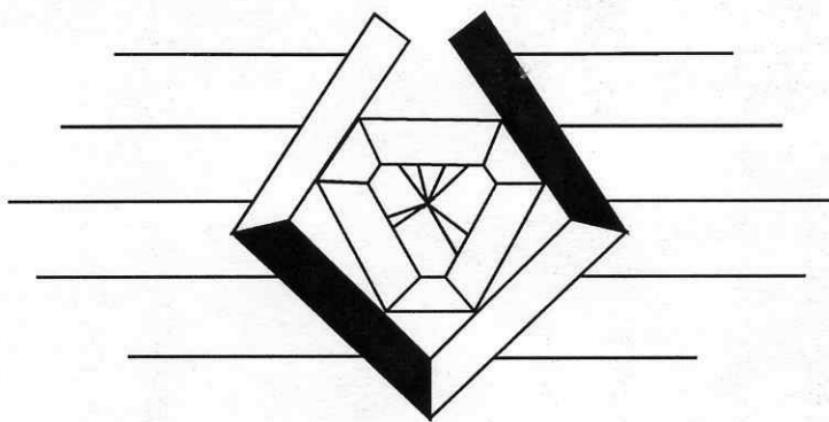


Выдающиеся ученые



ИТМО

ВЫДАЮЩИЕСЯ УЧЕНЫЕ ИТМО

*Серия монографий ученых
Санкт-Петербургского государственного
(бывшего Ленинградского)
института точной механики и оптики
(технического университета)*



Выпуск 7

Основана в 2000 году по решению
Ученого Совета университета
в ознаменование 100-летия со дня создания
в составе Ремесленного училища цесаревича Николая
Оптико-механического и часового отделения,
превращенного трудами нескольких
поколений профессоров и преподавателей
в один из ведущих технических
университетов России

Редакционная коллегия серии:

проф. В.Н. Васильев (председатель), проф. Г.Н. Дульнев,
проф. Ю.Л. Колесников, проф. С.П. Митрофанов, проф. Г.И. Новиков,
проф. М.И. Потеев (ученый секретарь)

Главный редактор серии – заслуженный деятель науки и техники РСФСР,
академик Академии естественных наук Российской Федерации,
профессор Г.Н. Дульnev

Выдающиеся ученые

ИТМО

B. C. МЕСЬКИН

***Основы легирования
стали***

*Сокращенное репринтное воспроизведение
издания 1964 года*

Санкт-Петербург

2002

УДК 669.15-194

Месъкин В.С. Основы легирования стали. – СПб: СПб ГИТМО (ТУ), 2002. – 236 с.

Обобщается экспериментальный материал по теории и практике легирования стали. Приводятся сведения о влиянии примесей химических элементов на процессы, происходящие в сталях. Рассматриваются принципы легирования сталей различного назначения, а также возможности воздействия на их свойства.

Для инженерно-технических работников metallургической, машиностроительной, приборостроительной и смежных отраслей промышленности, а также студентов соответствующих специальностей.

The experimental material on the theory and practice of alloying steel is generalized. An information on influence of chemical elements admixture on processes taking place in steel is given. Principles of steel alloying of various applications and also possibilities of influence on steel properties are considered.

For engineers of metallurgical, machine-making, instrument-making and adjacent branches of industry and students of appropriate specialities.

ISBN 5-7577-0168-4

© Санкт-Петербургский
государственный институт
точной механики и оптики
(технический университет),
2002

© Издательство “ИВА”, 2002

Оглавление

Вехи трудовой биографии	6
Основы легирования стали (сокращенное репринтное воспроизведение издания 1964 года).....	13
Содержание	15
Введение	19
Железо	23
Легирование конструкционной улучшаемой стали	44
Легирование конструкционной поверхностью упрочняемой стали	167
Легирование конструкционных сталей со специальными свойствами	190
Низколегированные стали повышенной прочности	209
Основные даты жизни и научно-педагогической деятельности В.С. Меськина	231
Основные публикации В.С. Меськина	233

ВЕХИ ТРУДОВОЙ БИОГРАФИИ

Ученый и педагог

Лауреат Сталинской премии, доктор техн. наук, проф. В.С. Меськин заведовал кафедрой металловедения в Ленинградском институте точной механики и оптики с марта 1938 г. до августа 1941 г.

Проф. В.С. Меськин зарекомендовал себя прекрасным педагогом, с увлечением передававшим свои обширные знания, стоявшие на самом современном уровне науки, студентам. Пользовался большим уважением студентов и заслуженным авторитетом среди них и как ученый, и как педагог.

Проф. Меськин по существу заново организовал в ЛИТМО кафедру металловедения и лабораторию при ней и проводил серьезные научно-исследовательские работы, имевшие и теоретическое, и практическое народно-хозяйственное значение для социалистической промышленности, с которой он был неразрывно связан.

В начале Великой Отечественной войны тов. Меськин, как патриот своей Родины, вступил добровольцем в формировавшееся тогда в Ленинграде ополчение и был назначен в артиллерийский полк.

Таким образом, за время работы в ЛИТМО проф. – доктор В.С. Меськин проявил себя с самой лучшей стороны, как в деловом, так и в политическом отношении.

*Из характеристики, подписанной директором ЛИТМО
С.А. Шикановым и секретарем партбюро Г.В. Погаревым
в январе 1950 г.*

Глубокоуважаемый Вениамин Семенович!

Вы уже давно являетесь широко признанным в Советском Союзе – одним из крупнейших ученых в области ряда специальных вопросов металловедения, особенно применительно к различным областям современного приборостроения.

Ваши многочисленные научные статьи и монографии хорошо известны не только в нашей стране, но и за рубежом. Они оказали значительное влияние на развитие научных знаний в области общих вопросов теории легирования и особенно в области сплавов со специальными физическими свойствами.

Многие Ваши научные работы благодаря их практической направленности оказали большую помощь промышленности в решении различных металловедческих вопросов.

Нам хочется также отметить большие Ваши заслуги в постановке металловедческого образования инженеров-приборостроителей, а также в подготовке научных кадров, которые к настоящему времени составляют Вашу научную школу, успешно развивающую Ваши идеи при решении теоретических и практических задач.

Постоянное стремление к развитию и углублению физической сущности изучаемых вопросов, а также исключительный интерес к изучению новых актуальных вопросов являются замечательными чертами Вашей весьма плодотворной научно-исследовательской и педагогической деятельности.

*Из приветствия по случаю 60-летия В.С. Меськина,
подписанного ректором ЛИТМО С.П. Митрофановым,
секретарем парткома Б.К. Мокиным,
председателем месткома К.Е. Медведевым в мае 1964 г.*

Выдающийся специалист

Научные труды В.С. Меськина относятся почти всецело к области металлографии и металловедения и посвящены изучению как углеродистой, так и специальной стали с различными легирующими примесями (хрома, молибдена, ванадия, меди и др.). Эти работы касаются главным образом магнитных свойств стали в широком смысле этого слова и имеют целью выяснение и изучение различных свойств и зависимостей, имеющих место и в постоянных магнитах, и в динамном и трансформаторном сортах стали и чугунах.

В его трудах излагаются многочисленные экспериментальные исследования автора, теоретическая обработка их и систематизация, а также применение полученных результатов для промышленных целей. Продолжая многочисленные ценные оригинальные исследования, автор в то же время изучал чрезвычайно обстоятельно и подробно обширную литературу этих вопросов, как русскую, так и заграничную, и в настоящее

время является одним из лучших специалистов не только у нас, но и за границей.

Результатом его деятельности является обширный труд “Промышленные магнитные сплавы”, изданный на русском языке и в более подробной форме на немецком – обе книги изданы в 1932 г. и представляют собой ценный вклад в научно-техническую литературу.

Вместе с тем его исследования позволили внести весьма существенные достижения в производстве постоянных магнитов, динамного и трансформаторного металла, немагнитного чугуна и др.

Все эти обстоятельства дают полное основание считать В.С. Меськина выдающимся специалистом в области металлографии и металловедения.

Из отзыва академика А.А. Байкова, май 1935 г.

Создавая стали с особыми физическими свойствами

В 1939 году, впервые достаточно широко, были поставлены научно-исследовательские и опытные работы по изысканию и изучению сталей-заменителей для артиллерийского производства. К этому времени в производстве артсистем еще имели применение преимущественно стали относительно высоко легированные никелем и молибденом. Руководство всеми этими работами было поручено профессору, доктору технических наук В.С. Меськину.

В результате исключительно большой исследовательской и опытной работы в 1941 г. были отработаны и проверены в производстве основные марки сталей-заменителей. Эти результаты позволили уже в самом начале войны широко внедрить в валовое производство артиллерийских систем стали, не содержащие дефицитных элементов или содержащие их в минимальных количествах.

Таким образом, своевременное разрешение задачи по изысканию и внедрению в артиллерийское производство сталей-заменителей в большей степени обязано плодотворной работе профессора В.С. Меськина.

Необходимо также отметить, что принятые для производства стали-заменители не снизили качества артиллерийского вооружения, а в отдельных случаях получено известное улучшение эксплуатационных свойств артсистем.

Тщательные лабораторные исследования влияния химического состава и свойств стали на сопротивление эрозии под действием порохово-

вых газов позволили отчетливо установить, что уменьшение содержания никеля в стали повышает сопротивление эрозии, и в связи с этим орудийные стволы, изготовленные из менее легированных сталей должны характеризоваться меньшим разгаром, а в целом повышенной живучестью.

Опытная проверка результатов лабораторных исследований на полигонах испытанием отстрелом на живучесть целого ряда орудийных труб полностью подтвердила правильность сделанных выводов. В связи с этим для изготовления орудийных стволов были назначены марки стали с минимальным содержанием никеля, необходимым только для получения требуемой прокаливаемости изделий и заданных механических свойств.

Исключительно большая научно-исследовательская работа в период 1939-1943 г. была проведена профессором Меськиным и в области изучения свойств сталей-заменителей для конструкционных деталей артсистем и для стволов и деталей автоматики стрелкового оружия.

Труды профессора В.С. Меськина по сталям с особыми физическими свойствами известны широко как в СССР, так и за границей. В этой области профессор В.С. Меськин работал более 15 лет и на основе этих работ было освоено в Советском Союзе производство трансформаторной стали, стали для постоянных магнитов, немагнитных и "магнитных" чугунов, немагнитных сплавов и других сплавов, применяемых в электротехнической промышленности.

*Из отзыва заместителя начальника Главного артиллерийского управления Красной Армии – председателя артиллерийского комитета ГАУ КА, генерал-лейтенанта артиллерии В.И. Хохлова,
декабрь 1943 г.*

Вклад в производство вооружения

Начав свою научную деятельность более 20 лет тому назад, В.С. Меськин провел большую работу в области создания новых видов сплавов, особые свойства которых обеспечивали развитие различных областей техники.

В лаборатории по изучению и разработке сплавов с особыми физическими свойствами В.С. Меськин в результате большой творческой научной работы получил новые материалы для ряда областей промышленности (приборостроение, проволочная и радиосвязь, кораблестроение, электромашиностроение и т.д.).

В течение последних 5-6 лет В.С. Меськин посвятил свою научно-исследовательскую деятельность вопросу изыскания и внедрения в про-

изводство артиллерийского и стрелкового вооружения малолегированных углеродистых сталей.

В результате проведенных исследований удалось широко внедрить в производство вооружения малолегированные стали и тем самым резко сократить расход дефицитного стратегического сырья.

Эти работы были высоко оценены Правительством Союза, наградившим В.С. Меськина орденом Красной Звезды, орденом Трудового Красного Знамени и присудившим ему премию имени И.В. Сталина.

Наряду с научно-исследовательской деятельностью В.С. Меськин на протяжении 12 лет вел педагогическую работу во втуз'ах НКВ, возглавлял кафедру металловедения Ленинградского института точной механики и оптики и кафедру металлографии и термической обработки металлов Военно-механического института вплоть до момента их эвакуации из гор. Ленинграда.

Учитывая весь комплекс научной и педагогической деятельности В.С. Меськина, отмечаю его большие заслуги в деле обеспечения промышленности вооружения качественными материалами, не требующими дефицитного сырья.

Из характеристики, подписанной Народным комиссаром вооружения Союза ССР Д.Ф. Устиновым в мае 1945 г.

О книге В.С. Меськина “Основы легирования стали”

Книга доктора технических наук, профессора В.С. Меськина “Основы легирования стали” является первым отечественным трудом в этой области. Она отличается прежде всего тем, что написана не в констатирующем, а в анализирующем стиле. Накопившееся к настоящему времени очень большое количество экспериментальных данных, часто сильно противоречивых, автор анализирует с позиций современных физических и физико-химических представлений, привлекая для этого материал из некоторых смежных областей науки и стремясь к выявлению общих закономерностей. В результате такого анализа подавляющее большинство явлений, в том числе все узловые процессы и явления, совершающиеся и наблюдающиеся в легированной стали, получили в этом труде оригинальное объяснение.

Очень ценно в труде “Основы легирования стали” то, что в нем в отличие от всех зарубежных книг, в том числе книги Э. Гудремона, нашли полное отражение исследования советских авторов, коллективов и

предприятий, наряду с наиболее важными зарубежными исследованиями. Уже одно это обстоятельство положительно отличает труд В.С. Меськина от всех иностранных изданий на ту же тему, показывая серьезные советские научные достижения, обычно недооцениваемые, а чаще всего замалчиваемые зарубежными авторами.

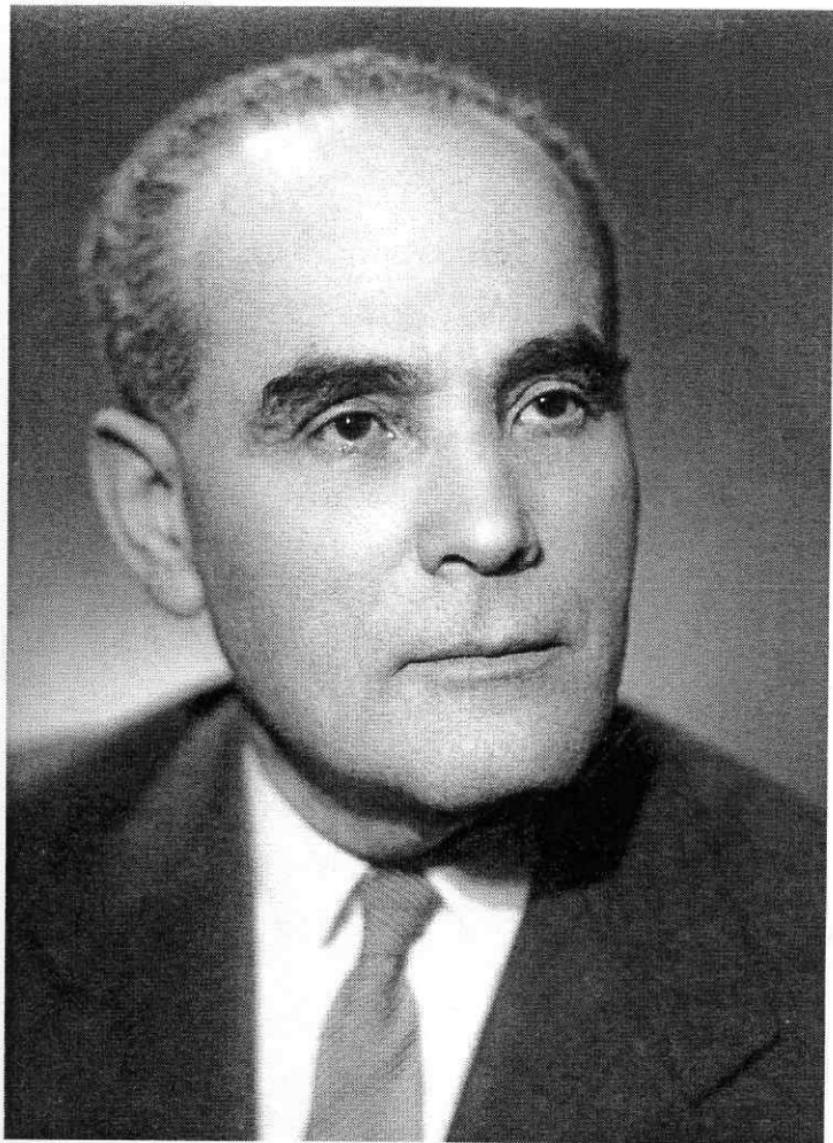
НТО не может не обратить внимание на это достоинство рассматриваемого труда, как и на упомянутое в начале обстоятельство, что это – первый отечественный труд в данной области.

