мере, как и введение 0,3—0,4 % Mo.

Дополнительное легирование хромомарганцекремнистой стали никелем повышает устойчивость аустенита против распада в перлитной и промежуточной областях. Дополнительное же легирование карбидообразующими элементами (W, Ti, V, Nb, B) ускоряет распад аустенита в промежуточной области.

У стали, дополнительно легированной комплексом элементов W + Ni + Ti, наблюдается незначительная устойчивость аустенита в перлитной области, что важно для проведения изотермических процессов отжига и охлаждения поковок. Значительная же устойчивость аустенита такой стали в промежуточной области облегчает проведение термической обработки на нижний бейнит с получением высоких значений прочности и вязкости в поковках.

Дополнительное легирование хромомарганцекремнистой стали вольфрамом, ниобием или комплексом элементов (вольфрам, титан и никель) повышает ее прокаливаемость до уровня прокаливаемости высоколегированной хромоникелемолибденовой стали (типа 30ХНЗМ).

#### ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ИЗЛОМА ЛИТОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Многочисленные исследования показали, что путем рационального легирования достигаются высокая прочность, пластичность и вязкость литой низкоуглеродистой стали.

Наиболее интересным с экономической и технической точки зрения представляется легирование стали недефицитными элементами: хромом, марганцем, кремнием и др. Кованая хромомарганцевая сталь при содержании в ней хрома и марганца до 1—1,5 % каждого отличается удовлетворительным сочетанием прочности и пластичности. Значительное повышение свойств сталей подобного типа возможно при дополнительном ее легировании молибденом (0,2—0,3 %), титаном или ванадием (0,1 %), медью (0,5—0,7 %) и никелем (1,0—1,5 %). Еще лучшее сочетание механических и технологических свойств достигается при до-

полнительном легировании комплексами Mo + Ti + Ni, Ti + V + Ni или Ti + Ni.

Хромомарганцевая сталь даже при низком содержании углерода (0,25—0,3%) обладает повышенной склонностью к обратной отпускной хрупкости, которая в некоторой мере подавляется дополнительным легированием молибденом (0,3%) или комплексом элементов, например Ti + V + Ni. Комплексное легирование стали молибденом, титаном и никелем либо титаном, ванадием и никелем в значительной степени подавляет перлитную область превращений аустенита и придает последнему большую устойчивость в промежуточной области. Так открывается возможность путем дополнительного легирования хромомарганцевой стали некоторыми элементами в малых количествах «регулировать» распад аустенита в той или иной области превращений, чем облегчается термическая обработка.

Хорошего сочетания прочности, пластичности и вязкости можно достигнуть при легировании хромомарганцевой стали комплексом W + Ti или W + Ni + Ti. Подобная комплекснолегированная сталь обладает высокой прокаливаемостью, слабой чувствительностью к отпускной хрупкости и хрупкому разрушению. При дополнительном легировании кремнием, кристаллическая структура которого значительно отличается от кристаллической структуры железа, значительно повышается прочность хромомарганцевой стали. Удовлетворительный уровень вязкости достигается, если ее дополнительно легировать никелем или комплексом элементов W + Ni + Ti. Такая сталь отличается повышенной устойчивостью против отпуска, малой склонностью к отпускной хрупкости, высокой прокаливаемостью, аустенит обладает значительной устойчивостью в промежуточной области превращений.

Если влияние на свойства литой легированной стали вольфрама, молибдена и титана в некоторой мере изучено, то о влиянии таких элементов, как ниобий, цирконий, селен и др., данных очень мало. Все большее внимание исследователей привлекает ниобий вследствие его положительного влияния на прочность и вязкость стали.

В связи с соображениями, изложенными выше, представляло интерес изучить некоторые свойства литой легированной стали хромомарганцевого, кремнемарганцевого и хромокремнемарганцевого типов. Стали содержали 0,22—

0,3% C; 1,1—1,3% Cr; 1—1,5% и 0,5—0,7% Si; 1,1—1,3% Mn и 1,1—1,35% Ni и модифицировались 0,05—0,15% Ti; 0,1—1,2% V; 0,1—0,15% Zr; 0,2—0,3% Nb и 0,03—0,06% Se. Образцы отливались из стали, выплавленной в высокочастотной электропечи. Литые пластины размером 60 × 220 × 330 мм нормализовались и отпускались при 620° в течение пяти часов, затем из них готовились разрывные и ударные образцы, подвергавшиеся термической обработке.

Результаты дилатометрических исследований показали, что уже охлаждение образцов на воздухе приводит к резкому снижению критических точек, так, например, у хромокремнемарганценикелевой стали точка  $A_{r_2}$  снижается до 475° и  $A_{r_1}$  — до 275°, у той же стали, но содержащей 0,10% V, соответственно до 420 и 175°. У хромокремненикелевой стали  $A_{r_2} = 500°$  и  $A_{r_1} = 250°$ , а при содержании 0,1% Ti  $A_{r_2} = 500°$  и  $A_{r_1} = 180°$ . Аналогичное влияние оказывает ниобий, более слабое цирконий.

Таким образом, несмотря на низкое содержание в стали углерода (0,22—0,27%), указанное легирование ее является достаточным для получения при охлаждении на воздухе образца троостомартенситной или мартенситной структуры. Общий характер изменения механических свойств хромокремнемарганценикелевой стали в зависимости от температуры отпуска представлен на рис. 67.

В табл. 22 приведены оптимальные механические характеристики стали различного типа при модифицировании ее различными элементами после закалки и низкого отпуска. Как видно из таблицы, модифицирование хромокремнемарганценикелевой стали не изменяет существенно образом уровня прочности и текучести ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ). Исключением в этом случае является модифицирование селеном и цирконием. Существенное повышение прочности наблюдается при модифицировании хромокремненикелевой стали цирконием, титаном или селеном. Наряду с этим модифициро-

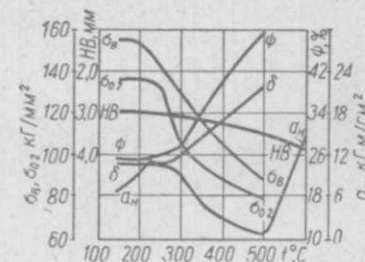


Рис. 67. Влияние температуры отпуска на изменение механических свойств литой хромокремнемарганцевой стали (температура закалки 930°).





Таблица 24

Сталь	Влияние модифицирующих элементов на пластичность и вязкость стали					
	Ti	V	Zr	Nb	Se	Si
Cr—Si—Mn—Ni (1,5% Si)	— (сильное)	— (слабое)	— (слабое)	— (сильное)	— (сильное)	+
Cr—Si—Mn—Ni (0,5% Si)	— (сильное)	+	+	— (сильное)	+	—
Cr—Si—Ni (1,0% Si)	— (слабое)	+	+	— (слабое)	— (сильное)	+

Примечание. — отрицательное влияние; + положительное влияние.

ния стали. Хромомарганцекремненикелевая сталь, содержащая 1,5% кремния, представляет собой относительно насыщенный твердый раствор ( $\alpha$ -фаза), поэтому малые добавки модификаторов не оказывают существенного влияния. Хромомарганцекремненикелевая (0,5—0,6% Si) и хромокремненикелевая (1% Si) стали являются более чувствительными к модифицирующим добавкам.

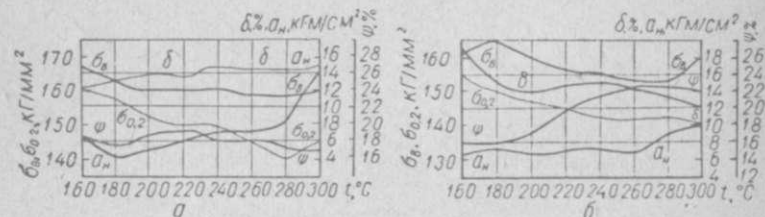


Рис. 69. Влияние температуры низкого отпуска на изменение механических свойств закаленной литой хромокремненикелевой стали: а — немодифицированной; б — модифицированной ванадием.

Влияние модифицирующих добавок на сталь зависит от их поверхностной активности к раствору (аустениту) и силы межаутомной связи с углеродом.

Если вещество увеличивает растворимость двух смежных фаз и понижает поверхностное натяжение между фазами, то оно, согласно Гиббсу, адсорбируется на межфазной поверхности раздела. Карбидообразующие элементы повышают растворимость цементита тем в большей мере,

чем больше их собственная растворимость в железе, а элементы V, Ti, Nb, Zr отличаются значительными силами связи с углеродом. Если принять адсорбционный эффект вольфрама по отношению к аустениту равным 1, то эффект углерода будет равен 3, кремния — 3, фосфора — 10. По отношению к ферриту наиболее поверхностно-активными являются кремний, марганец и фосфор. Если допустить, что тонкий адсорбционный слой ( $10^{-8}$  см) может обогатиться углеродом до концентрации 1%, то, используя формулы химической термодинамики, можно определить, что изменение поверхностного натяжения вследствие адсорбции углерода вообще весьма незначительно.

Сопоставление характеристик пластичности и вязкости сталей различного типа показывает, что модифицирующие добавки отрицательно влияют на сталь с повышенным содержанием кремния. По-видимому, падение пластических и вязких свойств вызвано не обогащением границ зерен аустенита кремнием (в хромокремнемарганцекремненикелевой стали без добавок уровень этих свойств достаточно высок), а совокупностью явлений обогащения кремнием и углеродом при легировании сильными карбидообразующими элементами, вследствие чего по границам зерен образуется сложная карбидная и интерметаллидная фазы. Наиболее сильно в этом отношении действует ниобий. Аналогичное влияние оказывают модифицирующие добавки и на хромокремнемарганцекремненикелевую сталь с пониженным содержанием кремния, на нее особенно отрицательно влияет модифицирование титаном и ниобием (табл. 24).

У хромокремненикелевой стали пластические и вязкие свойства почти такие же, как и у хромокремнемарганцекремненикелевой стали. Пониженный же предел прочности связан с устранением марганца как легирующего элемента. В этой стали модифицирующие добавки почти не снижают пластических и вязких свойств, хотя в присутствии Ti, Nb и Se все же понижается ударная вязкость. Отсюда можно сделать заключение, что влияние модифицирующих добавок значительно усиливается в присутствии марганца. По отношению к твердому раствору (аустениту) марганец, хотя и является поверхностно-активным элементом, но уступает в этом отношении кремнию, фосфору и др. Однако, входя в состав карбидной фазы, он ослабляет силы межаутомной связи углерода и более сильных карбидообразующих элементов (например Ti, Zr, Nb), вследствие чего они в

значительно большей мере растворяются в аустените при нагреве до температуры закалки и концентрируются в приграничных областях зерна, усложняя их состав и способствуя тем повышению хрупкости.

Модифицирование стали 35Л титаном (0,05—0,1%) способствует повышению пластических свойств и плотности отливок, но литейные свойства ухудшаются. Ванадий, введенный в сталь в количестве 0,05—0,4%, понижает пластические свойства стали 35Л. Что касается циркония (0,1% и более), то он, напротив, способствует повышению пластических свойств стали 25Л—35Л.

Интересно отметить влияние модифицирующих добавок на размер зерна в изломе. Введение в хромокремнемарганценикелевую сталь титана (0,07%) не измельчает зерна; в изломе наблюдаются крупные кристаллы. В то же время при добавлении ванадия (0,15%) излом у стали скрытокристаллический и, как было указано выше, все свойства того же уровня, что у немодифицированной стали при пониженной ударной вязкости. При модифицировании стали цирконием (0,15%) излом тоже скрытокристаллический, однако пластические и вязкие свойства понижены.

Крупнокристаллический излом наблюдается и у стали с пониженным содержанием кремния (0,5—0,7%) после модифицирования ее титаном (0,14%) или ниобием (0,22%). Ванадий влияет на размер зерна этой стали так же, как и на хромокремнемарганценикелевую сталь с повышенным содержанием кремния (1,5% Si). Существенные изменения вызывает модифицирование стали селеном или цирконием; в этом случае неизменно наблюдается скрытокристаллический, относительно вязкий излом. Модифицирование ванадием, цирконием или селеном хромокремненикелевой стали также сопровождается образованием скрытокристаллического излома. Титан и ниобий не улучшают излома этой стали.

## Выводы

1. Высокий уровень механических свойств достигается у хромокремнемарганцевой (0,25% C; 1,26% Cr; 1,42% Si; 1,09% Mn и 1,14% Ni) и у хромокремнистой (1,22% Cr; 0,98% Si; 1,33% Ni) сталях, дополнительно легированных никелем.

2. Наиболее эффективно влияет на повышение  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  хромокремнемарганценикелевой и хромокремненикелевой стали модифицирование селеном. Модифицирование хромомарганценикелевой (0,5% Si) стали ванадием также резко повышает ее свойства. Модифицирование хромокремнемарганценикелевой стали титаном или ниобием не изменяет ее свойств. Наоборот, у хромокремненикелевой и хромомарганценикелевой стали оно понижает вязкие, пластические и даже прочностные свойства.

3. Влияние модифицирующих добавок зависит от их природы и степени легированности стали: сталь, легированная комплексом Cr + Si + Mn + Ni (всего 5%), имеет  $\alpha$ -фазу (мартенсит), достаточно насыщенную растворенными элементами, и модифицирование ее изученными малыми добавками не изменяет существенно основную структуру закаленной стали.

Хромомарганценикелевая и хромокремненикелевая стали, имеющие менее насыщенную  $\alpha$ -фазу, являются и более чувствительными к модифицирующим добавкам. Наибольший эффект производит селен, поскольку он входит в раствор  $\alpha$ -фазы и упрочняет ее. Ванадий и цирконий также частично растворяются в  $\alpha$ -фазе, а частично сохраняются в дисперсной карбидной форме. В обоих случаях  $\alpha$ -фаза упрочняется как в самом зерне, так и по его границам.

4. Отрицательное влияние титана и ниобия объясняется тем, что эти элементы в значительных количествах входят в состав карбидов, не ассоциирующих с прочими карбидами (в основном железный карбид) и мало растворяющихся в  $\alpha$ -фазе. Эти карбиды сохраняются в первоначальной укрупненной форме и нарушают прочность границ зерен  $\alpha$ -фазы.

5. Необходимо выделить, как высокопрочные, следующие литые модифицированные стали:

а) хромомарганценикелевую, модифицированную ванадием (0,25% C; 1,2% Cr; 1,2% Mn; 1,2% Ni; 0,1% V);

б) хромомарганценикелевую того же состава, но модифицированную цирконием (0,1—0,15%) или селеном (0,05—0,11%);

в) хромокремненикелевую (0,25% C; 1,2% Cr; 1,2% Si; 1,2% Ni), модифицированную цирконием (0,15%) или селеном (0,05%).

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ В ИЗДЕЛИЯХ КРУПНЫХ СЕЧЕНИЙ

Детали мощных конструкций горнорудного и металлургического оборудования (прокатных станов, буровых машин, экскаваторов и др.) должны изготавливаться из легированных сталей, обладающих высокими механическими свойствами в глубинных слоях поковок больших сечений. Этому требованию отвечают широко применяющиеся хромомолибденовая (ОХМ, 34ХМ) и хромоникелемолибденовая (ОХН1М, 30ХНМ, ОХНЗМ, 30ХНЗМ и др.) стали, в состав которых входят дефицитные и дорогие элементы молибден и никель. С целью экономии их, удешевления стоимости машин была проведена серия исследований по изучению механических свойств термически обработанных поволоков крупных сечений, изготовленных из легированных, но менее дефицитных сталей.

В основном, исследовалась хромомарганцевая среднеуглеродистая сталь, дополнительно легированная никелем, титаном, вольфрамом, ванадием, ниобием и другими элементами. Проведенные работы позволили установить удовлетворительные механические свойства хромомарганценикелевой стали марки 38ХГН (0,37% С; 0,8% Cr; 1% Mn; 0,8% Ni). Эта сталь была изучена в сечениях до 200 мм, уровень ее механических свойств оказался таким же, как и у хромомолибденовой и хромоникелемолибденовой (35ХНМ) сталей.

Хромомарганценикелевая сталь 35Х2Н2Г (0,4% С; 1,5% Cr; 1,5% Ni и 1% Mn) также обладает достаточно высокими механическими свойствами. При оптимальном режиме термической обработки (закалка 850—870°, отпуск 600—650°) эти свойства таковы:

в прутках диаметром 20 мм  $\sigma_b = 100 \div 112$  кг/мм<sup>2</sup>,  
 $\sigma_{02} = 90 - 95$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 15 \div 17$ %,  $\psi = 50 \div 55$ % и  
 $a_n = 15 \div 16$  кг · м/см<sup>2</sup>;

в центре сечения диаметром 100 мм  $\sigma_b = 95$  кг/мм<sup>2</sup>,  
 $\sigma_{02} = 80$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 18$ %,  $\psi = 50 \div 55$ %;  $a_n = 12 \div$   
 $\div 14$  кг · м/см<sup>2</sup>;

в центре сечения диаметром 270 мм  $\sigma_b = 90$  кг/мм<sup>2</sup>,  
 $\sigma_{02} = 70$  кг/мм<sup>2</sup>;  $\delta = 18$ %,  $\psi = 60$ %,  $a_n$  — до 15 кг · м/см<sup>2</sup>.

Удовлетворительные свойства у хромомарганцетитановой стали типа 35ХГТ. После закалки и отпуска при 560—570° эта сталь обладает следующими свойствами (в продоль-

ном направлении):  $\sigma_b = 100$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{02} = 85$  кг/мм<sup>2</sup>;  
 $\delta = 12$ %;  $\psi = 50$ % и  $a_n = 8 \div 10$  кг · м/см<sup>2</sup>. Высокие механические свойства, высокая сопротивляемость усталости, а также мелкозернистое строение этой стали побудили изучить ее на термически обработанных и нормализованных заготовках больших сечений (250—550 мм).

Кроме указанных сталей, на крупных сечениях были определены механические свойства хромомарганценикелевой и хромоникелевой сталей, дополнительно легированных вольфрамом. Сталь типа 35ХГНВ (0,3% С; 1,3% Cr; 1,1% Mn; 1,2% Ni и 0,5% W) после закалки и высокого отпуска обладает такими свойствами:  $\sigma_b = 105$  кг/мм<sup>2</sup>,  
 $\sigma_{02} = 95$  кг/мм<sup>2</sup>;  $a_n = 15$  кг · м/см<sup>2</sup>.

