

склонность к росту зерна не увеличивается и даже уменьшается и заметно повышается предел упругости.

Оптимальное содержание бора и титана зависит от основного состава стали. Так, в кремнемарганцовистой стали (55СГ2) оно составляет 0,003% В и 0,06—0,1% Ti, а в хромомарганцовистой стали (55ХГ) 0,003—0,006% В и 0,1—0,15% Ti соответственно. По сравнению с крем-

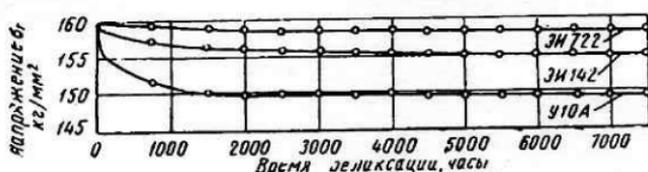


Рис. 221. Релаксация напряжений у закаленной и отпущенной ленты из разных сталей ЭИ142, (70С2ХА); ЭИ722 (0,71% С, 2,49% Si, 0,51% Mn, 0,62% Cr, 0,6% W и 0,2% Mo)

нистой пружинной сталью (60С2) стали с бором выгодно отличаются также меньшей склонностью к обезуглероживанию и более высокой релаксационной стойкостью.

Наиболее эффективно бор улучшает механические и технологические свойства стали в том случае, если одним из основных легирующих

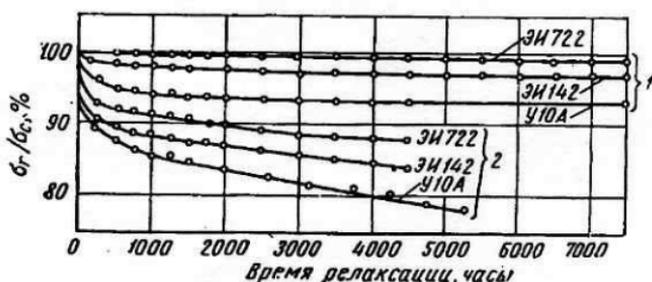


Рис. 222. Сравнительная релаксационная стойкость ленты из разных сталей после закалки и отпуска (1) и после закалки (2). Температура отпуска: 340—350° С (У10А), 370—380° С (ЭИ142), 410—420° (ЭИ722)

элементов в ней является марганец. На основании этих исследований рекомендуются для пружин и рессор ответственного назначения стали с бором и титаном 55ХГР и 55СГ2Р. Введение бора (до 0,0005%) в хромомарганцовистую пружинную сталь рекомендовано также зарубежными (японскими) исследователями.

Было показано [372], что дополнительное легирование кремнистой пружинной стали с повышенным (до 2,5%) содержанием кремния вольфрамом и молибденом повышает ее релаксационную стойкость (при комнатной температуре). Это видно из рис. 221 [372].

Большое влияние на пружинные свойства стали оказывает ее структура, а следовательно, и условия термической обработки. Так, из рис. 222 [372] видно, что у всех приведенных там сталей релаксационная стойкость (при комнатной температуре) при трооститной структуре (после закалки и среднего отпуска) значительно выше, чем при мартен-

ситной (после закалки), по-видимому, вследствие меньшей стабильности последней.

Особенно вреден в пружинной стали остаточный аустенит, понижающий и упругие свойства, и предел прочности, и релаксационную стойкость, и другие свойства такой стали. Поэтому условия закалки и отпуска должны обеспечивать получение минимального количества остаточного аустенита и максимального его разложения. Это достигается, в частности, применением среднего отпуска, обработкой холодом и др. Обычная ступенчатая закалка (с последующим средним отпуском), при которой в стали, особенно в тонкой ленте, получается повышенное количество остаточного аустенита, может оказаться неприемлемой. Уменьшение количества остаточного аустенита (в ленте из стали ЭИ142 и ЭИ722 в 2 раза) и соответственно улучшение всех свойств стали достигнуто [см. 372] за счет ускоренного охлаждения (водой или смесью воды со льдом) после переохлаждающей ванны.

В увеличении количества остаточного аустенита может, следовательно, проявиться отрицательная роль легирующих элементов в пружинной стали. Рациональное легирование такой стали требует поэтому учета не только прокаливаемости, механических и других свойств данных пружин, но и факторов, влияющих на количество остаточного аустенита. Это одна из причин применения сравнительно большего количества марок пружинной стали. О производимых и применяемых отечественных и зарубежных марках см. [481, 142, 912 и др. ¹].

С остаточным аустенитом связана и трудность реализации в легированной стали возможности получения высокой или сверхвысокой прочности за счет низкого отпуска. При таком отпуске не распадается основная масса остаточного аустенита, и углеродистая сталь может оказаться даже лучше легированной. Поэтому большое значение приобретает возможность получения и у пружинной стали высокой или сверхвысокой прочности за счет термомеханической обработки (см. стр. 308), тем более что такая обработка на ленте легко осуществима технологически. На проволоке (патентированной) это по существу давно используется. Из рис. 223 [187] видно, что с повышением температуры отпуска до 350°С после термомеханической обработки у пружинной стали ЭИ142 предел прочности достигает 300 кг/мм², а количество превратившегося остаточного аустенита (рис. 223, б) при этом составляет уже ~60%. Но и после отпуска при 400—420°С, когда превращается весь остаточный аустенит, может быть получен за счет термомеханической обработки $\sigma_b \approx 280$ кг/мм².

Термомеханическая обработка оказалась наиболее эффективной для стали, легированной бором, — элементом, стабилизирующим дислокации [см. 135]. На стали 55ХГР термомеханической обработкой был получен предел пропорциональности 180—195 кг/мм² (вместо ~160 кг/мм² после обычной термической обработки, т. е. закалки и отпуска) при относительном сужении 25—30%. Наблюдалось также повышение усталостной прочности при относительно небольшом числе циклов (ограниченной выносливости). При большом числе циклов, когда генерируется большое число вакансий, эффект термомеханической обработки ослабевает.

Рекомендуют также [135, А. Г. Рахштадт] использовать то обстоятельство, что эффект упрочнения высокотемпературной термомеханической

¹ В частности, [1006, р. 96-В].

ской обработкой сохраняется и после вторичной закалки («эффект обратимости или наследственности» — в других исследованиях он был невелик), и проводить после термомеханической обработки промежуточный отпуск стали — низкий (для уменьшения напряжений) или высокий (для обработки резанием), а затем повторную закалку и окончательный отпуск — при 250—300°С (отпуск выше 400°С снимал эффект термомеханической обработки) [780]. Пластическое деформирование (~ на 5%) после термомеханической обработки (см. стр. 315) и последующий отпуск при ~150°С позволили повысить предел пропорциональности со 190 до 225 кг/мм² при $\delta \sim 4\%$ и $\psi \sim 30\%$.

В современных машинах, приборах и устройствах для пружин и упругих элементов часто необходимы стали или сплавы, обладающие

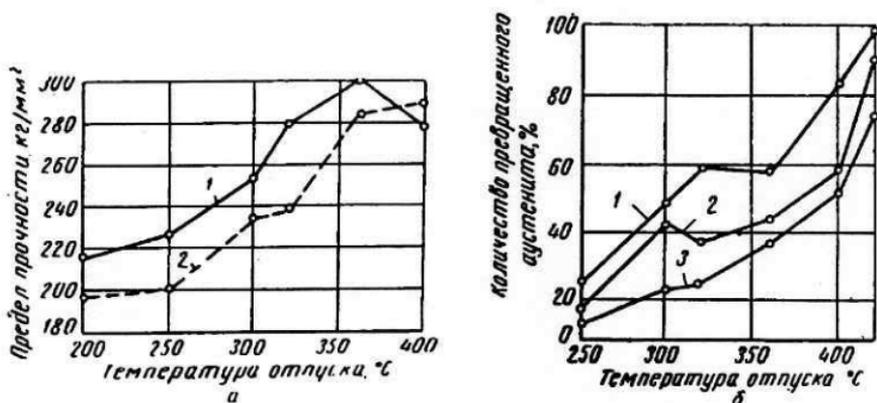


Рис. 223. Влияние температуры отпуска после термомеханической обработки на предел прочности (а) и количество остаточного аустенита (б) пружинной стали ЭИ142:

1 — выдержка при отпуске 5 мин; 2 — то же, 60 сек; 3 — то же, 30 сек

рядом специальных свойств: высокой коррозионной стойкостью в разных агрессивных средах, жаропрочностью (теплоустойчивостью), немагнитностью, малым температурным коэффициентом модуля упругости, высокой электропроводностью и др., иногда несколькими специальными свойствами одновременно.

Для изготовления коррозионностойких пружин в зависимости от состава агрессивной среды можно применять либо высокохромистую нержавеющую сталь мартенситного класса типа 3X13 и 4X13, либо аустенитную сталь, чаще всего типа 1X18H9T. Подробно о стали этих типов сказано в соответствующей главе. Пружины из высокохромистой стали требуют закалки на мартенсит с последующим отпуском, обычно при ~300°С. Однако подробные исследования такой стали в качестве пружинной показали [173], что для получения удовлетворительной релаксационной стойкости при повышенных температурах (до 300—350°С) отпуск должен проводиться при 450—500°С (закалка с 1000—1050°С в масле).

Для работы при повышенных температурах пригодны теплоустойчивые (жаропрочные) стали с низким и средним содержанием хрома (до 5—6%), дополнительно легированные молибденом и ванадием, и стали, близкие по составу к быстрорежущей, чаще всего с пониженным до 8—9% содержанием вольфрама (например, с 0,65% С, 4% Сг,

0,85% Мо, 0,7% V, 8—9% W — до 550°С, сталь с 0,3% С, 2,3% Cr, 0,85% Мо, 0,6% V, 4—4,5% W — до 500°С, сталь 3Х2В8) либо типа Р18. Так, для плоских пружин уплотнений в паровых турбинах положительные результаты при 470°С и даже при 500°С дала [см. 742] сталь с 0,3% С, 2,1% Cr, 1% Мо и 0,4% V (ЭИ723). Эта сталь показала также высокую релаксационную стойкость при 500—550°С и рекомендована для крепежных деталей паровых турбин с высокими и сверхвысокими параметрами пара.

Для работы при еще более высоких температурах необходимы уже жаропрочные аустенитные стали или сплавы на основе никеля. Релаксационная стойкость нескольких сталей

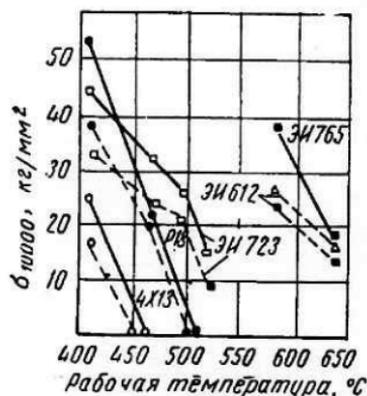


Рис. 224. Релаксационная стойкость нескольких пружинных сталей:

ЭИ612	— 0,08% С,	14,9% Cr,
	33,7% Ni, 3% W,	1,35% Ti.
ЭИ765	— 0,09% С,	14,5% Cr,
	4,2% Мо, 5,2% W,	1,3% Ti,
	1,94% Al, 0,008% В,	0,76% Fe,
	ост. Ni	

и никелевых сплавов при 400—640°С и длительности работы 10 000 ч показана на рис. 224 [742], где приведен и состав сталей ЭИ612 и ЭИ765. Аустенитная коррозионностойкая сталь, в частности 1Х18Н9Т, приобретает требуемые для пружин свойства за счет наклепа; дополнительное их повышение и лучшая стабилизация достигаются путем отпуска навитых пружин при ~450°С. Для пружин, работающих при 300, 350°С и особенно при 400°С, степень наклепа проволоки не должна быть больше ~60%*.

Сообщается [см. 991], что у стали с 17% Cr, 8,5% Mn и 2,5% Ni (сталь Fortinax) после наклепа 80% был получен предел прочности 220 кг/мм², а дополнительный отпуск при 450°С (2 ч) повысил его до 252 кг/мм². Из такой ленты были успешно изготовлены часовые пружины.

В качестве коррозионностойкого и резко агрессивных средах и немагнитного сплава для пружин и упругих элементов приборов, работающих при комнатной и повышенной температурах (до 400°С), в США был предложен сплав на основе кобальта (эльджилой) сложного состава: ≤0,15% С, 2% Mn, 20% Cr, 15% Ni, 7% Mo, 0,15% Ti, 0,03% Al, 0,03% Be, 40% Co. В Советском Союзе разработана [см. 429] и получила применение модификация такого сплава, содержащая 0,07—0,12% С и не содержащая титана, алюминия и бериллия (К40НХМ). Этот сплав приобретает максимальное упрочнение (σ_b до 270 кг/мм², твердость до 500—750 кг/мм²) после закалки с 1100—1150°С, холодной деформации не менее 70—80% и отпуска при 500—550°С. Основной причиной упрочнения сплава при отпуске после наклепа является дисперсионное твердение с выделением, по-видимому, карбидной фазы состава (Cr, Fe, Mo)₂₃C₆. Поэтому эффект упрочнения усиливается с повышени-

* См. также А. И. Жукова. Эксплуатационные характеристики коррозионно-стойких и жаропрочных пружин из стали 1Х18Н9Т. Изд. Ленинградского дома научно-технической пропаганды, серия Металловедение и термическая обработка, вып. 8, Л., 1962.

ем содержания углерода в сплаве. Предполагают также, что дополнительно сплав упрочняется за счет образования K -состояния.

Кобальтовый сплав имеет также высокие значения усталостной прочности и модуля упругости, а живучесть изготовленных из него пружин (часовых) более чем в два раза превосходит живучесть пружин из углеродистой стали. Однако вследствие очень высокого содержания кобальта и некоторых технологических недостатков его применение можно считать целесообразным только в специальных случаях, где используется полностью комплекс его свойств. В качестве материала для прецизионных пружин он непригоден, так как имеет сравнительно большой температурный коэффициент модуля упругости. При дополнительном введении 4—5% W (K40HXMB) сплав приобретает комплекс свойств, делающих его весьма пригодным для растяжек и подвесов измерительных приборов [см. 60]. Еще более высокие свойства он приобретает при дополнительном легировании рением в количестве 7—10% [909].

Значительно более экономична разработанная в Советском Союзе [см. 230, 59] немагнитная высокопрочная коррозионностойкая аустенитная пружинная сталь H36XTЮ (ЭИ702), содержащая до 0,05% С, 35—36% Ni, 12—14% Cr, 3% Ti и 1% Al. Эта сталь упрочняется за счет дисперсионного твердения, состоящего из закалки с 950°С (в воде) и последующего отпуска при 700°С (2 ч). После такой обработки получают и наиболее высокие пружинные свойства. Исследования [59] показали, что при отпуске выделяются упрочняющие фазы Ni_3Ti (η) и $Ni_3(Al, Ti)$ (γ') (см. стр. 502 и 548); с увеличением продолжительности отпуска количество второй фазы увеличивается, а количество первой уменьшается.

Введение бора в количестве 0,005 (до 0,007%) заметно повышает предел упругости ($\sigma_{0,001}$, $\sigma_{0,005}$ и $\sigma_{0,01}$) и модуль упругости этой стали, что было установлено не только на образцах, но и на изделиях (мембранах) [208]. Объясняют это созданием адсорбционных зон по границам зерен и блоков и вокруг выделений, что препятствует движению дислокаций. Наиболее сильно влияние бора сказывается после той же термической обработки, которая является оптимальной для стали без бора. Бор не изменяет, по-видимому, и природы выделяющихся фаз.

Упругие свойства стали ЭИ702 при нагреве сохраняются на достаточном уровне только до 200°С. Дополнительное легирование молибденом в количестве 5 и 8% повышает ее теплоустойчивость, а также прочность и твердость при комнатной температуре; в частности, увеличивается отношение предела текучести к пределу прочности [429, 208] после отпуска при 750°С. Сталь с 5% Мо может работать до 300°С (упругие элементы) и до 400°С (пружины), а сплав с 8% Мо — до 500°С. Для пружин, работающих до 500°С, рекомендован также [208] сплав на никелевой основе H80X12ТЮ с 1,5% Nb и 3,5% Мо.