Другим важным положительным отличием труда от зарубежных является рассмотрение в нем принципов легирования не по отдельным легирующим элементам, а (хотя это значительно труднее) по областям применения стали, определяющим ее состав, обработку и требуемые от нее свойства.

Кроме вопросов теории легирования стали, в труде В.С. Меськина приводится много ценных для практики данных и рекомендаций. Такие данные содержатся в большом количестве в главах, посвященных легированию сталей конкретного назначения: конструкционных улучшаемых и цементуемых, низколегированных повышенной прочности, инструментальных, жаропрочных, нержавеющих и кислотостойких. В каждой из этих глав приводятся также новейшие тенденции в области легирования стали данного типа не только у нас, но и в основных промышленно развитых странах капиталистического лагеря.

Резюмируя, можно сказать, что труд В.С. Меськина “Основы легирования стали” представляет собою выдающееся научное исследование, обогащающее наши знания по металловедению легирования сталей и способствующее техническому прогрессу в этой важнейшей области.

Из рецензии Комитета металловедения Научно-технического общества машиностроительной промышленности, 1964 г.



**Вениамин
Семенович
МЕСЬКИН**

B. C. Мес्�кин

Основы ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ

*Издание второе, переработанное
и дополненное*



**ИЗДАТЕЛЬСТВО
МЕТАЛЛУРГИЯ**

Москва 1964

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Предисловие	7
Введение	9
I. О ВИДАХ И ПРОЧНОСТИ МЕЖАТОМНОЙ СВЯЗИ В ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ	13
II. РОЛЬ СТРУКТУРНЫХ НЕСОВЕРШЕНСТВ В ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ	25
III. ЖЕЛЕЗО	42
1. Строение и свойства железа	42
2. Современные промышленные сорта железа и их применение	55
IV. ОСОБЕННОСТИ ФАЗ, ОБРАЗУЕМЫХ ЛЕГИРИУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ В ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ	63
1. Твердые растворы	64
2. Сверхструктуры	72
3. К-состояние	77
4. Промежуточные фазы в легированной стали	79
А. Промежуточные фазы с преобладающей металлической связью	80
Б. Неметаллические фазы	90
5. О распределении легирующих элементов между фазами и между зерном и межкристаллитным слоем	95
V. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРИУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ, СОВЕРШАЮЩИЕСЯ В СТАЛИ И В СПЕЦИАЛЬНЫХ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВАХ	101
1. Влияние легирующих элементов на содержание углерода в эвтектоиде. Принципы классификации легированной стали.	101
2. Влияние легирующих элементов на критические точки железа и стали. А. Влияние легирующих элементов на превращения в твердых растворах железа.	103
Б. Влияние легирующих элементов на критические точки стали	107
3. Влияние легирующих элементов на процессы, совершающиеся в стали при перегреве. А. Последствия перегрева и их влияние на свойства стали	104
Б. Влияние легирующих элементов на последствия перегрева и предположения о природе этого влияния	111
4. Влияние легирующих элементов на превращения переохлажденного аустенита	116
	124

А. Влияние элементов на превращения переохлажденного аустенита (на С-кривую)	124
Б. Влияние элементов на мартенситное превращение и количество остаточного аустенита.	142
5. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость и закаливаемость стали	155
А. Влияние легирующих элементов на закаливаемость стали	155
Б. Количественная характеристика и критерий прокаливаемости	161
В. Важнейшие современные методы определения прокаливаемости стали	165
Г. Влияние легирующих элементов и других факторов на прокаливаемость стали	172
Д. Влияние бора на прокаливаемость стали	179
6. Влияние легирующих элементов на процессы, совершающиеся в закаленной стали при отпуске	182
А. Влияние элементов на разложение мартенсита	182
Б. Влияние элементов на превращение остаточного аустенита	194
В. Дополнительные процессы при отпуске закаленной легированной стали	197
7. Роль легирующих элементов в процессах дисперсионного твердения (старения) железных сплавов	199

VI. ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ 211

1. Основные характеристики конструкционной стали	211
2. Роль легирующих элементов в конструкционной стали	224
А. Роль легированного феррита	224
Б. Влияние легирующих элементов на механические свойства конструкционной стали при полной прокаливаемости	236
В. Механические свойства легированной конструкционной стали при неполной прокаливаемости	241
3. Аномалии изменения ударной вязкости и пластичности при отпуске конструкционной стали	249
А. Необратимая хрупкость при отпуске	250
Б. Частные аномалии изменения ударной вязкости при отпуске	253
В. Обратимая хрупкость при отпуске (отпускная хрупкость)	254
Г. Предположения о природе обратимой и необратимой отпускной хрупкости	
Обратимая хрупкость	263
Необратимая хрупкость	266
4. Механические свойства конструкционной стали при низких температурах	269
5. Анизотропность свойств легированной конструкционной стали	275
6. Флокены в легированной конструкционной стали	284
А. О природе флокенов и механизме их образования в стали	285
Б. Роль легирующих элементов в процессах флокенообразования в стали	288
В. Основные пути предотвращения флокенов в стали	292
7. Пути получения высокопрочной и сверхпрочной конструкционной стали	295
А. Закалка на мартенсит с низким отпуском	298
Б. Изотермическая закалка	304
В. Пластическое деформирование исходного аустенита (термомеханическая обработка)	308
Г. Деформирование (наклеп) стали с неравновесной структурой	314
Д. Легирование и дисперсионное твердение	317
Е. Закалка с охлаждением в магнитном поле (термомагнитная и термомеханико-магнитная обработка)	323
8. Современные тенденции в области легирования конструкционной улучшаемой стали	324

VII. ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ УПРОЧНЯЕМОЙ СТАЛИ 334

1. Цементуемая сталь	334
А. Требования, предъявляемые к цементуемой стали	334
Б. Роль и влияние легирующих элементов и углерода в цементуемой стали	337

В. Современные тенденции в области легирования конструкционной цементуемой стали	343
Среднепрочные цементуемые стали	344
Высокопрочные цементуемые стали	345
2. Азотируемая сталь	350
3. Сталь для поверхностной закалки	354
VIII. ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ	357
1. Пружинные стали и сплавы	357
2. Износостойкие стали и сплавы	366
IX. НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ	376
1. Основные требования, предъявляемые к низколегированной стали повышенной прочности	376
2. Влияние элементов на основные свойства низколегированной стали	378
А. Влияние легирования на механические свойства	378
Б. Влияние легирования на стойкость против атмосферной коррозии	383
В. Влияние легирования на свариваемость	387
3. Основные тенденции в области разработки низколегированных сталей повышенной прочности	392
X. ЛЕГИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ	398
1. Важнейшие служебные и технологические свойства, требуемые от инструментальных сталей	398
2. Физико-химические факторы и процессы, определяющие важнейшие свойства инструментальных сталей	399
3. Роль и влияние легирующих элементов и углерода в инструментальных сталях	409
А. Режущие углеродистые, низко- и среднелегированные стали	409
Б. Быстро режущие стали	421
Фазовый состав и структура быстрорежущей стали	422
Роль главных легирующих элементов и углерода в обеспечении служебных свойств быстрорежущей стали	435
Влияние главных элементов на важнейшие технологические свойства быстрорежущей стали	443
Основные особенности термической обработки быстрорежущей стали	446
Механизм влияния элементов в быстрорежущей стали и тенденции в области ее легирования	452
В. Штамповые стали для холодного деформирования	463
Г. Штамповые стали для горячего деформирования	470
Д. Стали для измерительных инструментов	477
XI. ЛЕГИРОВАНИЕ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ	481
1. Основные характеристики	581
2. Роль легирующих элементов в жаропрочных сталях	487
А. Роль легирования и других факторов в повышении жаропрочности стали	488
Общие положения	488
Металлы (основа сплава) и однофазные сплавы	492
Гетерогенные сплавы	496
Упрочнение жаропрочных сталей	501
Б. Роль легирования и других факторов в повышении жаростойкости (окалиностойкости) стали	506
Общие положения	506
Влияние легирующих элементов и примесей	510
3. Основные типы жаропрочных сталей и сплавов и их важнейшие особенности	516

A. Перлитные и ферритно-маргентитные жаропрочные стали	516
Перлитные стали	516
Ферритно-маргентитные стали	522
B. Аустенитные жаропрочные стали	530
Основа и дополнительное легирование	530
Важнейшие недостатки аустенитных жаропрочных сталей	535
Примеры аустенитных жаропрочных сталей	545
V. Жаропрочные сплавы на основе никеля и кобальта	547
Г. Жаропрочные сплавы на основе тугоплавких металлов и специальные материалы	553
4. Стали, устойчивые против воздействия водорода при высоких давлениях и температурах	558
XII. ЛЕГИРОВАНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ (НЕРЖАВЕЮЩЕЙ) СТАЛИ	569
1. Основные принципы создания коррозионностойких сталей и сплавов	569
2. Роль и влияние легирующих элементов и углерода в коррозионностойких сталях	578
А. Роль легирования в повышении общей коррозионной стойкости	578
Ферритно-маргентитные стали	578
Аустенитные и ферритно-аустенитные стали	582
Б. Межкристаллитная коррозия нержавеющих сталей	592
Основные явления и фактические данные	592
Предположения о природе межкристаллитной коррозии	599
В. Влияние легирования и других факторов на механические свойства коррозионностойких сталей	605
Ферритные и двухфазные высокомаргентитные стали	605
Аустенитные, ферритно-аустенитные и аустенитно-маргентитные стали	614
Г. Легирование коррозионностойких сталей с целью улучшения технологических свойств	625
Литература	631
Предметный указатель	664

В В Е Д Е Н И Е

В современной технике со сталью все больше конкурируют легкие сплавы на основе алюминия, магния, титана, металлокерамические режущие сплавы, неметаллические материалы (особенно полимеры) и комбинации керамики с металлами различного назначения — конструкционные, инструментальные, жаропрочные, магнитотвердые и магнитномягкие и др. Для ряда применений в новой технике (скоростной авиации, ракетах, космических аппаратах, атомной энергетике и др.) возможности стали оказались исчерпанными и вместо нее применяют или разрабатывают сплавы (особенно жаропрочные) на основе никеля, кобальта, тугоплавких металлов — молибдена, вольфрама, ниobia, tantalа, ванадия, циркония, хрома.

Тем не менее сталь до сих пор остается важнейшим техническим материалом, а повышение ее разнообразных свойств — задачей, в значительной степени обуславливающей технический прогресс машиностроения и многих других отраслей техники. Сталь необходима и для производства других, в том числе неметаллических материалов. Легирование — основное средство воздействия в желаемом направлении на тот или иной процесс в стали и косвенно или непосредственно — на ее свойства. Поэтому изучению легированной стали уделяется во всех странах много внимания.

Крупный сдвиг в учении о легировании стали произошел после того, как начали применять в этой области физические методы исследования, в результате чего она превратилась по существу в раздел физики металлов и в более широком смысле — физики твердого тела.

В нашей стране это началось после Великой Октябрьской социалистической революции и получило особенно большой размах с началом осуществления пятилетних планов, превративших Советский Союз в могучую социалистическую индустриальную державу.

Плодотворным оказалось изучение роли легирующих элементов в стали под углом зрения периодического закона Д. И. Менделеева с уч-

том места, занимаемого элементом в периодической системе, химического взаимодействия атомов легирующих элементов с железом и между собой, их влияния на соотношение видов межатомной связи и прочность этой связи.

Одна из важнейших проблем, с которой связано дальнейшее развитие учения о легировании стали, заключается в изучении роли, которую играют структурные несовершенства (дефекты) разных видов — вакансии, дислоцированные и внедренные атомы, дислокации, границы зерен и блоков мозаичной структуры во многих процессах и явлениях, наблюдающихся в легированной стали. Созданные в последние годы возможности непосредственного экспериментального наблюдения дислокаций и их движения в сплавах, а также многочисленные косвенные методы изучения структурных дефектов позволяют надеяться, что в ближайшее время удастся установить первые закономерности взаимодействия легирующих элементов с дефектами и характер изменений важнейших свойств стали. Имеются уже некоторые экспериментальные данные, полученные методами электронной микроскопии, электронографии, радиоактивных изотопов и др., подтверждающие теоретические положения о воздействии легирующих элементов на состав и строение границ зерен (межкристаллитного слоя) и блоков и влиянии этого воздействия на многие процессы, протекающие в легированной стали при ее обработке.

Важной проблемой, над которой работают исследователи во всех странах, является изучение комплексного влияния нескольких содержащихся в стали легирующих элементов, так как при этом чрезвычайно сильно усложняется взаимодействие электронных оболочек у атомов легирующих элементов между собой и с атомами основы. Усложняется также роль структурных дефектов. До разрешения этой проблемы невозможно создание теории легирования стали, которая в конечном счете позволит «проектировать» сталь с любыми заданными свойствами.

Серьезные успехи достигнуты в улучшении свойств легированных сталей разного назначения (и их изотропности) в результате использования редкоземельных элементов, бора и т. п., а также благодаря очищению стали от вредных (для данного применения) примесей, газов, неметаллических фаз путем вакуумирования в ковше или струе, выплавки в вакууме, применения разработанных в нашей стране способов электрошлакового переплава расходуемых электродов, рафинирования в ковше жидкими синтетическими шлаками и др.

Огромное повышение прочности стали уже достигнуто применением новых способов обработки, особенно таких, как деформирование переохлажденного или равновесного аустенита (термомеханическая обработка), деформирование после закалки и др. Изучаются возможности улучшения свойств стали или сообщения ей новых свойств путем воздействия на нее внешних энергетических полей различного происхож-

дения. Многие из названных проблем находятся еще в начальной стадии разработки. Но уже сейчас наибольшего эффекта можно ожидать от комбинированного использования нескольких способов одновременно, причем для каждого способа или сочетания способов должно быть установлено оптимальное легирование, при котором преимущества данной обработки будут использованы наиболее эффективно.

Немало работ посвящено проблеме экономии легирующих элементов в сталях того или иного назначения. Конкретные задачи в этой области и пути их разрешения различны в разных странах в зависимости от сырьевых ресурсов данной страны. Актуальность этой проблемы все возрастает по мере повышения требований к стали и вынужденного в связи с этим усложнения ее легирования. Особенно это относится к никелю, который в ряде случаев (в жаропрочных, коррозионностойких, магнитных и других сталях и сплавах) используется в больших количествах не только как легирующий элемент, но и как основа. Экономия легирующих элементов может достигаться и косвенными путями, в частности путем улучшения свойств стали применением упомянутых специальных способов выплавки и обработки. В то же время рациональное и экономичное легирование стали, особенно массового применения (конструкционной, строительной и т. п.), предполагает возможность выплавки ее в наиболее простых условиях, прежде всего в основных мартеновских печах.

В настоящее время трудами коллективов исследователей, отдельных ученых и инженерно-технических работников накоплен огромный почти необъятный экспериментальный материал, имеющий либо прямое, либо косвенное отношение к учению о легировании стали. В связи с этим актуальной задачей является обобщение хотя бы наиболее важной части этого материала и выявление основных закономерностей, регулирующих влияние элементов на многие процессы, совершающиеся в стали во время ее обработки или службы и определяющие или изменяющие ее свойства.