Наконец, в числе других сталей была исследована малолегированная, с низким содержанием углерода сталь 20ХГН.

Ниже излагаются результаты изучения механических свойств в различных сечениях крупных заготовок, изготовленных из вышеупомянутых сталей.

### Механические свойства сталей 35Х2Н2Г, 38ХНГ и 35ХГТ Изготовление ступенчатых поволоков

Ступенчатая заготовка хромоникелемарганцевой стали 35Х2Н2Г была откована из слитка весом 11 т; она состояла из 4 ступеней диаметрами 760, 550, 450 и 350 мм (рис. 70). Ступенчатые заготовки хромоникелемарганцевой стали 38ХНГ и хромомарганцетитановой стали 35ХГТ были откованы из слитков развесом 5,15 т и состояли также из 4 ступеней диаметрами 350, 450, 350 и 250 мм. Химический состав сталей приведен в табл. 25. Степень укова ступенчатой заготовки составляла: а) изготовленной из стали 35Х2Н2Г — 2,95; 5,6; 8,4; 13,8 соответственно по диаметрам 760, 550, 450, 350 мм; б) изготовленной из сталей 38ХНГ и 35ХГТ — 2,7; 4,0; 6,6; 13,0 соответственно по диаметрам 650, 450, 350, 250 мм.

Поволки из сталей 35Х2Н2Г и 35ХГТ охлаждались по следующему режиму: выдержка при 640—650° в течение 8 ч, нагрев до 780—800° со скоростью 60 град/ч; сравнение и выдержка при 780—800° в течение 18 ч; охлаждение до 550—600° с печью; нагрев до 640—660° со скоростью 60 град/ч, выдержка при 640—660° в течение 10 ч; охлаж-

Таблица 25

Сталь	Химический состав, %							
	C	Cr	Ni	Mn	Ti	Si	S	P
Хромоникелемарганцевая 35X2H2Г	0,39	1,43	1,40	0,88	—	0,29	0,014	0,014
Хромоникелемарганцевая 38XГН	0,37	0,78	0,78	1,08	—	0,34	0,018	0,035
Хромомарганцетитановая 35XГТ	0,34	1,66	0,38	0,96	0,06	0,36	0,018	0,020
Хромомарганценикелевольфрамовая 35XГНВ	0,37	0,94	1,50	1,21	0,52	0,32	0,015	0,016
Хромоникелевольфрамовая 35XН2В	0,36	0,91	2,44	0,60	0,72	0,28	0,012	0,026
Хромоникелемарганцевая (низкоуглеродистая) 20XГН	0,20	0,82	0,76	0,87	—	0,27	0,028	0,026

Примечание. Стали 35X2H2Г, 35XГТ, 35XГНВ и 35XН2В выплавлены в основной электропечи, а сталь 38XГН — в кислой мартеновской печи.

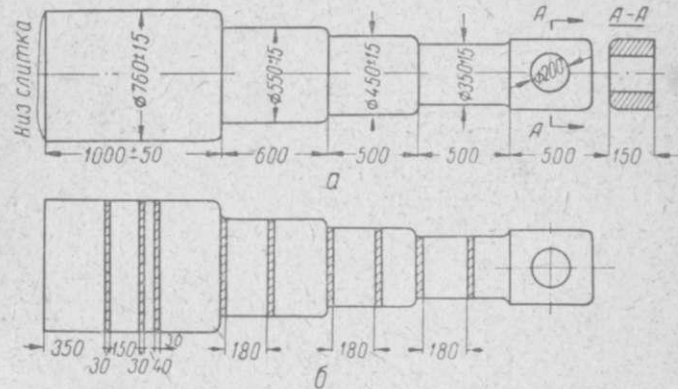


Рис. 70. Эскиз ступенчатой поковки (а) и схема вырезки образцов (б).

ление до 400—300° со скоростью 30 град/ч, затем до 100° со скоростью 10 град/ч и далее на воздухе.

Заготовка из стали 38XГН была охлаждена по такому режиму: охлаждение от 600 до 320° со скоростью 50 град/ч; выдержка при 320° в течение 6 ч; нагрев от 320 до 650° со скоростью 50 град/ч; выдержка при 650° и дальнейшее

охлаждение до 450° со скоростью 30 град/ч, охлаждение до 100° со скоростью 15 град/ч.

Отожженные заготовки были затем подвергнуты термической обработке по режиму, приведенному в табл. 26.

Таблица 26

Сталь 35X2H2Г	Сталь 35XГТ	Сталь 38XГН
---------------	-------------	-------------

## Закалка

1. Посадка в печь при 250° и выдержка в течение 1,5 ч  
2. Нагрев до 650° со скоростью 40 град/ч  
3. Выдержка при 650° в течение 7 ч  
4. Нагрев до 650° со скоростью 60 град/ч  
5. Выдержка при 850° в течение 20 ч

1—4. То же, что и при закалке стали 35X2H2Г

5. Выдержка при 850° в течение 18 ч

6. Охлаждение в воде в течение 2 мин; подъем до сечения 450 мм, выдержка 1 мин; подъем до сечения 550 мм, выдержка в течение 1 мин; подъем до сечения 760 мм, выдержка в течение 1 мин; охлаждение в масле

6. Охлаждение в масле до 250° и дальнейшее охлаждение на воздухе

## Отпуск

1. Посадка в печь при 350° и выдержка

Аналогичный отпуску стали 35X2H2Г

2. Нагрев до 590° со скоростью 25 град/ч

3. Выравнивание и выдержка при 590° в течение 12 ч

4. Охлаждение в масле до 200° и потом на воздухе

1. Посадка в печь при 450° и выдержка

2. Нагрев до 560° со скоростью 40 град/ч

3. Выравнивание и выдержка при 560° в течение 10 ч

4. Охлаждение в воде

Как видно из таблицы, заготовки из стали 35X2H2Г и 38ХГН подвергались более резкой закалке, чем заготовка из стали 35ХГТ. Твердость, полученная на заготовках, после окончательной термической обработки была: у стали 35X2H2Г — 277—255 НВ; у стали 38ХГН — на диаметре 550 мм 241 НВ и на диаметре 200 мм 269 НВ. Из каждого сечения заготовок было вырезано по 2 темплета: один длиной 150 мм для изготовления продольных образцов и один длиной 40 мм — для поперечных образцов. Готовились разрывные образцы диаметром 10 мм и ударные Менаже размером 10 × 10 × 60 мм. Образцы вырезались из пластины с таким расчетом, чтобы как разрывные, так и ударные образцы, находились на одинаковом расстоянии от поверхности заготовки.

#### Механические свойства после закалки и отпуска

#### Сечение 760 мм (сталь 35X2H21)

Пределы прочности и текучести характеризуются весьма высокими значениями на продольных и поперечных образцах:  $\sigma_b = 94,8 \div 101,8$  кг/мм<sup>2</sup> и  $\sigma_{0,2} = 77,2 \div 64,1$  кг/мм<sup>2</sup>. По направлению к центру сечения они как на продольных, так и на поперечных образцах, почти не изменяются. Так, на расстоянии  $\frac{1}{3}$  радиуса (173 мм) предел прочности равен 99 кг/мм<sup>2</sup>, предел текучести — 82,3 кг/мм<sup>2</sup>, в центре сечения (~ 360 мм) — соответственно 96,9 кг/мм<sup>2</sup> и 77,2 кг/мм<sup>2</sup> (табл. 27).

Относительное удлинение на продольных образцах по всему сечению постоянно: 12—13%, на поперечных оно незначительно понижается вглубь сечения, составляя в центре 9,3 — 8%. Аналогичная картина наблюдается и в отношении сжатия поперечного сечения: на продольных образцах оно у поверхности заготовки равно 44,4%, в центре — 44,3%, а на поперечных — соответственно 32,1 и 32,0%.

Ударная вязкость на продольных образцах у поверхности заготовки — 5,7 кг · м/см<sup>2</sup>, в центре — 5,0 кг · м/см<sup>2</sup>, на поперечных — соответственно 4,2 и 3,5 кг · м/см<sup>2</sup>. Что касается твердости, то она сохраняется по всему сечению равной 277.

Таблица 27

Расстояние от поверхности	$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$\sigma_H$	НВ
	кг/мм <sup>2</sup>		%		кг · м/см <sup>2</sup>	
На поверхности . . . . .	97,7	82,1	12,6	64,4	5,7	269
	94,8	79,0	12,4	32,1	4,2	277
$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	98,8	82,9	12,1	43,7	5,2	277
	99,3	82,6	11,0	32,7	4,1	277
Центр сечения . . . . .	99,8	82,5	12,3	44,3	5,0	277
	96,9	77,2	8,0	—	3,5	277

#### Сечение 550 мм

У стали 35X2H2Г предел прочности и предел текучести по всему сечению независимо от направления сохраняются на одном уровне:  $\sigma_b = 90 \div 91$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0,2} = 74,4 \div 75,5$  кг/мм<sup>2</sup>. Что касается пластичности и вязкости, то они снижаются значительно резче, чем на сечении 760 мм; большее снижение наблюдается на поперечных образцах.

На поверхности заготовки относительное удлинение составляет 16,3% в продольном и 12,1% в поперечном направлениях. Если по направлению к центру на продольных образцах оно равно 15,6%, то на поперечных — лишь 10,2%. Соответственно сжатие поперечного сечения у поверхности составляет 58,7 и 40,7%, в центре сечения — 53,7 и 35,7%.

Ударная вязкость у поверхности равна 8 кг · м/см<sup>2</sup> на продольных и 4,1 кг · м/см<sup>2</sup> на поперечных образцах, в центре — соответственно 6,0 и 2,5 кг · м/см<sup>2</sup>. Таким образом ударная вязкость в поперечном направлении снижается до 50—60% ударной вязкости в продольном направлении.

Твердость по всему сечению колеблется в пределах 262—255 НВ.

На рис. 71 графически представлено изменение механических характеристик стали 35X2H2Г по сечению 550 мм. У стали 38ХГН на поверхности заготовки предел прочности и предел текучести такие же, как и у стали 35X2H2Г (табл. 28). Однако, если у стали 35X2H2Г предел прочности и предел текучести сохраняются на одном уровне по всему сечению заготовки, то у стали 38ХГН уже на расстоянии  $\frac{1}{3}$  радиуса (90 мм) от поверхности наблюдается неко-

торое снижение этих характеристик:  $\sigma_B = 89,0 \text{ кг/мм}^2$ ,  $\sigma_{02} = 67,7 \div 68,7 \text{ кг/мм}^2$ . Еще более низкие прочностные характеристики в центре сечения, здесь предел прочности составляет  $74,5\text{—}76,4 \text{ кг/мм}^2$ , а предел текучести —  $50,0\text{—}50,5 \text{ кг/мм}^2$ .

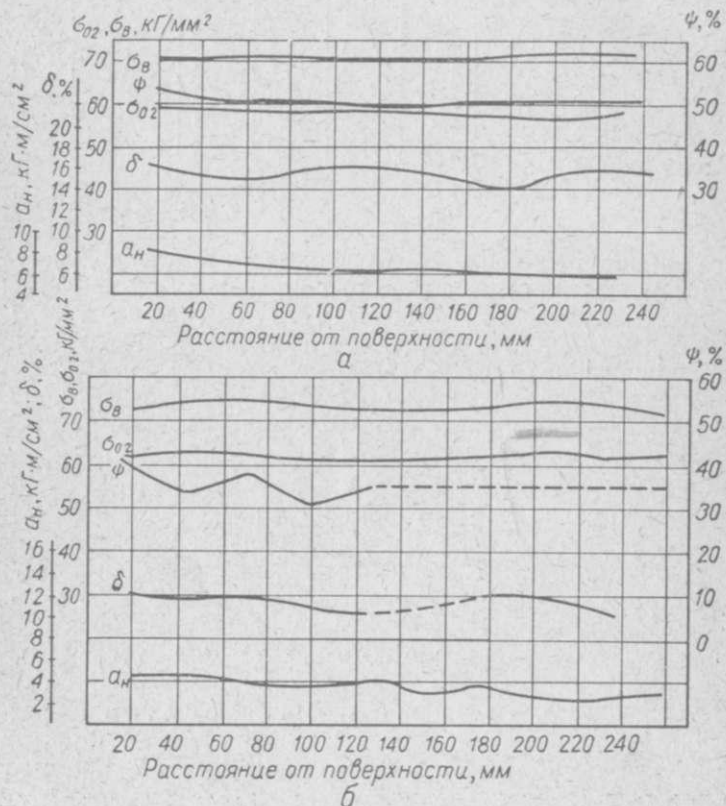


Рис. 71. Изменение механических свойств стали 35X2H2Г по сечению 550 мм:  
а — продольные образцы; б — поперечные образцы.

Относительное удлинение на продольных образцах по сечению изменяется весьма незначительно, именно от 16 до 14 %, причем в центре сечения оно равно 14 %. Существенно заметить, что относительное удлинение сохраняется столь же высоким и при поперечном направлении. Неза-

Таблица 28

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{02}$	$\delta$	$\psi$	$\alpha_H$ , кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35X2H2Г	На поверхности	91,0	75,5	16,3	53,4	8,0	262
		90,5	75,4	12,1	49,7	4,1	248
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . .	91,1	74,4	16,1	54,5	6,4	255
		91,2	75,8	10,4	30,1	3,6	255
	В центре . . . .	93,2	76,4	15,6	53,6	6,0	262
		91,5	75,7	10,2	35,7	2,5	255
38ХГН	На поверхности	95,3	82,0	16,0	52,2	7,0	277
		87,3	77,2	13,5	50,0	5,5	277
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . .	89,0	67,7	14,2	52,3	5,5	277
		89,0	68,7	11,2	48,5	5,0	277
	В центре . . . .	74,5	50,5	15,0	30,2	6,2	228
		78,4	50,0	14,0	32,8	5,5	228
35ХГТ	На поверхности	89,8	76,4	14,8	51,5	5,7	255
		90,1	77,5	14,0	45,7	4,6	262
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . .	86,1	52,9	17,7	48,9	6,2	241
		87,2	54,0	18,8	46,6	—	241
	В центре . . . .	77,7	48,3	19,2	54,8	5,5	228
		77,6	46,0	18,0	43,7	5,9	235

висимо от направления сжатие поперечного сечения вплоть до расстояния  $\frac{1}{3}$  радиуса от поверхности сохраняется высоким — 52,5—48,5 %, в центре сечения оно снижается до 30—32 %.

Ударная вязкость, достаточно высокая у поверхности (7,0 и 5,5 кг·м/см<sup>2</sup>), очень незначительно падает к центру (6,2—5,5 кг·м/см<sup>2</sup>). Напротив, твердость значительно снижается к центру сечения.

Таким образом, менее легированная сталь 38ХГН на сечении 550 мм обладает столь же удовлетворительными пластическими и вязкими свойствами, как и более легированная сталь 35X2H2Г, но уступает последней по пределам прочности и текучести (табл. 28).

У хромомарганцетитановой стали 35ХГТ предел прочности и предел текучести у поверхности имеют столь же высокие значения, как и у более легированной хромомарган-

ценикелевой стали 35X2H2Г: 90 и 76—77,5 кг/мм<sup>2</sup> (независимо от направления).

Незаметно сколь-нибудь значительного снижения предела прочности на расстоянии  $\frac{1}{3}$  радиуса от поверхности, в то время как предел текучести снижается до 53—54 кг/мм<sup>2</sup> и уже значительно отстает от предела прочности. Необходимо, однако, помнить, что заготовка из стали 35ХГТ была закалена полностью в масле, в то время как заготовки из стали 35X2H2Г и 38ХГН были закалены с предварительным охлаждением в воде (40°). Кроме того, сталь 35ХГТ является наиболее бедной из числа трех рассматриваемых сталей по содержанию углерода. Несомненно, эти обстоятельства, особенно первое, привели к значительному снижению предела текучести у стали 35ХГТ в глубинных сечениях. В центре сечения предел прочности и предел текучести (77 и 48 кг/мм<sup>2</sup>) находятся приблизительно на том же уровне, что и у стали 38ХГН.

Более мягкая закалка стали 35ХГТ привела к нивелированию пластических и вязких свойств продольного и поперечного направления; во всяком случае, в центре сечения относительное удлинение составляет 18,0—19,2%, относительное сжатие — 43,7—54,8% и ударная вязкость 5,5—5,9 кг · м/см<sup>2</sup>. Пластические характеристики рассматриваемой стали на данном сечении выше, чем у сталей 35X2H2Г и 38ХГН (табл. 28).

#### Сечение 450 мм

Относительное сжатие в продольном направлении несколько ниже, чем у ступени диаметром 550 мм, но все же весьма высокое — 53,7—47,2% (табл. 28 и 29). В поперечном направлении сжатие снижается очень сильно — до 11,6—12,4% на всем сечении. Такого резкого его падения на сечении 550 мм не наблюдалось. Равным образом резко падает ударная вязкость: если для продольного направления она составляет 7,8 кг · м/см<sup>2</sup> у поверхности и 6,6—6,0 кг · м/см<sup>2</sup> на расстоянии  $\frac{1}{3}$  радиуса и в центре, то в поперечном направлении она соответственно — 3,2, 2,6 и 1,9 кг · м/см<sup>2</sup>. Твердость мало изменяется по сечению. Значительное различие вязких и пластических характеристик стали в зависимости от направления обусловлено степенью укова, равной 8,4.