Сплав типа H36XTЮ, но с пониженным до 8% содержанием хрома, повышенным до 1,3% содержанием алюминия и содержащий дополнительно 5% Мо (H36X8MTЮ), оказался пригодным для растяжек электронизмерительных приборов [см. 60]. По сравнению со сплавом K40HXMB (см. выше) он более пластичен при прокатке и волочении, менее хрупок в наклепанном состоянии и имеет меньший температурный коэффициент электросопротивления.

Для прецизионных пружин и упругих элементов разработаны стали и сплавы с малым температурным коэффициентом модуля

упругости α_E , известные под общим названием элинвары. Основной всех элинваров является система Fe — Ni, в которой наблюдается аномалия температурной зависимости модуля упругости. Нормально α_E имеет отрицательное значение и колеблется в пределах $200\text{--}300 \times 10^{-6}$. В системе железо — никель, как видно из рис. 225 [см. 41], α_E дважды переходит через нуль — при 29 и 45% Ni, а наибольший и притом положительный ($\sim 500 \times 10^{-6}$) α_E имеет сплав с 36% Ni (инвар). Но практически использовать двойные сплавы с нулевым α_E нельзя из-за очень крутого хода кривой зависимости α_E от содержания никеля вблизи 29 и 45%.

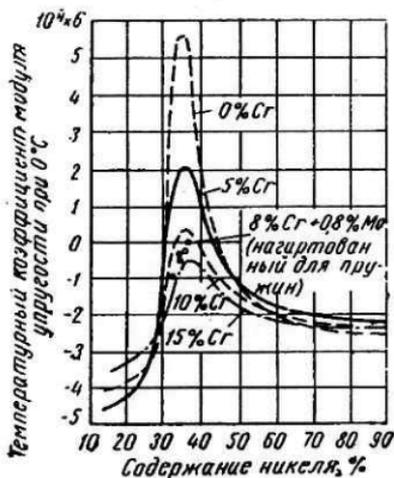


Рис. 225. Температурный коэффициент модуля упругости железо-никелевых сплавов при 0°C

Введение хрома делает кривую более пологой. Сплав, содержащий 36% Ni и 12% Cr, и был впервые назван элинваром.

Но двойной элинвар обладает недостаточными прочностными и другими свойствами. Для повышения этих свойств в элинвар вводятся дополнительно либо углерод и карбидообразующие элементы либо элементы, сообщающие сплаву способность к дисперсионному твердению за счет образуемых ими интерметаллических соединений.

К сплавам первого типа относятся зарубежные сплавы изоэластик, метэлинвар и др. [см. 59], содержащие (кроме никеля) 0,6—0,8% C, 6—8% Cr, 2—4% W, 1—1,5% Mo, и отечественный сплав Н35ХМВ [см. 230], содержащий еще большее количество углерода. Этот сплав также упрочняется дисперсионным твердением после закалки с $1000\text{--}1050^\circ\text{C}$ (нагрев в вакууме), наклепа с большой степенью деформации и отпуска при $500\text{--}550^\circ\text{C}$, причем упрочняющей является карбидная фаза $(\text{Cr, Fe, W, Mo})_7\text{C}_3$. Величина его α_E определяется составом твердого раствора и заметно изменяется уже при незначительном отклонении содержания никеля (и других элементов) в твердом растворе от оптимального.

К недостаткам упрочняемых карбидами элинваров, в частности сплава Н35ХМВ, относятся сильная ферромагнитность (высокое магнитное насыщение), трудности изготовления из них деталей, плохая свариваемость и недостаточная коррозионная стойкость; последнюю можно повысить введением 0,5% Cu [см. 429]. В настоящее время упрочняемые карбидами элинвары вытесняются дисперсионно твердеющими.

В качестве элементов, сообщающих элинвару способность к дисперсионному твердению, используются титан, бериллий и алюминий, чаще всего в определенном сочетании (Ti + Al; Ti + Be). Содержание углерода в этих сплавах низкое ($<0,05\%$). В зависимости от содержания никеля и хрома они могут быть и ферромагнитными и немагнитными. Практически последние наиболее важны. К числу сплавов этого типа из зарубежных относятся, например, ферромагнитные Ниварокс (без хрома при 37% Ni), Дюринвал, Ниспен, немагнитные Ниварокс (с 31% Ni и 9% Cr), Контрацид [см. 59, 230]. Из разработанных у нас сплавов

[см. 230, 429] наиболее приняты Н41ХТ с <math><0,05\%</math> С, 42% Ni, 5,5% Cr, 2,6% Ti, 0,8% Al и сплав с более высоким содержанием никеля и меньшим количеством титана Н43ХТ, имеющий практически постоянный модуль упругости до $\sim 180^\circ\text{C}$.

Дисперсионно твердеющие элинвары также упрочняются сильнее в том случае, когда отпуску предшествует наклеп, чем в случае отпуска непосредственно после закалки. По сравнению с элинварами, упрочняемыми за счет карбидной фазы, у дисперсионно твердеющих элинваров

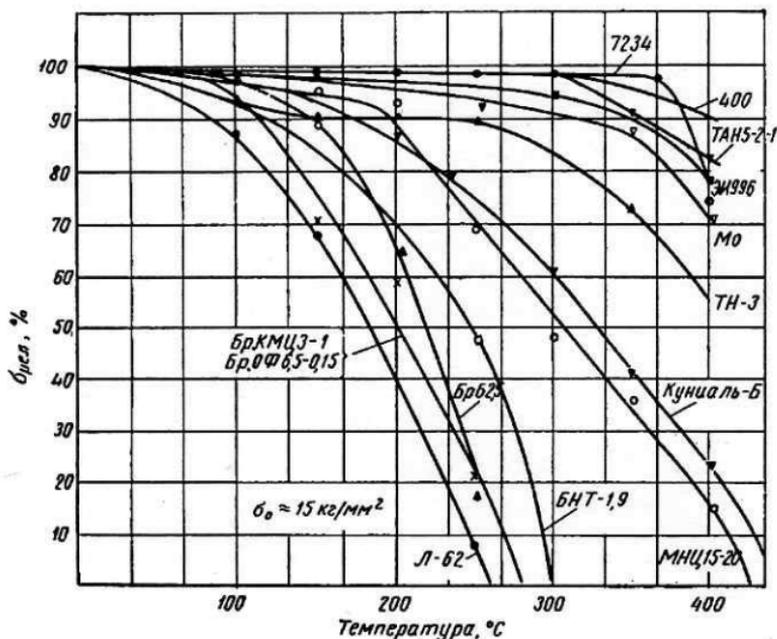


Рис. 226. Зависимость релаксационной стойкости от температуры у сплавов для токоведущих пружин.

Состав:

- Куниаль-Б — Cu + 6,15% (Ni + Co) + 1,3% Al;
- ТН-3 — Ta + 3% Nb;
- Мо — молибден технический, металлокерамический;
- ЭИ996 — Ni + 2,32% Be;
- ТАН5-2-1 — Ni + 5% Ti + 2% Al + 1% Nb;
- «400» — Ni + 30% Co + 2,3% Ti + 1,76% Al + 0,27% Mn;
- «7234» — Ni + 4% Ti + 1% Al + 4,5% Re

температурный коэффициент модуля упругости изменяется обычно сильнее и по более сложной кривой в зависимости от температуры отпуска. Основными же преимуществами дисперсионно твердеющих элинваров являются их лучшие технологические свойства и то, что их легче получить немагнитными и с высокой коррозионной стойкостью.

Для пружин и упругих элементов, от которых требуется и сравнительно высокая электропроводность, разработаны и применяются сплавы на основе главным образом меди и никеля — различные бронзы, упрочняемые наклепом, дисперсионным твердением или за счет упорядочения. Так как на таких сплавах мы не можем останавливаться подробно, то приводим только на рис. 226 (Р. И. Мишкевич) кривые зависимости релаксационной стойкости разных сплавов для токоведущих контактных пружин от температуры. Условия предварительной терми-

ческой обработки (низкотемпературного отпуска) должны быть уточнены для каждого сплава по изменению предела упругости. Из рис. 226 видно, что сплавы на медной основе пригодны для пружин, работающих до 200°С (лучший — нейзильбер). Для работы при температурах до 350°С достаточно стойки только сплавы на основе никеля. Из сплавов на медной основе представляет интерес также сплав с 20% Ni, 20% Mn и добавкой 0,01% В, приобретающий пружинные свойства, в том числе повышенную релаксационную стойкость, при нагреве за счет процесса упорядочения [612, стр. 135].

2. ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Стойкостью против износа должны обладать очень многие детали и изделия. Обычно она обеспечивается упрочнением поверхностного слоя изделия путем цементации, азотирования, цианирования, поверхностной закалки, диффузионного или электролитического покрытия металлом, износостойких наплавов и т. п. В данном случае речь идет о таких сталях и сплавах, которые сами по своему составу и структуре обладают повышенной стойкостью против износа, вследствие чего из них изготавливаются изделия, для которых это свойство играет решающую роль. Но наряду с этим от таких изделий требуются и другие свойства — высокая прочность, пластичность, иногда коррозионная стойкость, жаропрочность, немагнитность и др. Сюда относятся, например, стали и сплавы для подшипников качения, ядерных электроизмерительных приборов, рельсов, некоторые аустенитные стали и др. Принципы их легирования и обработки ниже рассмотрены более подробно.

При износе в поверхностном слое металла совершаются сложные физические, химические и чисто механические процессы, сущность которых еще далеко не до конца выяснена и во многом является дискуссионной. Нет еще также единого мнения по вопросу о классификации видов износа. Между тем износостойкость одной и той же стали при разных видах износа может быть разной. Наиболее принята предложенная Б. И. Костецким классификация [см. 625], по которой различают пять основных видов износа: 1) износ схватыванием I рода; 2) окислительный износ; 3) износ схватыванием II рода (тепловой износ); 4) абразивный износ; 5) оповидный (питтинговый) износ. При этом считают, что в каждом случае один из видов износа является ведущим и определяющим стойкость детали, хотя ему могут сопутствовать и другие виды.

Не имея возможности останавливаться на этих вопросах, отсылаем читателя к соответствующей литературе [см. 625]. Здесь отметим только, что по наиболее достоверным данным при всех видах износа повышение твердости стали и наличие в ее структуре (даже при одинаковой твердости) твердых карбидов увеличивают износостойкость. Рис. 227 [117] иллюстрирует влияние количества и состава карбидов на повышение износостойкости отожженных сплавов Fe — Cr — C. При одинаковом количестве карбидов износостойкость выше у сплавов, содержащих кубический карбид. $(Cr, Fe)_{23}C_6$. В условиях преобладания теплового износа стойкость стали тем больше, чем выше ее твердость при высоких температурах («горячая» твердость). Эти положения относятся и к абразивному износу, если сами абразивные частицы не слишком остры и их твердость соизмерима с твердостью истираемой

стали, в частности, в тех случаях, когда абразивными частицами являются сами продукты износа (обычно окислы).

Отсюда следует, что износостойкая сталь должна иметь повышенное или высокое (как в инструментальной стали) содержание углерода, а легировать ее следует одним или несколькими карбидообразующими элементами. Так, из рис. 269 видно, что при одинаковой твердости наибольшей износостойкостью обладает быстрорежущая сталь P18, за ней следуют высокохромистая сталь X12, сталь Y12 и т. д. Но высокая стойкость против износа, особенно против отдельных его видов, может быть обусловлена, например, меньшей абразивностью продуктов износа (у сплавов на железной основе), особенностями структуры (аустенитные стали). Такие факторы с успехом используются.

Ш а р и к о п о д ш и п н и к о в а я сталь является типичным примером стали, от которой требуется стойкость против износа, в том числе абразивного, вызываемого и окисленными продуктами износа. Наряду с этим от нее требуется высокая статическая и усталостная прочность (при удовлетворительной пластичности), так как в деталях (шариках, роликах, кольцах) вследствие очень малой опорной (контактной) поверхности возникают огромные знакопеременные напряжения (до $300-500 \text{ кг/мм}^2$). Для достижимости этих свойств сталь должна также обладать достаточной прокаливаемостью.

Высокая износостойкость шарикоподшипниковой стали достигается тем, что в нее вводится около 1% С и 0,4—1,5% Сг, т. е. по составу она относится к группе инструментальных. Хром не только увеличивает количество и твердость карбидов, но и повышает прокаливаемость стали. Поэтому содержание его в стали должно быть тем больше, чем больше размеры изготавливаемых из нее деталей. Сталь, предназначенная для крупногабаритных деталей, например для колец с толщиной стенки больше 30 мм, содержит также повышенное до ~0,6% количество кремния¹ и больше 1% марганца (сталь ШХ15СГ в СССР, 100СгМп6 в ФРГ). Это сообщает ей еще бóльшую прокаливаемость и, следовательно, возможность закалки в более мягких средах, одновременно дополнительно несколько повышая прочность и износостойкость.

Прокаливаемость шарикоподшипниковой стали при данном составе можно заметно повысить за счет технологических факторов, прежде всего за счет увеличения степени дисперсности карбидов в отожженном состоянии. В соответствии с этим наблюдалось увеличение прокаливаемости стали ШХ15 с повышением ее твердости после отжига [513]. По этой же причине прокаливаемость увеличивается в случае нормализации перед закалкой, а также с повышением температуры нагрева и продолжительности выдержки при закалке. Как было отмечено на стр. 179, этот фактор сказывается на прокаливаемости наиболее сильно у сталей, ле-

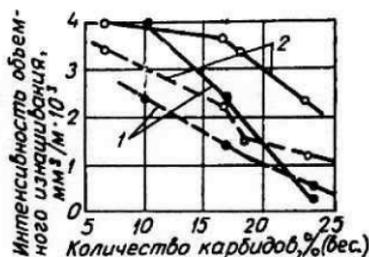


Рис. 227. Влияние количества карбидной фазы на износ отожженных сплавов Fe—Cr—C при сухом трении скольжения: 1 — сплав с карбидами $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$; 2 — сплав с карбидами $(\text{Cr, Fe})_3\text{C}_2$ (пунктир — ролики; сплошные линии — образцы)

¹ Кремний в такой стали уже в малых количествах повышает прокаливаемость, особенно бейнитную (см. стр. 412 и рис. 77 и 244).

гированных карбидообразующими элементами. Было показано [513], что прокаливаемость стали ШХ15 увеличивается также с увеличением степени уковки слитка.

По износостойкости хромистая сталь с 0,4—1,5% Cr, конечно, уступает быстрорежущей P18 и высокохромистой X12. Но это с избытком компенсируется тем, что она значительно проще в производстве, термической и механической обработке (в том числе резанием) и стоимость ее ниже.

Многokrратно исследовались возможности дальнейшего улучшения важнейших свойств шарикоподшипниковой стали за счет изменения ее состава и дополнительного легирования. Так, иногда, особенно в США, в нее вводят дополнительно ~0,35% Mo, вольфрам или 0,10—0,15% V (см. стр. 195 и рис. 120, б), что увеличивает ее прокаливаемость и износостойкость и уменьшает склонность к росту зерна. Сообщалось даже об удачной попытке (в США) частичной или полной замены хрома молибденом. Однако в наших условиях такая замена не экономична.

Проведенное недавно исследование [514] показало, что введение 1—1,2% W в сталь ШХ15 повышает ее прокаливаемость, ударную вязкость и контактную выносливость, а при одновременном присутствии 0,7% Ni уменьшается склонность к укрупнению зерна. Увеличение прокаливаемости в 2,5—3 раза против стандартной стали ШХ15СГ было получено¹, как и следовало ожидать, при понижении содержания углерода до 0,85—1,0% и повышении количества хрома до 1,4—1,7%, марганца — до 1,4—1,7% и кремния — до 0,6—0,8%. Прокаливаемость стали ШХ15 также можно улучшить некоторым увеличением содержания хрома и марганца. Бор на прокаливаемость стали ШХ15 не должен влиять вследствие высокого содержания в ней углерода (см. стр. 180), но имеется сообщение [815], что введение его в количестве меньше 0,002% способствует уменьшению карбидной ликвации и улучшению излома и понижает температуру закалики.