Однако такой анализ наталкивается на большие трудности, связанные прежде всего с тем, что имеющийся экспериментальный материал в подавляющем большинстве весьма противоречив. Это и понятно, так как многообразие физических и химических процессов, накладывающихся в легированной стали друг на друга, чрезвычайно затрудняет эксперимент и часто вводит в заблуждение исследователя. При этом далеко не во всех случаях представляется возможным отобрать наиболее достоверные экспериментальные факты путем сопоставления условий опыта, так как последние часто приводятся слишком кратко. Кроме того, сформулированные авторами исследований выводы не всегда, по нашему мнению, соответствуют результатам и их собственных экспериментов.

Проведенный нами анализ роли легирования и других факторов показывает, что многие частные процессы и явления в сталях того или

иного назначения, а также процессы, протекающие в любой стали независимо от ее назначения, могут быть объяснены более общими процессами, обусловленными в свою очередь либо энергией взаимодействия элементов, либо влиянием последних на соотношение видов и прочность межатомной связи, либо структурным фактором, главным образом взаимодействием легирующих элементов со структурными дефектами, часто сильно маскирующим другие факторы, либо двумя или несколькими факторами одновременно. Некоторые процессы и явления в настоящее время еще вообще не могут быть объяснены.

Само собой разумеется, что и указанные коренные факторы на данном этапе наших знаний могут быть привлечены для объяснения наблюдаемых явлений главным образом в виде гипотез. Выдвигая ту или иную гипотезу, мы пытаемся обосновать ее тем, что она позволяет объяснить наибольшее количество фактов и указывает пути дальнейшего изыскания по данному вопросу. И все же следует иметь в виду, что до тех пор, пока гипотеза не будет подтверждена или, наоборот, опровергнута прямыми опытами, она продолжает, конечно, оставаться только гипотезой.

ЖЕЛЕЗО

1. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗА

Железо является основой подавляющего большинства специальных сталей и сплавов и имеет также самостоятельное широкое применение в технике.

Технические свойства химически чистого железа еще неизвестны, так как до сих пор химически чистое железо не получено даже в лабораторных условиях. Тем не менее некоторые предположения о его свойствах могут быть высказаны на основании поведения материала, близко подходящего к химически чистому железу. В последние годы разработан ряд способов эффективной очистки железа от углерода, кислорода, азота и серы, например: многократная переплавка электролитического железа в вакууме, переплавка самого чистого карбонильного железа в высоком вакууме (остаточное давление 10^{-5} мм рт. ст.) с последующей добавочной очисткой водородом, зонная плавка, сложная химическая переработка хлорного железа, прокатка спеченного порошка карбонильного железа, предварительно рафинированного в среде водорода, восстановление чистой окиси железа Fe_2O_3 водородом и др. [9]. П. П. Чиоффи получил высокую степень очистки железа и в твердом состоянии путем нагревания тонкой проволоки или ленты в очень чистом водороде при $1480^\circ C$ в течение 18 ч [см. 14]. Очищенное железо содержало 0,005% C; 0,003% O₂ и 0,001% N₂.

Для железа, которое после такой обработки дополнительно нагревалось в течение 18—20 ч при $880^\circ C$, на рис. 15 приведена кривая зависимости магнитной проницаемости от напряженности поля, причем для сравнения там же представлены кривые изменения проницаемости с напряженностью поля для переплавленного несколько раз в вакууме электролитического железа и для лучшего технически чистого железа.

Из диаграммы рис. 15 видно, что в то время как технически чистое железо имеет начальную проницаемость 250 и максимальную 7000 гс/эрст, а переплавленное в вакууме электролитическое железо соответственно 1000 и 55 000 железо, обработанное в водороде при высоких температурах, имеет начальную проницаемость 20 000 и максимальную 340 000 гс/эрст, т. е. \sim в 50 раз более высокую, чем у технически чистого. Коэрцитивная же сила у него в \sim 30 раз ниже, чем у технически чистого железа.

Резкое возрастание магнитной проницаемости и падение коэрцитивной силы по мере очищения железа от примесей объясняются тем, что

эти свойства в высшей степени чувствительны к малейшим искажениям кристаллической решетки. Поэтому значительное повышение начальной и максимальной проницаемости за счет дополнительного нагрева при 880° С объясняется снятием напряжений и фазового наклена, вызванных превращением $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении с 1480° С. Действительно, было показано [см. 91 и др.], что и чистое α -Fe после быстрого перехода через фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ способно к рекристаллизации подобно наклепанному, хотя природа напряженного состояния после

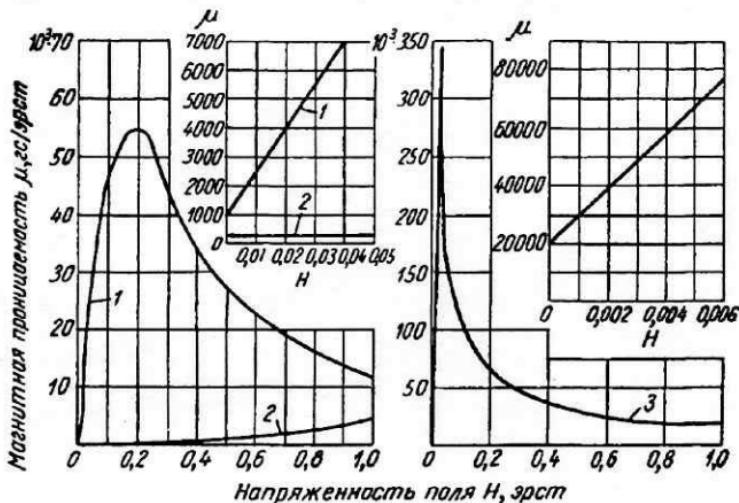


Рис. 15. Изменение магнитной проницаемости с напряженностью поля у чистых сортов железа:
1 — обработка в вакууме; 2 — технически чистое; 3 — обработка в водороде

фазового превращения и после пластической деформации несколько различна.

Другие свойства, в том числе механические характеристики, магнитное насыщение, удельное электросопротивление и теплопроводность, значительно слабее изменяются с увеличением степени чистоты железа (табл. 6). Все же следует указать, что, по сообщению Г. А. Мура [9], у железа, полученного им в лабораторных условиях путем сложной химической переработки хлорного железа и содержащего меньше 0,0013% всех примесей, твердость на образце, спрессованном из порошка и спеченном при 1100° С, была примерно такая же, как у технически чистого алюминия. Это железо обладает и очень высокой стойкостью против коррозии.

Низкая ударная вязкость железа I (табл. 6) объясняется высоким содержанием в нем кислорода, колебавшимся в начальный период освоения в пределах 0,09—0,2%, тогда как в железе II, изготовление которого было освоено позже, кислорода содержится обычно 0,05—0,065%, а в еще более чистом железе III содержание кислорода меньше 0,035%. Свойства же, определяемые при статическом испытании растяжением, у всех сортов железа приблизительно одинаковы.

Главное влияние кислорода на железо заключается в значительном повышении им критической температуры хрупкости T_k [см. 9]. Излом железа в хрупком состоянии при высоком содержании кислорода ста-

новится межкристаллическим. Это свидетельствует об образовании низкопрочной оксидной фазы в граничном слое ферритного зерна (см. стр. 230). Добавление углерода не оказывает существенного влияния на положение T_k , но повышает величину ударной вязкости при температурах выше T_k . Сильное компенсирующее влияние оказывает марганец в количестве уже около 0,1%. Кислородная хрупкость может возникнуть и после отжига выше Ac_3 , и устраняется повторным отжигом при 900—950°С в сухом водороде или диссоциированном аммиаке [см. 10, 5].

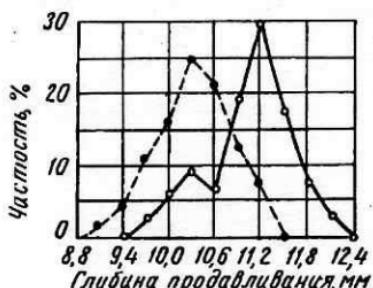


Рис. 16. Частотные кривые для глубины продавливания железа (мягкой стали):

— кислородное конвертерное (133 значения); ● — мартеновское (181 значение)

Из табл. 6 видно, что железо обладает весьма хорошими пластическими свойствами, что в сочетании с невысокой твердостью делает его пригодным для изделий, изготавляемых способом глубокой вытяжки [см. 33 и др.]. Это подтверждается также результатами испытания листового железа на продавливание.

Из частотных кривых рис. 16 [36] видно, что по глубине продавливания железо (мягкая сталь), выплавленное в основном конвертере с продувкой кислородом сверху (сталь «ЛД» — «LD»)¹, пре-

восходит мартеновское. Объясняется это очень малым содержанием в нем примесей и остаточных элементов (всего 0,01—0,04% Cr; 0,06—0,09% Cu; <0,015% Sn; 0,001—0,004% N). По глубине продавливания

ТАБЛИЦА 6
МЕХАНИЧЕСКИЕ И НЕКОТОРЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЖЕЛЕЗА РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ ЧИСТОТЫ

Свойство	Технически чистое			Электролитическое отожженное	Карбонильное	Переплавленное в вакууме электролитическое	Переплавленное в высоком вакууме очень чистое карбонильное
	I	II	III				
Предел текучести ¹ , кг/мм ²	17,5	13—21	18	10—14	11—17	11	—
Предел прочности, кг/мм ²	30	28—32	27	18—25	20—28	25	17—18
Относительное удлинение, %	34	40—30	28	50—40	40—30	60 (l=50 мм)	40
Сужение площади поперечного сечения, %	65	80—70	—	80—70	80—70	85	—
Ударная вязкость, кгм/см ²	1,5	13—20	25	—	16—20	—	17
Твердость по Бринелю, кг/мм ²	70—80	70—80	60—80	50—70	56—80	50—70	53
Магнитное насыщение 4πI _s , гс	21300	21300	21400	21600	22000	21600	—
Удельное электросопротивление, мкм·см	10,7	10,4	10,2	10,0	10,0	9,94	—
Удельный вес, г/см ³	7,85	7,85	7,86	7,87	7,87	7,88	—
Теплопроводность, кал/см ²	—	0,15—0,15— 0,16	0,16	0,17	—	0,20— 0,22	—

¹ У весьма чистого железа с крупным зерном предел текучести составляет 3—4—5 кг/мм² (см. табл. 5 и рис. 32).

¹ «LD» означает Linz — Donawitz.

технически чистое, а особенно электролитическое железо лишь незначительно уступает меди, а карбонильное железо, по некоторым данным [см. 41], даже превосходит медь. Однако карбонильное железо, как и другие очень чистые сорта железа, для подобного применения не совсем пригодно из-за большой склонности к росту зерна, свойственной

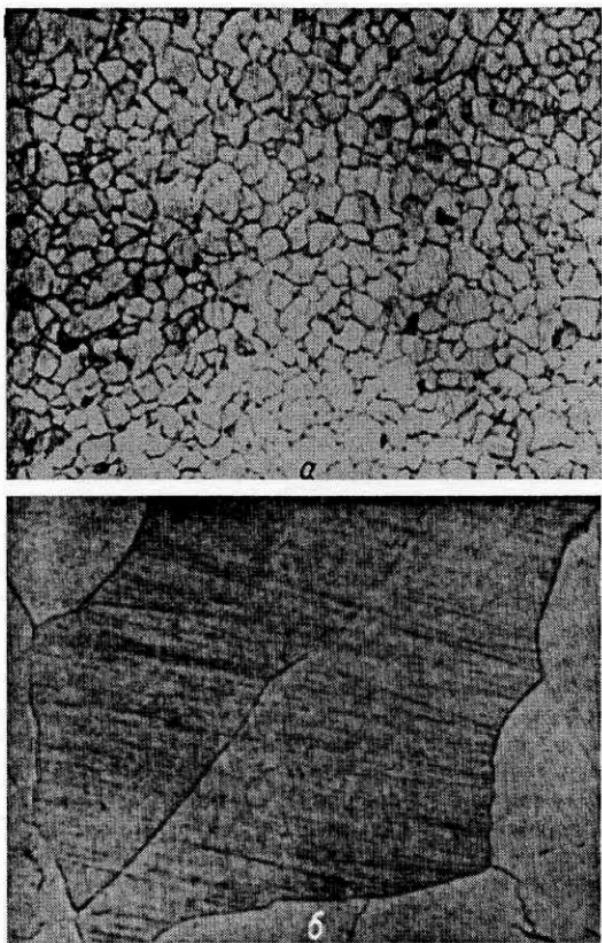


Рис. 17. Микроструктура технически чистого железа. $\times 70$:

а — выплавка в открытой печи; б — переплавлено два раза в вакууме (остаточное давление 2×10^{-2} мм рт. ст.)

всем чистым металлам. Это видно из сопоставления приведенной на рис. 17 микроструктуры технически чистого железа, выплавленного в обычных условиях (рис. 17, а) и дважды переплавленного в вакууме (рис. 17, б).

Объем зерна чистейшего железа может доходить до нескольких десятков мм^3 . Способность железа к глубокой вытяжке при крупном зерне даже улучшается, но деталь приобретает недопустимо грубую, шероховатую поверхность («апельсиновая корка») вследствие того, что

при этом резче сказывается деформирование каждого зерна по кристаллографическим плоскостям. При применении железа для изготовления магнитопроводов, особенно в случае средней глубины вытяжки крупное зерно — положительный фактор, и целесообразность использования очень чистых сортов железа для таких целей — вопрос только производственно-экономический.

Способность железа к глубокой вытяжке сильно ухудшается не только при кислородной хрупкости, но и при наличии по границам зерен феррита включений третичного цементита. В этом случае даже при средней вытяжке легко получаются трещины.

При почти любом применении железа важно, чтобы оно обладало малой склонностью к старению, т. е. изменению свойств при вылекивании.

Различают термическое и механическое или (лучше) деформационное старение. Оба вида старения приводят к повышению характеристик прочности и падению пластичности и вязкости (повышению критической температуры хрупкости). Деформационное старение обычно проверяется после деформации на 10% и нагрева (старения) при 250° С (1—2 ч). После старения снова появляется на кривой растяжения плющадка текучести (см. стр. 32), приводящая к образованию линий сдвига на изделиях. Деформационное старение особенно опасно для изделий, изготавляемых из железа глубокой вытяжкой.

При термическом старении, являющемся результатом дисперсионного твердения, раньше, т. е. при более низкой температуре и меньшей продолжительности выдержки, изменяются механические свойства, затем коэрцитивная сила и еще позже — остаточная индукция (см. рис. 123). Повышение коэрцитивной силы («магнитное старение») особенно опасно в случае применения железа в качестве магнитномягкого материала. Для выявления склонности к магнитному старению издавна применяется нагрев при 100° С в течение 600 ч. Рекомендуемый иногда нагрев при 100° С в течение 200 (или даже 100) ч недостаточен. По нашим исследованиям (совместно с Н. М. Бейненсон), во многих случаях максимум старения вообще наблюдается при 150° С. Кроме того, нагрев при 150° С больше соответствует возможным современным условиям работы деталей. Из данных рис. 18 [155] для якорей реле из отожженного железа видно, что максимум H_c после нагрева при 150° С в течение 300 ч в 2 раза превосходит значение H_c после отжига. Такую же коэрцитивную силу имели детали, которые после отжига подвергали выдержке при комнатной температуре в течение 19 700 ч.

Несмотря на противоречивые данные, можно, по-видимому, считать, что за термическое (в том числе магнитное) старение ответственны выделения карбидов и нитридов (чистое железо не подвержено старению), причем роль каждой из этих фаз зависит от содержания в железе азота и углерода¹ и от температуры старения. При 100° С и коротких выдержках выделяется обнаруженная недавно фаза α'' — метастабильный нитрид Fe_8N , который при длительной выдержке превращается в фазу γ' — стабильный нитрид Fe_4N [см. 7]. Фаза γ' образуется раньше при содержании в стали меньше азота и больше углерода, в спокойной стали раньше, чем в кипящей, и после закалки раньше, чем после отжига. С ростом выде-

¹ Косвенно и кислород способствует старению.