Таблица 29

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_{в}$	$\sigma_{сж}$	$\delta$	$\psi$	$a_{н}$ кг · м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>					
35X2H2Г	На поверхности	91,9	76,6	14,9	53,7	7,8	277
		92,7	78,1	7,2	11,6	8,2	277
	$\frac{1}{3}$ радиуса . .	92,2	76,2	14,5	47,3	6,6	269
		88,9	79,0	9,0	12,5	2,6	269
38ХГН	В центре . . .	93,2	76,9	14,0	47,2	6,0	269
		93,8	81,4	7,0	12,4	1,9	277
	На поверхности	90,5	74,5	14,8	53,5	7,5	262
		87,0	69,2	14,0	40,2	4,2	262
35ХГТ	$\frac{1}{3}$ радиуса . .	85,0	70,2	15,0	47,3	5,0	248
		89,0	70,2	14,0	30,0	3,8	269
	В центре . . .	82,6	60,1	15,0	31,5	3,5	235
		82,0	60,0	10,5	15,0	3,4	235
35ХГТ	На поверхности	89,1	74,6	16,5	50,8	7,1	262
		89,0	75,4	11,5	31,9	5,2	262
	$\frac{1}{3}$ радиуса . .	88,4	57,5	16,6	46,7	3,1	255
		86,2	60,7	16,0	40,1	2,9	255
35ХГТ	В центре . . .	83,0	52,1	13,7	51,2	5,6	241
		79,1	51,5	14,9	39,6	4,3	255

Уменьшение сечения заготовки существенно сказывается у стали 38ХГН в смысле сохранения предела прочности на высоком уровне вплоть до центра сечения: 90 кг/мм<sup>2</sup> у поверхности и 82 кг/мм<sup>2</sup> в центре. Равным образом незначительно и падение предела текучести — с 74,5 до 60 кг/мм<sup>2</sup>, в то время как в центре сечения 550 мм предел текучести был 50 кг/мм<sup>2</sup>. Нет заметного различия в относительном удлинении в продольном и поперечном направлениях, и в том и в другом случае оно равно 14—15%. Лишь в центре сечения в поперечном направлении оно снижается до 10,5%. Сжатие поперечного сечения сохраняется высоким (47%) в продольном направлении до расстояния  $\frac{1}{3}$  радиуса и снижается до 31,5% в центре; в поперечном направлении оно падает до 30 и даже до 15% в центре. Общий уровень ударной вязкости на поверхности достаточно высок (7,5 кг · м/см<sup>2</sup> в продольном и 4,2 кг · м/см<sup>2</sup> в поперечном направлении). Однако по мере удаления от поверхности вязкость значительно снижается в обоих направлениях,



составляя в центре заготовки  $3,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Равным образом и твердость к центру заготовки снижается с 262 до 235 НВ. Довольно значительное снижение пластичности (сжатие) и вязкости в поперечном направлении связано в меньшей мере со степенью укова, т. к. она здесь сравнительно невелика (4,0), и в большей — с природой самой хромомарганценикелевой стали.

У хромомарганцетитановой стали 35ХГТ предел прочности у поверхности равен  $89 \text{ кг/мм}^2$ , а предел текучести —  $74,6 \text{ кг/мм}^2$ . Если предел прочности на расстоянии  $\frac{1}{3}$  радиуса снижается только на  $3 \text{ кг/мм}^2$ , то предел текучести — на  $14 \text{ кг/мм}^2$ . В центре сечения предел прочности составляет  $79\text{—}83 \text{ кг/мм}^2$ , а текучести —  $51\text{—}52 \text{ кг/мм}^2$  (табл. 29). Таким образом, эти характеристики, особенно предела текучести, здесь выше, чем у ступени диаметром 550 мм. Пониженное значение предела текучести на расстоянии  $\frac{1}{3}$  радиуса и в центре (в среднем на  $10 \text{ кг/мм}^2$ ) у стали 35ХГТ по сравнению со сталью 38ХГН связано с более мягкой закалкой заготовки из стали 35ХГТ.

Относительное удлинение в продольном и поперечном направлениях сохраняется достаточно высоким, например, в центре сечения — 18,7% для продольного и 14,9% для поперечного. Равным образом и сжатие поперечного сечения высоко: 50—46% для продольного и 32—40% для поперечного направления; в центре сечения даже в поперечном направлении оно равно 39%. Ударная вязкость у поверхности ( $7,1$  и  $5,2 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ) и в центре сечения ( $5,6$  и  $4,3 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ) достаточно высока. Однако здесь, как и у сечения 550 мм, на расстоянии 70—140 мм от поверхности вязкость падает.

Степень укова заготовок, изготовленных из стали 38ХГН и 35ХГТ, одинакова. Вместе с тем у последней стали общий уровень пластических и вязких свойств несколько выше.

#### Сечение 250—290 мм

Механические свойства стали 38ХГН были дополнительно изучены на сечении 250 мм, а стали 35ХГТ — также и на сечении 290 мм (табл. 30).

В сущности следует отметить ту же закономерность в изменении свойств стали 38ХГН: значительное падение

Таблица 30

Сталь	Диаметр сечения, мм	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_H, \text{кг} \cdot \text{м/см}^2$	НВ	
			$\text{кг/мм}^2$		%				
38ХГН	250	На поверхности	86,5	71,6	15,0	53,5	7,0	269	
			83,0	63,5	10,5	27,0	3,5	269	
		$\frac{1}{3}$ радиуса . . .	83,0	67,5	16,0	50,5	6,5	255	
			83,5	68,0	8,5	23,5	6,5	277	
		В центре . . .	87,6	72,3	17,0	48,3	6,0	241	
88,0	72,5	10,0	27,0	3,0	241				
35ХГТ	350	На поверхности	90,8	75,4	16,0	57,5	—	262	
			92,1	76,0	15,0	43,5	—	255	
		Нормализация, отпуск . . .	83,6	66,3	21,3	58,4	—	255	
			84,6	48,3	14,3	30,1	—	286	
		$\frac{1}{3}$ радиуса	Закалка, отпуск . . . . .	88,4	66,3	13,2	56,6	—	—
				93,0	69,8	16,0	42,2	—	212
		Нормализация, отпуск . . . . .	82,1	45,1	20,0	51,1	—	—	
			82,7	47,05	16,5	35,9	—	—	
		В центре	Закалка, отпуск . . . . .	87,1	54,7	16,0	53,6	—	—
				87,6	52,3	16,0	42,0	—	415
				82,4	43,5	20,5	48,0	—	444
		Нормализация, отпуск . . . . .	82,7	42,8	14,4	33,7	—	—	
			На поверхности	Закалка, отпуск . . . . .	88,7	72,5	18,0	59,1	—
		88,3			72,3	12,5	41,9	—	207
		82,4			47,07	20,0	61,3	—	217
Нормализация, отпуск . . . . .	84,3	50,0	16,5	29,2	—	—			
	$\frac{1}{3}$ радиуса	Закалка, отпуск . . . . .	89,2	71,9	17,3	57,5	—	—	
87,6			70,9	12,5	35,6	—	—		

Продолжение табл. 30

Сталь	Диаметр сечения, мм	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_H, \text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$	НВ
			$\text{кг}/\text{мм}^2$		%			
35ХГТ	290	Нормализация, отпуск . . .	83,7	48,4	19,5	59,5	—	—
			81,05	48,7	17,5	38,3		
		В центре						
		Закалка, отпуск . . . . .	94,3	72,3	15,7	54,2	—	—
			92,6	72,9	12,0	31,5		
		Нормализация, отпуск . . . . .	81,1	44,05	17,6	48,2	—	241
			82,4	47,1	18,0	39,1		—

пластических и вязких свойств в поперечном направлении. В центре сечения на поперечных образцах предел прочности равен  $88 \text{ кг}/\text{мм}^2$ , предел текучести —  $72,5 \text{ кг}/\text{мм}^2$ , удлинение — 10%, сжатие — 27%, ударная вязкость —  $3,0 \text{ кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$ . У стали 35ХГТ предел прочности и предел текучести такие же, как и у стали 38ХГН на всем сечении:  $\sigma_B = 88 \div 92 \text{ кг}/\text{мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2} = 70 \div 72 \text{ кг}/\text{мм}^2$ . Удлинение и особенно сжатие более высоки: соответственно 18—15,7 и 12,0% для продольного, 50—54% и 41—31,5% для поперечного направлений. Ударная вязкость 3,5—7,6  $\text{кг}/\text{мм}^2$  для продольного и 4,2—2,3  $\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$  для поперечного направлений.

### Свойства сталей 35ХГНВ и 35ХН2В

#### Изготовление ступенчатых поковок

Для изучения механических свойств поковок крупных сечений из сталей 35ХГНВ и 35ХН2В были выплавлены две плавки в электропечи и разлиты в слитки весом по 5 т.

Ковка ступенчатых заготовок была проведена по следующей технологии: биллетировка и осадка слитка; протяжка заготовки до размеров четырехступенчатой поковки с диаметрами ступеней 550, 450, 350 и 250 мм. Из верхней части слитка были откованы ступени наибольшего диаметра. Химический состав сталей представлен в табл. 25.

Общий уков с учетом осадки на диаметрах был следующим.

на сечении 550 мм . . . . .	2,9
» » 450 » . . . . .	3,5
» » 350 » . . . . .	6,05
» » 250 » . . . . .	11,05

Откованные ступенчатые заготовки отжигались. После обдирки они подвергались закалке с отпуском в шахтной газовой печи по следующему режиму:

посадка в печь при температуре 300°;

нагрев до температуры 640—650° за 10 ч, т. е. со скоростью 35 град/ч;

выдержка при 640—650° в течение 4 ч;

нагрев со скоростью 65 град/ч до температуры 840—860°, выравнивание температуры поверхности изделия с температурой печи в течение 3 ч и выдержка после этого при 840—850° в течение 6 ч. Закалка в масле.

Температура заготовки из стали 35ХГНВ при погружении в масло, по Пиропто, на сечении диаметром 250 мм составляла 810°, а на сечении диаметром 550 мм — 830°. Температура масла при погрузке была 35°, при выдаче заготовки из бака — 80°. Заготовка охлаждалась в масле 80 мин; температура поверхности заготовки диаметром 550 мм при выдаче из масла равнялась 220°.

Заготовка из стали 35ХН2В при погружении в масло имела температуру 820°. Температура масла до погружения заготовки была 35°, а при выдаче заготовки — 78°. Время пребывания заготовки в масле 85 мин, температура поверхности ступени диаметром 550 мм составляла 225°, ступени диаметром 250 мм — 105°.

Непосредственно после закалки обе заготовки подвергались отпуску в одной вертикальной газовой печи при температуре 300° в течение 6 ч. Нагрев до температуры 610—620° осуществлялся со скоростью 60 град/ч, выравнивание длилось 5 ч, выдержка при 610—620° — 12 ч. Заготовка стали 35ХГНВ охлаждалась после отпуска в масле в течение 50 мин до температуры 200°, а затем на воздухе; температура масла в начале охлаждения равнялась 70°, в конце 85°. Заготовка стали 35ХН2В охлаждалась после отпуска вместе с выключенной печью. При охлаждении крышки печи и шибера были закрыты. Время охлаждения до температуры 150° составило 18 ч. Твердость заготовок после закалки с отпуском достигала 268 НВ.

Из каждого сечения ступенчатой поковки вырезали по два темплета: один толщиной 150 мм для изготовления продольных образцов и второй толщиной 50 мм для поперечных образцов. Из каждого темплета вырезались пятикратные разрывные ( $l = 5d$ ;  $d = 10$  мм) и ударные (10 × 10 × 55 мм) образцы с надрезом Менаже. Из поверхностной зоны и из зоны на расстоянии  $\frac{1}{3}$  радиуса от поверхности образцы брались в продольном и поперечном направлениях. Таким образом, свойства указанных зон определялись как результат испытания 4 образцов на растяжение и 4 образцов на удар. Из центра заготовок вырезалось по два образца.

**Механические свойства стали  
35ХГНВ после заковки и отпуска**

**Сечение 550 мм**

Прочностные характеристики ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) по сечению поволоков имеют высокие значения как в продольном, так и в поперечном направлениях (табл. 31). По сечению заготовки от поверхности к центру пределы прочности и текучести незначительно снижаются (на 4—5 кг/мм<sup>2</sup>). Относительное удлинение у продольных и поперечных образцов одинаковое, несколько снижающееся к центру (на 8%) поволоки. Относительное сжатие у продольных и поперечных образцов также одинаковое. По мере удаления от поверхности к центру оно снижается до 34,7% у продольных и до 22,5% у поперечных образцов.

Ударная вязкость в продольном направлении составляет 11,9 кг · м/см<sup>2</sup> на поверхности и 7,5 кг · м/см<sup>2</sup> в центре заготовки. У поперечных образцов ударная вязкость в центре сечения ниже — 4,3 кг · м/см<sup>2</sup>.

**Сечение 350 мм**

Прочностные свойства ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) по глубине сечения в обоих направлениях изменяются незначительно; точно так же, весьма незначительно изменяются при этом и свойства пластичности. В центре сечения на продольных образцах удлинение составляет 20,7% и сжатие — 60,9%, а на поперечных — соответственно 16,3 и 46,8% (табл. 32). По глубине сечения ударная вязкость как на продольных,

Таблица 31

Расстояние от поверхности поковки	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{11}$	НВ
	кг/мм <sup>2</sup>		%		кг · м/см <sup>2</sup>	
На поверхности	82,8	63,1	20,4	63,9	11,5	241
	83,1	65,0	19,2	62,2	7,5	241
	83,5	63,7	18,0	61,5	11,5	—
	83,1	64,3	20,0	62,2	7,0	—
	82,4	63,5	20,4	61,2	13,7	241
	82,0	63,0	20,6	59,5	6,0—6,8	241
	82,2	63,7	20,0	63,9	10,9	—
	82,2	63,8	19,4	60,2	7,0—7,9	—
$\frac{1}{3}$ радиуса	81,2	60,5	17,4	48,2	8,5	229
	80,2	60,4	18,2	—	4,3—5,4	229
	79,7	59,8	15,4	45,2	9,7	—
	79,7	59,8	17,2	—	5,0—5,4	—
	80,0	60,3	17,6	47,2	8,2	241
	80,3	59,8	15,8	27,8	4,7—5,4	241
	79,5	60,3	14,8	48,2	7,6	—
79,6	59,8	16,6	32,7	4,7—5,0	—	
В центре	74,0	57,3	8,4	—	7,9	229
	79,2	59,8	11,6	24,3	4,0—5,0	229
	80,0	59,7	14,0	34,7	7,08	—
	79,0	59,3	11,8	22,5	4,0	—

так и на поперечных образцах, изменяется очень мало, однако она почти вдвое ниже в поперечном направлении. Твердость изменяется очень незначительно.

**Сечение 250 мм**

Предел прочности и предел текучести несколько ниже, чем на сечениях 550 мм. По глубине сечения прочностные свойства изменяются, но незначительно. Относительное удлинение на поверхности поковки в поперечном направлении 15,8%. В продольном направлении удлинение незначительно понижается к центру и является более высоким, чем на сечении 550 мм. По глубине сечения удлинение в обоих направлениях изменяется очень незначительно.

Таблица 32

Расстояние от поверхности поковки	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H.}$	НВ
	кг/мм <sup>2</sup>		%		кг·м/см <sup>2</sup>	
На поверхности	84,4	65,6	21,9	66,8	14,5	241
	82,3	64,3	16,6	49,0	8,5	241
	83,4	65,7	21,2	63,9	13,5	—
	82,2	64,4	16,6	53,7	8,2	—
	82,8	63,8	20,6	62,8	13,8	241
	81,5	63,7	18,4	53,7	8,2	241
	84,7	66,8	20,0	63,9	13,8	—
	81,5	63,0	17,6	51,0	8,2	—
$\frac{1}{3}$ радиуса	79,3	61,0	20,0	63,3	11,9	241
	80,6	62,4	17,6	50,0	7,08	241
	80,5	61,7	20,0	62,2	12,2	—
	80,2	62,5	17,6	46,8	6,8	—
	81,8	63,7	19,0	63,3	11,9	241
	80,2	62,4	15,0	39,8	6,0	241
	84,2	66,8	18,6	63,9	10,9	—
	80,2	61,8	17,0	43,8	5—5,7	—
В центре	77,8	59,8	21,4	62,8	12,2	—
	77,7	60,5	15,6	46,8	6,5	229
	78,3	59,8	20,0	58,9	13,5	229
	77,7	60,5	17,0	46,8	6,2	—

Относительное сжатие у поперечных образцов на поверхности почти такое же, как и при сечении 550 мм. В центре сечения оно повышается до 36%. Абсолютные значения сжатия у продольных и поперечных образцов почти не меняются по сечению заготовки.

В поперечном направлении значения  $\psi$  намного ниже, чем в продольном, что объясняется высокой степенью укова (11,5%).

Ударная вязкость и в продольном, и в поперечном направлении находится на высоком уровне и почти не изменяется к центру заготовки.

Механические свойства сталей 35ХГНВ и 35ХН2В после нормализации и отпуска

В связи с тем, что многие крупногабаритные изделия подвергаются термической обработке, состоящей из нормализации и отпуска, две поковки сечением 550 мм, изготовленные из сталей 35ХГНВ и 35ХН2В, были подвергнуты обработке по следующему режиму: нормализация при 850—860°, отпуск при 560—570°, охлаждение после отпуска на воздухе.

У стали 35ХГНВ предел прочности и предел текучести сохраняется на уровне 90—89 кг/мм<sup>2</sup> и 72—74 кг/мм<sup>2</sup> соответственно по всему сечению (табл. 33).