В шарикоподшипниковой стали особенно вредны примеси: сера, фосфор, мышьяк, олово, свинец, кислород, азот, водород, так как они не только ухудшают и без того низкие пластичность и вязкость стали, но и заметно понижают ее износостойкость (водород вреден еще и потому, что сталь сильно флокеночувствительна). Некоторые примеси (сера, кислород и др.) влияют косвенно, способствуя увеличению количества неметаллических включений, чрезвычайно отрицательно сказывающихся на износостойкости и на усталостной прочности. В связи с малой рабочей (контактной) поверхностью деталей наиболее вредны крупные неметаллические включения, особенно во вращающихся с огромными скоростями (например, приборных) подшипниках и при больших контактных напряжениях. Не менее, а иногда еще более вредна карбидная неоднородность, особенно — карбидная ликвация, резко понижающая износостойкость, и карбидная сетка, приводящая к межкристаллитному разрушению и понижению ударной вязкости [см. 595].

Поэтому улучшение качества шарикоподшипниковой стали на протяжении более полувека ее существования шло не столько по пути изменения состава, сколько по пути усовершенствования технологии ее выплавки и дальнейшей обработки. В последнее время достигнуты большие успехи как за счет разработки более совершенной обычной

¹ См. Сталь. № 7, 1962, стр. 651.

технологии, так и за счет применения новых способов выплавки: в вакууме, электрошлакового переплава расходующих электродов, рафинирования металла в ковше жидким синтетическим шлаком [см. 204, 347, 956]. Во всех случаях уменьшается количество и получается более благоприятная форма неметаллических включений. При выплавке в дуговой вакуумной печи наблюдалось повышение усталостной прочности на 30—40%, а при переплавке в индукционной вакуумной печи — даже в 2 раза. В электрошлаковых плавках наблюдалось значительное уменьшение (или даже отсутствие) карбидной ликвации и карбидной полосчатости. Но эти способы выплавки значительно удорожают сталь. Поэтому их применение считают целесообразным [см. 204] только для

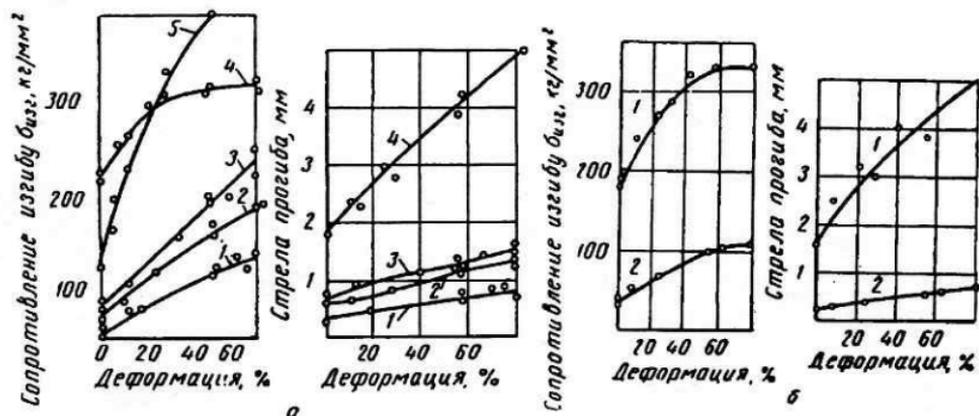


Рис. 228. Влияние степени деформации при термомеханической обработке на свойства шарикоподшипниковой стали ШХ15 непосредственно после обработки (а) и после перекристаллизации (б):

- а: 1 — закалка; 2 — закалка + отпуск 140° С, 4 ч; 3 — закалка + отпуск 240° С, 4 ч; 4 — закалка + отпуск 440° С, 4 ч; 5 — для плоских образцов после отпуска 240° С, 4 ч;
 б: 1 — нагрев 930° С, 20 мин + деформация + закалка + отпуск 440° С, 20 мин + нагрев 850° С, 4 мин + закалка + отпуск 440° С, 4 ч; 2 — то же, без последнего отпуска

стали, из которой изготавливаются особо точные приборные или работающие в тяжелых условиях подшипники ответственного назначения. Рафинирование же в ковше синтетическим шлаком стали, выплавленной в основной мартеновской печи, экономически более выгодно.

Шарикоподшипниковая сталь применяется, как и инструментальная, после закалки и низкого отпуска, так что ее склонность к хрупкому разрушению еще значительна. Поэтому шагом вперед является повышение ее прочности и пластичности термомеханической обработкой (т. м. о., см. стр. 308). Из рис. 228 [358] видно, что т. м. о. путем деформирования равновесного аустенита (при температуре выше A_{c3}) при всех режимах отпуска повышает не только сопротивление изгибу¹, но и стрелу прогиба, т. е. существенно повышает сопротивление стали отрыву. Объясняется это, по-видимому, увеличением плотности дислокаций и дисперсности мартенсита. Так, после обычного отпуска при 400° С плотность дислокаций составляла $7,94 \times 10^{10} \text{ см}^2/\text{см}^3$, а после такого же отпуска стали, подвергнутой т. м. о. со степенью деформации 90%, она достигала $19,3 \times 10^{10} \text{ см}^2/\text{см}^3$, т. е. увеличилась почти в 2,5 раза. При этом была установлена «обратимость» т. м. о., т. е. сохранение упрочняющего влияния т. м. о. даже после перекристаллизации (см.

¹ Свойства определяли на нестандартных образцах, так что данные интересны только как сравнительные.

рис. 228, б). Однако наибольший эффект т. м. о. в данном случае (при деформировании равновесного аустенита) получился (рис. 228) после отпуска при повышенной температуре, когда твердость стали уже значительно понижена.

Для деталей подшипников, работающих в условиях больших динамических нагрузок, применяют легированные цементируемые стали (18ХГТ, 20ХНМ, 12Х2Н4А и др.), которые были рассмотрены подробно в гл. VII.

Для подшипников, работающих в условиях воздействия агрессивных сред, применяются высокоуглеродистые коррозионностойкие стали, чаще всего типа X18, содержащей 0,9—1,0% С, 0,7% Mn, 0,8% Si, 17,0—19,0% Cr и 0,6% Ni, или (в США) сталь такого же типа, но с 17% Cr и 0,5% Mo, а также сталь с 17% Cr и 0,7% C. В ФРГ применяются сталь типа нашей 4X13 и сталь с 0,9% С, 18% Cr, 1,0—1,3% Mo и 0,07—0,12% V (до 1% Si и до 1% Mn). Такие стали обладают и более высокой износостойкостью, чем ШХ15 и другие низкохромистые стали.

Для деталей подшипников, которые должны работать при повышенных температурах¹, наиболее пригодны высоколегированные стали типа быстрорежущих, в которых содержание карбидообразующих элементов и углерода обеспечивает получение вторичной твердости после высокого отпуска и устойчивой горячей твердости 56—58 HRC при рабочей температуре. В качестве шарикоподшипниковых такие стали работают лучше, будучи выплавлены в вакууме. Очень большая износостойкость и повышенная красностойкость высокованадиевых и кобальтовых быстрорежущих сталей (см. стр. 454 и 457) могут быть с успехом использованы и в высокотемпературных подшипниках. Однако всюду, где это позволяют условия работы, стремятся применять менее легированные стали такого типа, особенно содержащие меньше вольфрама, что уменьшает карбидную неоднородность. Такие низколегированные стали были рекомендованы [см. 514]; например, для подшипников, работающих при температурах до 400—450° С. Для температур до 540° С в результате обширных исследований предложена [646] сталь (WB-49 или Rex-49), содержащая в среднем 1,1% С, 4% Cr, 6,75% W, 3,75% Mo, 2% V, 5% Co (закалка с 1220° С и двукратный отпуск по 2 ч при 565° С). Величина $\sigma_{0,2}$ на сжатие при рабочей температуре у этой стали достигает до 240 кг/мм², а горячая твердость—до 57—59 HRC. Она обладает также повышенной жаростойкостью и коррозионной стойкостью (и высокой красностойкостью, см стр. 459). По японским исследованиям², очень близка по свойствам к этой стали более простая и экономичная сталь с 14% Cr и 4% Mo при ~1,1% С. Разрабатываются специальные (неметаллические) материалы (например, борид титана, имеющий и малый удельный вес), которые принципиально могут быть пригодны для подшипников, работающих при очень высоких температурах (выше 1500° С).

Если подшипники должны работать при повышенных температурах и одновременном воздействии агрессивных сред, то в зависимости от характера среды и рабочей температуры для них можно использовать либо высокоуглеродистую высокохромистую коррозионностойкую сталь типа X18, но дополнительно легированную вольфрамом, молибденом, кобальтом, ванадием (для увеличения износостойкости содержание ванадия может быть высоким при одновременно повышенном углеро-

¹ На 50—100° С рабочую температуру обычной стали ШХ15 можно повысить введением в нее около 1% Al.

² См. РЖ Металлургия, 6, 1963, реф. И339.

де), либо сталь типа быстрорежущей, но с повышенной коррозионной стойкостью. Так, например, увеличением содержания кремния и хрома можно получить у быстрорежущей стали стойкость против некоторых агрессивных сред при повышенных температурах, близкую к стойкости нержавеющей стали.

В не менее тяжелых условиях, чем подшипники качения, работают керновые опоры электроизмерительных приборов (которые в ряде случаев заменяются шариковыми подшипниками), представляющие собой проволоку диаметром 0,5—0,7 мм, длиной 5—6 мм с радиусом закругления конусного конца 40—70 мк. Хотя керны несут рамку весом всего 1—2 г, в них возникают огромные сжимающие напряжения ($>300 \text{ кг/мм}^2$), так как опорная поверхность очень мала. Однако из строя они обычно выходят в результате износа, являющегося в основном абразивным за счет окисленных продуктов износа.

В течение многих лет единственным материалом для кернов служила закаленная (закалка в спирте) и низкоотпущенная сталь У12А. По износостойкости она уступает стали ШХ15, но из нее легче получать тонкую проволоку. В приборах, подвергающихся вибрационным нагрузкам, керны из У12А быстро изнашиваются. Значительно большей износостойкостью обладают керны из сплава кобальта с 25% W. Этот сплав упрочняется дисперсионным твердением (длительный отпуск при 600—650° С) после наклепа с большой степенью деформации. Получаемая при этом твердость ниже, чем у стали У12А (56—58 HRC), но износостойкость выше вследствие того, что продукты износа менее абразивны.

Крупные недостатки сплава Co—W заключаются в том, что он ферромагнитен (керны взаимодействуют с магнитной системой прибора) и недостаточно стоек против коррозии. Последнее усиливается частично тем, что сплав изготавливается металлокерамическим способом, и в проволоке обычно имеется некоторая пористость. В последнее время хорошо зарекомендовал себя для кернов пружинный сплав на основе кобальта К40ХНМ (см. стр. 362) — немагнитный и обладающий высокой коррозионной стойкостью.

Для многих изделий, работающих в условиях истирания, в частности для ряда деталей металлургического оборудования, с успехом применяется высокоизносостойкая марганцовистая аустенитная сталь¹ Г13 (сталь Гадфильда), содержащая обычно 1,1—1,3% С и 12—14% Mn (содержание марганца и углерода, а также их соотношение может быть несколько иным).

Из рис. 229* [994] видно, что в закаленном состоянии (рис. 229*, а)

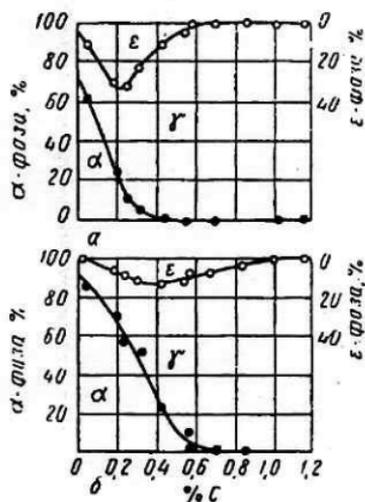


Рис. 229*. Фазовая диаграмма (количественное соотношение фаз γ , α и ϵ) для стали с 12—13% Mn при разном содержании углерода:

а — в закаленном состоянии; б — в пластически деформированном состоянии

¹ См. также Марганцовистая сталь, пер. с англ. под ред. М. Е. Блантера. Металлургиздат, 1959 и [1007].

такая сталь при содержании в ней углерода больше 0,4% состоит из аустенита и незначительного количества ϵ -мартенсита. С уменьшением содержания углерода увеличивается количество α -мартенсита, составляющего при 0,04% С около 70%, а количество ϵ -мартенсита проходит через минимум при 0,2% С. В пластически деформированном состоянии (рис. 229*, б) α - и ϵ -фазы образуются и при более высоком содержании углерода $\sim 0,7\%$ для α -фазы и меньше $\sim 1\%$ для ϵ -фазы). В процессе пластического деформирования превращение протекает в направлении $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$. Если ϵ - и α -фазы уже имеются, развивается превращение $\epsilon \rightarrow \alpha$ и количество ϵ -фазы уменьшается. Высокое содержание углерода в этой стали обуславливается главным образом возможностью использования дешевого высокоуглеродистого доменного ферромарганца. Высокая же износостойкость ее определяется в основном не углеродом (до известного его содержания) и карбидами, а особо сильной наклепываемостью ее аустенита (сильно наклепывается всякий аустенит) и проявляется поэтому только при наличии давления или (и) ударных воздействий, способных вызвать наклеп. В ряде других случаев, особенно при абразивном износе, сталь Г13 не имеет никаких преимуществ перед перлитными сталями и может оказаться даже хуже их. Так, например, при работе в грунтовой массе ее износостойкость в закаленном (аустенитном) состоянии оказалась ниже износостойкости сталей У8, У10, У12 после соответствующей термической обработки [857]. Интересно, что в этих условиях работы наличие свободных карбидов в структуре сказывалось положительно, вследствие чего износостойкость стали в литом состоянии была выше, чем после закалки на аустенит. Для футеровки дробильно-размольного и смесеприготовительного оборудования равноценной Г13 или даже лучше ее по износостойкости оказалась графитизированная сталь (см. ниже). Для броневых плит коксовых воронок Г13 оказалась хуже углеродистой стали¹.

Крупным достоинством стали Г13 является то, что в ней сочетается износостойкость при ударном нагружении с высокой пластичностью и вязкостью, свойственной аустениту ($\delta > 40\%$, $a_k = 20-30 \text{ кгм/см}^2$ при $\sigma_b = 80-110 \text{ кг/мм}^2$ и $\sigma_s = 35-40 \text{ кг/мм}^2$). Но для этого отливки необходимо нагреть до 950°C (при 1% С) или до $1000-1050^\circ \text{C}$ (при 1,2% С и больше) и охладить в воде (детали с тонкими сечениями можно охладить и в более мягкой среде). Цель такой закалки — перевести в раствор карбиды, содержащиеся в структуре отливки и понижающие ее пластичность и вязкость, и предотвратить их обратное выделение при охлаждении. Охлаждение должно быть особенно ускоренным в интервале $850-800^\circ \text{C}$. Перегрев приводит к укрупнению зерна, что понижает вязкость и износостойкость стали. Последующий нагрев (отпуск) до $300-400^\circ \text{C}$ приводит к частичному разложению аустенита и обратному выделению из раствора карбидов. Мы изучали возможность использования этих избыточных карбидов для упрочнения стали дисперсионным твердением. При этом оказалось [см. 14], что твердость и прочность действительно повышаются, но карбиды выделяются не в дисперсном виде, а по границам зерен или по определенным кристаллографическим плоскостям, что приводит к резкому падению пластичности и особенно ударной вязкости.

Актуальную задачу повышения прочности стали типа Г13, особен-

¹ См. Сталь, № 6, 1959, стр. 566; № 8, 1960, стр. 754; Металловедение и обработка металлов, № 5, 1960, стр. 53.