лений фазы α'' и ее превращением в фазу γ' связывают наиболее существенное изменение свойств стали. Углерод при 100°C (и ниже) выделяется в составе карбонитридной фазы и только при более высоких температурах старения он выделяется самостоятельно в виде высоко-дисперсного карбида. По нашим исследованиям [155], в старении железа с 0,036% С и 0,0036% N при 150°C и выше важную роль играет углерод. Роль углерода в термическом (магнитном) старении подтверждена

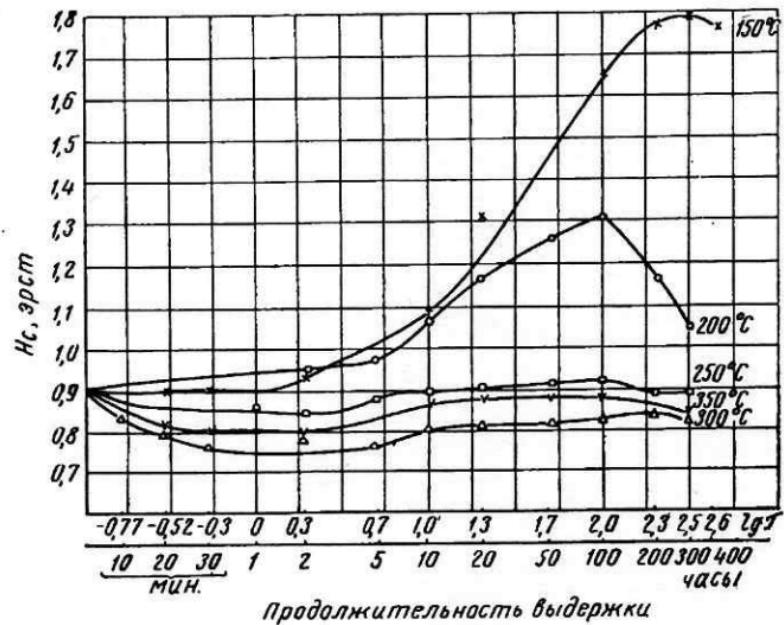


Рис. 18. Изменение коэрцитивной силы отожженного железа ЭА в зависимости от продолжительности выдержки при 150—350°C

дается и в ряде других исследований [см. 3, 15 и др.], а также и тем, что железо с добавками алюминия и кремния еще подвержено магнитному старению по крайней мере при 150°C . На железе с такими добавками в наших исследованиях (совместно с Н. М. Бейненсон) на кинетической кривой при 150°C обнаруживались два максимума коэрцитивной силы, из которых первый соответствовал выделению нитрида, а второй — выделению карбида. Правда, мы наблюдали значительное магнитное старение (при 150°C , 50 ч) и после отжига с медленным охлаждением до комнатной температуры (а не только до 600—700°C), а также после отжига при высокой температуре в водороде, т. е. при очень малом содержании углерода. Но вследствие чрезвычайно малой растворимости углерода в α -железе, которая по современным данным составляет от 0,02 до 0,03% (по разным данным) при 723°C , $7 \cdot 10^{-5}\%$ при 350°C и $\sim 10^{-7}\%$ при 20°C , пересыщение железа углеродом может быть при этом достаточным.

Склонность технического железа к термическому (магнитному) старению может быть ослаблена несколькими способами, если они не ведут к заметному ухудшению свойств в отожженном состоянии. Из рис. 18 видно, что выдержка (старение) отожженного железа при 250—

350° С понижает его H_c до исходного значения или даже ниже, очевидно, за счет коагуляции выделившихся фаз. Однако при длительном нагреве происходит и частичное обратное растворение фаз, вследствие чего повторный нагрев при 150° С в течение 50 ч снова повышал H_c , поэтому в качестве стабилизирующей обработки мы рекомендуем кратковременный нагрев (несколько часов) при 250—350° С, при котором величина H_c приблизительно равна исходной, а заметного обратного растворения фаз еще не происходит. Более точные условия стабилизирующей обработки зависят от содержания примесей (С, N, O и др.) в железе и должны быть выбраны применительно к железу данного состава (партии). В частности, для железа, которому соответствует рис. 18, мы рекомендовали нагрев при 250° С в течение 4 ч, а в зарубежной работе [3] для стабилизации рекомендуется нагрев при ~350° С.

Были рекомендованы [5] и другие способы уменьшения магнитного старения железа. Один из них — снижение температуры отжига с 920 до 850° С. Авторы предполагают, что при этом образуются наибольшие количества аустенита, обогащенного углеродом и азотом, вследствие чего феррит обедняется этими элементами. По их данным, старение при 100° С уменьшается после отжига (при 920° С) в водороде, особенно после двойного отжига во влажном и сухом водороде. Однако в наших опытах старение при 150° С после отжига в водороде при 1280° С не уменьшалось. Достаточной стойкостью против старения при 100° С (200 ч) при одновременно пониженной H_c (0,8 э) обладает железо с присадкой 0,3—0,5% Si. При 150° С и такое железо, по нашим наблюдениям, подвержено заметному старению.

Деформационное старение связывают с образованием атмосферы растворенных атомов углерода и азота вокруг дислокаций (о механизме явления см. выше, стр. 32), причем основную роль играет азот (по расчетам на 100 атомов азота в атмосфере приходится один атом углерода). Так как при степени деформации 10% плотность дислокаций в железе возрастает почти на 2 порядка, то в растворе остается мало атомов углерода и азота для образования фаз выделения. Тем не менее путем измерения коэрцитивной силы было показано [3], что и при деформационном старении наряду с образованием атмосферы необходимо считаться с выделением некоторого количества карбидов. Наиболее вероятны такие выделения на дислокациях, преимущественно на границах зерен и блоков. Этим, а также возможной ролью барьерного эффекта на границах в упрочнении и возникновении плавящихся текучести (см. стр. 39), по-видимому, объясняется то обстоятельство, что мелкое зерно усиливает старение.

Для предотвращения или уменьшения деформационного старения необходимо либо сильно понизить содержание в железе азота, либо связать его нитridoобразующими элементами. Первое может быть достигнуто отжигом в водороде (имеются данные, что при отжиге во влажном водороде удаляется частично и азот) или при выплавке¹. Практическое применение получило связывание азота в стойкие нитриды, для чего достаточно ввести 0,02—0,07% остаточного алюминия или 0,03—0,04% ванадия (титан хуже). Сталь с ванадием [см. 26] — кипящая и поэтому из нее легче получить листы с хорошей поверхностью.

¹ Сообщается, например, о возможности снижения содержания азота до 0,001% в кислородной конвертерной стали, получаемой процессом Калдо (в Швеции). См. Сталь, № 5, 1960, стр. 424.

стью, чем из успокоенной алюминием, при хорошей штампуемости. Ванадий уменьшает также склонность железа к термическому старению, очевидно, вследствие образования не только стойкого нитрида VN, но и более стойких карбидов. Однако сталь с ванадием дороже и потому еще не получила широкого распространения.

Для получения надежной стойкости против деформационного старения в сочетании с хорошими механическими свойствами и деформируемостью одного лишь введения алюминия или ванадия недостаточно, а необходимо соблюдение определенной технологии, в том числе условий термической

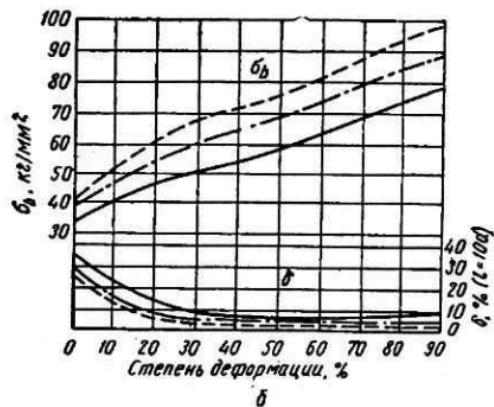
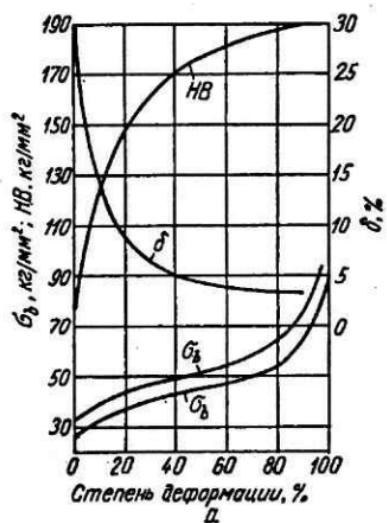


Рис. 19. Влияние наклепа на механические свойства технически чистого железа (а) и мягкой стали с $\sim 0,08\%$ С (б)

— кислородная конвертерная; —— мартеновская; - - - улучшенная томасовская

обработки (например, для листов из стали с ванадием требуется отжиг при 700°C продолжительностью 20 ч) — окончательной и промежуточной. Технология выплавки и обработки успокоенной алюминием нестареющей стали [см. 33] должна обеспечить у листов, в частности, хорошую поверхность (желательно без зачистки слябов), зерно оптимальной величины и формы (не равноосной, как полагали раньше, а оладьевобразной) и др.

В последнее время пробуют использовать для глубокой вытяжки более дешевую полуспокойную мягкую сталь, а с другой стороны — вводить в кипящую мягкую сталь комплексные сплавы, содержащие несколько нитридообразующих элементов. В литературе сообщается также, что склонность к старению кипящей малоуглеродистой марленовской стали устраняется введением в нее $\sim 0,007\%$ В, очевидно, за счет энергичного образования нитридов бора. Поэтому в спокойной стали, где азот уже в основном связан алюминием, бор оказывает обратное влияние [31].

При холодном деформировании железа необходимо считаться с его чувствительностью к наклепу. Изменение механических свойств железа средней степени чистоты под влиянием наклепа иллюстрируется кривыми рис. 19, а (по исследованиям разных авторов и собственным). Из рис. 19, б [36] видно, что кислородная конвертерная сталь (с $0,09\%$ С) меньше наклепывается, чем марленовская и улучшенная то-

масовская, что, как и большая глубина продавливания (рис. 16), объясняется меньшим содержанием в ней примесей и остаточных элементов (см. выше). Из полученных нами и приведенных на рис. 20 диаграмм истинных напряжений видно, что угол наклона прямолинейного участка к оси абсцисс, характеризующий упрочнение металла, практически одинаков для железа и меди.

Под влиянием наклела модуль упругости, удельный вес и электрохимический потенциал железа (а следовательно, и стойкость его против коррозии) уменьшаются. В частности, наклеп увеличивает растворимость железа в серной кислоте в несколько раз, причем наиболее сильный рост растворимости наблюдается уже при малых степенях деформации. Удельное электросопротивление повышается на 3—5%, а магнитная твердость, характеризуемая коэрцитивной силой, возрастает при большой степени деформации в несколько раз, что сопровождается столь жеенным понижением магнитной проницаемости.

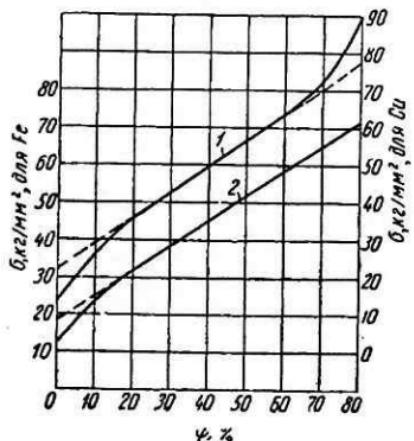


Рис. 20. Диаграмма истинных напряжений:

1 — медь; 2 — технически чистое железо (0,03% С)

зерен не только задерживают источники последних. При степени деформации 1,5—2 мк. субзерна со средним размером 1,5—2 мк. уменьшается и происходит их дробление на блоки, внутри которых сохраняется правильное строение решетки. При степени деформации 80% средний размер субзерен составляет $\sim 10^{-4}$ см, а блоков $\sim 5 \cdot 10^{-6}$ см. Плотность дислокаций даже при степени деформации 80% распределется неравномерно, что еще раз свидетельствует о локальной неоднородности пластической деформации.

Начало возврата (или отдыха) для различных свойств наклепанного железа лежит при разных температурах. По теории дислокаций при возврате устраняются скопления дислокаций, а при рекристаллизации уменьшается плотность дислокаций практически до исходного ее значения. Поэтому возврат удельного электросопротивления начинается рано и заканчивается в основном при 400° С, тогда как предел прочности и твердость при этой температуре падают еще весьма незначительно. Возврат всех свойств наклепанного железа заканчивается приблизительно при 500° С. При этой температуре снижается также большая часть вызванных наклепом остаточных напряжений, хотя полностью напряжения снимаются при температуре, приблизительно равной половине температуры плавления.

Рекристаллизация наклепанного железа начинается около 450° С; эта температура приблизительно совпадает с гомологической температурой 0,4 $T_{\text{пл}}$ по известному правилу А. А. Бочвара. Однако эта темпе-

ратура соответствует чистому железу и степени деформации выше 90%. С уменьшением степени деформации и увеличением количества примесей, как и у других металлов, рекристаллизация начинается при более высокой температуре, как можно видеть из многочисленных рекристаллизационных диаграмм, построенных для железа различных сортов [см 2]. Как и у ряда других металлов, температура начала рекристаллизации железа несколько выше в случае деформирования растяжением, чем при деформировании его сжатием, причем эта разница особенно велика (больше 250° С) у монокристалла. При малых степенях деформации и отжиге ниже A_{C3} , как было отмечено выше (см. схему рис. 11), раньше достигается устойчивая полигонизация, препятствующая рекристаллизации. На рис. 21 [49] приведена конкретная диаграмма полигонизации — рекристаллизации для железа с содержанием углерода меньше 0,005%. Повышение содержания углерода затрудняет полигонизацию (сильно повышается температура полигонизации), а при содержании в железе больше 0,03% С полигонизация не наблюдается, а происходит рекристаллизация. Большое влияние оказывает исходная величина зерна. При исходной структуре с 20 зернами на 1 мм^2 после рекристаллизации по диаграмме рис. 11 получалось мелкое зерно. Если же в исходной структуре, полученной после сильной деформации и рекристаллизации, приходилось 100 зерен на 1 мм^2 , то после деформации на 4% при отжиге происходила рекристаллизация и получались монокристаллы. При условиях, когда протекает рекристаллизация, дислокационная структура железа, по-видимому, зависит [см. 12] от условий отжига.

Критическая степень деформации для технического железа составляет приблизительно 10%, а критическая температура — около 750° С. При этих условиях величина рекристаллизованных зерен получается наибольшей. Однако и то, и другое сильно зависит от степени чистоты железа. Чем меньше примесей содержится в последнем, тем меньше критическая степень деформации. Что касается величины получаемого после рекристаллизации зерна, то одно время считали, что оно всегда тем крупнее, чем чище металл, и поэтому из чистого железа легче получать монокристаллы. Позднее было установлено, что для получения монокристалла железо должно быть, наоборот, загрязнено некоторым количеством примесей, особенно углерода. Однако в работе [49] показано, что при соответственном подборе условий, в частности исходной величины зерна, можно получать монокристаллы и непосредственно из чистейшего железа.

Возможность получения у железа очень крупного зерна за счет критической деформации и последующей рекристаллизации используется или может быть использована тогда, когда от железа требуется высокая магнитная проницаемость и малая коэрцитивная сила, пониженные значения предела текучести и твердости (например, для ведущих снарядных поясков), а также как один из методов получения железных монокристаллов. В этих случаях температура отжига должна быть по возможности более высокой, а выдержка продолжительной,

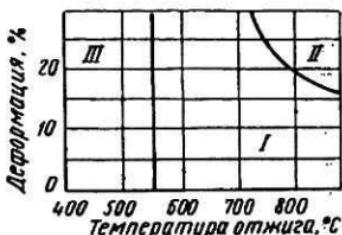


Рис. 21. Диаграмма полигонизации — рекристаллизации для железа с <0,005% С:
I — полигонизация; II — рекристаллизация;
III — отсутствие полигонизации и рекристаллизации

так как при этом используется не только рекристаллизация обработки, но и сориентированная рекристаллизация. В частности, весьма высокие магнитные свойства железа, приведенные выше на рис. 15, частично объясняются и его очень крупным зерном. Если же от железа требуется высокая вязкость, то критической деформации или рекристаллизации при критической температуре следует избегать, так как это вызывает резкое снижение ударной вязкости, понижение сопротивления отрыву и повышение критической температуры хрупкости.