Таблица 33

Расстояние от поверхности поковки	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H.}$	НВ
	кг/мм <sup>2</sup>		%		кг·м/см <sup>2</sup>	
На поверхности	72,4	90,5	18,0	51,9	4,5	255
	68,2	86,0	17,8	53,7	4,5—5,2	—
	73,4	91,2	17,6	51,9	4,75	—
	69,7	88,2	17,4	53,3	4,7—5,0	—
	—	—	—	—	—	—
	75,2	91,7	16,4	46,8	4,5—4,7	—
	—	—	—	—	—	—
	75,2	92,3	16,4	46,8	3,8	—
$\frac{1}{3}$ радиуса	73,1	89,8	13,2	29,2	3,8	255
	72,6	89,2	11,6	26,0	3,25—4,0	—
	73,1	89,8	14,0	35,8	4,38	—
	72,8	89,0	12,0	26,4	4,3—4,38	269
	—	—	—	—	—	—
	74,5	89,8	9,0	15,3	2,7—3,62	—
	—	—	—	—	—	—
	74,5	91,0	7,0	—	1,26—1,75	—
В центре	71,2	89,2	10,4	20,6	4,5	255
	74,0	90,4	6,6	9,7	1,96	269
	73,1	91,2	12,0	22,4	4,03	—
	—	—	—	—	1,96	—
	—	—	—	—	3,0	—
	—	—	—	—	—	—
	—	—	—	—	—	—
	—	—	—	—	1,08	—

Таблица 34

Расстояние от поверхности поковки, мм	$\sigma_B$	$\sigma_{02}$	$\delta$	$\psi$	$a_{н.}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
	кг/мм <sup>2</sup>		%			
На поверхности	72,7	90,4	19,6	55,2	6,2	255
	71,4	87,8	17,2	51,0	5,45	255
	74,0	91,2	17,6	40,8	6,0	—
	72,7	89,8	17,6	51,0	5,75	—
	70,5	88,7	18,4	51,9	6,2	—
	74,7	91,6	15,6	52,8	5,25	—
	71,2	88,7	17,6	51,9	6,2	—
	76,4	91,7	17,0	51,0	5,0	—
$\frac{1}{3}$ радиуса	74,7	90,4	17,4	51,0	5,75	—
	75,3	91,2	17,2	32,7	8,5	255
	74,0	91,2	15,6	46,8	6,0	255
	71,4	88,7	17,6	26,0	5,0	—
	71,2	88,7	14,0	34,4	5,0	—
	73,4	90,3	15,0	41,1	7,6	255
	71,2	88,7	16,4	44,8	6,2	—
	73,8	91,2	18,6	32,7	5,45	—
В центре	73,7	90,5	12,8	29,2	4,75	255
	73,0	90,3	10,0	15,7	4,38—5,1	255
	70,5	87,3	11,6	22,4	4,5	—
	71,4	84,2	3,2	4,0	4,3—5,75	—

Удлинение и сжатие довольно резко понижаются от поверхности к центру сечения в обоих направлениях, причем в центре поковки колеблются в пределах соответственно 11,2—6,6% и 21,5—9,7%. Так же и ударная вязкость понижается к центру сечения.

У стали 35ХН2В  $\sigma_B$  и  $\sigma_{02}$  того же порядка, что и у стали 35ХНГВ (табл. 34).

Так же изменяются по глубине сечения и по направлению  $\delta$  и  $\psi$ . Динамическая вязкость, хотя и незначительно, но выше у стали 35ХН2В и, главное, она почти одинаковая в поперечном и продольном направлениях. Твердость сталей 35ХГНВ и 35ХН2В почти одинакова.

## Механические свойства стали 20ХГН

Откованные заготовки состояли из 4 ступеней диаметрами 500, 350, 250 и 200 мм. Степень укова по диаметрам соответственно составляла 3,25; 6,6; 13 и 20.

## Механические свойства после закалки и отпуска

## Сечение 500 мм

Вследствие небольшого укова механические свойства заготовки в продольном и поперечном направлениях мало отличались друг от друга (табл. 35). Предел прочности у поверхности заготовки равен 69—70 кг/мм<sup>2</sup>, на расстоянии 41 мм от поверхности он падает до 62,8 кг/мм<sup>2</sup> у продольных и до 66,2 кг/мм<sup>2</sup> у поперечных образцов. На расстоянии 68 мм от поверхности предел прочности понижается соответственно до 58,4 и 60,8 кг/мм<sup>2</sup>. Предел прочности плавно понижается до центра заготовки (235 мм от поверхности), достигая в нем значений 55,8 кг/мм<sup>2</sup> (продольные образцы) и 55,9 кг/мм<sup>2</sup> (поперечные образцы) (табл. 35).

Таблица 35

Расстояние от поверхности, мм	$\sigma_B$	$\sigma_{02}$	$\delta$	$\psi$	$a_{н.}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
	кг/мм <sup>2</sup>		%			
У поверхности	69,3	47,6	19,6	60,3	11,2	202
	70,0	48,1	19,0	55,4	9,6	202
41	62,8	38,4	25,2	59,9	12,7	179
	66,2	41,8	20,5	51,1	9,4	183
68	58,4	36,3	29,7	69,1	18,5	—
	60,8	37,0	24,3	51,4	10,7	163
95	58,4	35,8	29,0	68,5	17,9	159
	58,0	35,3	24,5	50,8	10,8	156
122	51,3	35,1	28,5	68,8	20,7	159
	57,7	34,8	23,0	48,7	10,3	159
149	57,1	33,8	29,4	71,1	22,2	156
	57,4	34,2	23,2	43,2	10,2	156
176	57,1	32,8	29,3	70,1	24,1	153
	56,5	32,2	23,7	41,2	9,4	153
204	56,3	31,9	30,1	70,4	23,3	149
	55,8	31,7	22,7	40,2	8,7	156
235	55,8	31,3	29,8	70,4	23,8	149
	55,9	31,9	22,3	40,8	9,7	156

Предел текучести на поверхности заготовки равен  $47,6 \text{ кг/мм}^2$  в продольном и  $48,1 \text{ кг/мм}^2$  в поперечном направлениях. Резко падая на расстоянии  $41 \text{ мм}$  от поверхности, он дальше постепенно понижается, достигая в центре поковки  $31,3\text{—}31,9 \text{ кг/мм}^2$ .

Относительное удлинение продольных образцов изменяется от  $19,6\%$  на поверхности заготовки до  $29,8\%$  в центре. У поперечных образцов оно несколько ниже. Сжатие поперечного сечения изменяется от  $60,3\%$  на поверхности на продольных образцах до  $70,4\%$  в центре. На поперечных образцах сжатие у поверхности равно  $55,4\%$ , затем оно постепенно понижается в центре до  $44,8\%$ .

Ударная вязкость на продольных образцах у поверхности заготовки равна  $11,2 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ , в центре —  $23,8 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . На поперечных образцах она ниже, но имеет также достаточно высокие значения по всему сечению:  $9,6\text{—}10,8 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Твердость изменяется от  $202$  с поверхности до  $149$  в центре заготовки.

#### Сечение 350 мм

Предел прочности на продольных образцах изменяется от  $72,6 \text{ кг/мм}^2$  на поверхности до  $59,1 \text{ кг/мм}^2$  в центре заготовки. Так же изменяется предел прочности и в поперечном направлении. Предел текучести изменяется от  $60,3 \text{ кг/мм}^2$  на поверхности заготовки до  $34,8 \text{ кг/мм}^2$  в центре как в продольном, так и в поперечном направлении. Относительное удлинение на продольных образцах изменяется до  $15,8\%$  на поверхности и до  $28,3\%$  в центре заготовки, достигая максимального значения  $30,5\%$  на расстоянии  $95 \text{ мм}$  от поверхности. Несколько меньшее значение имеет относительное удлинение поперечных образцов, которое достигает в центре заготовки  $22,6\%$ . Сжатие поперечного сечения изменяется от  $65,5$  до  $68,3\%$  у продольных и от  $37,5$  до  $46,7\%$  у поперечных образцов.

Ударная вязкость изменяется меньше, чем на сечении  $500 \text{ мм}$ . Твердость, как и на сечении  $500 \text{ мм}$ , изменяется от  $207$  до  $163$  (см. табл. 16).

#### Механические свойства после нормализации и отпуска

Ступенчатая поковка после отжига была подвергнута нормализации по следующему режиму: 1) посадка при  $250^\circ$ ; 2) выдержка  $1,5 \text{ ч}$ ; 3) нагрев до  $650\text{—}670^\circ$  со ско-

ростью  $30\text{—}50 \text{ град/ч}$ ; 4) выравнивание при  $650\text{—}660^\circ$  в течение  $6,5 \text{ ч}$ ; 5) нагрев до  $850^\circ$  со скоростью  $50\text{—}60 \text{ град/ч}$ ; 6) выдержка при  $850^\circ$   $14 \text{ ч}$ ; 7) охлаждение на воздухе; 8) отпуск при  $200^\circ$  в течение  $8\text{—}12 \text{ ч}$ ; 9) охлаждение на воздухе.

Образцы вырезались так же, как и из закаленной заготовки.

#### Сечение 500 мм

В продольном направлении  $\sigma_b$  и  $\sigma_{0,2}$  остаются почти неизменными по всему сечению заготовки и соответственно равны  $57,8\text{—}54,3 \text{ кг/мм}^2$  и  $34,5\text{—}31,8 \text{ кг/мм}^2$ .

Относительное сжатие колеблется в пределах  $65,0\text{—}62,7\%$ , относительное удлинение — в пределах  $30,5\text{—}27,9\%$ . Ударная вязкость составляет  $17,8\text{—}16,6 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Твердость по сечению колеблется в пределах  $149\text{—}143$ .

#### Сечение 350 мм

Прочностные свойства почти такие же, как и на сечении  $500 \text{ мм}$  как в продольном, так и в поперечном направлениях. Относительное сжатие продольных образцов несколько выше, чем таких же образцов на сечении  $500 \text{ мм}$ ; оно изменяется в пределах от  $68,4$  до  $69,3\%$ . Относительное удлинение изменяется почти в тех же пределах, что и на сечении  $500 \text{ мм}$ . Ударная вязкость имеет большие значения, изменяясь в пределах от  $22,7$  до  $24,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . На поперечных образцах ударная вязкость значительно ниже и изменяется в пределах от  $9,3$  до  $9,8 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Твердость равна  $163\text{—}156 \text{ НВ}$ .

Аналогичным образом изменяются механические свойства исследуемых сталей на сечениях  $250$  и  $200 \text{ мм}$ .

#### Общие выводы из результатов исследования свойства сталей

**35Х2Н2Г, 38ХГН, 35ХГТ, 35ХГНВ, 35ХН2В и 20ХГН**

В таблицах 36, 37, 38, 39 представлены средние показатели механических свойств по сечениям поковок диаметрами  $550$ ,  $450$ ,  $350$  и  $250 \text{ мм}$  после закалки и отпуска; в табл. 40 представлены аналогичные данные для поковки диаметром  $550 \text{ мм}$  после нормализации и отпуска.

Таблица 36

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{11}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХГНВ (0,37% С; 0,94% Cr; 1,21% Mn; 1,5% Ni; 0,32% Si; 0,52% W; основная электро-сталь)	Вблизи по- верхности	82,9	63,5	19,2	62,5	11,9	241
		82,5	63,8	19,8	61,0	6,8	241
	1/3 радиуса	80,1	60,1	16,3	47,1	8,4	235
		79,9	60,1	16,8	30,3	4,9	235
	В центре	77,0	58,5	11,4	34,7	7,5	229
	79,1	59,5	11,7	23,5	4,3	229	
35ХН2В (0,36% С; 0,91% Cr; 0,6% Mn; 2,44% Ni; 0,28% Si; 0,72% W; основная электросталь)	Вблизи по- верхности	81,9	62,7	19,5	61,7	9,0	241
		81,6	61,7	18,5	52,2	6,2	241
	1/3 радиуса	79,8	61,3	18,5	58,5	7,5	241
		80,0	60,1	18,4	41,9	5,0	241
	В центре	79,6	60,1	15,9	39,4	6,9	241
	77,3	59,2	7,8	11,7	4,1	229	
35Х2Н2Г (0,39% С; 1,43% Cr; 0,88% Mn; 1,4% Ni; 0,29% Si; основная электросталь)	Вблизи по- верхности	91,0	75,5	16,3	53,4	8,0	262
		90,5	75,0	12,1	40,7	4,1	248
	1/3 радиуса	91,1	74,4	16,1	54,5	6,4	255
		91,2	75,8	10,4	30,1	3,6	255
	В центре	93,2	76,4	15,6	53,6	6,0	262
	91,5	75,7	10,2	35,7	2,5	248	
38ХГН (0,37% С; 0,78% Cr; 1,08% Mn; 0,78% Ni; 0,34% Si; кислая мартеновская сталь)	Вблизи по- верхности	95,3	82,0	16,0	52,2	7,0	277
		87,3	77,2	13,6	50,0	5,5	277
	1/3 радиуса	89,0	67,7	14,2	52,3	5,5	277
		89,0	65,7	11,2	46,5	5,0	277
	В центре	74,5	50,5	15,0	30,2	6,2	229
	76,4	50,0	14,0	32,8	5,5	229	
35ХГТ (0,34% С; 1,66% Cr; 0,96% Mn; 0,38% Ni; 0,36% Si; 0,06% Ti; основная электросталь)	Вблизи по- верхности	89,8	76,4	14,8	51,5	5,7	225
		90,1	77,5	14,0	45,7	4,6	262
	1/3 радиуса	86,1	52,9	17,7	48,9	6,2	241
		87,2	54,0	15,8	45,0	—	241
	В центре	77,7	48,8	19,2	54,8	5,5	229
	77,6	46,0	18,0	43,7	5,0	235	

Продолжение табл. 36

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{11}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХН3М (0,34% С; 0,9% Cr; 0,46% Mn; 3,5% Ni; 0,34% Si; 0,58% Mo; кислая мартеновская сталь); D = 600 мм	Вблизи по- верхности	—	—	—	—	—	—
		110,0	85,0	15,5	55,5	6,8	—
	1/3 радиуса	—	—	—	—	—	—
		112,0	85,0	15,0	40,0	6,0	—
	В центре	—	—	—	—	—	—
	110,0	85,0	9,0	15,0	3,0	—	
20ХГН (0,17% С; 0,82% Cr; 0,87% Mn; 0,76% Ni; 0,27% Si; основная электро-сталь); D = 500 мм	На повед- ности	69,3	47,6	19,6	60,3	11,2	204
		70,0	48,1	19,0	55,4	9,6	204
	1/3 радиуса	58,4	35,8	29,0	68,5	17,9	158
		58,0	35,3	24,5	50,8	10,8	156
	В центре	55,8	31,3	29,8	70,4	23,8	148
	55,9	31,9	22,3	40,8	9,7	156	

Таблица 37

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{11}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХГНВ	Вблизи по- верхности	82,3	63,5	21,4	63,9	9,8	241
		81,7	62,8	19,9	56,8	6,8	241
	1/3 радиуса	80,2	61,1	18,8	58,9	7,2	241
		80,4	60,9	16,4	48,7	5,8	241
	В центре	79,3	59,5	17,5	44,5	5,9	241
	78,6	60,2	12,8	24,5	5,1	241	
35ХН2В (40ХНВ)	Вблизи по- верхности	82,7	63,4	20,4	61,6	7,6	241
		84,6	61,7	17,6	60,9	7,2	241
	1/3 радиуса	81,2	61,7	19,7	61,0	7,0	235
		81,4	62,0	17,1	49,4	5,6	235
	В центре	81,3	61,7	19,6	56,6	6,9	229
	81,5	62,4	14,9	41,0	6,0	229	

Продолжение табл. 37

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H^*}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35Х2Н2Г	Вблизи поверхности	91,9	76,6	14,9	53,7	7,1	277
		92,7	78,1	7,2	11,6	3,2	277
	1/3 радиуса	92,2	76,2	14,5	47,3	6,6	269
		88,9	79,0	9,0	12,5	2,6	269
	В центре	93,2	76,9	14,0	47,2	6,0	269
		93,8	81,4	7,0	12,4	1,9	277
38ХГН	Вблизи поверхности	90,5	74,5	14,8	53,5	7,5	262
		87,0	69,2	14,0	40,2	4,2	262
	1/3 радиуса	85,0	70,2	15,0	47,3	5,0	248
		89,0	70,2	14,0	30,0	3,8	269
	В центре	82,6	60,1	15,0	31,5	3,6	235
		82,0	60,0	10,5	15,0	3,4	235
35ХГТ	Вблизи поверхности	89,1	74,6	16,5	50,8	7,1	262
		89,0	75,4	11,5	31,9	5,2	262
	1/3 радиуса	88,4	57,5	16,6	46,7	3,1	285
		86,2	60,7	16,0	40,1	2,9	255
	В центре	87,0	52,1	18,7	51,2	5,6	241
		79,1	51,5	14,9	39,6	4,3	255
35ХМ (0,39% С; 1,09% Cr; 0,6% Mn; 0,32% Si; 0,38% Ni; 0,32% Mo; кислая мартеновская сталь); D = 475 мм	Вблизи поверхности	83,0	65,0	19,0	57,0	9,0	—
		78,5	70,0	12,0	47,0	4,0	—
	1/3 радиуса	82,0	65,0	19,0	57,0	8,0	—
		85,0	70,0	11,0	42,0	3,8	—
	В центре	85,0	67,0	18,0	57,0	10,0	—
		92,0	70,0	10,0	70,0	3,6	—
35ХН1М (0,4% С; 1,35% Cr; 0,49% Mn; 1,56% Ni; 0,18% Mo; 0,3% Si; кислая мартеновская сталь); D = 475 мм	Вблизи поверхности	92,0	75,0	15,0	55,0	5,5	—
		87,0	80,0	15,0	47,0	4,2	—
	1/3 радиуса	92,9	75,0	14,0	50,0	6,0	—
		87,0	80,0	13,0	45,0	4,0	—
	В центре	95,0	80,0	14,0	47,0	5,0	—
		87,0	80,0	12,0	40,0	3,9	—

Продолжение табл. 37

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H^*}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
85ХН3М (0,38% С; 1,10% Cr; 0,63% Mn; 3,55% Ni; 0,35% Si; 0,5% Mo; кислая мартеновская сталь); D = 500 мм	На поверхности	108,0	90,0	15,0	55,0	7,5	—
		108,0	95,0	12,0	35,0	—	—
	1/3 радиуса	105,0	91,0	15,0	54,0	7,5	—
		—	—	—	—	—	—
	В центре	110,0	95,0	14,0	50,0	4,5	—
		—	—	—	—	—	—