но ее предела текучести, в настоящее время пытаются разрешать путем дополнительного легирования (в частности, хромом, молибденом, ванадием), наклепа и взрыва [см. 992 и др.]. При дополнительном легировании, особенно молибденом (около 2%), предел текучести стали повышается с 35—40 до 50—60 кг/мм². Сильное отрицательное влияние на механические свойства высокомарганцевистой стали (кроме предела текучести) оказывает фосфор при содержании его в количестве больше 0,05—0,08% [см. 993]. Особенно сильно (в несколько раз) понижаются характеристики пластичности и вязкости. Ухудшается также износостойкость изделий из этой стали. Основной причиной отрицательного влияния фосфора являются фосфиды железа и марганца, располагающиеся по границам зерен. Введение в сталь до 0,3% Al ослабляет влияние фосфора, по-видимому, вследствие образования более тугоплавких фосфидов алюминия. По другим данным [см. 1007] фосфор сказывается не так сильно.

Устойчивость аустенита увеличивается с повышением содержания в стали марганца (увеличением отношения Mn : C). Поэтому для изделий, подвергающихся сварке, рекомендуют¹ брать сталь (или отбирать плавки) с повышенным содержанием марганца и пониженным содержанием углерода.

Главный недостаток аустенитной стали Г13 — ее плохая обрабатываемость резанием. Определяется это тем же, что и основное ее достоинство, т. е. сильной наклепываемостью марганцевистого аустенита. Поэтому она и применяется в основном в виде отливок или поковок. Уже давно было показано, что обрабатываемость резанием улучшается после нагрева до 550—650° С, при котором получают частично перлитно-трооститные структуры, а после изобретения твердых сплавов было предложено обрабатывать сталь Г13 твердосплавным инструментом при 350—400° [см. 41]. Но при перлитно-трооститной структуре понижается износостойкость, а при подогреве до 350—400° выделяются карбиды, что понижает вязкость стали. Поэтому там, где это возможно, следует закалывать деталь после механической обработки.

По нашим исследованиям [602, 14], сталь типа Г13 можно сделать обрабатываемой режущими инструментами, если присадить к ней 3—3,5% Al при одновременном понижении содержания углерода до 0,4—0,45%. Такое влияние алюминия объясняется тем, что он уменьшает наклепываемость марганцевистого аустенита. Из рис. 229 [602, 14] видно, что наклепываемость, критерием которой здесь служит твердость внутри отпечатка Бринеля, уменьшается и до 5% Al, но при содержании больше 4% Al в структуре стали появляется α -фаза. Правда, влияние

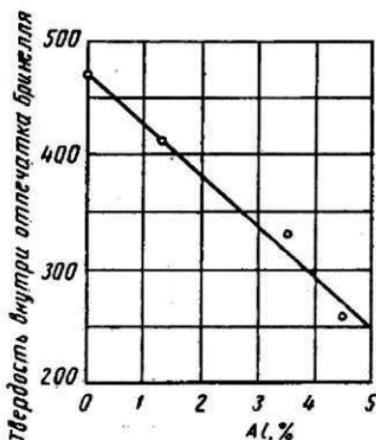


Рис. 229. Влияние алюминия на наклепываемость марганцевистого аустенита. Основа — сталь с 0,4—0,45% С и 13—14% Mn

¹ См. *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 5, 1959, стр. 61; *Rev. Métall.*, т. 55, 1958, № 1.

этой α -фазы на износостойкость еще не изучено. Да и вообще износостойкость стали с алюминием следует проверить. Она может оказаться пониженной именно из-за уменьшения наклепываемости аустенита, но достаточной для тех случаев, где важна обрабатываемость резанием. Одновременное введение в такую сталь (с алюминием) 2—2,5% Cr повышает ее механические свойства.

Для многих применений вполне достаточно износостойкость, обеспечиваемая более простыми, технологичными и дешевыми сталями, чем аустенитная сталь Г13, не говоря уже о таких условиях работы, когда сталь Г13 вообще не имеет преимуществ или даже уступает такой стали.

Выше уже упоминалась графитизированная сталь, повышенная износостойкость которой определяется наличием в ее структуре графита. Такая сталь применяется и как инструментальная, например, для волоочильного инструмента (см. стр. 463); состав ее несколько различается в зависимости от применения. Для упомянутого выше применения в дробильном и смесеприготовительном оборудовании рекомендован и оправдал себя состав: 1,0—1,3% С, 1,0—1,3% Si, 1,0—1,3% Mn, 0,1—0,2% Ti, до 0,3% Cr.

Успешно применяются в качестве износостойких углеродистые стали У8, У10, У12, стали со средним и повышенным содержанием углерода, легированные марганцем в количестве 0,7—1,5% (65Г, 65Г2, 35Г), конструкционные хромистые стали типа 40Х. Сталь 65Г иногда применяется и для деталей некоторых типов подшипников. Все они подвергаются термической обработке, после которой получается высокая твердость. Но и при одинаковой твердости и даже одина-

ковом количестве карбидов износостойкостью зависит от структуры и, следовательно, от условий термической обработки. Из рис. 230 [857] видно, что при одинаковой твердости износостойкостью сталей У12 и У10 выше после изотермической заковки (в ванне с температурой 240—400°С, структура бейнит с карбидами), чем после мартенситной заковки с последующим отпуском. То же наблюдалось у стали 65Г2 и у сталей У12, У10, У8 в других исследованиях¹.

Для рельсов разрабатываются стали, обладающие повышенной износостойкостью (и прочностью) без термической обработки. Положительные результаты при длительных эксплуатационных испытаниях опытных рельсов дали мартеновские стали: хромистая с 0,63—0,75% С

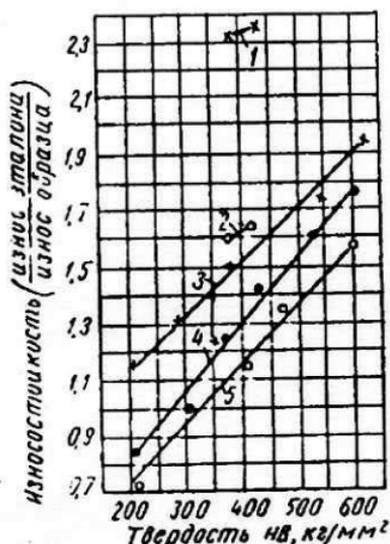


Рис. 230. Зависимость износостойкости стали от ее твердости после разной термической обработки:

1 — сталь У12 после изотермической заковки; 2 — сталь У10 после изотермической заковки; 3 — сталь У12 после заковки с отпуском; 4 — сталь У10 после заковки с отпуском; 5 — лемешная сталь после заковки с отпуском

¹ Например, А. А. Сороко-Новицкая. Металловедение и термическая обработка металлов. № 4, 1959, стр. 52.

и 0,5—1,1% Cr; хромоникелевая с 0,6—0,7% C, 0,6—1,0% Cr и 0,6—1,0% Ni, полученная из природнолегированных (орско-халиловских) руд; бессемеровская сталь с повышенным (до 2%) содержанием марганца¹.

Наконец, для многих изделий и деталей высокая износостойкость может быть обеспечена изготовлением их из высокохромистых инструментальных сталей (для холодных штампов) типа X12M, X12Ф, X6ВФ. В США для подобных целей (детали и кулачки в станках и т. п.) широко используются стали A7 (с 5% Cr и 4,5% V) и D7 (с 12% Cr и 4% V), A2, D2, D5 (состава D2, но с 3% Co) (см. стр. 469). Сообщается, например [см. 646], что стойкость кирпичных форм увеличилась в 20 раз при изготовлении их из стали A7 по сравнению с цементуемыми и закаленными сталями. Сталь типа X12M (D2) применяется, например, для изготовления пищевых ножей (мясных рубачков), чему способствует и ее высокая коррозионная стойкость. Хромовольфрамовая высокоуглеродистая сталь (с 1% C; 9% Cr; 3% W; до 3% Ni и 1,5% Al) также часто применяется в качестве износостойкой [см. 41], например, для литых плит несгораемых шкафов, деталей брикетировочных прессов и др.

¹ См. Сталь, № 12, 1962, стр. 1123; также № 5, 1960, стр. 458 (Д. С. Казарновский и др.).

НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

На протяжении последних 25—30 лет получили большое распространение так называемые низколегированные стали повышенной прочности, применяющиеся вместо углеродистой строительной стали для сварных и клепаных конструкций мостов, в промышленном и гражданском строительстве, судостроении, вагоностроении, для магистральных нефте- и газопроводов и т. п. Низколегированные стали обычно не подвергаются улучшению, а применяются либо непосредственно после прокатки, либо в нормализованном или отожженном состоянии, хотя закалка с отпуском может значительно повысить их прочность и вязкость и уменьшить чувствительность к надрезу, что увеличило бы народнохозяйственную эффективность применения таких сталей (см. [243] и стр. 397). Таким образом, все свойства, требуемые от сталей этого типа, должны быть достигнуты в значительной степени за счет легирования.

1. ОСНОВНЫЕ ТРЕБОВАНИЯ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫЕ К НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

Требования, предъявляемые к низколегированным сталям повышенной прочности, весьма разносторонни. Основной целью применения таких сталей является значительное снижение веса сооружений и конструкций и увеличение их долговечности. Поэтому в первую очередь от стали требуется повышенный предел текучести, учитываемый в расчетах конструкций на статическую прочность. В среднем можно считать, что повышение σ с 24—25 (у стали марки Ст. 3) до 34—36 кг/мм² ведет к облегчению сооружения или конструкции на 20—30%, что для вагонов и кораблей в свою очередь связано с увеличением их грузоподъемности или водоизмещения. Обычно требуемое от низколегированной стали значение σ_s составляет 32—35, а в последнее время доходит в ряде случаев до 40 кг/мм² и выше.

Предел прочности задается часто косвенно отношением предела текучести к пределу прочности σ_s/σ_b , значение которого обычно должно быть $\sim 0,7$ (0,65—0,75). Достаточно высокий предел прочности, т. е. малое отношение σ_s/σ_b , желателен для обеспечения надежности конструкции в случае, если напряжения превысят предел текучести. Помни

мо этого, предел прочности стали в известной степени характеризует и ее предел усталости. Обычно требуемое значение σ , доходит до 50, а в последнее время и до 60—65 кг/мм². При слишком высоком пределе прочности ухудшается способность стали к деформированию и ее обрабатываемость резанием.

Пластичность обычно характеризуют не относительным сужением, а относительным удлинением, значение которого при комнатной температуре стремятся иметь равным 18—20% на продольных образцах при толщине металла 6—20 мм. Кроме того, применяется испытание на холодный загиб, а в конкретных случаях и различные другие технологические пробы.

Характеристика вязкости часто определяется требованием, чтобы значение ударной вязкости при 20° на образцах с надрезом Менаже составляло 8 кгм/см² вдоль и 6 кгм/см² поперек прокатки. Что касается низких температур, то для стали этого типа они не только служат средством выявления склонности к хрупкому разрушению вообще, но и являются также непосредственными рабочими температурами. Обычно от низколегированной стали требуется, чтобы падение ее ударной вязкости при температуре —40° С составляло не более 50% от исходного значения, т. е. чтобы абсолютная величина ее была больше 3 кгм/см². Это приблизительно равноценно требованию, чтобы критическая температура хрупкости была не выше —30° С и во всяком случае —20° С.

Исследования последних лет показывают, что для стали, применяемой в сварных конструкциях, какой большей частью является сталь описываемого типа, более чувствителен метод статического испытания на изгиб образца с надрезом (стр. 220). При этом методе испытаний можно определять также критическую температуру хрупкости T_K , которая должна быть не выше —20° С. Для клепаных конструкций важно при этом иметь в виду, что наклеп сжатием повышает критическую температуру T_K . Так как в местах клепки создаются также условия, способствующие концентрации напряжений, то клепка должна уступать место сварке всюду, где можно говорить о выборе между этими двумя процессами.

Серьезное требование также заключается в том, что ударная вязкость не должна понижаться больше чем на ~40% при деформационном старении, т. е. после наклепа со степенью обжатия ~10% и последующего нагрева ~250° С.

Из требований, предъявляемых к стали в области механических свойств, отметим еще по возможности высокий предел усталости, значение которого при испытании гладких образцов на переменный изгиб должно быть не меньше, а желательно и больше 25—27 кг/мм².

Кроме определенных механических свойств, низколегированная сталь для сооружений и конструкций должна обладать повышенной коррозионной стойкостью, главным образом в атмосферных условиях, а из технологических свойств — хорошей свариваемостью и хорошей обрабатываемостью резанием. К технологическим требованиям относится также возможность выплавки стали в основных мартеновских печах обычным процессом или в основных конвертерах с продувкой кислородом¹. Наконец, вводимые в эти стали легирующие элементы не должны быть дорогими или дефицитными.

¹ Сталь для арматуры железобетонных конструкций выплавляется и в кислых конвертерах.

В зависимости от области применения одни свойства могут оказаться важнее других. Так, например, для судостроительной стали решающую роль играет свариваемость, которая должна быть хорошей даже в жестких условиях, в частности при низкой температуре и большой влажности воздуха, тогда как стойкость против атмосферной коррозии не имеет большого значения (а стойкость в морской воде и низколегированная сталь заведомо не может обеспечить) и должна быть только не ниже, чем у углеродистой стали. Для мостостроительной стали отношение σ_s/σ_b имеет меньшее значение, чем для судостроительной.

Во всех случаях получение комбинации указанных выше свойств является задачей сложной, которая, как правило, не может быть разрешена путем введения в сталь лишь одного легирующего элемента.

2. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

А. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

При рассмотрении роли легирующих элементов в улучшаемой стали было показано, что для достижения значительного упрочнения феррита в нормализованном и тем более в отожженном состоянии за счет растворения легирующих элементов необходимо вводить их в сравнительно большом количестве, не говоря уже о том, что и выплавка легированного феррита связана с трудностями. Поэтому легированный феррит может быть использован ограниченно — для некоторых специальных целей. В обычные же технические низколегированные стали для дополнительного повышения их прочности и упрощения выплавки вводится некоторое количество углерода, вследствие чего структура стали состоит из легированного феррита и перлита.

Для таких сталей делались попытки определять значения предела прочности и предела текучести в нормализованном состоянии расчетным путем по их химическому составу при помощи коэффициентов-множителей аналогично тому, как это делается при расчете прокаливающегося диаметра. Однако при пользовании коэффициентами-множителями неточность по разным причинам может быть весьма большой. Действительно, как было показано на легированном феррите, не только в закаленном и отпущенном, но и в нормализованном состоянии один и тот же элемент может оказывать различное влияние на прочность феррита в зависимости от природы и количества содержащихся в нем иных элементов. Кроме того, структура низколегированной стали повышенной прочности не всегда состоит из феррита и перлита. В ряде таких сталей даже при охлаждении на воздухе после прокатки или нормализации аустенит не успевает разложиться полностью в перлитной области, и часть его переохлаждается до более низких температур и разлагается в промежуточной, а иногда и в мартенситной области. Если же в стали появляются бейнитные структуры, а тем более мартенсит, то пользование коэффициентами-множителями совершенно недопустимо. Внесение постоянной поправки на бейнитные структуры весьма затруднено из-за того, что последние влияют по-разному на предел прочности и предел текучести, причем степень и направление этого влияния не одинаковы у сталей, легированных разными элементами.

Все же для приближенных расчетов, особенно при предварительных

опытах в процессе изыскания новых низколегированных сталей, при сопоставлении различно легированных сталей и т. п. можно пользоваться теми или иными коэффициентами. В качестве примера приводим предложенные советскими исследователями формулы [337] для ориентировочного расчета предела текучести и предела прочности стали, легированной наиболее распространенными элементами:

$$\sigma_s, \text{ кг/мм}^2 = 12,4 + 28C + 8,3Mn + 5,6Si + 5,5Cr + 4,5Ni + 8Cu + 36V + 77Ti + 55P + [3,0 - 0,2(h - 5)],$$

$$\sigma_b, \text{ кг/мм}^2 = 23,0 + 70C + 8Mn + 9,2Si + 7,4Cr + 3,4Ni + 5,7Cu + 32V + 54Ti + 46P + [2,1 - 0,14(h - 5)],$$

где символ каждого элемента означает содержание его в стали в весовых процентах, а h — толщину изделия в мм.