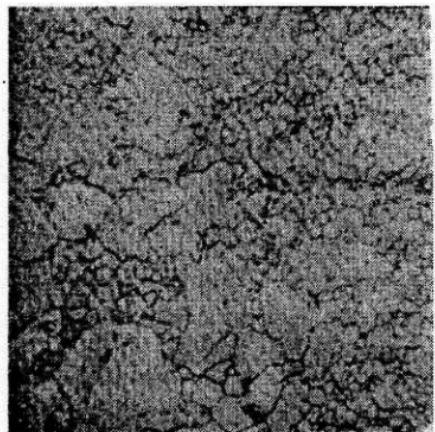


Рис. 22. Микроструктура технически чистого железа после наклена и рекристаллизации. $\times 90$

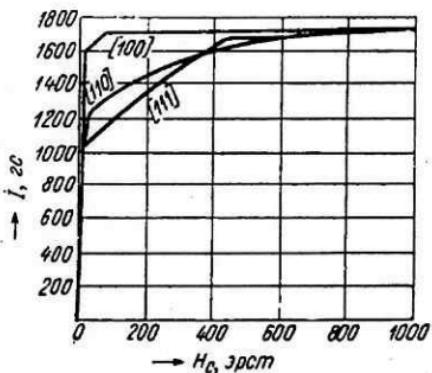


Рис. 23. Анизотропность магнитных свойств у монокристалла железа

Следует иметь в виду, что у железа, особенно технически чистого, наблюдается склонность к неравномерному росту зерна при рекристаллизации, т. е. к сильному избирательному росту отдельных кристаллов (рис. 22). Необходимо поэтому обеспечивать однородность исходной структуры и деформации, равномерный и ускоренный нагрев.

Чем крупнее зерна, тем в большей степени проявляется анизотропия свойств железа: модуля нормальной упругости E , модуля сдвига, твердости. Анизотропия модуля упругости у железа как у ферромагнитного металла складывается из естественной анизотропии и анизотропии, связанной с магнитомеханострикцией [см. 11]. С анизотропией (прочности межатомной связи) связано также наличие у кристалла железа, как и у многих других кристаллов, плоскостей спайности, перпендикулярно к которым разрушение происходит при малых напряжениях, что имеет важное значение при хрупком разрушении железа и стали [см. 975, 970]. Химические свойства железа (растворимость) также зависят от кристаллографического направления.

Наиболее резко выражена анизотропия магнитных свойств железа, теория которой была впервые разработана Н. С. Акуловым [11]. На рис. 23 представлена основная кривая намагничивания для монокристалла железа, из которой видно, что в направлении «легкого» намагничивания [100], т. е. ребра куба, насыщение достигается уже в поле 70 эрст, а в направлении «трудного» намагничивания [111], т. е. пространственной диагонали куба, насыщение наступает только в поле

470 эрст. В очень чистом монокристалле железа анизотропия проявляется весьма резко и в слабых полях, в которых, согласно рис. 23, свойства во всех направлениях как будто одинаковы. На чистейшем, отожженном при высокой температуре в водороде и охлажденном в магнитном поле монокристалле железа была получена в направлении легкого намагничивания [100] максимальная проницаемость 1 400 000 гс/эрст. На монокристалле же сплава Fe + 6,4% Si после термомагнитной обработки значение $\mu_{\text{макс}}$ достигало 3 800 000 гс/эрст.

Анизотропия железа имеет и важное практическое значение, так как путем комбинирования пластической деформации и нагрева в определенных условиях можно создать в поликристаллическом материале текстуру, т. е. преимущественную ориентировку тех или других кристаллографических осей в направлении деформации, перпендикулярно или под определенным углом к последней, что сказывается соответственно и на свойствах: в одних случаях отрицательно, в других — положительно. Создание текстуры в настоящее время используется не только на чистом железе, но и еще более эффективно на сплавах железа с кремнием, сплавах железа с никелем и др. для получения материала, имеющего выдающиеся магнитные свойства вдоль прокатки за счет ухудшения их поперек прокатки.

С точки зрения взаимодействия железа с другими элементами в сплавах, а также для ферромагнитных и других свойств железных сплавов большое значение имеет строение его атома, характеризующееся недостроенной внутренней электронной *d*-оболочкой при наличии электронов во внешней *s*-оболочке. По этому признаку железо относится к металлам 1-й переходной группы. По-видимому, это является причиной того, что железу присущее явление полиморфизма. По современным взглядам изменение кристаллической решетки металла при полиморфных превращениях связано с изменением распределения электронов в атоме между *s*- и *d*-уровнями, что делает термодинамически более выгодным существование той или иной модификации в данном интервале температур. Поэтому полиморфизм наблюдается главным образом у металлов переходных групп.

Изучению полиморфизма железа после открытий Д. К. Чернова было посвящено большое количество работ, так как это явление очень важно для термической обработки и свойств стали. В настоящее время можно считать установленным, что железо существует в двух модификациях: α -железо с решеткой *K8* устойчиво до температуры 910° С, при которой оно переходит в γ -железо, имеющее решетку *K12*. Последнее при 1401° С снова переходит в модификацию α , которая обозначается δ . Температура плавления железа, определенная на современных чистейших его сортах, составляет 1539° С.

Превращение A_3 , т. е. $\gamma \rightleftharpoons \alpha$, обнаруживает гистерезис, величина которого возрастает (доходя до 20° С) с увеличением скорости охлаждения и нагревания, а также количества содержащихся в железе примесей. При нагревании со скоростью больше 14 000° С/сек наблюдался [167] непосредственный переход α -Fe в δ -Fe (без γ -фазы). У очень чистых сортов железа для превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ была найдена температура выше 910° С (в некоторых исследованиях — до 924° С). Это обстоятельство, а также анализ поведения очень чистых сплавов железа с кремнием и другие наблюдения дали повод ряду исследователей [4] высказать предположение, что химически чистое железо не имеет аллотропии.

ческих превращений, а существование модификации γ обусловливается наличием в нем примесей. Однако экспериментально это не доказано. Во всяком случае на наиболее чистом железе, полученном до сих пор, еще наблюдается превращение $\alpha \rightarrow \gamma$.

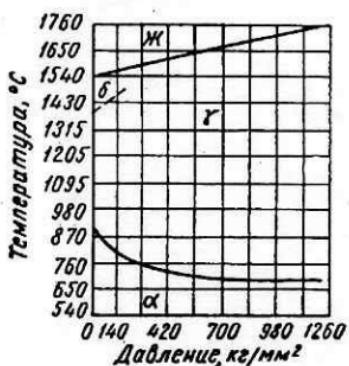


Рис. 24. Влияние внешнего давления на положение критических точек железа

Под влиянием давления повышается и температура плавления железа (рис. 24), как и у других металлов, объем которых увеличивается при расплавлении. Значительное влияние давления на $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение

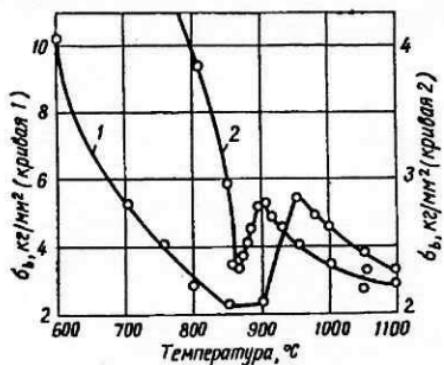


Рис. 25. Изменение предела прочности железа с повышением температуры:

1 — по Н. Ф. Лашко и др.; 2 — по Роллю

чать мелкое зерно. Точка Кюри для чистого железа, т. е. переход его из ферромагнитного в парамагнитное состояние, соответствует температуре 769° С, точнее интервалу температур 769—784° С.

Полиморфизм обуславливает специфическое изменение механических свойств железа с температурой. Предел прочности и твердость имеют вторичный максимум в районе превращения $\alpha \rightarrow \gamma$. Величина этого максимума колеблется в широких пределах в зависимости от условий опыта, что хорошо видно из рис. 25, где обе кривые относятся к же-

лезу

Вследствие более плотной упаковки атомов в гранецентрированной решетке (коэффициент компактности 0,74) γ -железо имеет меньший удельный объем, чем α -железо (коэффициент компактности решетки 0,68). Поэтому превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ сопровождается резким уменьшением объема. Превращение $\gamma \rightarrow \delta$ сопровождается обратным удлинением, причем кривую удлинений в области δ можно рассматривать как непосредственное продолжение кривой в области α .

Знаком изменения объема определяется влияние внешнего высокого давления на температуру превращений в железе. Из рис. 24 [8] видно, что давление понижает (обратимо) температуру превращения $\alpha \rightarrow \gamma$, идущего с уменьшением объема, и повышает температуру превращения $\gamma \rightarrow \delta$.

Под влиянием давления повышается и температура плавления железа (рис. 24), как и у других металлов, объем которых увеличивается при расплавлении. Значительное влияние давления на $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение может иметь и практическое значение, позволяя нагревать сталь для термической обработки дс более низких температур и полу-

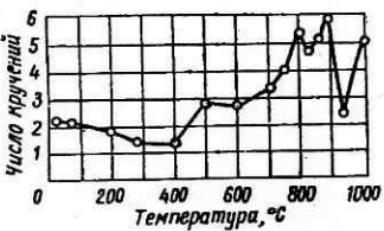


Рис. 26. Изменение числа кручин до разрушения у электролитического железа с повышением температуры

зу одинакового химического состава (газы не учитывались) [21]. В других опытах [46] вторичный максимум предела прочности составлял 1,75—2,5 кг/мм². Хотя аналогичный максимум предела прочности в районе полиморфного превращения наблюдается и на других металлах (олово), а также на неметаллах (серы, кварц), наиболее вероятно предположить, что он характеризует более высокую прочность γ -железа за счет большего начального коэффициента упрочнения его, чем у α -железа. С повышением температуры прочность γ -Fe падает, как и α -фазы.

Это явление имеет и практическое значение, так как показывает, что в районе превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ сопротивление железа пластическому деформированию возрастает. Одновременно в указанном районе температур резко падают пластические свойства железа, характеризующие его способность деформироваться. Это иллюстрируется рис. 26 [46], на котором показано число кручений, выдерживаемых полосой электролитического железа при разных температурах. Не менее показательно в этом отношении резкое падение ударной вязкости железа в том же интервале температур [23]. По данным [43], малые добавки алюминия, марганца и кремния уменьшают высокотемпературную хрупкость (величину Φ) на 12—20%, но не устраняют ее полностью. Вызывается хрупкость серой и кислородом. Таким образом, для технически чистого железа существует опасный интервал температур 850—1150° С, в котором прокатка невозможна. Поэтому обработку начинают либо при 850° С, либо при 1250—1300° С, но прерывают при 1150° С и продолжают только тогда, когда металл остынет до 850—800° С. В железе, подвергнутом прокатке в интервале температур 850—950° С, наблюдается некоторое остаточное снижение ударной вязкости и после охлаждения его до комнатной температуры. В случае же быстрого охлаждения из этой температурной области ударная вязкость технически чистого железа падает резко, что может быть связано с получением мартенситообразной структуры¹ или другой структурной составляющей, располагающейся по границам зерен. Возможность полного фиксирования мартенсита в сплавах железа с < 0,1% С при резком охлаждении их с температур 1000—1050° С показана прямыми опытами [35].

2. СОВРЕМЕННЫЕ ПРОМЫШЛЕННЫЕ СОРТА ЖЕЛЕЗА И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ

Железо широко применяется в машиностроении, особенно для деталей, изготавливаемых глубокой вытяжкой, в электротехнике и приборостроении в качестве магнитно-мягкого материала. В ряде случаев железо может заменить медь, никель, латунь (с учетом его более низкой коррозионной стойкости), например для электрических проводов (шин) в установках постоянного тока, для снарядных гильз и ведущих поясков, в радиолампах и др. Для некоторых применений, например для ведущих поясков, в железе выращивается крупное зерно (за счет критической степени деформации), что приводит к понижению его предела текучести и твердости [см. 41].

¹ Подробнее о подобной структуре в легированном феррите см. на стр. 158.

Большое развитие получило изготовление разнообразных сравнительно мелких изделий из порошкообразного железа методом порошковой металлургии (железокерамики), развивается металлургия волокна. В частности, металлокерамическим способом изготавливают чаще всего и ведущие поиски, так как компактное железо для этой цели все же менее пригодно, чем медь, хотя они и обладают одинаковой наклепываемостью (см. рис. 20), что объясняется, по-видимому, более высокой температурой плавления у железа, чем у меди (температура на поверхности разделя двух трущихся металлов может повыситься до температуры плавления более легкоплавкого металла).

Промышленное значение имеют те сорта железа, которые можно получать в массовом масштабе. К ним относится технически чистое железо, сварочное или кричное железо, получаемое по новому методу, электролитическое и карбонильное железо. Что касается сортов железа более высокой степени чистоты, то только для железа, получаемого переплавкой в высоком вакууме (остаточное давление $< 10^{-2}$ мм рт. ст.), и частично для электролитического железа, очищаемого водородом, в настоящее время разработаны способы полупромышленного производства. Железо других сортов либо производится только в лабораторных масштабах, либо его производство еще только разрабатывается. Но и для «высоковакуумного» железа еще недостаточно ясны области применения, в которых его технические достоинства будут окупать высокую стоимость.

Железо технически чистое или низкоуглеродистая мягкая сталь, выплавляемая в мартеновских печах и с не меньшим успехом в основных конвертерах с продувкой кислородом сверху, в СССР для электротехнических целей производится нескольких составов:

1) кипящая сталь, содержащая $< 0,035\%$ С; $< 0,03\%$ Мп; следы Si; $< 0,03\%$ S; 0,009—0,01% P; 0,3% Cu; следы Cr; $< 0,2\%$ Ni; около 0,05% O и около 0,01% N;

2) кипящая сталь, отличающаяся от предыдущей меньшим содержанием углерода ($< 0,025\%$) и серы ($< 0,025\%$);

3) спокойная сталь (раскисленная алюминием), содержащая больше марганца (0,1—0,15%) и кремния (0,17—0,20%), в 8—10 раз меньше кислорода ($< 0,005\%$) и значительно меньше других газов;

4) нестареющая электротехническая сталь, содержащая 0,025—0,030% С; 0,11—0,19% Мп и 0,3—0,5% Si.

Низкое содержание кислорода в спокойной стали имеет очень важное значение, так как кислород сильно ухудшает не только ударную вязкость, но и магнитные свойства железа. Так, например, коэрцитивная сила H_c железа, в котором содержание кислорода не превышает 0,035%, составляет 0,7—0,75 эрст, тогда как для железа со средним содержанием 0,05% O и $\sim 0,05\%$ С мы получили [14] $H_c = 1,0—1,2$ эрст, а для железа с 0,09—0,20% O H_c доходила до 3,9 эрст. При микронализе в железе, содержащем повышенное количество кислорода, обнаруживается большое количество характерных включений закиси железа (рис. 27).

Если железо применяется в вакуумной технике и требуется, чтобы оно обладало большой плотностью, а содержание газов было очень низким, то его после обычной выплавки подвергают переплавке электрощелаковым способом или в вакууме. При электрощелаковой переплавке содержание кислорода понижается в ~ 2 раза против исходного.