Таблица 38

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H^*}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХГНВ	Вблизи поверхности	83,8	65,4	20,9	64,5	13,9	241
		81,9	63,8	17,3	52,2	8,4	241
	1/3 радиуса	81,4	63,3	19,4	63,4	11,7	241
		80,3	62,1	16,8	44,9	6,4	241
	В центре	78,0	59,8	20,7	60,9	12,8	229
		77,7	60,5	16,3	46,8	6,4	229
35ХН2В (40ХНВ)	Вблизи поверхности	83,4	64,0	19,5	62,7	8,6	235
		81,8	62,0	17,8	53,7	7,4	241
	1/3 радиуса	81,1	62,7	18,9	56,7	8,4	229
		81,4	62,0	16,3	44,2	6,0	229
	В центре	81,3	63,1	18,9	55,4	8,0	229
		81,5	62,9	16,6	40,3	5,0	217
38ХГН	Вблизи поверхности	88,5	75,0	17,0	58,5	8,5	269
		83,5	69,7	13,0	35,0	4,7	262
	1/3 радиуса	81,5	67,5	15,5	50,3	5,5	248
		80,5	65,7	11,0	20,0	4,7	255
	В центре	88,5	70,0	14,0	42,5	5,0	241
		82,0	70,0	2,5	8,0	3,2	248
35ХГТ	Вблизи поверхности	90,8	75,4	16,0	57,5	3,7	262
		92,1	76,0	15,0	48,5	3,8	269
	1/3 радиуса	88,4	66,3	18,2	56,6	6,9	255
		93,0	69,8	16,0	42,2	4,2	269
	В центре	87,6	52,3	16,0	42,0	3,0	241



Продолжение табл. 38

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H'}$ кг/мм <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХГТ	Вблизи поверхности . . .	90,8	75,4	16,0	57,5	3,7	262
		92,1	76,0	15,0	48,5	3,8	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	88,4	66,3	18,2	56,6	6,9	255
	В центре . . . . .	93,0	69,8	16,0	42,2	4,2	269
		87,6	52,3	16,0	42,0	3,0	241
20ХГН	Вблизи поверхности . . .	72,6	60,3	15,8	63,5	17,6	207
		70,7	59,7	15,0	37,5	6,4	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	60,4	38,4	26,7	70,9	21,4	167
		60,1	38,7	25,3	47,3	9,9	—
		59,1	34,8	28,3	68,3	19,1	164
		59,0	34,2	22,6	46,7	8,8	—

Таблица 39

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H'}$ кг/мм <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХГНВ	Вблизи поверхности . . .	86,2	69,4	19,8	65,3	12,4	255
		83,0	66,0	15,8	49,9	8,4	255
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	84,0	66,0	18,9	62,8	11,0	241
		80,9	63,5	15,5	37,3	7,9	241
		81,5	63,6	20,3	61,5	10,4	241
		81,4	63,0	15,0	36,8	7,3	241
35ХН2В (40ХНВ)	Вблизи поверхности . . .	84,0	66,4	19,9	63,9	8,8	255
		83,4	63,6	16,7	47,3	6,7	255
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	83,7	65,2	19,8	62,7	8,4	255
		82,2	64,5	16,1	40,5	5,9	255
		82,5	65,0	19,9	60,5	8,2	241
		81,6	63,7	13,7	31,2	6,2	241
38ХГН	Вблизи поверхности . . .	86,5	71,6	15,0	53,5	7,0	241
		87,0	68,5	10,5	27,0	3,5	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	83,0	67,5	16,0	50,5	6,5	255
		83,5	68,0	8,5	23,5	6,5	248
		87,6	71,3	17,0	48,3	6,0	241
		88,0	72,5	10,0	27,0	3,0	241

Продолжение табл. 39

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H'}$ кг/мм <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХГТ; $D =$ $= 290$ мм	Вблизи поверхности . . .	88,7	72,5	18,0	59,1	7,6	255
		88,3	72,3	12,5	41,9	4,2	255
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	89,2	71,3	17,3	57,5	7,2	255
		87,6	70,9	12,5	35,6	4,6	255
		94,3	72,3	15,7	54,2	3,5	262
		92,6	72,9	12,0	31,5	2,3	255
35ХМ; $D =$ $= 275$ мм	Вблизи поверхности . . .	85,0	65	19,0	60,0	10,0	—
		89,0	75,0	12,0	48,0	5,0	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	85,0	66,0	19,0	60,0	9,0	—
		89,0	75,0	11,0	45,0	4,0	—
		85,0	67,0	20,0	55,0	7,0	—
		90,0	80,0	10,0	35,0	3,8	—
20ХГН	Вблизи поверхности . . .	68,1	55,3	21,1	63,4	15,7	193
		69,5	53,2	14,3	36,1	7,7	193
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	64,5	42,5	25,6	67,1	22,2	174
		64,5	45,7	22,7	61,1	9,6	180
		63,3	40,8	27,7	62,6	24,7	170
		65,2	47,8	21,5	49,8	10,4	170
35ХН1М; $D =$ $= 275$ мм	Вблизи поверхности . . .	92,0	80,0	15,0	57,0	5,8	—
		93,0	78,0	12,0	42,0	3,8	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	91,0	80,0	15,0	50,0	5,0	—
		93,0	78,0	12,0	40,0	3,6	—
		95,0	85,0	12,0	45,0	5,0	—
		95,0	80,0	10,0	37,5	3,8	—

Таблица 40

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H'}$ кг/мм <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХГНВ	Вблизи поверхности . . .	90,8	72,9	17,8	51,9	4,6	255
		89,5	72,1	17,0	50,1	4,6	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	89,8	73,1	13,6	32,5	4,9	255
		89,7	73,6	4,9	19,0	3,3	269
		90,2	72,1	11,2	21,5	4,3	255
		90,4	74,0	6,6	9,7	2,0	269

Продолжение табл. 40

Сталь	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$a_n$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
35ХН2В (40ХНВ)	Вблизи поверхности . . .	89,7	72,1	18,3	49,4	6,1	255
		90,2	73,8	16,8	51,4	5,4	255
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	89,7	72,7	15,8	44,2	6,0	255
		90,3	73,5	17,1	33,1	6,1	255
	В центре . . . . .	88,9	72,1	12,2	25,8	4,6	255
		87,2	72,2	9,8	9,8	4,6	255
35ХГТ	Вблизи поверхности . . .	82,5	44,9	23,4	55,1	5,1	—
		82,2	45,0	17,7	41,6	5,9	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	81,5	43,5	19,2	48,2	3,0	—
		81,8	44,5	17,5	43,1	3,4	—
	В центре . . . . .	74,5	38,4	20,0	47,0	4,6	—
		73,8	39,0	18,5	38,6	4,7	—
35ХН3М; $D = 600$ мм	Вблизи поверхности . . .	—	—	—	—	—	—
		90,0	71,0	15,0	40,0	5,0	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	—	—	—	—	—	—
		92,0	75,0	10,0	25,0	3,5	—
	—	—	—	—	—	—	—
	В центре . . . . .	90,0	73,0	5,0	5,0	2,8	—
20ХГН; $D = 500$ мм	Вблизи поверхности . . .	55,2	32,4	27,9	64,6	17,3	145
		—	—	—	—	—	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	56,8	33,4	30,5	63,7	16,9	148
		—	—	—	—	—	—
	В центре . . . . .	54,3	31,9	28,0	65,0	16,6	143
		—	—	—	—	—	—

Из данных, приведенных в табл. 36, становится очевидным, что вольфрамсодержащие стали 35ХНГВ и 35ХН2В на сечении 500 мм имеют почти аналогичные средние показатели механических свойств.

Сталь 35Х2Н2Г без вольфрама, с пониженным содержанием марганца и повышенным содержанием хрома обладает большими  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0.2}$ , чем сталь 35ХГНВ, такими же  $\delta$  и  $\psi$  и значительно пониженными показателями ударной вязкости; ударная вязкость в продольном направлении сильно отличается от ударной вязкости в поперечном направлении. Однако надо учесть, что поковка из стали 35Х2Н2Г подвергалась закалке в масле с предварительным кратковременным охлаждением в воде, а после отпуска

охлаждалась в масле до 200°, в то время как поковки из стали 35ХГНВ и 35ХН2В закаливались только в масле, причем поковка из стали 35ХН2В охлаждалась после отпуска в печи. К этому следует прибавить, что охлаждение поковок из сталей 35ХГНВ и 35ХН2В в масле вообще было недостаточным (80 мин вместо 120—130 мин). По этой причине прочность поковок после закалки оказалась ниже, чем прочность после нормализации. Все это свидетельствует о значительных преимуществах сталей 35ХГНВ и особенно 35ХН2В, как глубокопрокаливающихся, обладающих высокой прочностью, пластичностью и вязкостью в глубинных сечениях крупных поковок в перпендикулярном направлении к оси слитка.

Хотя поковка из стали 38ХГН также была подвергнута при закалке кратковременному охлаждению в воде, а после отпуска охлаждению в воде, ее свойства, особенно  $\sigma_B$  и  $a_n$ , значительно уступают свойствам стали 35ХГНВ, а также и стали 35ХН2В. В сущности, аналогичное заключение следует сделать и относительно стали 35ХГТ, обладающей более низкими значениями  $\sigma_{0.2}$  и  $a_n$ . Однако преимущество ее перед сталями 35Х2Н2Г и 38ХГН является то, что приведенные в табл. 36 свойства получены после закалки в масле без охлаждения в воде.

При сравнении свойств поковок из сталей 35ХН2В, 35ХГНВ и 35ХН3М видно, что у поперечных образцов из сталей 35ХН3М  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ ,  $\psi$  и  $a_n$  намного выше, чем у таких же образцов из первых двух сталей.

Как видно из данных табл. 40, поковки из сталей 35ХГНВ и 35ХН2В, подвергнутых нормализации и отпуску, при более длительном охлаждении в масле обладают более высокими  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0.2}$ . Благодаря этому открывается возможность замены стали 35ХН3М менее легированной сталью 35ХН2В, а во многих случаях и сталью 35ХГНВ.

Из данных табл. 40 видно, что свойства поперечных образцов из сталей 35ХГНВ и 35ХН2В на всех глубинах поковки сечением 550 мм, подвергнутой умеренной термической обработке, т. е. нормализации с отпуском, совершенно такие же, как у поперечных образцов из высоколегированной молибденосодержащей стали 35ХН3М.

Сталь 35ХГТ обладает более низкими прочностными свойствами и более высокими пластичностью и вязкостью. Из данных табл. 36 видно, что малоуглеродистая хромомарганценикелевая сталь 20ХГН значительно уступает по проч-

ности всем прочим сталям. Однако эта сталь представляет существенный интерес в том случае, когда от изделия крупного сечения (500 мм) требуется не прочность ( $\sigma_{02} = 45 \div 35 \text{ кг/мм}^2$ ), а повышенные пластические и вязкие свойства, особенно в поперечном к волоку направлению (в центре сечения 500 мм около  $10 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ).

Анализ данных, приведенных в табл. 37, показывает, что на поковке сечением 450 мм, подвергнутой закалке и отпуску, у сталей 35ХГНВ и 35ХН2В достигаются совершенно идентичные свойства. У сталей 35Х2Н2Г и 38ХГН лишь благодаря охлаждению в воде при закалке получают более высокие  $\sigma_{\text{в}}$  и  $\sigma_{02}$ , однако  $\delta$ ,  $\psi$  и  $a_{\text{н}}$  значительно ниже, чем у сталей 35ХГНВ и 35ХН2В. Что касается стали 35ХГТ, то она близка по своим свойствам к стали 38ХГН.

Сравнение сталей 35ХГНВ и 35ХН2В со сталями 35ХГН, 35ХН1М и 35ХН3М показывает, что в результате недостаточной выдержки в масле при закалке стали 35ХГНВ и 35ХН2В имеют пониженные  $\sigma_{\text{в}}$  и  $\sigma_{02}$  (примерно на  $10 \text{ кг/мм}^2$ ), зато  $\delta$ ,  $\psi$  и особенно  $a_{\text{н}}$  у них более высокие, чем у молибденосодержащих сталей.

На поперечных образцах на глубине  $\frac{1}{3}$  радиуса и в центре сечения стали 35ХГНВ и 35ХН2В (40ХНВ) имеют следующие свойства:  $\sigma_{\text{в}} = 80 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_{02} = 60 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\delta = 13 \div 17\%$ ;  $\psi = 25 \div 56\%$ ;  $a_{\text{н}} = 5 \div 6 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . У сталей 35ХМ и 35ХН1М  $\sigma_{\text{в}} = 85 \div 90 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_{02} = 70 \div 80 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\delta = 11 \div 13\%$ ;  $\psi = 30-45\%$  и  $a_{\text{н}} = 3,5-4 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Средние показатели  $\sigma_{\text{н}}$ ,  $\sigma_{02}$ ,  $\delta$ ,  $\psi$  по сечению поковки диаметром 350 мм после закалки и отпуска (табл. 38) у сталей 35ХГНВ и 35ХН2В (40ХНВ) почти идентичны. У первой стали наблюдаются более высокие значения  $a_{\text{н}}$ , однако различие между  $a_{\text{н}}$  в продольном и поперечном направлениях у нее больше, чем у стали 35ХН2В.

Исследуемые стали обеспечивают достаточно высокие свойства в поперечном направлении на глубине  $\frac{1}{3}$  радиуса и в центре поковки:  $\sigma_{\text{в}} = 77 \div 80 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_{02} = 60 \div 62 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\delta = 5-16\%$ ;  $\psi = 40-45\%$ ;  $a_{\text{н}} = 5,0-6,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Сталь 38ХГН превосходит по  $\sigma_{\text{в}}$  и  $\sigma_{02}$  стали 35ХГНВ и 35ХН2В вследствие более резкой закалки, но уступает им по прочим свойствам, особенно по  $\psi$  и  $a_{\text{н}}$ .

Что касается стали 35ХГТ (закалка в масле, без охлаждения в воде), то она приближается по свойствам к сталям 35ХГНВ и 35ХН2В, но значительно им уступает по вязкости. Действительно, у стали 35ХГТ на поперечных образцах на глубине  $\frac{1}{3}$  радиуса и в центре сечения  $\sigma_{\text{в}} = 87 \div 93 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\sigma_{02} = 53 \div 69 \text{ кг/мм}^2$ ;  $\delta = 16\%$ ;  $\psi = 42\%$ ;  $a_{\text{н}} = 3-4 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ .

Очевидно, что для целого ряда ответственных изделий, которые допускают применение ускоренного или даже быстрого охлаждения после отпуска, вместо легированных хромоникелевых молибдено- и вольфрамосодержащих сталей могут с успехом применяться стали 35ХГТ и 38ХГН.

Поковки, изготовленные из стали 20ХГН, закалялись с предварительным погружением в воду на 5 мин; это, конечно, обеспечило в некоторой мере повышение прочности при сохранении достаточно высокого уровня пластичности и вязкости (табл. 38). Тем не менее, по прочности ( $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\sigma_{02}$ ) сталь 20ХГН значительно уступает сталям 38ХГН и 35ХГТ. Некоторым преимуществом ее являются высокие пластичность ( $\delta = 15 \div 22\%$ ;  $\psi = 37-47\%$ ) и вязкость ( $7-10 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$ ) в поперечном направлении в глубинных слоях сечения 350 мм.

Для стали 20ХГН применение закалки (вода — масло) и нормализации (в обоих случаях отпуск при  $200^\circ$ ) является по существу равноценным. Поскольку же нормализация обеспечивает те же свойства в глубинных слоях, независимо от направления, что и закалка, нет необходимости применять последнюю, тем более с предварительным охлаждением в воде. Этим исключается возможность излишне повышенных остаточных внутренних напряжений.

При меньшем сечении поковки (250 мм), подвергнутой закалке и отпуску, свойства сталей 35ХГНВ и 35ХН2В совершенно идентичны, только  $a_{\text{н}}$  у первой выше, чем у второй.

Сравнение исследуемых сталей со сталями 35ХМ и 35ХН1М по поперечным образцам на глубине  $\frac{1}{3}$  радиуса и в центре поковки показывает, что и на сечении 250 мм стали 35ХГНВ и 35ХН2В имеют идентичные  $\delta$  и  $\psi$ , значительно более высокую вязкость  $a_{\text{н}}$ , значительно меньший перепад между вязкостями в продольном и поперечном

Сталь	Состав	C	Si	Mn
		%		
30X2ГМТ	Заданный . . .	0,28—0,35	0,17—0,37	1,10—1,30
	Полученный . . .	0,29	0,29	1,10
30X2Г2МТ	Заданный . . .	0,28—0,35	0,17—0,37	1,5—1,8
	Полученный . . .	0,31	0,47	1,52

направлениях и пониженные показатели  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  вследствие недостаточной закалки.

Следует также отметить, что малолегированные стали 35ХГТ и 38ХГН на сечении 250—290 мм имеют такие свойства, которые позволяют применять их взамен молибденосодержащих сталей 35ХМ, 35ХН1М и вольфрамосодержащих 35ХГНВ и 35ХН2В.

#### Механические свойства комплекснолегированных сталей 30X2ГМТ и 30X2Г2МТ

Положительное влияние присадок марганца с хромом послужило основанием для разработки композиций стали на хромомарганцевой основе. Эта сталь во многих случаях заменяет хромоникелевую. В США широко применяются стали с содержанием 0,75—1,10 % Мп; 0,9—1,2 % Сг; 0,08—0,15 % Мо и различным содержанием углерода (от 0,30 до 0,50 %). В качестве высокопрочных применяются стали с содержанием 0,40—0,47 % С; 1,30 % Мп; 1,1—1,4 % Сг; 2 % Si; 0,35—0,40 % Мо и 0,25 % V.

В ГДР и ФРГ широкое использование находят стали с содержанием 0,30—0,45 % С, 1,0 % Сг и 0,8 % Мп. Наилучшими свойствами обладает сталь, содержащая до 2,5 % Сг. Такая сталь, дополнительно легированная небольшим количеством молибдена, применяется для изготовления крупных поковок.

В результате обширных экспериментальных работ по изучению сложнотермической хромомарганцевой стали было установлено, что особенно высокой прочностью, пластичностью и вязкостью обладает хромомарганцевая сталь, дополнительно легированная комплексом карбидообразующих элементов, например Мо + Ti, W + Ti, Мо + V. Молибден и вольфрам способствуют подавлению склонности стали к отпускной хрупкости и увеличению

Таблица 41

Cr	Mo	Ti	S	P
%				
1,80—2,00	0,45—0,60	До 0,07	0,030	0,030
1,84	0,49	0,08	0,016	0,021
1,80—2,10	0,30—0,40	0,05—0,12	0,030	0,030
2,05	0,35	0,12	0,020	0,028

прокалываемости. Титан в количестве до 0,10—0,15 % раскисляет сталь и способствует измельчению зерна. Кроме того, в присутствии титана, как сильного карбидообразующего элемента, в твердый раствор переходит большая часть молибдена и вольфрама.