По данным авторов [337], приведенные формулы можно применять для листовых горячекатаных (температура конца прокатки должна обеспечивать рекристаллизацию) или нормализованных¹ двух-четырёхкомпонентных сталей при толщине 5—20 мм и содержании элементов (%), не превышающем приблизительно:

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	V	Ti	P
0,2	1,6	1,0	1,3	1,0	0,8	0,15	0,05	0,15

Экспериментальная проверка [см. 337] подтвердила возможность пользования этими формулами для ориентировочных расчетов даже при большей толщине листа (до 26—30 мм), но первый член должен быть несколько увеличен. Большой свободный член (14,5—16 для σ_s) при приблизительно таких же коэффициентах дается и в зарубежных работах [см. 971 и др.].

Из формул следует, что легирующие элементы не одинаково изменяют предел текучести и предел прочности стали, что в некоторой степени является результатом их различного воздействия на кинетическую кривую разложения аустенита и на соотношение между количеством перлита и бейнитных структур, получаемых при охлаждении на воздухе после нормализации или прокатки. Из рис. 231, на котором приведено влияние малых количеств некоторых легирующих элементов на предел текучести и прочности горячекатаной малоуглеродистой стали по данным разных авторов [298], видно, что одни элементы изменяют эти две характеристики по расходящимся линиям, уменьшая отношение σ_s/σ_b , а другие — по параллельным или слабо сходящимся линиям, увеличивая это отношение. Среди элементов первой группы особенно выделяется углерод, за ним следуют марганец, молибден, хром, кремний.

Резкое возрастание предела прочности под влиянием углерода, как и других элементов, до некоторого момента является достоинством, так как это ведет к увеличению коэффициента надежности и повышению предела усталости стали, но в дальнейшем рост σ_b становится недостатком, уменьшая коэффициент использования стали и ее способность к деформированию.

Это является одним из обстоятельств, ограничивающих возможность использования углерода в качестве элемента-упрочнителя в низколеги-

¹ Для сталей, содержащих ванадий, — только нормализованных.

рованной стали. Начиная с некоторого содержания это относится и к марганцу. Хотя к элементам этой группы принадлежат также хром, кремний и молибден, они

дают более выгодное соотношение между σ_s и σ_b . Еще более выгодные соотношения дают элементы второй группы, к которой среди приведенных на рис. 231 относятся медь, никель и фосфор.

Влияние легирующих элементов на пластичность и вязкость низколегированной стали по предложенной американским исследователем Митчеллом системе оценивается баллами. По этой системе цифра или балл указывает степень влияния элемента на данное свойство, а знак перед цифрой — направление этого влияния. Добавляемые к цифрам буквы указывают, при каких содержаниях данный элемент влияет наиболее сильно. Мы, однако, не приводим данных Митчелла о влиянии различных элементов, так как они во многих случаях не подтверждаются результатами более достоверных исследований. О влиянии элементов на ударную вязкость низколегированной стали и ее склонность к хрупкому разрушению вообще можно достаточно полно судить по их влиянию на эти же характеристики у легированного феррита (стр. 228, см. также [323, 531, 971]).

Предлагались также [см. 971] эмпирические

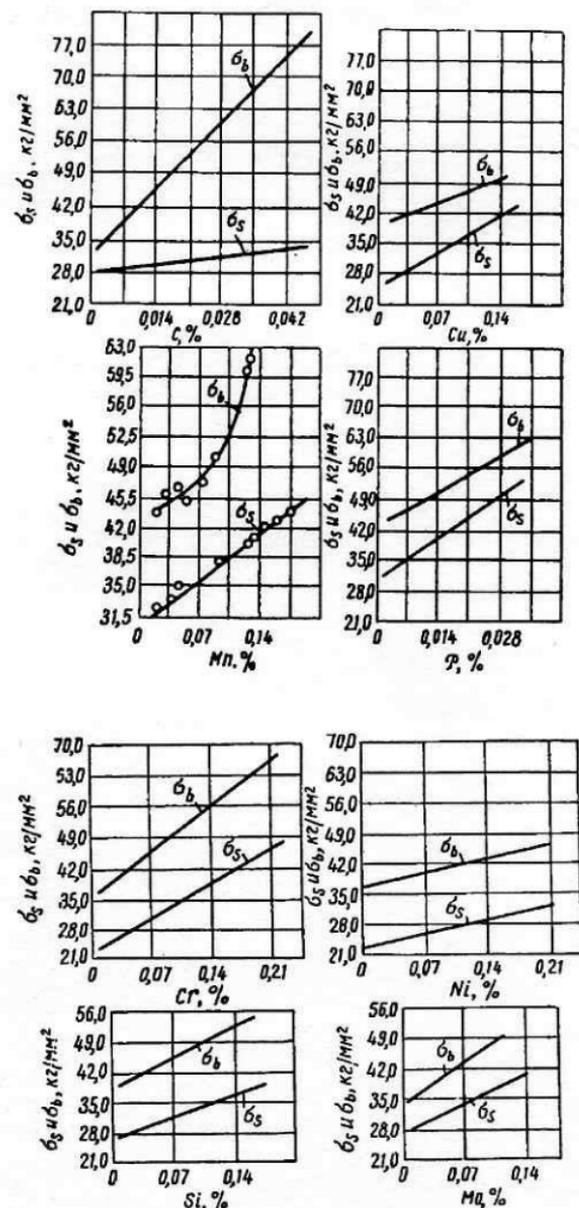


Рис. 231. Влияние малых количеств С, Cu, Mn, P, Cr, Ni, Si и Mo на пределы текучести и прочности горячекатаной стали

формулы для определения критической температуры хрупкости в зависимости от содержания некоторых элементов (С, Mn, Si, P, Ni), например: $T_K = 28 + 176 C - 62 Mn + 255 P - 133 Si - 5 \times (\text{номер зерна})$ при

$a_k = 2,6 \text{ кг/см}^2$ и $T_k = 20 + 158 \text{ C} - 62 \text{ Мп} + 202 \text{ Р} - 96 \text{ Si} - 5 \times$ (номер зерна) при $a_k = 1,7 \text{ кг/см}^2$. Однако значение коэффициентов зависит и от типа образца, на котором определялась ударная вязкость. Особенно важны приведенные на рис. 135 данные, показывающие, что критическая температура хрупкости заметно повышается с увеличением толщины листа (масштабный фактор).

Из легирующихся элементов следует сказать особо о фосфоре. Хотя фосфор является одной из наиболее вредных сопутствующих примесей в стали, возможность использования его в качестве легирующего элемента в малоуглеродистой стали с целью упрочнения ее была известна уже давно. Так, еще в 1875 г. до введения основного мартеновского передела с целью использования фосфористых чугунов выплавлялась [см. 301] для рельсов и других назначений сталь с 0,1—0,15% С и 0,2—0,33% Р, причем было установлено, что фосфор слабо уменьшает вязкость именно при таком малом содержании углерода. В новейшее время использованию фосфора в качестве легирующего элемента в малоуглеродистой низколегированной стали, главным образом в комбинации с другими элементами, посвящено большое количество работ. Данные табл. 50 [299] подтверждают, что при малом содержании углерода ударная вязкость даже при 0,5% Р, а удлинение и сужение при 0,3% Р остаются еще достаточно высокими, несмотря на то, что сталь легирована также и кремнием, усиливающим влияние фосфора на хрупкость.

ТАБЛИЦА 50

ВЛИЯНИЕ ФОСФОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ С 0,02% С И 0,8% Si.

Послековки отжиг в течение 1,5 ч при 750° С

Р %	σ_s кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	$\frac{\sigma_s}{\sigma_b}$	δ %	ψ %	a_k кг/см ²	Твердость HRB
0,025	21,2	35,3	0,60	30,9	70,0	>35,7*	55,8
0,05	27,2	40,7	0,67	25,5	58,0	>37,0*	63,1
0,10	—	—	—	—	—	18,3	70,0
0,20	33,7	48,6	0,70	29,3	68,0	20,6	72,2
0,30	37,7	52,0	0,73	28,8	59,0	16,2	76,0
0,50	49,6	62,5	0,79	13,8	31,0	24,0	83,8

* Образец не сломался.

Сказанное относится к ударной вязкости при комнатной температуре. В действительности необходимо, однако, считаться с тем, что фосфор — один из легирующих элементов, наиболее сильно повышающих критическую температуру хрупкости (см. выше формулы). Поэтому, легируя сталь фосфором, необходимо, помимо понижения содержания углерода, компенсировать или ослабить тем или иным способом, например алюминием или одновременным легированием стали хромом, вредное влияние его на критическую температуру хрупкости.

Значительно повышают прочность присадки некоторых элементов: ниобия, ванадия, циркония, титана, церия и др. [см. 294, 289, 304]. Наиболее эффективны ниобий, ванадий и цирконий (отдельно или совместно), которые уже успешно используются в низколегированных сталях (см. ниже, стр. 395). Влияние малых добавок ниобия показано

на рис. 232 по нашим исследованиям (совместно с Ю. Г. Сергеевым). Основная причина упрочняющего влияния ниобия — сильное измельчение зерна. Тем не менее, по данным [294], критическая температура хрупкости T_k при этом не понижается, а даже несколько повышается, что объясняется расположением фазы (карбидной) по границам зерен. На пластичность стали и ее склонность к хрупкому разрушению малая присадка ванадия по этим же данным влияет лучше ниобия. Однако при определенных условиях пластичность и вязкость при содержании ниобия, сильно повышающем прочность (до 0,08—0,1%), не понижаются, а затем понижаются очень слабо (рис. 232).

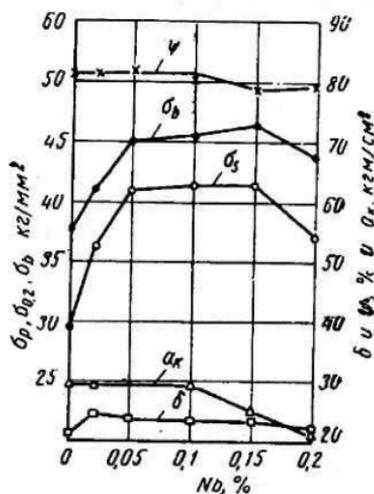


Рис. 232. Влияние малых добавок ниобия на механические свойства мягкой стали

Анализ большого экспериментального материала показывает, что качественное влияние данного легирующего элемента сохраняется и в том случае, когда он присутствует в комплексной низколегированной стали. Примером может служить влияние фосфора на отношение σ_s/σ_b у стали, легированной в то же время кремнием (табл. 50).

Вообще же из сказанного выше следует, что механические свойства низколегированной стали можно регулировать не только за счет легирующих элементов и их количества, но и путем варьирования условий охлаждения стали после прокатки или нормализации даже в пределах технологических возможностей. Наличие бейнитных структур при отсутствии участков мартенсита в сталях, легированных карбидообразующими элементами, приводит к повышению предела текучести и отношения предела текучести к пределу прочности.

Соответственно в таких сталях замедленное охлаждение или охлаждение с изотермической выдержкой в перлитной зоне несколько уменьшает предел текучести. В сталях, легированных элементами, не образующими карбидов, полное разложение аустенита в перлит повышает предел текучести и понижает предел прочности, следовательно, повышает отношение σ_s/σ_b .

Благоприятной структурой с точки зрения прочности (а также свариваемости, см. стр. 392) является нижний бейнит. Наибольший же эффект, как уже упоминалось в начале главы, дает закалка с отпуском (улучшение), хотя такая обработка, конечно, усложняет производство.

На величину σ_s и отношения σ_s/σ_b при данном составе существенно влияют и другие факторы. Так, измельчение зерна, наклеп и включения высокодисперсных частиц повышают отношение σ_s/σ_b , а рекристаллизующий отжиг, частично нормализация и укрупнение зерна, наоборот, уменьшают это отношение. Влияние величины зерна на отношение σ_s/σ_b иллюстрируется кривой рис. 233 [656], относящейся к стали с 0,1% С и 0,4% Мп. Наклеп может быть осуществлен путем окончания прокатки при температурах ниже 850—800°С, но способ этот ненадежный, так как последующий нагрев сварного соединения может частично или полностью снять наклеп.

Было также показано [295], что значительное повышение σ_s при

сохранении достаточной пластичности и вязкости дает наклеп растяжением на 1—1,5%, который может быть совмещен с процессом правки на правильно-растяжных машинах в прокатном цехе. При степени деформации больше 1,5% необходим высокий отпуск (при ~600° С) для восстановления пластичности и вязкости стали и уменьшения ее старения.

В качестве высокодисперсных частиц пока используются в основном нитриды алюминия и ванадия, в будущем возможно — титана и циркония (см. стр. 396).

На вязкость стали при низких температурах существенно влияют методы раскисления стали, сильно сказывающиеся прежде всего на величине зерна. Положительное влияние раскисления алюминием на ударную вязкость стали хорошо известно. Наиболее сильное положительное действие раскисление алюминием вызывает в сталях, вязкость которых особенно чувствительна к понижению температуры, во многих случаях компенсируя вредное действие легирующих элементов. Но количество алюминия не должно быть слишком большим. Производственный опыт показывает, что это приводит в ряде случаев к повышенному содержанию в стали неметаллических включений и резкому увеличению брака слябов и листов [см. 725]. Оптимальное количество вводимого алюминия рекомендуется поэтому устанавливать для стали каждой марки. Большей частью можно исходить из содержания остаточного алюминия в количестве 0,02—0,03% [см. 648].

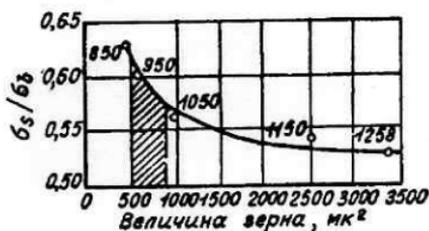


Рис. 233. Влияние величины зерна на отношение σ_s/σ_b у стали с 0,1% С и 0,4% Мп. Цифрами на кривых указана температура нагрева, °С

Б. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТОЙКОСТЬ ПРОТИВ АТМОСФЕРНОЙ КОРРОЗИИ

По современным представлениям [647] следует различать три вида атмосферной коррозии: сухую, влажную и мокрую, причем в этой последовательности возрастает скорость процесса. Коррозию первого вида, возникающую при эксплуатации металла в условиях чистого, сухого воздуха, можно рассматривать как химическую коррозию, обусловленную диффузией ионов металла через окисную пленку к поверхности и атомов или ионов кислорода в обратном направлении. Однако в отличие от газовой, т. е. высокотемпературной, сухая атмосферная коррозия протекает при комнатной или лишь несколько повышенной температуре. Вследствие этого процесс сравнительно быстро, например у железа при утолщении пленки до 15—24 Å, затухает. Предельная толщина пленки больше в воздухе, загрязненном примесями, главным образом сернистыми соединениями.

Влажную называют атмосферную коррозию, возникающую при образовании тончайшего слоя влаги на поверхности металла за счет капиллярной, адсорбционной или химической конденсации. Этот процесс происходит при относительной влажности воздуха меньше или даже значительно меньше 100%. Наконец, мокрая атмосферная корро-

зия возникает при относительной влажности воздуха 100%, при осадках и т. п. В практических условиях все три вида коррозии могут чередоваться, что усложняет явление.