Для понижения коэрцитивной силы детали из кипящей стали

рекомендуется отжигать по режиму: нагрев при 950—1000° С (но не ниже 900—920° С) с выдержкой 2—3 ч и охлаждение со скоростью 40° С/ч до 700—600° С, а затем на воздухе [см. 155]. Повторные отжиги, обусловливающие дополнительное обезуглероживание и укрупнение зерна, как видно из рис. 28 [5], значительно снижают коэрцитивную силу. Спокойную сталь рекомендуется [5] отжигать при 850—870° С. Однако повторные отжиги спокойной стали дают эффект только тогда, когда они проводятся при 920° С или выше (рис. 28). Еще более низкую коэрцитивную силу можно получить после отжига в водороде при 950—

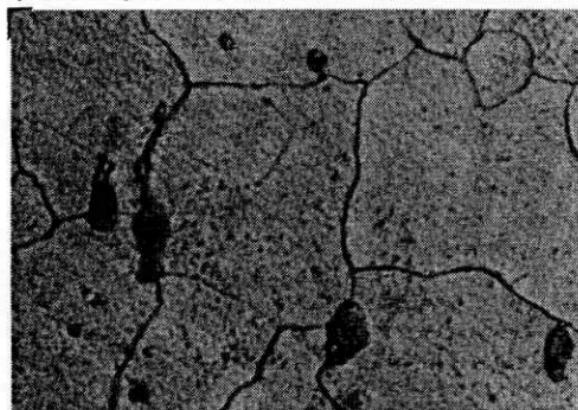


Рис. 27. Микроструктура технически чистого железа, содержащего около 0,1% кислорода. $\times 400$ (сравни с рис. 17)

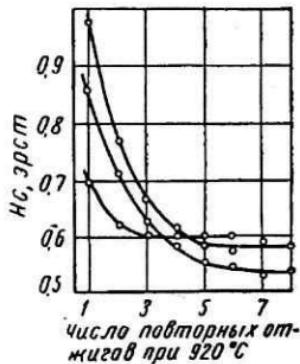


Рис. 28. Влияние повторных отжигов на коэрцитивную силу железа (разные образцы)

1000° С. Был рекомендован также [25] циклический отжиг в водороде: при 1000° С (для перемещения углерода к поверхности детали) и 700° С (для удаления углерода с поверхности).

Положительные результаты дали опыты выплавки технически чистого железа для электротехнических целей в 10-т печи с применением в качестве шихты губчатого железа или смеси последнего с 50% чугуна. Полученное железо содержало < 0,02% С, < 0,01% Si и < 0,06% Mn. На листах толщиной 1,0—2,0 мм, подвергнутых холодной прокатке с обжатием 40% и последующему закрытому отжигу при 680—700° С, коэрцитивная сила такого железа составляла ~0,7 эрст. В 1,5-т дуговой печи из 100% губки регулярно выплавляется у нас технически чистое железо, применяемое в качестве основы для производства ряда прецизионных сплавов и сплавов со специальными свойствами [47].

В двадцатых годах Астоном в США был предложен новый метод изготовления сварочного или кричного железа, которое по своему составу и строению не отличается от сварочного пудлингового железа. По этому способу малоуглеродистая жидкая сталь, обычно не раскисленная, при 1540—1550° С медленно выливается в жидкий железистый шлак, нагретый до температуры около 1350° С. При этом металл, охлаждаясь, образует капельки, которые в тестообразном состоянии садятся на дно сосуда со шлаком и образуют крицу (весом до 2 т), которую затем обжимают под молотом при температуре выше 1250° С. Шлак, находящийся в жидком состоянии, выжимается из крицы, а металл сваривается. Такое железо вдоль направления ковки имеет механи-

ческие свойства, практически не отличающиеся от свойств технически чистого железа; в частности, ударная вязкость его составляет 12—16 кгм/см². Сварочное железо обладает повышенной стойкостью против атмосферной коррозии и высоким коэффициентом затухания колебаний, что обусловлено наличием шлака, и сравнительно небольшой чувствительностью к надрезу.

В ряде стран кричное железо получается в больших вращающихся печах, в которых навстречу движущейся шихте, состоящей из смеси руды, коксовой мелочи и флюсов, идет поток дымовых газов. Из высокотемпературной зоны печи выходит продукт, представляющий собой тестообразный шлак с включениями железных криц. Охлажденный продукт после размола в шаровой мельнице подвергают магнитной сепарации с целью отделения железа от шлака. Кричное железо применяют в основном как шихтовой материал при выплавке разных сталей. В Советском Союзе проводились опыты использования легированного никелем кричного железа, получаемого из орско-халиловских руд, при выплавке хромоникелевых сталей типа 40ХН и 12ХН2А. Опыты показали, что добавление в шихту 5—10% кричного железа при выплавке таких сталей в больших мартеновских печах технически и экономически целесообразно [47].

Электролитическое железо, изготавливаемое в заводском масштабе, нормально содержит 0,008% С; следы Si; 0,036% Mn; 0,005% P и S; 0,01% Cu. Непосредственно после осаждения оно содержит большое количество водорода, сообщающего железу хрупкость и сильно ухудшающего его магнитные свойства. Так, например, у железа, осажденного при плотности тока 10 а/дм², была получена [14] коэрцитивная сила 18 эрст из-за высокого содержания водорода. Поэтому до применения электролитическое железо должно быть подвергнуто термической обработке, имеющей целью удаление водорода.

Рядом исследований было показано, что в отличие от водорода, поглощенного при травлении, который удаляется при кипячении или даже после длительного вылеживания при комнатной температуре, водород, поглощенный железом в процессе осаждения при электролизе, удаляется только при высоких температурах, наиболее эффективно при длительном (около 24 ч) отжиге в вакууме при 850°С. В результате такой обработки коэрцитивная сила железа понижается до 0,35—0,40 эрст, а максимальная проницаемость повышается до 15 000 гс/эрст. Еще меньшее количество примесей и соответственно более высокие свойства можно получить в том случае, если в качестве анода брать не обычное железо, а электролитическое.

Один из недостатков электролитического железа, используемого в качестве магнитомягкого материала, состоит в том, что оно имеет большие потери на последействие, но последние могут быть сильно снижены введением 0,5—1% As.

Карбонильное железо получается из пентакарбонила железа, в чистом виде представляющего собой почти водяного цвета жидкость состава Fe(CO)₅ с температурой кипения 102,7°С и температурой затвердевания —20°С. Железо получается в виде порошка при разложении паров пентакарбонила при температуре 250—300°С. Частицы железа имеют круглую форму (рис. 29), диаметр 1—10 мк. Каждая частица состоит из кристалликов размером 50—100 Å. Карбонильное железо по условиям получения может содержать большое количество

примесей: до 2% С и до 4% О. Карбиды и окислы располагаются в частице карбонильного железа в виде тонких концентрических шаровых прослоек (рис. 29, б).

Для некоторых целей, например для изготовления магнитодиэлектриков или других металлокерамических изделий, карбонильное железо применяют в порошкообразном виде. В большинстве же случаев его перерабатывают в листы, полосы или ленты. Для этого порошок подвергают спеканию, и полученное пористое тело проковывают и прокатывают на требуемые профили.

В процессе спекания достигается также рафинирование железа от углерода и кислорода. Для этой цели применяют два способа. Первый способ заключается в нагреве порошка в обычной, т. е. окислительной среде. В этом случае составляется смесь разных порошков так, чтобы отношение количеств углерода и кислорода составляло 2:3; тогда оба эти элемента удаляются из смеси в виде окиси углерода, которая одновременно предохраняет порошок от окисления. Наилучшие результаты получаются после спекания при 1050° С в течение 3 ч. Удельный вес до спекания составляет 3,2—3,3 г/см³, после спекания доходит до 6 г/см³, после ковки или прокатки — до 7,6—7,8 г/см³.

Несмотря на удобство и дешевизну этого способа спекания, он вытесняется более надежным и эффективным вторым способом — спеканием в струе водорода. В этом случае углерод и кислород удаляются водородом, который также предохраняет порошок от окисления. В начале процесса, когда происходит наиболее интенсивное удаление примесей, целесообразно вести нагрев при сравнительно невысокой температуре, при которой происходит лишь слабое спекание и, следовательно, уплотнение. После этого следует вести нагрев при высокой температуре, при которой получается чушка достаточной плотности.

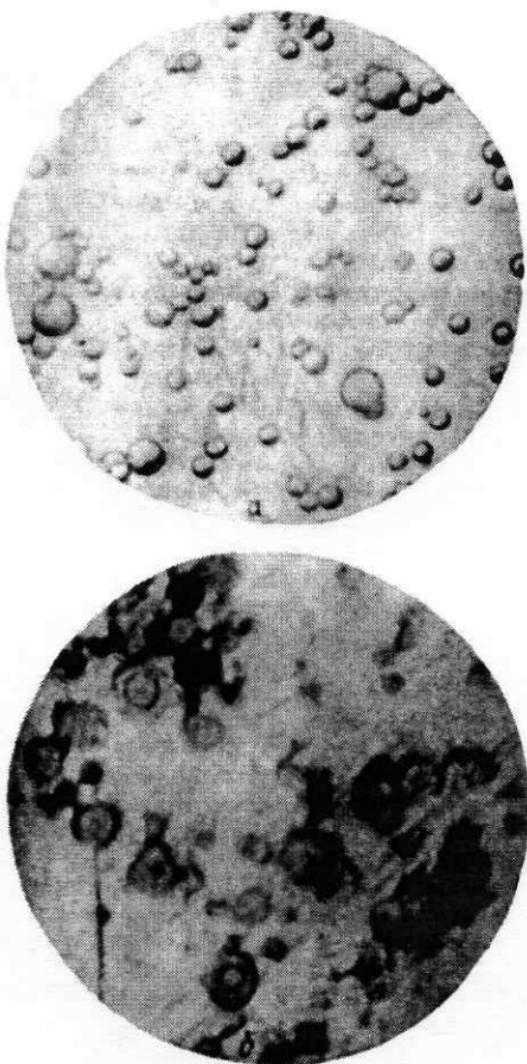


Рис. 29. Частицы карбонильного железа
(В. И. Евсеев):
а — порошок. ×500; б — спрессованное. ×1000

Ковку или прокатку полученной чушки легче всего проводить непосредственно после спекания. В начале процесса вследствие пористости чушки необходимо давать малые обжатия.

О механических свойствах карбонильного железа говорилось выше. Что касается его магнитных свойств, то уже в прокатанном состоянии листы имеют начальную проницаемость 800—1200 Гс/эрст и коэрцитивную силу около 0,3 эрст. После отжига в вакууме при 850—890°С с последующим медленным охлаждением начальная проницаемость повышается до 2000—3000 Гс/эрст, максимальная проницаемость — до 20 000 Гс/эрст, а коэрцитивная сила снижается до 0,1 эрст. К недостаткам карбонильного железа как магнитномягкого материала относится найденный в нем особый вид потерь на последействие, получивших название «потерь на последействие Рихтера» и связанных, по-видимому, с релаксационными процессами.

Главный же недостаток карбонильного железа — его пока еще высокая стоимость. Однако в связи со значительным расширением производства карбонильного железа в СССР стоимость его значительно снизилась и продолжает снижаться.

Из железного порошка способами порошковой металлургии изготавливаются различные изделия, т. е. пористые (25—30% пор), типа самосмазывающихся подшипников, ведущие снарядные пояски (с пропиткой парафином), фильтры, уплотняющие прокладки (вместо свинца) и т. п., полупористые (12—15% пор), например шестеренки, плотные (до 5—6% пор), а также изделия со специальными свойствами, например полюсные наконечники, магнитодиэлектрики (прессованная смесь ферромагнитного порошка и порошка диэлектрика) на основе карбонильного железа, постоянные магниты из особо тонких порошков (микро-порошков), детали для вакуумной техники и др. Металлокерамическим способом можно изготавливать из железного порошка и полуфабрикаты. К железокерамике относится, в частности, описанная выше переработка порошка карбонильного железа в листы, полосы или ленту. Если применяется порошок, не требующий предварительной рафинировки, то прокатку ленты можно вести по обычной технологической схеме железокерамики (в этом случае порошок засыпают между валками и обжимают при комнатной температуре под давлением около 6 т/см²). Лента подвергается спеканию в методической печи в течение нескольких секунд при высокой температуре.

Порошковой металлургии железа посвящена уже обширная зарубежная и отечественная литература [66]. Поэтому мы ограничимся краткими замечаниями, относящимися к самому порошку.

Качество железного порошка [см. 69] определяется прежде всего количеством содержащихся в нем окислов. Вследствие большой активной поверхности железного порошка, независимо от способа его получения, в нем всегда имеются окислы. Кроме того, в порошке могут содержаться окислы, связанные с условиями его получения. Наименьшее количество окислов содержит электролитический железный порошок, наибольшее — порошок, полученный путем восстановления окалины, главным образом вследствие неполного восстановления последней. С уменьшением количества окислов в порошке (до ~0,5%) сильно возрастает предел прочности полученных из него железокерамических изделий и улучшается его прессуемость.

Не менее важный фактор — сопротивление зерен порошка деформированию при сжатии. Это свойство порошка определяется в достаточ-

ной степени микротвердостью его зерен (рис. 30). Наиболее благоприятно сочетание свойств у отожженного электролитического железа. Зер-

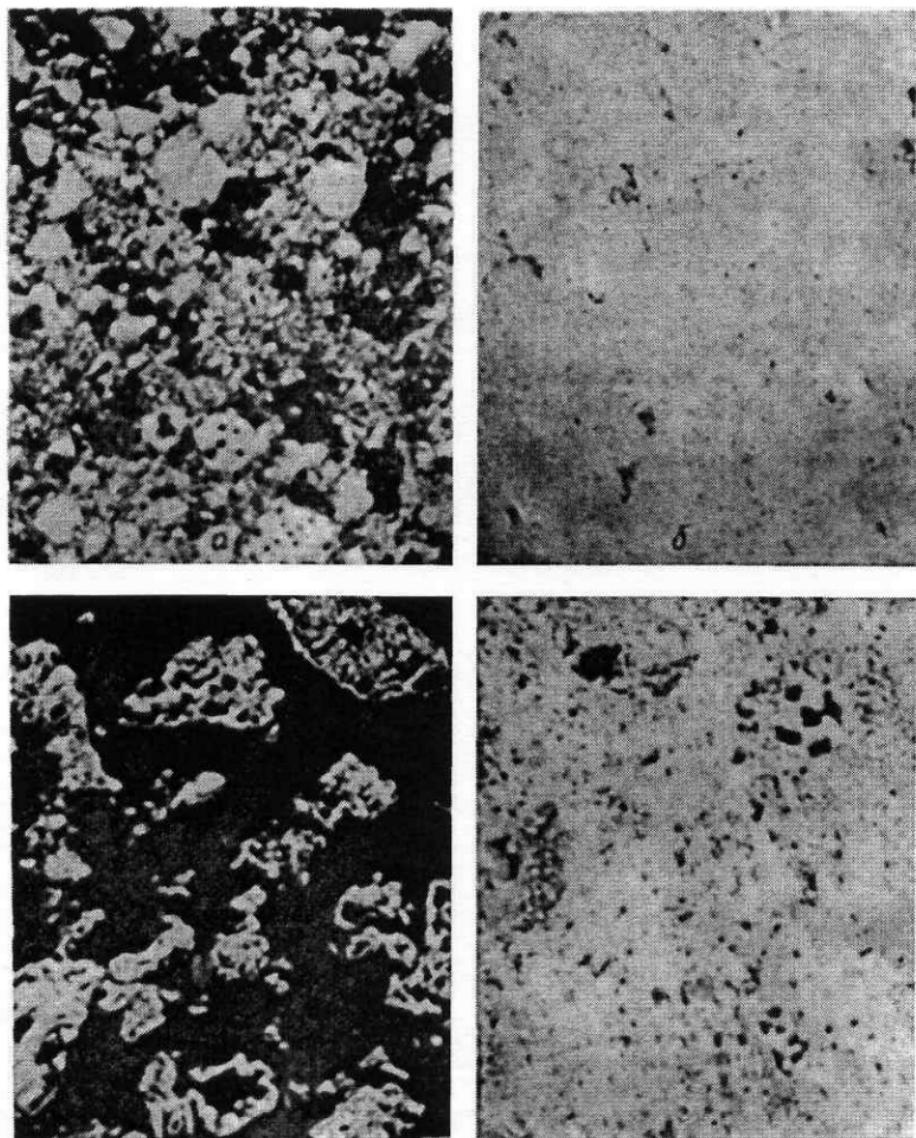


Рис. 30. Форма зерен различных железных порошков и микроструктура спрессованных из них изделий (без травления):

а — порошок электролитического железа. $\times 80$; б — изделие из него. $\times 100$; в — порошок, восстановленный из окалины. $\times 80$; г — изделие из него. $\times 100$

на его (рис. 30, а) имеют микротвердость $126 \text{ кг}/\text{мм}^2$. Изделие из такого порошка имеет плотное строение (рис. 30, б). Микротвердость зерен железа, восстановленного из окалины, вследствие их пористости ниже (около $90 \text{ кг}/\text{мм}^2$); это ухудшает структуру и снижает качество изделия

из такого порошка (рис. 30, в, г). Особенно вредны остаточные окислы, обнаруживающиеся в виде темно-серых включений с микротвердостью 330—340 кг/мм² внутри неполностью восстановившихся зерен порошка. Таких включений особенно много в недостаточно восстановленном порошке, из которого окислы переходят в изделие. Микротвердость зерен, превышающая 200 кг/мм², вследствие ли наклела, поглощения порошком водорода, наличия карбидов, растворенных в феррите элементов — кремния, марганца, хрома и др., делает железный порошок малопластичным, плохо прессующимся или совсем не прессующимся материалом. Особенно вреден кремний, наличие которого в порошке, кроме того, усиливает износ пресс-форм.