Изыскание сталей, не содержащих никеля, представляет большую народнохозяйственную задачу.

В связи с этим были исследованы свойства крупных изделий, изготовленных из хромомарганцевомолибденотитановой стали, составы которой приведены в табл. 41.

Стали выплавлялись в дуговой электропечи и отливались в слитки весом по 16 т. Из слитков отковывались ступенчатые поковки-пробы диаметром 900, 700 и 500 мм, которые затем подвергались специальным колебательным режимам отжига с целью предупреждения образования флокенов.

При ковке проб из подприбыльной части слитков отковывались заготовки диаметром 300 мм, металл которых использовался для проведения лабораторных исследований.

На рис. 55, в показано изменение механических свойств стали 30X2ГМТ, а на рис. 72 — стали 30X2Г2МТ в зависи-

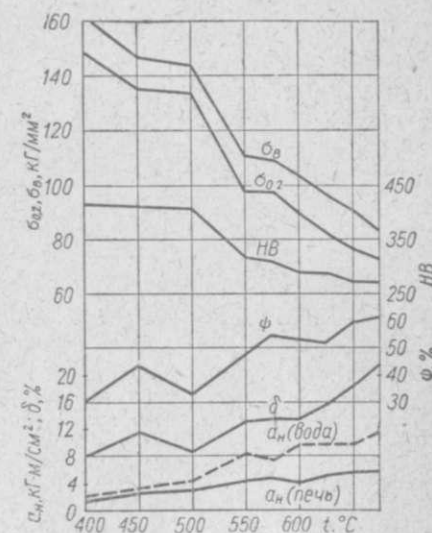


Рис. 72. Изменение свойств стали 30X2Г2МТ в зависимости от температуры отпуска.

мости от температуры отпуска. У обеих сталей наблюдается значительное повышение ударной вязкости при одновременном падении прочностных свойств, начиная от температуры отпуска 550°. Однако ударная вязкость стали 30X2Г2МТ повышается лишь при охлаждении в воде, что свидетельствует о ее склонности к отпускной хрупкости, несмотря на наличие молибдена. Отношение ударной вязкости при охлаждении в печи к ударной вязкости при охлаждении в воде в районе температур развития хрупкости почти постоянно и составляет около 0,5. Незначительное снижение содержания марганца и повышение содержания молибдена приводит к тому, что сталь становится практически несклонной к отпускной хрупкости (сталь 30X2Г2МТ).

На основании результатов лабораторных исследований были выбраны режимы термической обработки крупных поковок (проб). Поковки подвергались закалке от температуры 890—920° и отпуску. Проба стали 30X2Г2МТ отпускалась при 560—570°, затем охлаждалась с печью до 350°, после чего выдавалась из печи на воздух. Проба стали 30X2Г2МТ отпускалась при температуре 630—640°, охлаждалась в масле и затем дополнительно отпускалась при температуре 400°.

Результаты определения механических свойств по сечению проб представлены в табл. 42, 43.

Сталь 30X2Г2МТ обладает высокими механическими свойствами, глубокой прокаливаемостью (даже на сечении 900 мм) и высоким соотношением пределов текучести и прочности. На сечении 900 мм на расстоянии  $\frac{1}{3}$  радиуса от поверхности сталь имеет в продольном направлении предел текучести 78 кг/мм<sup>2</sup> и предел прочности 91 кг/мм<sup>2</sup> при относительном сжатии 39% и ударной вязкости 4,7 кг·м/см<sup>2</sup>. К центру сечения прочностные свойства изменяются очень незначительно. Резкое снижение пластических свойств наблюдается на расстоянии  $\frac{2}{3}$  радиуса от поверхности. Такое явление характерно для крупных поковок, изготовленных из глубокопрокаливающихся сталей.

На сечении 700—500 мм механические свойства находятся на столь же высоком уровне. Пластические же свойства по сечению изменяются существенно. Ударная вязкость при уменьшении сечения (увеличении степени укова) несколько возрастает.

Таблица 42

Диаметр сечения, мм	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{10}$ , кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
900	На поверхности	92,3	78,0	16,5	55,0	6,9	277
		90,2	76,6	15,3	49,4	5,1	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса	91,2	77,9	12,5	39,0	4,7	273
		88,3	74,7	10,2	22,9	3,3	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса	86,2	73,5	9,4	19,0	4,4	262
		86,2	74,3	7,8	11,7	3,9	—
	В центре	85,2	72,1	9,8	20,2	4,3	255
		84,7	73,3	6,7	8,8	3,8	—
700	На поверхности	89,1	75,9	16,2	53,7	7,0	269
		89,1	75,2	14,6	45,4	4,5	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса	88,8	74,8	13,8	41,7	6,2	269
		88,7	75,1	12,5	36,9	4,0	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса	89,1	75,5	13,5	37,5	4,8	269
		87,4	74,0	9,0	19,2	3,4	—
	В центре	88,4	75,2	12,7	35,3	4,5	262
		87,2	74,8	7,6	13,7	2,7	—
500	На поверхности	87,5	72,5	17,6	61,6	8,2	255
		86,1	72,7	8,0	29,5	4,1	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса	86,7	73,0	16,6	53,3	7,8	255
		87,0	73,6	11,7	29,1	4,0	—
	В центре	88,1	74,8	15,4	51,4	6,4	—
		87,7	74,5	8,2	15,1	2,3	—

Таблица 43

Диаметр сечения, мм	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{10}$ , кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
900	На поверхности	71,3	55,9	18,9	35,3	6,0	228
		71,8	53,9	14,9	21,6	3,9	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса	65,0	55,1	5,2	13,4	4,5	223
		60,8	53,4	3,9	6,9	3,6	—
		57,4	51,8	3,6	11,4	5,1	207
		В центре	56,5	51,5	2,8	11,3	3,7

Продолжение табл. 43

Диаметр сечения, мм	Расстояние от поверхности	$\delta_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H1}$ , кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
700	На поверхности	73,0	55,3	21,1	49,4	7,5	217
		72,6	57,9	12,1	17,9	2,8	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса	75,5	56,7	17,0	36,3	5,3	217
		73,2	57,4	9,2	14,3	1,9	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса	71,6	56,4	18,0	35,8	7,8	217
		66,8	55,5	5,4	8,7	1,7	—
	В центре	71,5	56,2	17,0	35,8	9,0	217
	—	—	—	—	3,0	—	
500	На поверхности	73,4	56,2	23,8	62,7	12,1	223
		72,3	55,5	14,2	25,4	2,5	—
	$\frac{1}{3}$ радиуса	74,6	56,0	21,6	60,1	9,1	223
		60,0	57,2	2,5	8,2	2,3	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса	73,3	58,5	20,0	60,0	10,5	217
		53,5	—	1,0	11,6	2,7	—
	В центре	—	—	—	—	—	—

В поперечном к волокну направлении свойства прочности находятся на том же уровне, что и в продольном. Анизотропия свойств пластичности и вязкости возрастает с увеличением степени укова (уменьшением сечения). Однако даже на ступени диаметром 500 мм при укове 8 пластические и вязкие свойства в поперечном направлении ниже, чем в продольном, в среднем на 50 %, что для такой степени укова является вполне нормальным.

Сталь 30X2Г2МТ также обладает глубокой прокаливаемостью. Прочностные свойства стали 30X2Г2МТ несколько ниже, чем стали 30X2ГМТ, в связи с тем, что ее проба подвергалась отпуску при более высокой температуре. Ударная вязкость достаточно высока, особенно на ступени диаметром 500 мм.

Пониженные значения пластических свойств на расстоянии  $\frac{1}{3}$  и  $\frac{2}{3}$  радиуса от поверхности ступеней диаметром 900 и 700 мм связаны с дефектами металла (флокены); у стали без дефектов эти свойства удовлетворительны.

В поперечном направлении значения пластических свойств и ударной вязкости стали 30X2Г2МТ низки и анизотропия свойств явно выражена даже на ступени диамет-

ром 900 мм (уков 2, 3). Она еще более возрастает с увеличением степени укова. Так, на сечении 700 мм коэффициент анизотропии по ударной вязкости  $\frac{a_{H1, прод}}{a_{H1, попер}}$  достигает 3, а на ступени диаметром 500 мм — 4. Такая резко выраженная анизотропия свойств связана с повышенным содержанием марганца.

Сталь 30X2ГМТ обладает в этом отношении некоторыми преимуществами: отсутствие склонности к отпускной хрупкости, меньшая анизотропия свойств. В связи с этим к широкому внедрению при производстве крупных изделий следует рекомендовать именно сталь 30X2ГМТ.

Интересно сравнить свойства стали 30X2ГМТ со свойствами никелесодержащих сталей 40ХН и 35ХНМ.

В табл. 44 приведены свойства стали 40ХН по сечению поковки диаметром 800 мм после закалки в воде и масле и отпуска при 580°, а в табл. 45 — стали 35ХНМ по сечению ступенчатой поковки после закалки в масле и отпуска при 620°.

Сравнение данных табл. 42 с данными табл. 44 и 45 показывает, что по своим свойствам сталь 30X2ГМТ значительно превосходит сталь 40ХН и идентична стали 35ХНМ.

Суммируя сказанное выше, можно сделать следующие выводы.

1. На основании экспериментов, проведенных в производственных условиях, разработана новая марка конструкционной стали для крупных поволовок 30X2ГМТ\*. Эта сталь в поковках сечением 900 мм имеет предел текучести не ниже 70 кг/см<sup>2</sup>, предел прочности — не ниже 85 кг/мм<sup>2</sup>, относительное сжатие — не менее 35 %, ударную вязкость — не менее 4 кг·м/см<sup>2</sup> при твердости 250—280 НВ.

2. Сталь 30X2ГМТ не склонна к отпускной хрупкости.

3. Увеличение содержания марганца в стали типа 30X2ГМТ до 1,5 % при одновременном уменьшении содержания молибдена (до 0,35 %) приводит к возрастанию склонности к отпускной хрупкости и вызывает более выраженную анизотропию пластических и вязких свойств.

4. Комплексолегированные хромомарганцевые стали с содержанием 2 % хрома флоконочувствительны в такой же степени, как и хромоникелевые и хромоникелемолибденовые стали. Для предупреждения образования фло-

\* Авторское свидетельство № 144513, 27.II.1961.

Таблица 44

Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H.}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
	кг/мм <sup>2</sup>		%			
На поверхности . . . . .	83	54	20	56	5,0	228
$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	83	45	19	45	4,0	217
$\frac{2}{3}$ радиуса . . . . .	83	44	13	—	3,0	228
В центре . . . . .	80	43	—	41	3,0	228

Примечание. Образцы брались только в продольном направлении.

Таблица 45

Диаметр сечения, мм	Расстояние от поверхности	$\sigma_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H.}$ кг·м/см <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
900	На поверхности . . . . .	89	70	16	49	4,6	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	87	70	11	22	2,4	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса . . . . .	88	69	12	32	3,6	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	80	69	2,0	6,0	2,0	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса . . . . .	88	71	9,0	7	3,7	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	78	69	2,0	6,0	2,1	—
В центре . . . . .	85	71	7	16	2,6	269	
		73	69	—	6,0	2,0	—
600	На поверхности . . . . .	93	74	17	52	2,0	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	88	73	11	20	2,7	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса . . . . .	90	73	16	50	4,7	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	91	74	7	16	2,7	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса . . . . .	90	73	16	50	4,7	269
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	88	73	5	9	1,9	—
В центре . . . . .	90	74	17	51	4,5	—	
		90	72	—	—	1,5	—
420	На поверхности . . . . .	96	77	17	55	5,3	286
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	93	76	11	23	2,2	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса . . . . .	94	76	17	53	5,3	286
	$\frac{1}{3}$ радиуса . . . . .	92	76	—	15	2,5	—
	$\frac{2}{3}$ радиуса . . . . .	93	76	15	52	5,7	277
В центре . . . . .	93	74	11	—	2,3	—	

кенов поковки из этих сталей следует подвергать отжигу по колебательным режимам, применяемым в настоящее время для сталей типа 40ХН и 35ХНМ.

### ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ И КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

#### Стали, применяемые в общем машиностроении

На протяжении ряда лет в СССР ведутся интенсивные исследовательские работы по изысканию и разработке новых марок и повышению качества применяемых марок конструкционных сталей.

Особый интерес представляют работы по изысканию и всестороннему изучению высокопрочных низколегированных и комплекснолегированных конструкционных сталей, содержащих недефицитные и малодефицитные легирующие элементы, а также дефицитные, но в настолько малых количествах, что их использование экономически целесообразно.

Другая возможность создания низколегированной стали открывается при использовании в металлургическом производстве так называемых природнолегированных чугунов, содержащих, например, хром, никель, молибден и другие элементы в сравнительно небольших количествах. В этом случае легирующие элементы могут быть использованы только для улучшения свойств стали, полученной из такого чугуна.

В условиях СССР можно широко применять легирование марганцем, хромом и в известных количествах никелем и медью. В малых дозах можно успешно использовать вольфрам, молибден, ванадий и особенно титан. Весьма перспективными для легирования стали являются титан, цирконий, бор, ниобий.

Многочисленные исследования показали, что особенно хорошим сочетанием прочностных и пластических свойств вязкости, глубокой прокаливаемости, малой склонности к хрупкому разрушению обладают сложнoleгированные и комплекснолегированные стали. Легирование комплексом элементов совершенно неидентично отдельному легированию элементами, входящими в этот комплекс. Во многих

случаях оказывается, что элемент в комплексе с другими совершенно иначе влияет на сталь, чем при одинарном легировании.

Установлено, что вполне приемлемыми основами для конструкционной сложнолегированной стали могут быть Cr — Mn, Si — Mn, Si — Cr, Cr — Mn — Ni, Cr — Mn — Si.

Анализ механических характеристик хромомарганцевой стали (1—1,5% Cr и Mn) показал, что наиболее рационально дополнительное легирование этой стали комплексами 0,1% Mo + 0,1% Ti + 1% Ni; 0,1% Ti + 1% Ni; 0,1% Ti + 0,1% V + 1% Ni; 0,1% Ti + 0,5% Cu; 0,2% Mo + 0,1% Ti; Mo + W; W + Ti.

Хорошее сочетание прочности, пластичности и вязкости достигается у сталей типа ХГН, ХГТ, ХГС.

Химический состав сталей указанных композиций, а также механические свойства их после закалки и высокого отпуска (600—650°) приведены соответственно в табл. 46 и 47.

Диаграммы изменения механических свойств в зависимости от температуры отпуска более сложных по составу комплекснолегированных сталей ХГНМДТ, ХГНМ, ХГМР свидетельствуют о их высокой прочности и глубокой прокаливаемости. Первая сталь при среднем содержании хрома, марганца и никеля дополнительно легирована малыми количествами молибдена, меди и титана, а две другие легированы большим количеством никеля или марганца и дополнительно молибденом и бором (последнего 0,006%).

Глубокой прокаливаемостью отличаются стали 35ХГТ и 35ХГН; еще большей прокаливаемостью обладают стали типа ХГНВР, ХГНТ, ХГНТФ. У них мартенситная точка обнаруживается даже при охлаждении в печи, т. е. они относятся к типу воздушно закаливающихся сталей. В случае комплексного легирования их, особенно включающего незначительное количество вольфрама и титана, склонность их к отпускной хрупкости резко понижается.

В машиностроении, а также и в ремонтном производстве, рационально применять изотермический вид обработки изделий: этим достигаются высокие механические свойства, хорошо сопротивляющаяся износу структура бейнита, устраняются коробление, трещины и прочие дефекты.

Исследования изотермического распада аустенита сталей типа ХГН, ХГВ, ХГФ, ХГНВР и ХГНВФ показали,

Таблица 46

Сталь	C	Cr	Mn	Ni	Другие элементы
35ХГН	0,36	0,70	0,93	0,70	—
35ХГТ	0,36	0,75	1,50	—	Ti — 0,15
35ХГМТД	0,33	1,25	1,10	—	Mo — 0,10; Ti — 0,10; Cu — 0,60
20ХГН	0,17	0,80	0,90	0,75	—
35СГ	0,36	—	1,25	—	Si — 1,15
35СГВ	0,36	—	1,25	—	Si — 1,20; W — 0,6—0,9
35СГМ	0,36	—	1,25	—	Mo — 0,1—0,2; Ti — 0,10
35СГВТ	0,36	—	1,25	—	W — 0,6—0,9; Ti — 0,10
30ХГСТ	0,25	1,35	1,25	—	Si — 1,10; Ti — 0,05
30ХГСП	0,25	1,30	1,20	—	Si — 1,0; B — 0,001
30ХГСН	0,25	1,30	1,40	1,10	Si — 1,05; Ni — 1,10
30ХГСФ	0,25	1,30	1,25	—	Si — 1,1; V — 0,08
30ХГСБ	0,25	1,30	1,25	—	Si — 1,1; Nb — 0,09
30ХГСВ	0,25	1,30	1,25	—	Si — 1,2; W — 0,5
30ХГСВТ	0,25	1,30	1,25	—	Si — 1,2; W — 0,5; Ti — 0,12

например, что при дополнительном легировании хромомарганцевой стали никелем и титаном или никелем, вольфрамом и титаном область распада аустенита в перлит значительно сужается и аустенит становится более устойчивым в промежуточной области превращения, чем облегчается изотермическая закалка стали на бейнитную структуру. Таким образом, открывается возможность путем дополнительного легирования хромомарганцевой стали малыми добавками некоторых элементов получать сталь с регулируемым распадом аустенита в той или иной области превращения.

Стали хромомарганценикелевой основы обладают высоким сопротивлением усталостному разрушению (отноше-



ние предела усталости к пределу прочности составляет 0,5—0,6). Стали типа ХГН, ХГТ, ХГНТ, ХГНВТ с низким содержанием никеля могут быть рекомендованы для многих деталей ходовой части грузового автомобиля, комбайна, трактора и его мотора, например, для промежуточного вала коробки передач, оси, полуоси, валов механизма блокировки дифференциала, поворотных валов передней оси и др. Детали, изготовляемые из упомянутых сталей, могут подвергаться поверхностному упрочнению, например закалке с помощью нагрева токами высокой частоты.