Мокрая и влажная атмосферная коррозия представляет собой электрохимическую коррозию. Однако анализ особенностей атмосферной коррозии этих видов [647], обусловленных тем, что она протекает не при полном погружении металла в электролит, а под тонким слоем его, приводит к весьма важным выводам, а именно: 1) благодаря беспрепятственному доступу кислорода к корродирующей поверхности легко возникает анодная пассивность; 2) при влажной атмосферной коррозии заметную роль играет добавочная защита продуктами коррозии, хотя при нормальной электрохимической коррозии их защитное действие невелико; 3) вследствие большой вероятности возникновения анодной пассивности при атмосферной

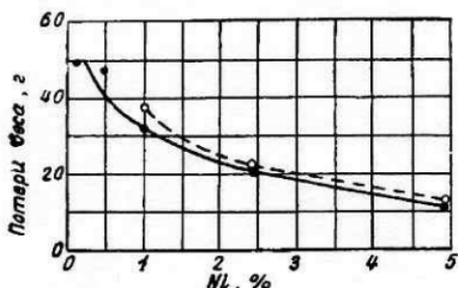


Рис. 234. Влияние никеля на стойкость стали против атмосферной коррозии при длительной выдержке. Образцы 10×15 см. Длительность коррозии 5 лет (пунктирная линия) и 3 года (сплошная линия)

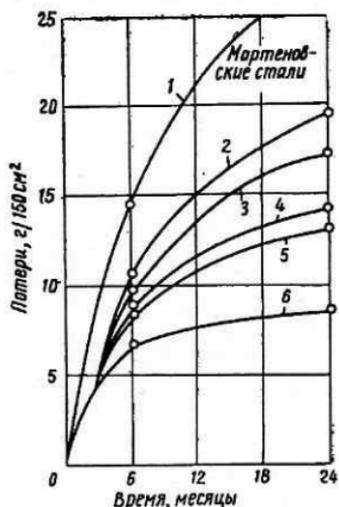


Рис. 235. Влияние меди — самостоятельного и совместно с другими легирующими элементами — на стойкость стали против атмосферной коррозии:

1 — 0,02% Cu; 2 — 0,07% Cu; 3 — 0,25% Cu; 4 — 1,0% Cu; 5 — 0,5% Cr, 0,8% Si; 6 — 1,0% Cr, 0,8% Si, 0,5% Cu, 0,15% P

коррозии катодные включения в сплаве, вопреки общепринятому представлению об их ускоряющей роли, должны чаще всего оказывать тормозящее влияние на процесс, так как катодный контакт может способствовать возникновению анодной пассивности (см. стр. 576).

По имеющимся статистическим данным [647], углеродистая сталь в индустриальной, сильно загрязненной атмосфере корродирует в 10—100 раз сильнее, чем в сухой континентальной атмосфере. В летнее время, несмотря на более высокую температуру, коррозионный процесс идет значительно медленней, чем осенью и даже зимой. Резкие колебания температуры в течение суток также ускоряют коррозию. Поэтому коррозионные испытания низколегированных сталей обычно ведутся не только в лабораторных условиях и на атмосферно-коррозионных станциях, организованных во всех странах в разных климатических районах, но и в непосредственных условиях службы соответствующих изделий. Тем не менее вследствие обилия влияющих факторов данные о влиянии легирующих элементов на стойкость низколегированной стали против атмосферной коррозии еще в значительной степени расходятся.

Большую роль играет также выбор нелегированного эталона, с которым сравнивается исследуемая сталь.

Прямое влияние элементов на повышение стойкости низкоуглеродистой стали против атмосферной коррозии сказывается, по-видимому, тогда, когда они вызывают пассивное состояние сплава, тормозящее протекание анодного процесса. Именно таково положительное влияние никеля, хрома, титана и др. Влияние никеля на стойкость против атмосферной коррозии при длительной выдержке показано на рис. 234 [303], из которого видно, что достаточно сильное повышение стойкости получается уже при введении до 1% Ni. Это особенно важно потому, что специальное введение никеля в низколегированные стали повышенной прочности экономически невыгодно даже в тех странах, где он не слишком дефицитен. Обычно в этих сталях содержится только около 0,5% Ni или до 1% Ni и вводится он в значительной части либо из природнолегированного чугуна, либо из легированных отходов.

Имеется предположение [647], что положительное влияние меди также объясняется возникновением анодной пассивности стали за счет катодного контакта с вторично выделившейся на поверхности медью. Кроме того, медь несомненно способствует получению на поверхности стали плотного защитного слоя продуктов коррозии. Во всяком случае общий эффект меди в уменьшении атмосферной коррозии малоуглеродистой стали весьма значителен, как можно видеть, в частности, из рис. 235 [303]. Влияние меди в этом направлении было замечено еще в первой половине девятнадцатого века, но затем было забыто и вновь обратило на себя внимание лишь в самом конце прошлого и начале двадцатого века после работ русского металлурга В. Н. Липина (1895 г). При новых исследованиях было установлено, что присутствие меди в количестве до 0,25% в мягкой бессемеровской стали способствует уменьшению ее коррозии при переменном погружении образцов в воду и высушивании их по нескольку раз в день.

С тех пор в СССР и разных других странах было проведено огромное количество исследований в естественных условиях над рядом изделий из медистой стали. Имеются, правда, сообщения, что в некоторых случаях, например, в атмосфере коксохимических заводов на участках, сильно загрязненных SO_2 , H_2S , NH_3 и др., медь на коррозионную стойкость не влияет [517], однако предыдущие исследования окончательно утвердили за медью репутацию основного элемента, повышающего стойкость низколегированной стали против атмосферной коррозии. Интересно указать, что выдающуюся стойкость старинных железных изделий против коррозии в атмосферных условиях часто также можно объяснить присутствием в них меди. Это относится и к знаменитому уральскому железу, обладавшему высокой стойкостью против атмосферной коррозии, хотя известную роль в этом играло и низкое содержание в нем серы. Недавно в ФРГ было опубликовано сообщение [663], подтверждающее положительное влияние даже очень малых количеств меди на коррозионную стойкость стали после многолетней службы в железнодорожном мосту, построенном в 1900 г. Наличие меди в стали способствовало также сохранению защитного действия краски.

Положительное влияние меди на стойкость стали против атмосферной коррозии сказывается и до некоторого содержания, превышающего предел ее растворимости в феррите при комнатной температуре. Однако другие элементы, не растворяющиеся в феррите, обычно отрица-

тельно влияют на коррозионную стойкость стали. К таким элементам относятся, в частности, углерод и сера. Это — второе обстоятельство, ограничивающее возможность использования углерода в качестве элемента-упрочнителя в низколегированных сталях¹. По той же причине положительное влияние карбидообразующих легирующих элементов должно быть тем сильнее, чем меньше в стали углерода, так как в этом случае большее количество этого элемента будет растворено в феррите. Так, например, хром в количестве около 1% и выше при среднем содержании в стали около 0,08% С сильно повышает ее стойкость против атмосферной коррозии, особенно в промышленном районе. При более же высоком содержании углерода влияние таких количеств хрома ослабевает.

Полезное влияние легирующего элемента может заключаться также в том, что он компенсирует вредное действие другого элемента или примеси. Так, например, медь, особенно в комбинации с фосфором, ослабляет вредное влияние серы на стойкость стали против атмосферной коррозии, причем количество меди для этой цели должно быть примерно в два раза больше количества серы.

Для низколегированной стали повышенной прочности особенно интересно то обстоятельство, что важнейшие положительно влияющие на коррозионную стойкость легирующие элементы, присутствуя в стали одновременно, обычно усиливают действие друг друга. Наиболее ярким примером может служить одновременное действие меди и фосфора, уже сравнительно давно замеченное на томасовокой стали. Из кривых рис. 235 [303] видно, что взаимно усиленное действие меди и фосфора при совместном их присутствии сохраняется и в сложнолегированной стали, содержащей в данном случае хром и кремний. Усиление влияния каждого элемента наблюдается также при одновременном легировании стали никелем и медью, никелем и хромом, никелем, медью и фосфором и др. Стали, легированные марганцем, кремнием и медью, более стойки, чем медистые, и в промышленной, и в морской атмосфере; легированные никелем, хромом и молибденом (0,25%) весьма стойки в морской атмосфере; легированные медью и хромом более стойки в промышленной атмосфере, чем в морской.

Из рис. 235 видно, что при введении в сталь легирующих элементов процесс коррозии во времени замедляется, стремясь к затуханию. При таком протекании процесса преимущество одной стали перед другой выявляется значительно лучше, если сравнивать их не по потере веса за определенное время, а по времени, в течение которого на каждой стали получится одинаковая потеря веса, так как именно эта величина характеризует срок службы изготовленных из данной стали изделий. Так, например, по потере веса в течение года сталь, легированная хромом, кремнием, медью и фосфором, в три раза лучше углеродистой, тогда как время, в течение которого потеря в весе составит $8 \text{ г}/150 \text{ см}^2$, у первой стали в 10—12 раз больше, чем у углеродистой (см. рис. 235).

По-видимому, применением указанных разных способов оценки коррозионной стойкости объясняются приводимые часто в иностранной литературе указания на то, что низколегированная сталь во много раз более стойка против атмосферной коррозии, чем углеродистая, тогда

¹ На обычной углеродистой стали наблюдалось даже [213] уменьшение скорости коррозии (кроме сельской местности) под влиянием углерода. Возможно, однако, что здесь сказалось действие элементов-примесей.

как по результатам испытаний, проведенных в Советском Союзе, в том числе длительных испытаний в условиях службы [213, 647, 649], стойкость против атмосферной коррозии у низколегированных сталей в общем в 1,5—2,0 раза, а чаще всего на 25—30% выше, чем у углеродистой строительной стали марки Ст. 3.

В. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СВАРИВАЕМОСТЬ

Сварка стали расплавлением, наиболее в настоящее время распространенная, сочетает в себе так много сложных процессов, зависящих и от самой стали, и от особенностей сварной конструкции, и от режима и условий сварки и др., что пока еще не существует даже единого определения свариваемости. Сварные конструкции из низколегированных строительных сталей в подавляющем большинстве случаев по техническим или экономическим соображениям нельзя подвергать последующей термической обработке. В этом случае под свариваемостью стали следует понимать возможность получения сварного соединения, по прочности не уступающего или мало уступающего основному металлу, минимальное изменение свойств основного металла в околошовной зоне, т. е. зоне термического воздействия сварного шва, и отсутствие трещин в шве и околошовной зоне.

Для оценки свариваемости стали в настоящее время разработаны методы всестороннего испытания сварного соединения, в том числе определения его склонности к хрупкому разрушению, считающегося теперь и у нас, и за рубежом обязательным [651]. В последние годы в качестве дополнительной характеристики прочности сварного соединения, в частности для стали, применяющейся в судостроении, значительное развитие получили лабораторные методы скоростных испытаний (в том числе испытание взрывной волной при контактном взрыве). Для оценки склонности металла шва к образованию горячих трещин также разработаны методы, заключающиеся в статическом или динамическом механическом воздействии на образец во время его сварки [652].

Из указанных выше критериев хорошей свариваемости стали получение сварного соединения, по прочности не уступающего или очень мало уступающего основному металлу, в настоящее время в основном достигается за счет «сварочных» приемов: подбора электродов, режима сварки и т. п. Таким образом, к важнейшим критериям свариваемости, на которые большое влияние оказывает состав и частично исходная структура стали, относятся изменение свойств основного металла в околошовной зоне и вероятность получения сварочных трещин.

Ухудшение свойств в околошовной зоне связано с двумя обстоятельствами: 1) с возможностью получения метастабильных структур в процессе охлаждения после сварки, а следовательно, с закаливемостью и прокаливаемостью стали; 2) с укрупнением зерна в околошовной зоне при сварочном нагреве. В сварных соединениях значительной толщины скорость охлаждения в околошовной зоне или в отдельных ее местах может превзойти критическую скорость охлаждения для данной стали, вследствие чего в сварной зоне, особенно при однослойном шве, могут получаться мартенситные участки, что и в действительности отмечалось рядом исследователей. У сталей, в которых образуется больше мартенсита или он обладает большей твердостью,

при испытании сварного соединения загибом может наблюдаться крупное разрушение.

Опасность получения холодных трещин или остаточных напряжений в сварном соединении у одной и той же стали также зависит и от «сварочных» факторов и может быть в значительной степени предотвращена за счет их регулирования [например, 395]. Однако большую роль в возникновении холодных трещин и остаточных напряжений играют структурные превращения в стали в процессе охлаждения после оварки и температурные интервалы, в которых эти превращения протекают, что в свою очередь также в большой степени связано с прокаливаемостью стали. В частности, получение мартенситных участков в сварном соединении будет усиливать также остаточные напряжения и опасность получения трещин. Укрупнение зерна при сварочном нагреве будет влиять в том же направлении не только прямо, но и косвенно, за счет увеличения прокаливаемости стали. Таким образом, хотя ухудшение свойств околошовной зоны и образование холодных трещин определяются, вообще говоря, разными факторами, эти два явления чаще всего, в том числе и под влиянием легирования, сопутствуют друг другу.

Из сказанного вытекает закономерность, которой должно подчиняться влияние элементов на свариваемость стали. Действительно, так как нас должно интересовать изменение твердости и других механических свойств, связанное с возможностью получения мартенсита в зоне, подвергающейся нагреву до высокой температуры и последующему быстрому охлаждению, то роль содержащихся в стали легирующих элементов и углерода в свариваемости должна быть такая же, как и при закалке стали.

В случае полного растворения всех фаз и получения однородного аустенита, что имеет место при сварке вследствие очень высокой температуры нагрева, максимальная твердость, получаемая после закалки, или собственно закаливаемость должна зависеть в основном только от содержания в стали углерода, а наличие в ней легирующих элементов только облегчает достижение максимальной твердости. Результаты, полученные в ряде исследований, подтверждают, что и при сварке максимальная твердость стали определяется только содержанием в ней углерода. Углерод способствует также увеличению количества мартенсита, понижая критическую скорость охлаждения при закалке.

Отсюда следует, что углерод с точки зрения свариваемости — один из наиболее вредных элементов в стали. Это является третьим по счету, но первым по степени важности обстоятельством, ограничивающим возможность использования углерода в качестве элемента-упрочнителя в низколегированных сталях, не подвергающихся улучшению. В этих сталях с целью сохранения хорошей свариваемости содержание углерода составляет обычно 0,10—0,12—0,15% и не должно превышать 0,20%, если невозможно перед сваркой подогреть свариваемые элементы, а после сварки снять напряжения и улучшить пластические свойства за счет термической обработки.

Легирующие элементы, понижая критическую скорость охлаждения, способствуют получению мартенсита при сварке сравнительно тонкостенных конструкций, где скорость охлаждения меньше. Так, при максимальной встречающейся в практических условиях толщине сварных элементов из низколегированных сталей повышенной прочности

скорость охлаждения околошовной зоны составляет 30—50 град/сек, т. е. значительно меньше критической скорости охлаждения для углеродистой стали даже со значительным содержанием углерода. При наличии же в стали легирующих элементов скорость охлаждения в 30—50 град/сек может оказаться близкой, равной или даже больше критической.

Поэтому влияние данного легирующего элемента на свариваемость стали при прочих равных условиях должно быть тем сильнее, чем сильнее этот элемент увеличивает прокаливаемость стали. В соответствии со значениями коэффициентов-множителей для прокаливаемости, приведенными на стр. 175, наименьшее ухудшение свариваемости стали (присутствуя в ней каждый в отдельности) должны вызывать никель, медь, кремний, а наиболее сильно должны влиять в этом направлении марганец, хром, молибден, что в основном подтверждается опытом.

Аналогичные коэффициенты могут быть экспериментально установлены для определения количественного влияния легирующих элементов на свариваемость стали. Для этой цели в первом приближении может быть использован метод торцевой закалки, позволяющий найти зависимость между твердостью и скоростью охлаждения в широком диапазоне, если о свариваемости судить только по повышению твердости, а не по изменению механических свойств. Так, например, в наших исследованиях¹ метод торцевой закалки² был использован для изучения влияния кремния, марганца и хрома на свариваемость стали с двумя уровнями содержания углерода: 0,15—0,17% и 0,21—0,23%. Параллельно изучались также повышение твердости непосредственно в околошовной зоне и способность сталей восстанавливать в околошовной зоне свои пластические свойства. Влияние указанных элементов, а также углерода на повышение твердости в околошовной зоне иллюстрируется рис. 236, из которого видно, что наибольшая твердость получается в стали, легированной хромом, а наименьшая — в стали, легированной кремнием. Это подтвердилось также на образцах для торцевой закалки, т. е. при различных скоростях охлаждения, что свидетельствует о достаточной надежности этого метода.

Для относительной характеристики свариваемости сталей, легированных одновременно несколькими элементами и содержащих разное количество углерода, можно также пользоваться значением идеального критического диаметра, характеризующего прокаливаемость. Чем больше идеальный критический диаметр, тем хуже будет свариваемость данной стали при прочих равных условиях. Идеальный критический диаметр учитывает также влияние такого важного фактора, как величина зерна, будучи при прочих равных условиях тем больше, чем крупнее зерно.