Важное значение для железокерамики имеет достаточно экономичное производство железного порошка. В настоящее время существует ряд промышленных методов производства порошка: 1) механическое дробление проволоки в вихревых мельницах; 2) электролиз с последующим дроблением катодного железа в шаровых мельницах; 3) карбонильный метод; 4) восстановление окалины; 5) электроэррозионный метод; 6) восстановление природным газом переработанных пиритных огарков; 7) распыление расплава в газовой среде и центробежным способом и др. Наиболее рентабельный — способ восстановления окалины (по технологии ЦНИИЧМ — термоштыбом, являющимся отходом производства антрацита), не требующий применения проката (как вихревой способ) и позволяющий утилизировать отход прокатных цехов — окалину. Недостаток этого способа, кроме несколько более низкого качества порошка, в его малой производительности. Повышение производительности может быть достигнуто за счет восстановления порошка окалины во взвешенном состоянии путем вдувания его в камеру снизу вместе с восстановительным газом.

Кроме того, развивается производство волокнистого железа. Имеются данные [54 и др.], что при одинаковой пористости волокнистое железо имеет более высокие значения прочности и вязкости, чем обычная железокерамика.

ЛЕГИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ

1. ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Конструкционные стали — самая большая по потребляемому количеству и одна из самых важных для общего и специального машиностроения групп стали. Конструкционная сталь должна обладать сочетанием высоких характеристик прочности, пластичности и вязкости и в то же время хорошими или по крайней мере удовлетворительными технологическими свойствами: пластичностью при высокой температуре, обрабатываемостью режущими инструментами, свариваемостью, малой склонностью к трещинообразованию при закалке и др., а иногда также и специальными свойствами: стойкостью против износа, жаростойкостью, жаропрочностью, стойкостью против эрозии, коррозионной стойкостью теми или иными физическими свойствами и др. Однако такие свойства в обычной конструкционной стали играют подчиненную роль. Наконец, для конструкционной стали важно, чтобы в ней содержалось по возможности меньше легирующих элементов, особенно дефицитных и дорогих, и чтобы легирование позволяло выплавлять ее в наиболее простых и экономичных условиях (в основной марганцовской печи или в кислородном конвертере).

На анализе характеристик прочности, пластичности и вязкости мы останавливаться не будем, так как этому вопросу посвящены специальные труды [189—191, 196, 591, 968 и др.] и очень большое количество работ в современной советской и иностранной литературе. Важно, однако, отметить, что, согласно работам преимущественно советской школы металловедов в области механики материалов, следует при оценке механических свойств сплава учитывать характер его разрушения и способ нагружения. Разрушение может быть либо пластическое путем среза от максимальных касательных напряжений, либо хрупкое путем отрыва от максимальных нормальных напряжений. В соответствии с этим необходимо различать две характеристики прочности: сопротивление срезу и сопротивление отрыву. Различают также вязкое сопротивление отрыву — при волокнистом изломе и хрупкое — при кристаллическом изломе. В обоих случаях разрушению предшествует небольшая пластическая деформация. Если материал разрушается без предварительной деформации, то разрушающее напряжение на-

зываются хрупкой прочностью. Практически сопротивление отрыву обычно отождествляют с хрупкой прочностью.

Характер разрушения при данном сопротивлении сплава касательным и нормальным напряжениям зависит от относительной величины напряжений каждого типа, а следовательно, от вида напряженного состояния образца или детали. Одновременное влияние свойств материала и вида нагружения может быть качественно оценено предложенной Я. Б. Фридманом [190] так называемой диаграммой механического состояния.

Схемы, приведенные на рис. 128 [198], на которых наклонные линии характеризуют вид нагрузки, оценивается отношением касательных напряжений τ к нормальным σ . Величина τ_s показывает предел текучести, τ_{\max} и σ_{\max} — сопротивление материала срезу и отрыву. Каждая схематическая диаграмма относится к стали отдельного типа, имеющей различные значения τ_{\max} и σ_{\max} , причем рассматривается несколько простых видов напряженного состояния, характеризуемых соотношением: $\sigma = \tau$ (кручение); $\sigma = 2\tau$ (растяжение или изгиб гладкого образца, без надрезов); $\sigma > 2\tau$ (растяжение или изгиб образца с надрезом). Если наклонная линия пересекает раньше линию τ_{\max} , то сталь разрушается путем среза; если же раньше пересекается линия σ_{\max} , то разрушение происходит путем отрыва.

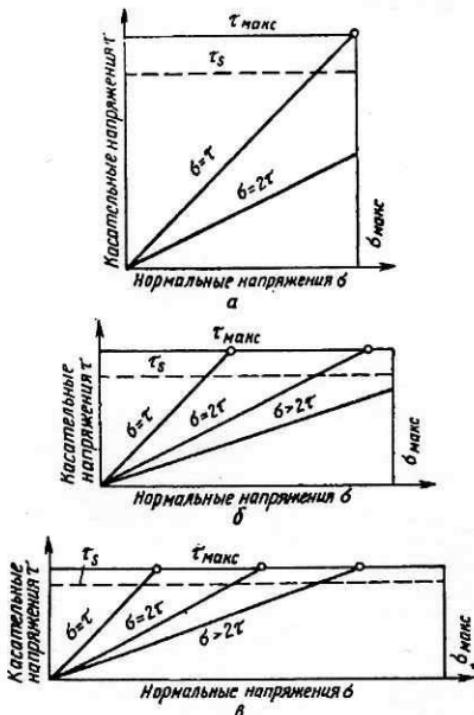
Из рис. 128 видно, что сталь, которой соответствует диаграмма *a*, например закаленная высококоуглеродистая сталь, при кручении разрушается путем среза, а при растяжении или изгибе — путем отрыва. Материал диаграммы *b*, например конструкционная сталь с высокой прочностью ($\sigma_y = 160—180 \text{ кг}/\text{мм}^2$), разрушается путем среза как при кручении, так и при растяжении или изгибе гладкого образца, но разрушается путем отрыва при растяжении или изгибе надрезанного образца. Материал же, к которому относится диаграмма *c* например конструкционная сталь со средней и низкой прочностью ($\sigma_y < 130 \text{ кг}/\text{мм}^2$), даже при растяжении или изгибе надрезанного образца, когда $\sigma > 2\tau$, разрушается путем среза.

Рис. 128. Схема диаграммы механического состояния

коуглеродистая сталь, при кручении разрушается путем отрыва. Материал диаграммы *b*, например конструкционная сталь с высокой прочностью ($\sigma_y = 160—180 \text{ кг}/\text{мм}^2$), разрушается путем среза как при кручении, так и при растяжении или изгибе гладкого образца, но разрушается путем отрыва при растяжении или изгибе надрезанного образца. Материал же, к которому относится диаграмма *c* например конструкционная сталь со средней и низкой прочностью ($\sigma_y < 130 \text{ кг}/\text{мм}^2$), даже при растяжении или изгибе надрезанного образца, когда $\sigma > 2\tau$, разрушается путем среза.

Из характеристик прочности при статическом растяжении для конструкционной стали обычно определяют следующие.

Предел текучести или предел пропорциональности, характеризующий сопротивление стали малым пластическим деформациям. У некоторых сталей в определенных условиях на диаграмме растяжения наблюдается так называемая площадка текучести. В этом случае



можно говорить о «физическом» пределе текучести. Однако у большинства сталей ясно выраженной площадки текучести не получается. Поэтому в инженерных расчетах чаще всего учитывается напряжение, соответствующее определенной заданной остаточной деформации, например 0,2% ($\sigma_{0.2}$). Для изделий ответственного назначения и сооружений предел текучести τ_s — основная расчетная характеристика, и повышение его является важнейшей задачей, особенно в тех случаях, когда остаточные деформации вообще недопустимы. Однако высокое значение τ_s не будет реализовано, если у материала $\sigma_{\max} < \tau_s$ (см. ниже). Тогда разрушение будет хрупкое. Предел текучести больше других механических характеристик определяется дислокационной структурой материала.

Предел прочности или временное сопротивление разрыву характеризует различные свойства у хрупких и пластичных металлов. У хрупких металлов разрушение обычно происходит путем отрыва, и предел прочности σ_y характеризует сопротивление металла разрушению. У пластичных металлов σ_y характеризует их сопротивление значительным пластическим деформациям. Сопротивление же разрушению у пластичных металлов характеризуется отношением разрушающей нагрузки, т. е. конечной ординаты кривой растяжения, к площади поперечного сечения образца в момент разрушения. Эта характеристика S_k представляет собой, следовательно, истинное напряжение.

Твердость, определяемая методом вдавливания в испытуемый металл твердого наконечника (твердость по Бринелю, по Виккерсу по Роквеллу, микротвердость), также характеризует сопротивление металла пластическим деформациям, обычно значительным, как и предел прочности у пластичных металлов. Поэтому между твердостью при вдавливании и пределом прочности установлена прямая количественная зависимость, хотя и приближенная, требующая подбора переходных коэффициентов для каждой группы стали. Пользуясь этой зависимостью, во многих случаях определяют предел прочности σ_y пересчетом с числа твердости по Бринелю, что значительно упрощает испытание. В иностранной литературе [см. 503] предлагалось установленный таким способом предел прочности называть «прочностью по Бринелю». Однако независимо от степени точности переходного коэффициента соотношение между этими величинами никак не может быть распространено на хрупкие материалы, у которых предел прочности характеризует не сопротивление пластической деформации, а сопротивление разрушению.

Некоторые исследователи рекомендуют [см. 192] определять как более точную характеристику истиный предел прочности, представляющий собой отношение максимальной нагрузки P_{\max} к площади поперечного сечения образца в момент достижения этой нагрузки, т. е. в конце равномерной деформации. Между истиным пределом прочности и твердостью при вдавливании конуса существует прямолинейная зависимость, выражаемая для любой стали равенством $S_y = 0,32 H_L$. Закономерная зависимость существует также между истиным пределом прочности и твердостью по Майеру. Последнюю целесообразно определять еще и потому, что она позволяет характеризовать и такое важное свойство конструкционной стали, как наклепываемость, т. е. способность ее упрочняться при пластической деформации. Это свойство обычно характеризуют углом наклона к оси абсцисс прямоли-

нейного участка диаграммы истинных напряжений (коэффициентом упрочнения D).

Из других характеристик прочности для конструкционной стали в ряде случаев представляет интерес усталостная прочность, хотя это больше конструктивная характеристика.

Что касается пластичности, то равномерная деформация, характеризуемая относительным удлинением, играет особо важную роль в тех случаях, когда детали работают на растяжение. Предельная пластичность, определяемая полным относительным сужением или предельным истинным удлинением в шейке, весьма важная характеристика, чувствительная к содержанию неметаллических фаз и водорода, один из показателей степени анизотропности стали. В некоторых случаях она может служить (до известной степени) и технологической характеристикой, например при изготовлении из стали проволочных изделий, при холодной прокатке листов и т. п.

Очень важное значение имеют характеристики стали, выявляющие ее склонность к хрупкому разрушению, или, наоборот, надежность против преждевременного разрушения. Необходимость определения таких характеристик подтверждается многочисленными случаями внезапного хрупкого разрушения изделий, изготовленных из стали с высокой пластичностью: подвесных мостов, сосудов, работающих под внутренним высоким давлением, рельсов, автомобильных осей и др. и особенно серии американских сварных судов «Либерти» во время второй мировой войны (некоторые из них разломались пополам). Рассмотрение всех предлагавшихся характеристик склонности стали к хрупкости и методов их оценки не входит в наши задачи. Подробно ознакомиться с этим вопросом читатель может с помощью литературы [189—191, 196, 591, 968, 969 и др.]. Здесь скажем только о нескольких важнейших характеристиках (и принципах их определения), а именно: сопротивлении отрыву, критической температуре хрупкости (склонности к хладноломкости), чувствительности к надрезу и чувствительности к трещинам.

При определении этих характеристик создают условия, тормозящие пластическую деформацию образца и увеличивающие вероятность его хрупкого разрушения. Это может быть достигнуто путем понижения температуры испытания, увеличения скорости нагружения, создания концентраторов напряжений (надрезов, трещины, перекоса и т. п.), создания объемного напряженного состояния, коррозионного воздействия или поверхностных явлений (адсорбции газа, например, водорода). Желательно, чтобы выбранные способы торможения пластической деформации в наибольшей степени соответствовали реальным условиям работы изделия.

Понижение температуры используется при определении сопротивления стали отрыву и ее склонности к хладноломкости. Это основано на известной схеме А. Ф. Иоффе (рис. 129), предложенной впервые для кристаллов каменной соли [241], а позже подтвержденной и на металлах. Из рис. 129 видно, что предел текучести σ_0 с понижением температуры возрастает. Сопротивление же отрыву S_t или вовсе не зависит или в той или иной степени зависит от температуры, но во всех случаях кривая хрупкой прочности идет более полого, чем кривая предела текучести, и поэтому они пересекаются. Температура, соответствующая точке пересечения кривых, является критической температурой хрупкости T_k . При нагружении ниже этой температуры предел

текучести не достигается, и образец разрушается при напряжении, равном сопротивлению отрыву S_T . Как видно из диаграммы механического состояния (рис. 128), чем меньше сопротивление отрыву, тем больше вероятность хрупкого разрушения.

Постоянство или слабое изменение сопротивления отрыву с температурой позволяет считать эту характеристику константой материала. В действительности, однако, в подавляющем большинстве случаев наблюдается некоторая пластическая деформация, даже когда испытание проводится при весьма низкой температуре и на образце с надрезом. По этой и некоторым другим причинам встречаются возражения против того, чтобы считать сопротивление отрыву «строгой» константой материала, и предлагается считать его лишь условным напряжением, соответствующим переходу к нестабильному макрохрупкому разрушению [см. 968].