Детально была исследована хромомарганценикелевая сталь с низким содержанием углерода (табл. 46). Как видно из таблицы 47, эта сталь обладает весьма хорошим сочетанием механических свойств, хорошей прокаливаемостью, хорошей способностью к цементации и может успешно использоваться для изготовления шестерен коробки перемены передач, распределительных валиков и других деталей. Сталь 20ХГН (содержащая лишь 0,75% никеля) обладает громадными преимуществами перед сталями 20, 20Х, 20Г, 20ХГ (табл. 48). Она может успешно заменить более дорогие и дефицитные стали 12ХНЗА и 20ХНЗА.

Другую группу сталей представляют кремнемарганцевые и сложнелегированные стали на основе кремний — марганец. Как известно, кремний, не образуя карбидов, входит в твердый раствор (феррит, мартенсит) и способствует повышению прочности и вязкости стали.

Таблица 47

Сталь	$\sigma_B$	$\sigma_{02}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H1}$ , кг·м/см <sup>2</sup>	Сталь	$\sigma_B$	$\sigma_{02}$	$\delta$	$\psi$	$a_{H1}$ , кг·м/см <sup>2</sup>
	кг/мм <sup>2</sup>		%				кг/мм <sup>2</sup>		%		
25ХГН	100	90	15	60	>20	35ХГНВФ	110	100	15	60	10
25ХГФ	90	80	18	60	>20	35ХГНВФТ	110	100	15	60	10
25ХГНВ	110	100	10	55	>20	30ХГСН	90	80	25	65	20
25ХГНВФ	115	110	15	60	10	30ХГСТ	85	65	20	60	15
35ХГМТД	110	160	25	55	12	30ХГСП	85	80	20	65	12
35СГ	80	60	25	55	15	30ХГСФ	100	85	15	60	12
35СГМ	90	75	20	50	12	30ХГСБ	110	100	20	55	10
35ХГНТ	100	90	15	60	10	30ХГСВ	90	80	20	60	15
35ХГНМ	105	95	15	50	12	30ХГСНВТ	110	100	20	55	12
35ХГНФ	100	90	12	60	10	30ХНМ	100	90	15	60	12
35ХГНБ	105	95	15	55	12	20ХГН*	170	160	12	55	12
35ХГНВТ	120	110	15	60	12						

\* После низкого отпуска.

Таблица 48

Сталь	$\sigma_{02}$	$\sigma_B$	$\delta$	$\psi$	$a_{H1}$ , кг·м/см <sup>2</sup>
	кг/мм <sup>2</sup>		%		
20	58	73	15	50	8
20Г	87	103	15	50	11
20ХГР	100	125	12	55	8
20ХГНР	110	130	12	55	10
30ХГНР	150	175	12	55	9

Кремний совместно с марганцем значительно увеличивает прокаливаемость стали. Если при этом содержание углерода в стали не превышает 0,40%, то она обладает хорошей вязкостью и пластичностью.

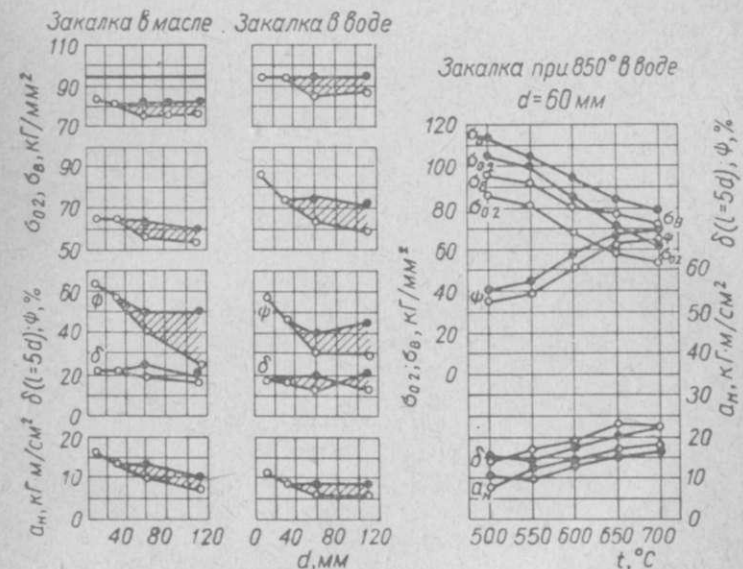


Рис. 73. Изменение механических свойств стали 35СГ в зависимости от температуры отпуска  $t$  и диаметра прутка  $d$ :

● — свойства в поверхностных слоях; ○ — свойства в середине образца.

На рис. 73 приведены диаграммы, иллюстрирующие изменение механических свойств стали 35СГ в зависимости от температуры отпуска (для поверхности и середины сечения диаметром 60 мм) и диаметра сечения поковки, а

также ее прокаливаемость. Эта сталь в улучшенном состоянии обеспечивает предел текучести до 60—65  $\text{кг/мм}^2$  при ударной вязкости 12  $\text{кг} \cdot \text{м/см}^2$ . Вплоть до сечения 100 мм обеспечиваются вполне удовлетворительные прочность и пластичность как на поверхности, так и в центре образцов. Так, испытания в производственных условиях показали, что промежуточные и главные валы тяжело нагруженных машин, изготовленные из стали 35СГ и 35СГМ, выдерживали испытания в наиболее жестких условиях, причем после двукратного срока эксплуатации износ составлял сотые и тысячные доли миллиметра. Эти испытания, как и другие данные, служат подтверждением тому, что кремний способствует значительному повышению износостойкости стали.

В результате систематических исследований изотермического распада аустенита кремнемарганцевой стали и стали той же основы, усложненной дополнительным легированием Ni, Cu, комплексом Ni + Cu или Ni (1%) + Cu (0,5%) + Mo (0,1%) + Ti (0,1%), было установлено, что понижение содержания углерода (до 0,25%) при дополнительном легировании кремнемарганцевой стали никелем и медью создает более резкий переход от области перлитного к области бейнитного превращения. В сложнолегированной стали наблюдается больший распад аустенита в перлитной области и уменьшение устойчивости аустенита в области температур 250—450°, что имеет положительное значение при обработке стали на бейнитную структуру: отпадает необходимость в длительных выдержках.

Существенный интерес представляют сложнолегированные стали на базе хрома, кремния и марганца.

Кремний резко отличается от хрома и марганца строем кристаллической решетки и размером атома, поэтому, сохраняясь в растворе  $\alpha$ -фазы, он вызывает значительные искажения и напряжения в кристаллической решетке железа, в которой часть железных атомов уже замещена атомами хрома и марганца. В связи с этим у стали ХГС наблюдается высокая прочность после закалки и низкого отпуска. Особенно целесообразно дополнительное легирование хромомарганцекремнистой стали никелем, а также малыми добавками титана, ванадия, циркония, ниобия и комплексом элементов. Дополнительное легирование вольфрамом, титаном, ниобием или ванадием придает мартенситу повышенную устойчивость против отпуска, что обеспечивает

после высокотемпературного отпуска повышенную прочность стали.

Хотя уровень свойств сталей 30ХГСТ, 30ХГСР и 30ХГСН приблизительно такой же, как и менее легированных сталей 35ХГН, 35ХГТ и 35СГ, первые обладают большей прокаливаемостью. Действительно, их прокаливаемость, определенная методом торцевой закалки на длине 70 мм такова: стали 30ХГСВ — 40 RC, стали 30ХГСБ — 50 RC; стали 30ХГСВТ — 45 RC. Все эти комплекснолегированные стали относятся к числу воздушнозакаливающихся, у которых мартенситная точка (280—180°) обнаруживается при охлаждении образцов на воздухе.

Вольфрам, титан, молибден понижают склонность стали к хрупкому разрушению, причем наиболее эффективно влияют комплексные добавки — Mo + Ti или W + Ti. Целесообразно, чтобы в сталях рассматриваемой композиции содержание углерода не превышало 0,26—0,28%, в этом случае сохраняются высокие прочностные свойства и слабо проявляется склонность к хрупкому разрушению. Предел усталости этих сталей составляет 42—47  $\text{кг/мм}^2$ , т. е. является вполне удовлетворительным.

Интересно отметить, что уровень вязкости более 5  $\text{кг} \cdot \text{м/см}^2$  сохраняется при —50 и даже —75°.

Дополнительное легирование хромомарганцекремнистой стали никелем значительно повышает устойчивость аустенита в перлитной и бейнитной областях. Дополнительное же легирование карбидообразующими элементами (титаном, ниобием, вольфрамом) ускоряет распад аустенита в бейнитной области. У стали, легированной комплексом элементов Ni + W + Ti, аустенит незначительно устойчив в перлитной области и значительно — в бейнитной. Стали подобного типа следует рекомендовать для изготовления деталей машин, работающих в более напряженных условиях, например, для осей и промежуточных валов коробки передач (вместо стали 12ХНЗА), валов механизма блокировки, полуосей заднего колеса (вместо стали 45ХН), поворотного вала передней оси (вместо стали 40ХН) и других деталей трактора, комбайна, грузового автомобиля и др.

Выше отмечалось положительное влияние легирования стали бором (0,003—0,005%) на повышение прокаливаемости и приводились некоторые данные о стали ХГС, легированной бором. Ряд заводов (например ЧТЗ, ЗИЛ и др.)

Таблица 49

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
СГ	0,12—0,18	0,7—1,0	0,9—1,3	—	—	—
СГ2	0,20—0,29	0,6—0,9	1,2—1,6	—	—	—
ХГС	0,11—0,17	0,4—0,7	0,90—1,3	0,5—0,8	—	—
ХГС	0,26—0,35	0,6—0,9	1,2—1,6	0,6—0,9	—	—
ХГСНД	0,12	0,8—1,1	0,8—1,2	0,3—0,5	1,0—1,3	0,3—0,5
ХГН	0,12—0,18	0,2—0,4	0,9—1,3	0,3—0,6	0,8—1,3	—
ХГ2Н	0,11—0,17	0,2—0,4	1,3—1,7	0,3—0,6	0,8—1,3	<0,3
ГНД	0,11—0,17	0,2—0,4	0,9—1,3	0,3—0,6	0,8—1,3	0,5—0,8

Таблица 50

Сталь	$\sigma_B$	$\sigma_{вз}$	$\delta, \%$	Сталь	$\sigma_B$	$\sigma_{вз}$	$\delta, \%$
	кг/мм <sup>2</sup>				кг/мм <sup>2</sup>		
СГ	50	35	18	ХГСНД	50	37	15
СГ2	60	40	14	ХГН	52	36	18
ХГС	50	34	18	ХГ2Н	53	37	16
ХГС	90	60	6	ГНД	50	38	15

Примечание. Данные относятся к листовому материалу в состоянии нормализации либо улучшения.

успешно используют малолегированные стали с добавкой бора.

Это, в основном, стали типа ХГ и ХНГ, но с добавкой малой дозы бора. Свойства этих сталей такие же, как и стали 20ХГН, но они обладают большей прокаливаемостью.

Бор, безусловно, повышает прокаливаемость стали, хотя во многих случаях его значение преувеличивают, и, конечно, 0,002% В совершенно не эквивалентны 0,2% Мо.

Результаты многих систематических исследований в области разработки и испытаний низколегированных сталей послужили основанием для включения их в ГОСТ (ГОСТ 5058—57), что открывает возможность для широкого применения этих сталей в различных отраслях машиностроения.

В табл. 49 приведены композиции и состав низколегированных сталей, а в табл. 50 их механические свойства применительно к листовому металлу (прокату).

Низколегированные стали обладают повышенной прочностью, пониженной склонностью к хрупкому разрушению, большой глубиной прокаливаемости и большим сопротивлением абразивному износу, хорошей свариваемостью. Нормы их химического состава и механических свойств установлены на основании изучения данных заводских испытаний методом математической статистики. Однако их свойства подлежат уточнению в процессе промышленного и эксплуатационного освоения.

При изготовлении целого ряда деталей целесообразно углеродистые стали заменять низколегированными, что дает возможность уменьшить вес конструкций машин на 25—30% и значительно повысить долговечность отдельных узлов.

Металлургическая промышленность способна обеспечить низколегированными сталями различные отрасли машиностроения, но сами заводы еще не имеют убедительных опытных данных о технологических и прочих свойствах этих сталей. Поэтому особое значение имеет всестороннее изучение износостойкости и сопротивляемости усталости при циклических неравномерных нагрузках непосредственно в эксплуатационных условиях. Эти исследования могут быть выполнены совместными усилиями работников институтов и заводов.

#### Прочностные и вязкие свойства конструкционных сталей, применяемых в тракторостроении

Для изготовления некоторых деталей тракторов и других машин, работающих в тяжелых условиях, используются среднеуглеродистая марганцевая сталь 45Г2 и хромоникелевые стали с повышенным содержанием никеля (3%) 12ХНЗА и 20ХНЗА.

Из стали 45Г2 изготавливаются вал промежуточной коробки передач и вал механизма блокировки; из сталей 12ХНЗА и 20ХНЗА — вторичный вал коробки передач и др. Наряду с этим некоторые детали выполняются из хромоникелевой стали 45ХН (например, полуось заднего колеса) и из хромоникелевой стали 40ХН (поворотный вал передней оси).

Следовательно, для изготовления деталей нескольких

наименований используются стали пяти марок. Очевидно, если бы представилась возможность применять для изготовления этих деталей высокопрочную и вместе с тем экономически выгодную сталь одной марки, это значительно упростило бы производственный процесс.

Среднеуглеродистая марганцевая сталь 45Г2 экономически выгодна, но обладает существенными недостатками, например, склонна к перегреву при ковочных операциях и термообработке (при нагреве под закалку). Она может обеспечить удовлетворительный уровень статической и динамической вязкости лишь после высокого отпуска. Согласно ГОСТу у этой стали гарантируются свойства в нормализованном состоянии без определения ударной вязкости. В случае термической обработки на повышенную прочность сталь обладает низкой статической и ударной вязкостью. Она весьма склонна к отпускной хрупкости и хрупкому разрушению.

Хромоникелевые стали марок 40ХН и 45ХН значительно меньше склонны к перегреву. По уровню механических свойств их следует отнести к обычным низколегированным сталям. Основным недостатком этих сталей является неглубокая прокаливаемость и повышенная склонность к отпускной хрупкости и хрупкому разрушению. Кроме того, они содержат дефицитный элемент никель.

Хромоникелевые стали 12ХНЗА и 20ХНЗА отличаются повышенной легированностью и в связи с этим являются дорогими и дефицитными. Основным недостатком их — неглубокая прокаливаемость и невысокая твердость в сердцевине вала после цементации, закалки и отпуска, в связи с чем в условиях форсированной работы цементированный слой может продавливаться, растрескиваться и выкрашиваться. Указанные недостатки и необходимость длительного процесса цементации заставляют изыскивать пути для замены этих сталей. Так, для тяжело нагруженных машин в годы отечественной войны применялась сталь 20Х2Н4А, которая в центре изделий обеспечивала твердость 40—45 RC. Были разработаны и показали хорошие результаты хромомарганцеомолибденовая (25ХГМ) и хромомарганцеокремнемолибденовая (25ХГСМ) стали.

На основании многочисленных экспериментальных работ было признано целесообразным легировать конструкционную сталь одновременно хромом, марганцем и никелем. Такая сталь обладает оптимальными свойствами: большой

прочностью, а также высокой статической и динамической вязкостью.

Еще более эффективным будет комплексное легирование стали, включающее в малых количествах некоторые сильные карбидообразующие элементы, например, вольфрам, ванадий, ниобий или титан.

Механические свойства сталей 38ХГН и 35ХГН (0,35—0,42% С; 0,5—0,8% Cr; 0,8—1,1% Mn; 0,7—1,1% Ni) изменяются в зависимости от температуры отпуска в следующих пределах:  $\sigma_B = 90 \div 180$  кг/мм<sup>2</sup>;  $\sigma_{0.2} = 75 \div 161$  кг/мм<sup>2</sup>;  $\delta = 15\text{—}25\%$ ;  $\psi = 36\text{—}64\%$ .

Ударная вязкость после отпуска при 450° составляет 10 кг·м/см<sup>2</sup> у стали 35ХГН и 8 кг·м/см<sup>2</sup> у стали 38ХГН; после отпуска при 600—650° она возрастает до 16—18 кг·м/см<sup>2</sup>. Резкое повышение ударной вязкости наступает от температуры отпуска 450—500°.

В табл. 51 приведены основные механические свойства хромомарганценикелевой, хромоникелевой и марганцевой сталей после термической обработки. Из сравнения этих данных видно, что хромомарганценикелевая сталь обладает более высокими прочностными свойствами, чем хромоникелевая и марганцевая, особенно это касается предела текучести. Она также отличается высоким уровнем пластичности и вязкости.

После закалки и высокого отпуска (550—650°) в центре заготовки диаметром 100 мм из стали 38ХГН достигаются такие свойства:  $\sigma_B = 90$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_{0.2} = 70$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\psi = 60\%$ ,  $a_{II} = 15$  кг·м/см<sup>2</sup>,  $HB = 241$ , на поверхности  $HB = 269$ . В табл. 52 сравниваются механические свойства

Таблица 51

Сталь	Термическая обработка	$\sigma_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{II}$ , кг·м/см <sup>2</sup>
		кг/мм <sup>2</sup>				
35ХГН 38ХГН	Закалка, отпуск при 520—530°	100	95	24	55	12
		120	110	15	50	10
40ХН 45ХН		100	80	10	45	7
		105	85	10	45	7
45Г2	Закалка, отпуск при 540°	90	80	17	45	10

Таблица 52

Сталь	Термическая обработка	$\sigma_B$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$a_{10}^*$ кг·м/с <sup>2</sup>	НВ
		кг/мм <sup>2</sup>		%			
38ХГН	Закалка, отпуск при 560°	86	71	15	53	7	269
38ХГНТ	Закалка, отпуск при 590°	90	72	17	58	7,5	255
40ХН	Закалка, отпуск при 550°	80	58	10	40	5	255

хромомарганценикелевой, хромомарганценикелетитановой и хромоникелевой сталей, определенные непосредственно в термически обработанных поковках сечением 250—300 мм на глубине  $\frac{1}{3}$  радиуса. Эти данные являются лучшим критерием прокаливаемости стали, чем данные, полученные методами лабораторных испытаний.