Необходимо, однако, еще раз обратить внимание на то, что идеальный критический диаметр будет характеризовать только вероятность получения мартенсита и учитывать влияние легирующих элементов и углерода именно в этом направлении. Максимальное же значение твердости мартенсита определяется только углеродом. Таким образом, установление коэффициентов, позволяющих пересчитать

¹ Совместно с К. В. Петрань и Л. П. Копп.

² Был применен образец с выточкой (L-образец, см. стр. 170), пригодный для изучения прокаливаемости слабопрокаливающихся сталей.

легирующие элементы на так называемое «эквивалентное количество углерода» по их влиянию на свариваемость стали, как это пытаются делать некоторые иностранные исследователи, едва ли допустимо. Именно в этом и заключается одно из принципиальных отличий низколегированных сталей от углеродистой стали равной прочности: снижая до минимума содержание углерода и получая необходимую прочность за счет введения легирующих элементов, мы получаем сталь, обладающую хорошей свариваемостью.

В стали, которая перед сваркой была упрочнена за счет дисперсионного твердения, возможно понижение твердости в околошов-

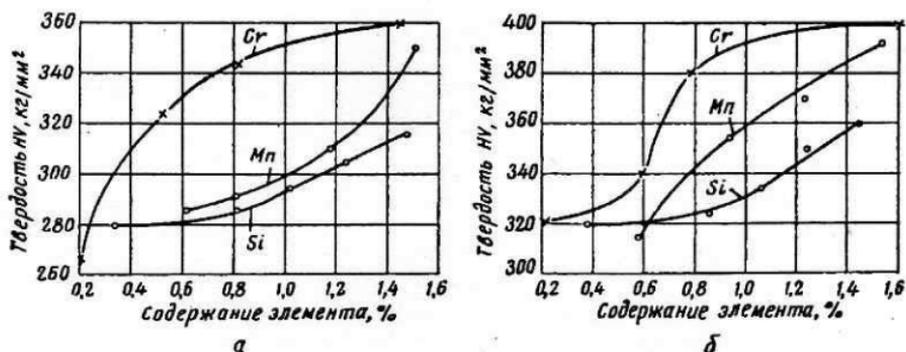


Рис. 236. Влияние кремния, марганца и хрома на повышение твердости околошовной зоны у стали с 0,15% С (а) и 0,22% (б).

ной зоне, вызванное коагуляцией дисперсной фазы при температурах, значительно превышающих температуру отпуска при упрочняющей обработке. По этой причине эффект дисперсионного твердения может быть использован для упрочнения стали, из которой изготавливаются сварные конструкции, только тогда, когда скорость коагуляции упрочняющей фазы мала, а конструкция позволяет производить сварку после нормализации, а упрочняющий отпуск — после сварки. При такой последовательности операций будут уменьшены также напряжения в шве и околошовной зоне.

Другим обстоятельством, с которым связано ухудшение свойств в околошовной зоне, является, как указывалось выше, укрупнение зерна. При сварке температура в околошовной зоне достигает до 1400°, вследствие чего зерно имеет возможность вырасти до размеров, значительно превосходящих размеры, найденные при определении балла зерна, хотя времени для роста зерна при сварке может оказаться мало. Известно, что и при поверхностном индукционном нагреве большая скорость нагрева ограничивает рост зерна, но все же оно укрупняется, что частично происходит, возможно, в процессе охлаждения. При сварке же условия еще более благоприятны для укрупнения зерна, так как здесь не только исходный нагрев выше, но вследствие этого и при охлаждении сварной шов и околошовная зона проходят через область более высоких температур, чем слой, нагретый для термической обработки.

Так как крупное зерно не только действует в том же направлении, что и легирующие элементы, увеличивая прокаливаемость, но и само по себе увеличивает склонность стали к хрупкому разрушению, то

влияние легирующего элемента на рост зерна аустенита должно иметь существенное значение для результатов сварки. Следовательно, такие элементы, как молибден, ванадий, титан, ниобий и др., препятствуя росту аустенитного зерна, должны с этой стороны положительно влиять на свариваемость стали. Аналогичное влияние должно оказывать раскисление стали алюминием или (и) титаном. Подобный характер влияния этих элементов наблюдается в подавляющем большинстве и в действительности.

Необходимо, однако, к этому заметить, что при температурах, до которых сталь нагревается в процессе сварки, и стойкие фазы уже перейдут в раствор, так что зерно должно было бы энергично расти даже в сталях, содержащих сильно карбидообразующие элементы или имеющих «мелкое зерно» благодаря раскислению алюминием. Повидимому, недостаток времени играет весьма важную положительную роль и потому, что карбиды или другие фазы, препятствующие росту зерна, не успевают полностью раствориться. Если продолжить кажущуюся нам уместной аналогию с индукционным электронагревом, то интересно привести здесь данные И. Н. Кидина, который экспериментально установил [246], что при индукционном нагреве в отличие от обычного более стойкие карбиды (в его опытах — карбиды вольфрама и молибдена) диссоциируют даже энергичней, чем некоторые менее стойкие (в его опытах — карбиды хрома), но с ускорением нагрева температура полного растворения карбидов повышается.

Влияние легирующих элементов на остаточные напряжения и опасность получения холодных трещин в сварном соединении не ограничиваются только их влиянием на прокаливаемость стали и рост зерна. В частности, понижение легирующими элементами мартенситной точки немало способствует усилению напряжений и получению трещин. А так как мартенситную точку наиболее сильно понижает углерод, то и по этой причине необходимо, чтобы в свариваемой стали его содержание было наименьшее.

При малой продолжительности сварочного нагрева и скорость растворения карбидов сказывается уже в такой степени, что исходная структура стали в смысле дисперсности карбидов заметно влияет на положение мартенситной точки. Если в исходной структуре карбиды высокодисперсны, они полнее растворяются при сварочном нагреве. Полученный вследствие этого более концентрированный аустенит превращается в мартенсит (в зонах с достаточно высокой скоростью охлаждения) при более низкой температуре, и опасность образования трещин возрастает.

Если в околошовной зоне при охлаждении получают немартенситные продукты разложения аустенита, то обычно считается, что чем при более высокой подкритической температуре они образуются, тем меньше будут возникающие при этом напряжения и опасность получения трещин. Следовательно, наиболее благоприятным должно быть превращение аустенита в перлитной области. Однако позднее было показано [662], что и при превращении аустенита в промежуточной области сварочные напряжения и опасность получения трещин уменьшаются, так как предел текучести при этих температурах уже низок, и напряжения, обусловленные объемными изменениями, релаксируют. Кроме того, объемные изменения при промежуточном превращении меньше и развиваются медленнее, чем при мартенситном. Поэтому

стали, у которых при быстром охлаждении в околошовной зоне происходит промежуточное превращение аустенита, особенно если получаемая при этом структура представляет собой нижний бейнит, являются хорошо сваривающимися.

Понижение мартенситной точки, как и понижение температуры немартенситного разложения аустенита, в свою очередь усиливает также вредное влияние водорода, попадающего в околошовную зону из наплавленного металла. Механизм образования трещин под влиянием водорода здесь, очевидно, такой же, как и при образовании флокенов. Поэтому в соответствии с тем, что было сказано в главе о флокенах, водород будет удаляться из околошовной зоны сварного соединения тем легче, а опасность образования трещин и в этом случае будет тем меньше, чем выше температура превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.

Содержащиеся в стали элементы оказывают также значительное влияние на опасность получения горячих трещин в сварном соединении. По исследованиям Н. Н. Прохорова [652], «технологическая прочность» наплавленного металла уменьшается с повышением содержания в основном металле углерода, серы, кислорода, кремния, меди, никеля. У сталей же, легированных марганцем, хромом и молибденом, наблюдается более высокая технологическая прочность наплавленного металла. Наиболее отрицательно влияет никель, вследствие чего, по мнению Н. Н. Прохорова, стали, легированные одним только никелем, нельзя рекомендовать для сварных конструкций. Вредное влияние углерода, серы, меди и никеля на технологическую прочность наплавленного металла можно компенсировать легированием последнего (через покрытие) хромом, марганцем и ванадием.

Таким образом, для низколегированной строительной стали, которая должна обладать одновременно различными свойствами — прочностью, коррозионной стойкостью, свариваемостью и др., — выбор легирующих элементов (и их количества) сравнительно ограничен. Еще более сужают возможности легирования упомянутые выше требования технологического и особенно экономического характера.

3. ОСНОВНЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ОБЛАСТИ РАЗРАБОТКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

Основная тенденция в области легирования строительной стали заключается во введении в нее небольших количеств нескольких или многих элементов. Такая система легирования облегчает также в ряде случаев использование легирующих элементов из отходов и из природнолегированных чугунов.

Однако при требуемом значении предела текучести до 36 кг/мм^2 в ряде стран, в том числе и Советском Союзе, до сих пор наряду с комплексно легированными применяются также низколегированные марганцовистые стали. Эти стали в судостроении заменили вначале в России, затем в США, Англии и др. слишком дорогие никелевые стали для сильно напряженных конструкций, несмотря на то, что они обладают известными недостатками. В ФРГ марганцовистая сталь, содержащая в среднем $0,18\% \text{ C}$, $1,2$ (и до $1,5\%$) Mn и для повышения коррозионной стойкости до $0,25\% \text{ Cu}$ (St 52-3), является основной маркой низколегированной стали. В зависимости от толщины листа гарантируемый предел текучести этой стали составляет $33\text{—}35 \text{ кг/мм}^2$.

В качестве средства повышения ее предела текучести по крайней мере до 36 кг/мм^2 и отношения σ_s/σ_b до $> 0,65$ получил применение способ, заключающийся в использовании субмикроскопических выделений нитридов алюминия с критическим размером частиц [656]. Одновременно уменьшается также склонность стали к старению. Повышение предела текучести обуславливается при этом не только измельчением зерна, но и непосредственным действием частиц самих нитридов.

Еще более значительное повышение предела текучести — до $\sim 39\text{—}40 \text{ кг/мм}^2$, по-видимому, частично также за счет выделения нитридов — у марганцовистой стали без дополнительного ее легирования достигается за счет введения в ванну около 2 кг/т (Al + Ti) при правильном ведении процесса плавки [656]. Сталь обладает при этом достаточной пластичностью, хорошей свариваемостью и малой склонностью к хрупкому разрушению. В Советском Союзе введение в ванну Al + Ti при выплавке низколегированной стали используется давно.

Применявшиеся до недавнего времени в Советском Союзе марганцовистые стали марок 20Г и 30Г, содержащие 1,30—1,65% Mn, обладают пониженной (20Г) или плохой (30Г) свариваемостью. Интересно, однако, заметить, что сталь с повышенным содержанием марганца и углерода (по составу близкая к прежней марке МС), содержащая $\leq 0,23\%$ С, 1,3—1,8% Mn, 0,1—0,35% Si, $\leq 0,05\%$ S, $\leq 0,6\%$ Cu (хром может заменять марганец до 0,8% максимум, допускается остаточный никель до 0,5%), является в Англии основной низколегированной сталью. Для проката толщиной до 10 мм она обеспечивает предел текучести 36 кг/мм^2 при удлинении 1,4%, от 10 до 12,5 мм — 36 кг/мм^2 при удлинении 18%, от 12,5 до 25 мм — 33 кг/мм^2 и 18%, а для толщины больше 25 мм — только 30 кг/мм^2 и 18%. Свариваемость же этой стали, по английским данным [660], сильно облегчилась после введения низководородистых электродов.

В настоящее время в Советском Союзе введены в стандарт (ГОСТ 5058—57) марганцовистые стали, имеющие либо при повышенном содержании марганца пониженное содержание углерода (стали 09Г2 и 14Г2), либо при повышенном содержании углерода пониженное содержание марганца (стали 19Г и 24Г), либо пониженное содержание обоих элементов (сталь 14Г). Поэтому они обладают значительно лучшей свариваемостью, чем применявшиеся ранее марганцовистые стали.

Из разработанных в Советском Союзе сложнолегированных сталей первой была хромомарганцевомедистая сталь ДС. Роль меди в качестве упрочняющей фазы при дисперсионном твердении в ней в основном не используется, а используется влияние меди на коррозионную стойкость и упрочняющее действие ее в качестве элемента, содержащегося в пересыщенном твердом растворе в феррите. Скорость выделения меди из твердого раствора в α -железе настолько мала, что она удерживается в растворе и в катаной, и в нормализованной стали, т. е. в тех состояниях, в которых сталь обычно применяется.

Разработанные позднее сталь НЛ2 и отличающаяся от нее только меньшим содержанием углерода сталь НЛ1 [649 и др.] представляют собой хромоникельмедистые стали, в которых медь также используется не как упрочняющая фаза при дисперсионном твердении, а только как элемент, повышающий коррозионную стойкость и дополнительно прочность стали. При выплавке обеих сталей может быть использовано значительное количество (около 30%) природнолегированных чугунов, в

частности Орско-Халиловского месторождения, и хромоникелевых отходов. Наличие в этих сталях никеля, помимо его общего влияния на свойства стали, нейтрализует также вредное влияние меди на состояние поверхности проката (меделомкость).

Значительное улучшение свойств стали НЛ2 почти во всех направлениях достигается путем дополнительного введения в нее титана¹ в количестве 0,02—0,04%, особенно если одновременно увеличивать и количество добавляемого в сталь алюминия до 0,8—1,0 кг/т. По свариваемости сталь НЛ2 с титаном также превосходит сталь НЛ2. В новом стандарте сталь НЛ2 заменена близкой по составу сталью СХЛ1, обладающей лучшей свариваемостью.

В Советском Союзе были разработаны также различные другие сложнелегированные стали, в настоящее время включенные в новый стандарт (см. ГОСТ 5058—57). По примеру того, как это было сделано за рубежом в послевоенное время и особенно в последние годы, гарантируемые значения механических свойств дифференцируются в зависимости от толщины проката.

Отмеченное выше значительное повышение стойкости стали против атмосферной коррозии при одновременном содержании в ней фосфора и меди стимулировало разработку сталей, легированных обоими этими элементами, таких, например, как 10ХНДП. Эта сталь также может выплавляться с добавлением в шихту природнолегированных чугунов или хромоникелевых отходов. Как было указано выше, фосфор вызывает и значительное упрочнение стали, которое при низком содержании углерода практически не сопровождается падением ее пластичности. Именно этим обуславливается необходимость понижения содержания углерода в стали 10ХНДП по сравнению со сталью НЛ2. В то же время благодаря низкому содержанию углерода она хорошо сваривается.

Однако фосфор значительно повышает критическую температуру хрупкости, что сказывается на значении ударной вязкости уже при комнатной температуре, но особенно сильно при температурах ниже нуля, несмотря на то, что влияние фосфора в этом направлении несколько компенсируется частично низким содержанием углерода, частично содержащимся в стали хромом. Фосфористая сталь обладает также большей чувствительностью к старению. Оба эти серьезных недостатка фосфористой стали, тесно связанных между собой, могут быть устранены или по крайней мере резко ослаблены за счет дополнительного легирования ее некоторым количеством алюминия. Даже раскисление алюминием, при котором в сталь вводится 0,06—0,10% Al, уменьшая склонность зерна к росту, понижает чувствительность стали к старению и критическую температуру хрупкости. Однако гораздо более надежный эффект достигается при легировании стали алюминием в количестве 0,25—0,5%*.

Стали, легированные фосфором и значительным количеством алюминия, разработаны и применяются также в других странах. В качест-

¹ По сообщению Г. В. Квятковской (Сталь, № 12, 1962, стр. 1121), повышение количества вводимого титана до 3 кг/т приводит к заметному понижению пластичности (при повышенной прочности).

* На лабораторных плавках хромомедьфосфористой стали М. С. Михалев и М. И. Гольдштейн (Бюллетень научно-технической информации, № 3, Уральский НИИЧМ. Металлургияиздат, 1957, стр. 76) нашли, что оптимальное содержание Al (остаточное в металле) равно 0,1%.