Как видно из таблицы, прокаливаемость хромомарганценикелевой стали значительно выше, чем хромоникелевой.

Высокая склонность к отпускной хрупкости и хрупкому разрушению хромоникелевой, хромомарганцевой и марганцевой сталей общеизвестна.

Вследствие возникновения отпускной хрупкости второго рода у хромоникелевых сталей 40ХН и 50ХН ударная вязкость понижается в 3—4 раза. Еще большее падение вязкости наблюдается у марганцевой стали — в 6 раз и более.

Обычной мерой борьбы с отпускной хрупкостью является быстрое охлаждение (в воде) изделия после отпуска. Однако эта мера является совершенно нерациональной. Известно, что высокотемпературный отпуск устраняет напряжения, которые изделие получило после закалки, лишь на 50—60%; 40% напряжений сохраняются в изделии, несмотря на медленное охлаждение после отпуска. Применение быстрого охлаждения (в воде) способствует возрастанию остаточных напряжений, что в значительной мере понижает статическую вязкость и пластичность стали. Можно понизить склонность к хрупкости стали, легируя ее молибденом, но этот путь ввиду дефицитности молибдена совершенно исключается.

Единственным рациональным методом борьбы с отпускной хрупкостью является комплексное легирование.

Опыты показали, что хромомарганценикелевая сталь менее склонна к отпускной хрупкости, чем хромоникелевая и тем более марганцевая сталь, что, как уже отмечалось, связано с особенностями влияния легирующих элементов при их комплексном применении. Известно также, что вследствие медленного охлаждения стали 38ХГН после отпуска вязкость ее понижается только на 10—15%, а не на 60—80%, как у хромоникелевой и марганцевой сталей. В случае дополнительного легирования стали 0,1% Ti после отпуска при 600—650° склонность к отпускной хрупкости еще более снижается.

Приведенные данные получены в результате испытания стали при температуре +20°. Однако в последние годы выяснилось, что правильнее оценивать склонность стали к хрупкому разрушению (к отпускной хрупкости) ее хладноломкостью и тепловой хрупкостью.

У стали 35ХГНТ при температурах от 100 до 350° ударная вязкость остается одинаковой как у образцов, охлаждавшихся в воде, так и у образцов, охлаждавшихся вместе с печью. Начиная с 150° на ударную вязкость влияет различие в скорости охлаждения, уменьшающееся при температурах около -40°С.

Весьма характерным является то, что у стали 35ХГНТ вплоть до -60° вязкость стали в «хрупком» и «вязком» состояниях сохраняется практически неизменной. Аналогичная картина наблюдается у стали, модифицированной малой добавкой вольфрама (0,07%), причем в этом случае вязкость стали в «хрупком» состоянии значительно выше.

Наиболее высокие значения вязкости наблюдаются у стали 35ХГНТВ, но эта сталь экономически менее выгодна.

Вычисление процентного отношения значений вязкости при низких температурах и при +20° показывает, что в случае «хрупкого» состояния стали вязкость падает менее резко, чем в случае «вязкого», и что стали 35ХГН, 35ХГНВ и 35ХГНТВ являются более вязкими.

На основании изложенного выше можно сделать следующие выводы:

1. Сравнение механических и технологических свойств конструкционных сталей свидетельствует об определенных преимуществах хромомарганценикелевой стали типа 35ХГН. Применение такой стали для деталей тракторов и других

машин (вал промежуточный коробки передач, вал механизма блокировки, полуось заднего колеса, поворотный вал передней оси и т. п.) устраняет необходимость использования сталей нескольких марок.

2. Модифицирование хромомарганценикелевой стали малыми добавками титана или вольфрама способствует повышению ее прочности.

3. Применяемые в тракторостроении стали 40ХН, 45ХН и особенно 45Г2 более склонны к хрупкому разрушению (к отпусковой хрупкости), чем сталь 35ХГН. Склонность к хрупкому разрушению последней можно значительно понизить, если модифицировать ее малыми добавками титана (0,05%) или вольфрама (0,1%).

4. Наилучшее сочетание прочности, вязкости и пластичности, а также преимущества технологического порядка (большая прокаливаемость, расширение интервала закалочных температур и т. п.) достигаются вследствие комплексного легирования хромомарганценикелевой стали малыми количествами хрома, марганца и никеля, а также модифицирования такой стали малыми дозами титана (0,05%).

#### Применение низколегированных и комплекснолегированных сталей в тяжелом машиностроении

В табл. 53 приведены средние значения механических свойств сталей 35Х2Н2Г, 38ХГН, 35ХГТ, 35ХГНВ, 35ХН2В и 20ХГН после термической обработки поковок различных сечений; свойства определены на глубине  $\frac{1}{3}$  радиуса от поверхности.

Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие выводы в отношении области применения изученных сталей.

Стали 35Х2Н2Г, 35ХН2В, 35ХГНВ, 38ХГН, 35ХГТ и 20ХГН могут применяться для изготовления ответственных тяжелых конструкций вместо дорогих никелевых или никелемолибденовых сталей:

стали 35Х2Н2Г, 35ХН2В и 35ХГНВ — вместо сталей ОХНЗМ и ОХН1М (сечения 450—750 мм);

сталь 38ХГН — вместо сталей ОХН1М и ОХМ (сечения до 550 мм);

Таблица 53

Сталь	Диаметр сечения, мм	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$a_H$ , кг·м/см <sup>2</sup>
		кг/мм <sup>2</sup>		%		
35Х2Н2Г	750	90	75	10	35	4,5
		$\overline{90}$	$\overline{75}$	$\overline{10}$	$\overline{25}$	$\overline{3,0}$
	550	90	75	10	40	5,0
		$\overline{90}$	$\overline{75}$	$\overline{10}$	$\overline{25}$	$\overline{3,5}$
450	90	75	12	40	5,5	
	$\overline{90}$	$\overline{75}$	$\overline{10}$	$\overline{15}$	$\overline{3,5}$	
38ХГН	550	80	60	12	45	4,5
		$\overline{80}$	$\overline{60}$	$\overline{10}$	$\overline{45}$	$\overline{4,5}$
	450	80	60	12	35	4,5
		$\overline{80}$	$\overline{60}$	$\overline{10}$	$\overline{25}$	$\overline{3,5}$
	350	75	60	12	40	5,0
		$\overline{75}$	$\overline{60}$	$\overline{10}$	$\overline{20}$	$\overline{4,0}$
250	75	60	12	45	5,0	
	$\overline{75}$	$\overline{60}$	$\overline{8}$	$\overline{20}$	$\overline{4,5}$	
35ХГТ	550	75	45	14	40	4,5
		$\overline{75}$	$\overline{45}$	$\overline{12}$	$\overline{40}$	$\overline{4,0}$
	450	80	50	14	40	3,5
		$\overline{80}$	$\overline{50}$	$\overline{12}$	$\overline{40}$	$\overline{3,0}$
	350	80	55	15	45	5,0
		$\overline{80}$	$\overline{55}$	$\overline{12}$	$\overline{35}$	$\overline{3,5}$
200	80	65	15	45	5,5	
	$\overline{80}$	$\overline{65}$	$\overline{12}$	$\overline{30}$	$\overline{3,5}$	
35ХГНВ	550	90	75	16	45	8,5
		$\overline{90}$	$\overline{75}$	$\overline{15}$	$\overline{30}$	$\overline{5,5}$
	450	90	75	18	60	7,5
		$\overline{90}$	$\overline{75}$	$\overline{16}$	$\overline{50}$	$\overline{6,0}$
	350	95	80	19	60	12,0
		$\overline{95}$	$\overline{80}$	$\overline{17}$	$\overline{45}$	$\overline{6,5}$
250	95	80	19	60	11,0	
	$\overline{95}$	$\overline{80}$	$\overline{15}$	$\overline{35}$	$\overline{8,0}$	
35ХН2В	550	90	75	18	55	8,0
		$\overline{90}$	$\overline{75}$	$\overline{17}$	$\overline{56}$	$\overline{5,5}$
	450	90	75	19	60	7,5
		$\overline{90}$	$\overline{75}$	$\overline{18}$	$\overline{50}$	$\overline{6,0}$

Продолжение табл. 53

Сталь	Диаметр сечения, мм	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	$\sigma_{н.}$ кг·м/см <sup>2</sup>
		кг/мм <sup>2</sup>		%		
35ХН2В	350	95 95	80 80	19 16	55 45	8,5 6,0
	250	95 95	80 80	19 16	60 40	8,5 6,0
20ХГН	500	58 58	35 35	30 25	65 50	18 10
	350	60 60	38 38	25 25	70 45	20 10
	250	65 65	40 40	25 22	65 45	20 10
	200	65 65	50 50	22 15	60 35	15 6
30ХГВТ	700	74—76	55—65	16	40	6,0—7,5
	500	78—81	62—64	16	56	5,5—6,5
30Х2ГМТ	900	91 88	77 75	12 10	40 22	4,5 3,0
	700	88 88	75 75	13 12	40 35	6 4
	500	88 88	70 70	15 11	50 30	7,0 4,0

сталь 35ХГТ — вместо стали ОХМ (сечения до 300 мм) и ОХН1М (сечения до 250 мм); при некотором снижении  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  ее можно с успехом применять вместо стали ОХН1М для изготовления изделий сечением до 550 мм;

сталь 20ХГН — вместо сталей 12ХН3А и 20ХНМ.

В ряде случаев низколегированная сталь в нормализованном состоянии (с последующим низкотемпературным отпуском) может использоваться для изготовления крупных изделий вместо более легированной стали, например, 35ХМ или 12ХН3А.

Сталь 30ХГВТ\* (0,28—0,35 % С; 1,0—1,2 % Мп; 0,9—1,2 % Сг; 0,7—0,9 % W и 0,05—0,1 % Ti) после закалки в масле от 910° и отпуска при 610° обладает высокими меха-

\* Авторское свидетельство № 127280, 3.1.1960.

ническими свойствами в изделиях больших сечений и может применяться вместо хромоникелевой стали 40ХН (сечения до 700 мм) и хромоникелемолибденовой стали 35ХНМ (сечения до 500 мм).

Сталь 30Х2ГМТ (0,28—0,35 % С; 1,1—1,3 % Мп; 1,8—2 % Сг; 0,45—0,6 % Мо; 0,07—0,1 % Ti) можно рекомендовать взамен хромоникелемолибденовых сталей 35ХНМ, 35ХН3М и других высоконикелевых сталей.

Сталь 35Х2Н2Г является высокопрочной, но менее пластичной и вязкой, чем сталь 35ХНМ. В связи с повышенным содержанием никеля она должна использоваться в ограниченных масштабах. Напротив, сталь 38ХГН (1 % Ni)\* во многих случаях может успешно применяться вместо хромоникелевых и хромоникелемолибденовых сталей для изготовления изделий сечениями 200—300 мм (детали крупных буровых установок, шахтных подъемных механизмов и др.).

Стали 35ХГНВ (1 % Ni и 0,7 % W) и 30ХГНВТ (0,1 % Ti) целесообразно использовать для изготовления различных дисков, крупногабаритных гребных валов и других изделий вместо сталей с повышенным содержанием никеля и молибдена.

Что касается низкоуглеродистой стали 20ХГН и тем более сталей 20ХГНТ и 20ХГНВ, то их во многих случаях можно применять вместо сталей 12ХН3А, 20ХН3А, 20ХН3МА и других, снижая таким образом расход никеля, молибдена и т. п.

Для изготовления менее ответственных изделий среднего и тяжелого машиностроения можно применять безникелевую сталь 35ХГТ.

Для изготовления крупных ответственных деталей (шпиндели, валы, шестерни и др.) вместо сталей 40ХН, 50ХН, 35ХНМ, 35ХН3М и других можно применять безникелевые стали 30ХГВТ и 30Х2ГМТ.

\* Авторское свидетельство № 83759, 10.VI.1949.

## Литература

1. Апаев Б. А., Процесс карбидообразования при отпуске углеродистой стали, «Металловедение и обработка металлов», № 1, 1957.
2. Архаров В. И., Внутренняя адсорбция в твердых растворах, Труды института физики металлов, Изд-во АН СССР, в. 20, 1958.
3. Архаров В. И., Вангенгейм С. Д., К вопросу о факторах, влияющих на эффект внутренней адсорбции в твердых растворах, «Физика металлов и металловедения», т. IV, в. 3, 1957.
4. Бокий Г. Б., Введение в кристаллохимию, Изд-во МГУ, 1954.
5. Браун М. П., Влияние малых добавок легирующих элементов на излом стали, Изд-во АН УССР, 1954.
6. Браун М. П., Воронов П. Е., Низколегированная конструкционная сталь 38ХГН, «Сталь», № 9, 1949.
7. Браун М. П., Природа излома перегретой стали, Изд-во АН УССР, 1954.
8. Вишняков Д. Я., Ольховой Л. С., Влияние ниобия и циркония на отпускную хрупкость хромистой стали, Сб. Московского института стали, № 36, 1957.
9. Волобуев И. В., Гавранек В. В., Влияние ниобия на отпускную хрупкость марганцовистой стали, «Металловедение и термическая обработка металлов», № 2, 1959.
10. Вязников Ю. А., Ермаков С. С., Новые стали для шарошек буровых долот и методика их исследования, Материалы межвузовского научного совещания, в. 3, 1958.
11. Голубков В. М., Ильина В. А., Крицкая В. К., Курдюмов Г. В., Перкас М. Д., Изучение физических факторов, определяющих упрочнение легированного железа, Сб. «Проблемы металловедения и физика металлов», Металлургиздат, 1958.
12. Ма Жу-чжан, Влияние ванадия на склонность стали к отпускной хрупкости, Сб. Московского Института стали, № 36, 1957.
13. «Металловедение и обработка металлов», № 2, 3, 1955; № 3, 4, 5, 1956.
14. Михайлов-Михеев П. Б., Тепловая хрупкость стали, Машгиз, 1956.
15. Нехензи Ю. А., Вязников Н. Ф., Ермаков С. С., Новые составы цементируемой стали, «Научные доклады высшей школы», Металлургия, № 4, 1958.

16. Палатник Л. С., Леонтьев Б. А., Исследование структуры сталей 30ХМА и X (ШХ-15) после промежуточного превращения, «Физика металлов и металловедение», № 1, 1956.

17. Пермяков В. Г., Карбидные превращения при низкотемпературном распаде переохлажденного аустенита, «Металловедение и обработка металлов», № 3, 1958.

18. Colombier L., Quelques observation sur la fragilite, de revenu, «Revue de Metallurgie», v. 52, 1955.

19. Crussard C., Borione R., Plateau J., Morillon J., Maratray F., A study of impact tests and the mechanism of brittle fracture, «Journal of the Iron and Steel Institute», v. 183, 1956.

20. Feltham P., Grain growth in metals, «Acta Metallurgica», v. 5, № 2, 1957.

21. Hargreaves F., Hill R., «Journal of Institute of Metals», v. 41, 1929.

22. Harker O., Parker E., Form and growth of grain, «Transactions of American Society for Metals», v. 34, 1945.

23. Hofmann W., Schumacher G., «Archiv f. d. Eisenhüttenwesen», Bd., Hf. 2, 1955.

24. Klinger L. J., Barnett W. J., Fromberg R. P., Troiano A. R., The embrittlement of alloy steel at high strength levels, «Transactions of the American Society for Metals», v. 46, 1954.

25. Nestler Z., Günter F., Elektronenmikroskopischen Untersuchungen über Bruchoberflächen von Stahl, Archiv f. d. Eisenhüttenwesen, Bd. 30, 1959.

26. Pitsch W., Über ein Verfahren zur unmittelbaren Beobachtung von Bruchgefügen im Elektronenmikroskop, «Archiv für das Eisenhüttenwesen», Bd. 28, Hf. 10, 1957.

27. Powers A. E., A study of temper brittleness in Cr-Mn steel, containing large amounts of Mo, W and V, «Journal of Iron and Steel Institute», v. 186, p. 3, 1957.

28. Powers A. E., Effect of Mo and W on temper-brittleness, «Transactions of the American Society for Metals», v. 48, 1956.

29. Wernes O., Hunger J., Elektronenmikroskopische Untersuchungen an Stahlbruchflächen, «Archiv f. d. Eisenhüttenwesen», Bd. 27, Hf. 10, 1953.

30. Woodfine B. C., a) Some aspects of temper-brittleness; b) Temper-brittleness, a critical review of the literature, «Journal of Iron and Steel Institute», v. 173, 1953.



---

## Содержание

	Стр.
Введение . . . . .	3
Влияние легирующих элементов на склонность стали к хрупкому разрушению . . . . .	5
Выделение карбидов при отпуске и силы связи между углеродом и легирующими элементами . . . . .	21
Рост зерна и характер излома стали . . . . .	25
Влияние дополнительного легирования на превращения аустенита	58
Основные механические и технологические свойства низколегированных сталей . . . . .	72
Влияние модифицирующих добавок на механические свойства и структуру излома литой легированной стали . . . . .	125
Механические свойства стали в изделиях крупных сечений . . . . .	134
Применение высокопрочных низколегированных и комплекснолегированных сталей . . . . .	173
Л и т е р а т у р а . . . . .	190

---

*Михаил Петрович Браун*  
(докт. техн. наук, проф.)

### Влияние легирующих элементов на свойства стали

Редактор издательства *А. М. Новик*  
Переплет художника *Н. М. Ирискина*  
Тех. редактор *С. М. Матусевич*    Корректор *В. С. Заколпская*

Сдано в набор 22/VI. 1962 г. Подписано к печати 26/IX. 1962 г. Формат бумаги 84×108<sup>1/32</sup>. Объем: 6. физ. лист.; 10,08 усл. лист.; 10,5 учетно-изд. лист.  
Тираж 4000. БФ 37/87. Цена 73 коп.

Государственное издательство технической литературы УССР,  
Киев, 4, Пушкинская, 28.

Отпечатано с матриц Книжной фабрики им. Фрунзе Главполиграфиздата Министерства культуры УССР, Харьков, Донец-Захаржевская, 6/8, в типографии «Коммунист» Главполиграфиздата Министерства культуры УССР, Харьков, Пушкинская, 29. Зак. 823.