ве примера можно указать на стали, получившие применение в США под названием Кортен и Майари [см. 649]. Первая содержит $\leq 0,12\%$ С, $0,2-0,5\%$ Мп, $0,25-0,75\%$ Si, $0,5-1,25\%$ Cr, $0,25-0,55\%$ Cu, $0,07-0,15\%$ P и $0,35\%$ Al. Состав второй: $\leq 0,12\%$ С, $0,5-1,0\%$ Мп, $0,2-0,3\%$ Si, $0,4-1,0\%$ Cr, $0,25-0,75\%$ Ni, $0,5-0,7\%$ Cu, $0,08-0,12\%$ P и $0,4\%$ Al. Сталь типа Майари также выплавляется с применением природнолегированных чугунов и легированного лома. Сталь типа Кортен производится несколькими фирмами и в Англии, главным образом из-за большего, чем у марганцовистой, отношения σ_s/σ_b и более высокой коррозионной стойкости, что особенно важно для тонких сечений.

Отмеченная на стр. 381 тенденция использования малых присадок ванадия, титана, ниобия и циркония в СССР в последнее время реализована в нескольких новых марках низколегированной стали. Одна из них — 15ГФ, содержащая $0,11-0,17\%$ С, $0,9-1,2\%$ Мп и $0,04-0,09\%$ V, рекомендуется для применения в вагоностроении [304]. В горячекатаном состоянии (при пониженной температуре конца прокатки и содержании ванадия на верхнем пределе) эта сталь имеет предел текучести больше 35 кг/мм^2 . Она значительно дешевле и технологичнее стали СХЛ-1. Новыми сталями с добавкой титана являются (кроме раскисляемых титаном) 15ГДЮТ, содержащая $0,15\%$ С, $1,5\%$ Мп, $0,4\%$ Cu, $0,12\%$ Ti, $0,08\%$ Al, и такая же сталь без меди 15ГЮТ [см. 356]. У второй значение предела текучести после нормализации составляет около 38 кг/мм^2 (опробована на рамах грузовых автомобилей), у первой — несколько выше (близок к сталям МС-1 и СХЛ-4). Присадка $0,04-0,08\%$ Nb реализована [см. 356] в новых сталях 15ХБ ($0,12-0,18\%$ С, $0,5-0,8\%$ Мп, $0,4-0,7\%$ Cr) с пределом текучести 35 кг/мм^2 ; 12ХГ2Б (до $0,12\%$ С, $1,2-1,5\%$ Мп, $0,4-0,7\%$ Cr) с пределом текучести 40 кг/мм^2 и пределом прочности 60 кг/мм^2 ; 12Г2Б ($\leq 0,12\%$ С, $1,2-1,5\%$ Мп, $\leq 0,3\%$ Cr) и 15Г2Б (такая же, но с $0,12-0,18\%$ С) с пределом текучести 40 кг/мм^2 при пределе прочности 55 кг/мм^2 . Присадка ванадия ($0,04-0,08\%$), титана ($0,06-0,12\%$) и циркония ($0,07-0,14\%$) реализована также в сталях 20ХГ2Ф, 20ХГ2Т и 20ХГ2Ц [см. 634], предназначенных для армирования предварительно напряженного железобетона и имеющих $\sigma_s \leq 60 \text{ кг/мм}^2$.

Разработка низколегированной стали с пределом текучести больше и особенно значительно больше 40 кг/мм^2 , удовлетворяющей одновременно всем прочим требованиям, остается еще развивающейся проблемой. Пути легирования такой стали известным образом зависят от ее назначения, а следовательно, от того, какие из предъявляемых к ней требований преобладают. Для судостроительной стали основные затруднения возникают в предотвращении трещин при сварке переборок, где возникают очень большие напряжения. Поэтому в судостроительной стали желательно иметь не выше $0,12-0,15\%$ С. Однако, хотя при таком содержании углерода сталь относится обычно к классу хорошо сваривающихся, это еще не гарантирует отсутствия трещин при сварке сильно напряженных узлов, так как последнее зависит и от комбинации легирующих элементов, обуславливающей протекание превращений в стали при охлаждении ее с высоких температур. Приблизительно такого типа сталями являются разработанные в Советском Союзе 10ХГСНД, 10ХСНД и 14ГНД, содержащие при малом количестве углерода повышенное количество кремния, марганца, хрома, никеля и меди.

Несколько проще разрешается проблема создания стали с пределом текучести больше 40 кг/мм^2 и пределом прочности больше 60 кг/мм^2

для промышленных сооружений, мостов, вагоностроения и т. п., где конструкция сварных узлов, как правило, менее сложная. В этом случае одним из основных средств достижения таких свойств является повышение содержания углерода при данном суммарном содержании легирующих элементов до количества, допускаемого свариваемостью, а именно до $\sim 0,2\%$ [например, 323]. Что касается легирующих элементов, то достаточно удовлетворительных результатов можно ждать при введении в сталь в определенных сочетаниях меди, марганца, хрома, ванадия, титана и никеля.

За рубежом намечались два основных пути создания хорошо сваривающихся сталей с высоким пределом текучести. Первый путь, разрабатываемый в основном в ФРГ, заключается в использовании субмикроскопических выделений некоторых фаз, в частности нитридов. В развитие приведенного на стр. 393 способа использования нитридов алюминия там было показано [см. 650], что, если повысить содержание азота в томасовской стали (состава St 52-3) до предельно допустимого (с точки зрения разливки) и полностью связать его алюминием в нитридах, можно получить $\sigma_s = 44-50 \text{ кг/мм}^2$ при $\sigma_b = 60-67 \text{ кг/мм}^2$ и высоких значениях пластичности и вязкости. Но для того, чтобы нитриды выделялись в требуемой степени дисперсности, при прокатке должны быть соблюдены определенные температурные условия, которые трудно выдерживать, особенно у толстых листов и профилей.

В свободной от этого недостатка стали с $\sigma_s > 45 \text{ кг/мм}^2$ при 20°C и $> 35 \text{ кг/мм}^2$ при 350°C (при малой склонности к хрупкому разрушению) используются высокодисперсные нитриды ванадия [308]. Сталь выплавляется в мартеновских печах и содержит в среднем $0,18\%$ С, $1,5\%$ Мп, $0,45\%$ Si, $0,15\%$ (до $0,27\%$) V и до $0,025\%$ N (вводится из азотированного ферромарганца). Указанные свойства сталь приобретает после отжига с разложением аустенита в перлитной области. Особенность нитридов ванадия (роль азота) заключается в том, что, повышая предел текучести \sim на 5 кг/мм^2 по сравнению со сталью, легированной только ванадием, они не понижают пластичности стали и не увеличивают ее склонности к хрупкому разрушению. Близкие свойства были получены при легировании титаном (сталь ВН46К).

Была предложена также сталь, у которой $\sigma_s > 45 \text{ кг/мм}^2$ при $\sigma_b = 55-68 \text{ кг/мм}^2$ (большее σ_s/σ_b) достигается за счет высокодисперсных выделений меди [см. 308, дискуссия]. Она содержит до $0,18\%$ С, до 1% Мп, $0,8-1\%$ Ni, $0,8-1\%$ Cu и $0,15\%$ V (ее состав близок к нашей 14ГНД без ванадия). Экономически, однако, эта сталь менее выгодна из-за содержания в ней никеля.

Второй путь заключается в легировании стали значительным количеством молибдена, что позволяет добиться хорошей свариваемости за счет получения в ее структуре продуктов промежуточного превращения аустенита (см. стр. 392). Но с экономической стороны легирование молибденом ограничивает возможные области использования таких сталей. В качестве иллюстрации приведем несколько примеров, относящихся к разным странам.

В США применяется сталь, содержащая до $0,12\%$ С, $0,5-1,0\%$ Мп, $0,5-1,5\%$ Cu, $0,5-1,0\%$ Ni и до $0,20\%$ Mo. В этой стали используется также эффект дисперсионного твердения за счет меди, причем наличие в ней никеля уменьшает хрупкость, обусловленную дисперсионным твердением, и одновременно улучшает поверхность проката. Поэтому в ней можно получить после отпуска при $\sim 600^\circ \text{C}$ предел текучести больше

42 кг/мм² при высокой пластичности и вязкости. Если, следовательно, по технологическим условиям отпуск после сварки возможен, то такая сталь может обеспечить и вполне удовлетворительную свариваемость, хотя в английских довоенных исследованиях было установлено, что она обладает повышенной склонностью к горячим сварным трещинам.

В Англии в послевоенное время в промышленных условиях производятся две стали повышенной прочности: одна из них (обозначается Dicol W25) содержит 0,16—0,20% С, 1,3—1,5% Мп, 0,3—0,5% Ni, 0,15—0,30% Cr и 0,24—0,30% Mo. В отпущенном после прокатки состоянии она имеет при толщине до 18 мм $\sigma_{0,5} > 42$ кг/мм², а до 37 мм $\sigma_{0,5} > 40$ кг/мм². Вторая промышленная сталь (обозначается Dicol W30) содержит $\leq 0,18\%$ С, 1,4% Мп, 0,5% Ni, 0,8% Cr, 0,5% Cu, 0,25% Mo и 0,1% V. При толщине листа до 25 мм она имеет $\sigma_{0,5} > 47$ кг/мм². Для ее сварки предусматриваются низководородистые электроды.

Там же разработана [см.660] сталь, названная Fortiweld (т. е. очень хорошо сваривающаяся) и содержащая в среднем 0,1% С, 0,6% Мп, 0,5% Mo и 0,003% В. В катаном состоянии она имеет $\sigma_s = 46$ кг/мм² и $\sigma_b = 58$ кг/мм², а после нормализации с 900° С у нее $\sigma_s > 50$ кг/мм² и $\sigma_b > 60$ кг/мм². Для снижения температуры промежуточного превращения до 300° С было рекомендовано дополнительно легировать эту сталь хромом и марганцем. Несмотря на очень высокое содержание в этой стали молибдена, за рубежом считают, что ее применение может быть оправдано в ряде случаев, например для мостов, монтируемых в военно-полевых условиях, для сильно нагруженных заклепок, где важна малая закаливаемость на воздухе нагреваемого конца, для некоторых листовых авиационных деталей, железнодорожных грузовых вагонов, специальных грузовых автомобилей, в химической промышленности и т. п.

В ФРГ также была предложена [662] легированная молибденом сталь с $\sigma_s > 45$ кг/мм² состава: 0,15% С, 1% Мп, 1% Cu, 1% Ni, 0,4% Cr и 0,35% Mo. В этой стали в очень широком интервале скоростей охлаждения — от медленного охлаждения на воздухе толстых листов до быстрого охлаждения в околослойной зоне — аустенит превращается в промежуточной области, что позволяет получить одинаково высокие свойства в сварном соединении и основном металле.

Во Франции¹ низколегированные стали, имеющие $\sigma_s \leq 50$ кг/мм² (Soudotenaх марок 37, 41, 44, 52, 56, 66), содержат 0,13—0,20% С, 0,4—1,4% Мп, до 0,25% Cr, до 1% Ni, до 0,5% Mo и до 0,08% V.

В заключение следует отметить развивающуюся в последнее время тенденцию все более широко использовать термическую обработку, особенно для толстых листов строительной и хорошо сваривающейся судостроительной стали. У низколегированной стали закалка с высоким отпуском позволяет получить $\sigma_s > 60$ кг/мм² без ущерба для свариваемости и при уменьшении склонности к хрупкому разрушению и чувствительности к надрезу. У углеродистой стали типа Ст.3кп в толстых листах закалка (термическое упрочнение) позволяет получить $\sigma_s > 30$ кг/мм² и $\sigma_b > 45$ кг/мм² при высокой пластичности и вязкости [см. 243, 657] и в ряде случаев заменить спокойную или низколегированную сталь термически обработанной кипящей. Закалкой и высоким отпуском можно также повысить свойства углеродистой арматурной стали марки Ст.5 до их значений у легированной.

¹ См. Ch. Scailteur. Alliance industr., октябрь, 1962, стр. 253.

ОСНОВНЫЕ ДАТЫ ЖИЗНИ И НАУЧНО-ПЕДАГОГИЧЕСКОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ В.С. МЕСЬКИНА

Родился 25 апреля 1904 года.

1927 – окончил Технологический институт имени Ленинградского совета по механическому факультету.

1925 – организовал первую в Советском Союзе лабораторию сплавов с особыми физическими свойствами в Горно-Металлургической лаборатории ВСНХ .

1925-1948 – начальник лаборатории, Главный металлург Всесоюзного института металлов.

1929-1930 – научная командировка в Германию и Австрию; работал в Физико-Техническом институте в Берлине.

с 1930 – Член Германского металлургического общества “Verein deutscher Eisenhüttenleute” и Английского института железа и стали “Iron and Steel Institute”.

1930-1938 – ассистент, доцент, профессор кафедры металловедения и термической обработки металлов Ленинградского машиностроительного института.

1931 – регистрация изобретения немагнитного чугуна “как имеющее особо ценное значение для народного хозяйства Советского Союза и отнесенное к группе особо-важных изобретений”.

1934 – присвоение ученого звания профессора по кафедре “Термическая обработка металлов”.

1936 – присвоение ученой степени доктора технических наук без публичной защиты диссертации.

1938-1941 – профессор, заведующий кафедрой металловедения Ленинградского института точной механики и оптики.

1940-1941 – Председатель комиссии по дефектоскопии при Научно-техническом совете Народного комиссариата путей сообщения СССР.

1942 – награждение орденом Красной Звезды за достижения в области материалов для производства вооружения.

1943 – присуждение Сталинской премии (Государственной премии СССР) за разработку и внедрение в промышленность вооружения малолегированных марок стали, в том числе для танковой брони.

1944 – награждение орденом Трудового Красного Знамени за выдающиеся достижения в области военной металлургии.

1945-1965 – профессор, заведующий кафедрой материаловедения и химии Ленинградского института авиационного приборостроения.

1946-1951 – профессор, заведующий кафедрой металловедения Ленинградского Военно-механического института.

1961 – награждение орденом Трудового Красного Знамени за большие заслуги в подготовке специалистов и развитии науки.

1964-1965 – Председатель комиссии по приборостроительным материалам секции технологии приборостроения Научно-технического совета Госкомитета по приборостроению, средствам автоматизации и системам управления при Госплане СССР.

Умер 13 июля 1965 года.

ОСНОВНЫЕ НАУЧНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ В.С. МЕСЬКИНА

Die ferromagnetischen legierungen, Springer, Berlin, 1932. – 418 с.

Промышленные магнитные сплавы. Л., 1932. – 294 с.

Производство трансформаторной стали. Л., 1932. – 91 с.

Электротехнические чугуны. Л., 1935. – 220 с.

Ферромагнитные сплавы. М.-Л., 1937. – 791 с.

Основы легирования стали. М., 1959. – 688 с.

Основы легирования стали. Издание второе, переработанное и дополненное. М., 1964. – 684 с.

Наименования предыдущих книг серии

Г.Н. Дульнев. Энергоинформационный обмен в природе. 2000. – 134 с.

А.В. Сечкарев. Фотонная оптика. 2000. – 220 с.

В.С. Игнатовский. Элементарные основы теории оптических приборов. 2001.– 202 с.

К.Г. Коротков. Основы ГРВ биоэлектрографии. 2001.– 360 с.

В.Н. Чуриловский. Основы Теория оптических приборов. 2001. – 274 с.

Ю.Г. Шнейдер. Эксплуатационные свойства деталей с регулярным микрорельефом. 2001. – 264 с.

Вениамин Семенович Меськин
ОСНОВЫ ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ

Сокращенное репринтное воспроизведение
издания 1964 года

Компьютерная верстка, дизайн
Дизайн обложки серии
Автор проекта серии

ИВА-Design
В.А. Петров
М.И. Потеев

Подписано в печать 17.02.02. Формат А5. Бумага офсетная.
Отпечатано на ризографе. Тираж 120 экз. Заказ № 88.

Санкт-Петербургский государственный
институт точной механики и оптики
(технический университет)

Лицензия ИД №00408 от 05.11.99
197101, СПб, ул. Саблинская, 14

Издательство "ИВА"

Лицензия ИД №00705 от 17.01.2000
197348, СПб, ул. Аэродромная, 4