Тем не менее по сравнению с характеристиками вязкого разрушения сопротивление отрыву относительно менее чувствительно к структуре, и его значение в большей степени определяется непосредственно прочностью межатомной связи. Поэтому характеристики, определяемые при вязком и хрупком разрушении, могут в ряде случаев по-разному зависеть от внешних факторов, от содержания в стали легирующих элементов и углерода и от условий ее обработки. Так, с увеличением количества растворенного в железе углерода, например в мартенсите, твердость повышается. Сопротивление же отрыву должно при этом, наоборот, падать, так как углерод уменьшает прочность межатомной связи в решетке мартенсита. Такая зависимость наблюдается экспериментально, как можно видеть из рис. 130 [132].

В соответствии с этим следует ожидать, что при отпуске закаленной стали сопротивление отрыву должно увеличиваться до той температуры, при которой заканчивается выделение углерода из твердого раствора, а затем оставаться постоянным. Однако из рис. 131 [132] видно, что после выделения углерода из мартенсита сопротивление отрыву все время уменьшается. Это показывает, что на величину сопротивления отрыву значительное влияние оказывает степень дисперсности карбидов. Автор [132] связывает это с суммарной поверхностью раздела фаз, которая с повышением температуры отпуска все время уменьшается.

С суммарной поверхностью раздела, тормозящей распространение трещины, может быть связано и влияние величины зерна, укрупнение которого приводит, как можно видеть из рис. 132 [253], к сильному падению сопротивления отрыву, в данном случае у феррита. Можно поэтому полагать [132], что сравнительно высокое значение сопротивления отрыву у закаленного легированного феррита (рис. 131) также объясняется сильным измельчением зерна или (и) мозаичных блоков при закалке. В процессе отпуска сопротивление отрыву остается практически постоянным до 400°C , а у более сложнолегированного феррита до 500 — 550°C (см. рис. 131) и затем падает с началом укрупнения зерна вследствие рекристаллизации и увеличения размера блоков.

Другая важная характеристика — критическая температура хрупкости — получается непосредственно из схемы А. Ф. Иоффе (T_x на рис. 129). Однако методически проще и удобней определять критическую температуру хрупкости путем испытания ударным изгибом надрезанных образцов при разных температурах (серийная кри-

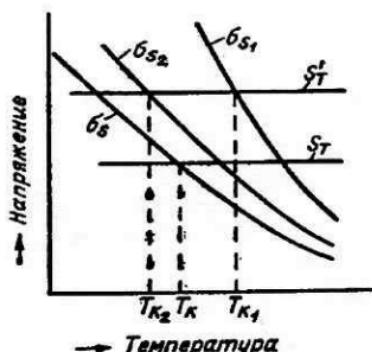


Рис. 129. Схема, поясняющая предположение о влиянии строения граничного слоя на положение критической температуры хрупкости
 σ_s — предел текучести;
 S_T — сопротивление отрыву;
 T_K — критическая температура хрупкости

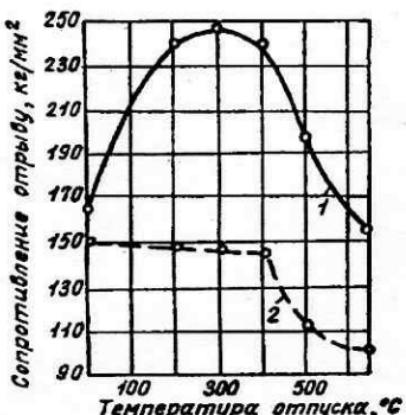


Рис. 131. Изменение сопротивления отрыву при отпуске закаленной стали и легированного феррита:
1 — 0,4% C, 2,0% Cr, 0,6% Mn и 2,6% Si; 2 — 0,04% C, 2,5% Si, 2,1% Cr и 3,8% Mn.

1 — 0,4% C, 2,0% Cr, 0,6% Mn и 2,6% Si; 2 — 0,04% C, 2,5% Si, 2,1% Cr и 3,8% Mn

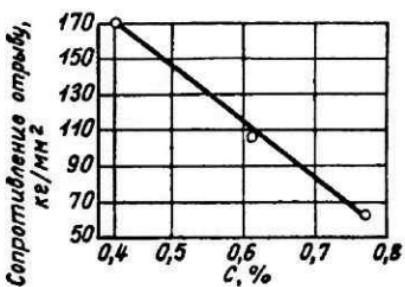


Рис. 130. Зависимость сопротивления закаленной стали отрыву от содержания в ней углерода

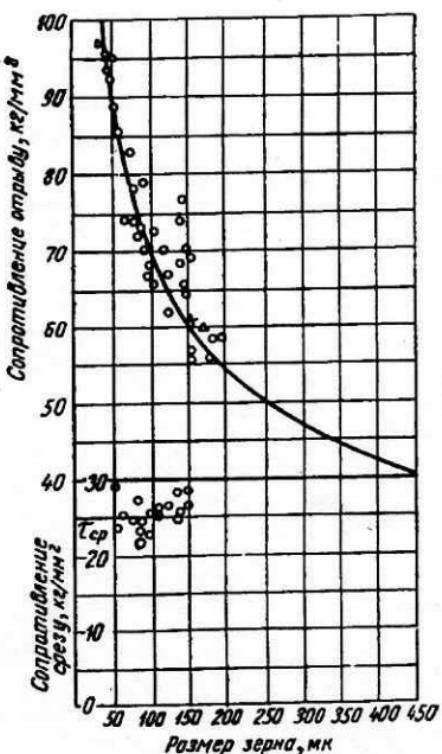


Рис. 132. Влияние величины зерна феррита на его сопротивление отрыву и срезу

вая Н. Н. Давиденкова). При этом T_k оказывается и выше, так как с увеличением скорости нагружения увеличивается предел текучести, хотя и в меньшей степени, чем при понижении температуры¹. Чем выше T_k , тем больше склонность стали к хрупкому разрушению, ее хладноломкость.

Переход из вязкого в хрупкое состояние может быть дискретным или плавным. В обоих случаях наблюдается интервал температур перехода («критический интервал хрупкости»), что затрудняет установление единого критерия критической температуры. При дискретном переходе (рис. 133) обычно различают верхнюю и нижнюю границы критического интервала. Предлагалось также [500] называть температуру T_{k_1} верхней границей критического интервала хрупкости, T'_{k_2} — левым порогом области рассеивания ударной вязкости, T''_{k_2} — правым порогом области

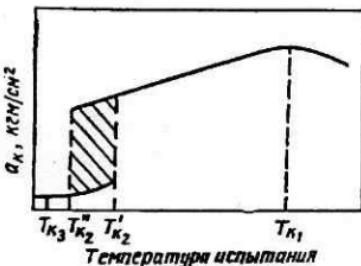


Рис. 133. Схема критического интервала хрупкости

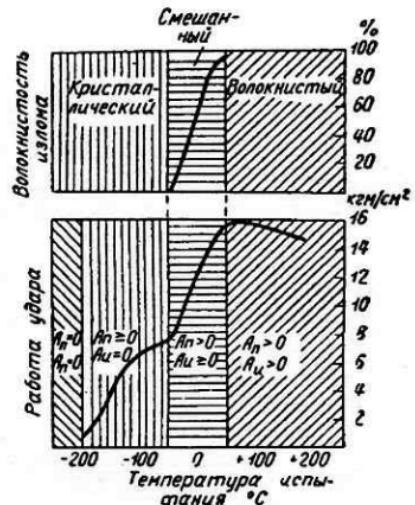


Рис. 134. Схема изменения работы удара и характера излома у стали в переходной температурной области:

A_{pl} — работа деформирования до появления трещины; A_{pl} — работа излома

T_{k_3} — нижней границей критического интервала хрупкости. При плавном переходе пользуются условными критериями. Считают, например, критической ту температуру, при которой ударная вязкость составляет определенную долю (в %) от наибольшей или имеет заданную абсолютную величину (например, 2 кгм/см² в СССР, 7 футо-фунтов в США и Англии), или же среднюю температуру переходного интервала. В последнее время критерием все чаще служит вид излома, причем в качестве критической берут ту температуру, при которой либо появляются первые кристаллические участки в изломе, либо определенная часть площади (например, половина) или вся площадь излома является кристаллической. По нашему мнению [см. 970, 975], надежнее считать критической температурой, соответствующую началу появления кристаллических участков в изломе, как это практикуется давно при исследовании сталей, предназначенных для изготовления изде-

подверженных в работе значительным ударным нагрузкам.

По исследованиям и анализу Б. Е. Сомина, падение ударной вязкости в переходной температурной области у очень многих сталей пра-

¹ Имеются сообщения о том, что у мягкой стали при скорости нагружения 10^7 кг/м²·сек предел текучести удваивается против статического его значения [см. 969 — Зибель и др.]

вильнее изображается схематической кривой, приведенной на нижнем графике рис. 134. Связь получаемых здесь значений работы удара с характером излома видна из сопоставления этой кривой с верхним графиком рис. 134.

Если изделие работает все время или может работать периодически при низких температурах, например, в холодильной, химической промышленности, в авиации, ракетах и т. п., то склонность стали к хладноломкости представляет самостоятельный интерес. В этом случае конструктивной характеристикой может служить так называемый температурный запас вязкости, равный разности $T_0 - T_k$, т. е. температуры, при которой работает конструкция, и критической температуры хрупкости данной стали, или также отношение $\frac{T_0 - T_k}{T_0}$,

называемое фактором склонности к хрупкости.

Высказывается мнение [968], что оценка надежности материала в работе при определенных температурах является основным (прямым) назначением испытания хладноломкости. Чем ниже T_k , тем больше надежность. Такое мнение частично подкрепляется тем, что критическая температура хрупкости часто сильно зависит от остроты надреза. В ряде исследований (Ф. Ф.

Витмана, Е. М. Шевандина, Б. Б. Чечулина и др.) было также пока-

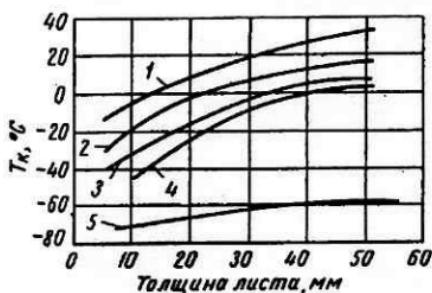


Рис. 135. Влияние толщины листа на критическую температуру хрупкости у различных сталей:

1 — мягкая нелегированная; 2 — успокоенная кремнием; 3 — с высоким содержанием марганца; 4 — успокоенная алюминием; 5 — отожженная с высоким содержанием алюминия и марганца

зано, что на значение T_k существенно сказывается масштабный фактор. Иллюстрацией может служить рис. 135 (по данным Маккензи, см. [971]). Нам, однако, представляется [см. 970, 975], что критическая температура хрупкости есть косвенная, но весьма чувствительная физическая характеристика, позволяющая судить одновременно и о запасе пластичности зерна, и о строении и свойствах граничного слоя зерен. Ударная вязкость, определяемая при комнатной или другой температуре, всего лишь произвольно выхваченная (иногда удачно, а чаще неудачно) точка из сериальной кривой. В качестве примера достаточно указать, что сравнение значений ударной вязкости двух сталей при температуре -40 или -20°C на рис. 136 может привести к такому же ложному выводу об отсутствии влияния величины зерна, как и сравнение их ударной вязкости при температуре $+80^{\circ}\text{C}$.

Влияние разных факторов на положение критической температуры определяется их влиянием на сопротивление отрыву и изменение предела текучести с температурой. Из схемы рис. 129 следует, что более крутое повышение предела текучести при одинаковом сопротивлении отрыву (σ_{st} , σ_s) или понижение сопротивления отрыву при том же значении предела текучести (S_t вместо S'_t) должно приводить к повышению критической температуры хрупкости. В качестве примера возьмем такой фактор, как величина зерна. Мы уже видели (см. рис. 132), что крупнозернистая сталь характеризуется пониженным значением хрупкой прочности σ_{t_1} против σ_{t_2} у мелкозернистой стали.

тогда как сопротивление срезу от величины зерна не зависит. Поэтому крупнозернистая сталь, согласно схеме рис. 136, а [242], должна иметь более высокую критическую температуру хрупкости T_{K_1} , чем мелкозернистая T_{K_2} , что и наблюдается в действительности, как видно из рис. 136, б [625].

Однако схема, приведенная на рис. 129, справедлива только для заданного соотношения между величиной касательных и нормальных напряжений, т. е. для заданного вида напряженного состояния. Поэтому крупнозернистая сталь может обладать повышенной хладноломкостью при одном напряженном состоянии и нормальной или даже повышенной пластичностью при другом напряженном состоянии.

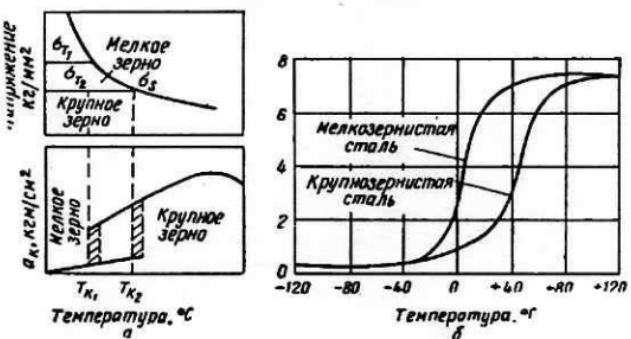


Рис. 136. Критическая температура хрупкости у крупнозернистой и мелкозернистой стали:

а — схема; б — по экспериментальным данным

Н. Н. Давиденков экспериментально показал [189], что выявляемая сериальными кривыми хладноломкость стали — не следствие влияния надреза, а физическое свойство самой стали. Иллюстрацией может служить высокопрочная закаленная и низкоотпущененная (см. стр. 298) сталь, у которой обычно чувствительность к надрезу больше, а критическая температура ниже, чем у высокоотпущененной стали средней прочности. Эти характеристики, следовательно, разные.

Чувствительность к надрезу определяется на образцах, снабженных различными концентраторами напряжений: образцах Шнадта, надрезанных образцах, испытываемых растяжением без перекоса или с перекосом, образцах, испытываемых на раздижение, и др. Наибольшее распространение для этой цели получило испытание ударным или статическим изгибом надрезанных образцов.

При испытании ударным изгибом определяется полная работа разрушения (ударная вязкость). Это — недостаток метода, так как величина ударной вязкости зависит и от пластичности и от прочности стали, а последняя не характеризует склонности к хрупкому разрушению. С другой стороны, надрез — не только концентратор напряжений, но и создает объемное напряженное состояние. Испытания трубчатых образцов осевым растяжением с одновременным приложением внутреннего давления при значениях отношения тангенциальных напряжений к осевым от 0 до ∞ показало [972], что уже небольшое отступление от одноосности напряженного состояния сильно увеличивает вероятность хрупкого разрушения. Таким образом, применительно к сосудам высокого давления и аналогичным изделиям характеристика чувствительности

сти стали к объемному напряженному состоянию также имеет очень важное значение.

Ударная вязкость чувствительно реагирует на ряд физико-химических процессов, протекающих в граничном слое зерна стали. В качестве примера достаточно назвать процессы, вызывающие в стали явление отпускной хрупкости. Ударной вязкости в неменьшей степени, чем предельной пластичности, присуща анизотропность, вследствие чего ее величина сильно изменяется под влиянием всех факторов, обусловливающих анизотропность свойств стали. Наконец, ударная вязкость проявляет большую чувствительность к различным технологическим факторам, вследствие чего ее следует считать важной технологической характеристикой, показателем общего уровня качества стали. Метод статического изгиба надрезанного образца — в Советском Союзе образца типа Менаже — основан на работах А. М. Драгомирова и практически разработан позднее [202]. Основные характеристики получаются из записанной диаграммы усилие — прогиб, схематически показанной на рис. 137, где E_1 — работа деформации до P_{\max} ; E_2 — работа от P_{\max} до начала разрушения; E_3 — работа деформации после образования трещины. Главной характеристикой обычно служит выраженное в процентах отношение площадей кристаллической и волокнистой части излома, чему соответствует и определенное отношение h/P_{\max} . Записав такие диаграммы при различных пониженных температурах, берут в качестве критерия склонности стали к хрупкости температуру, при которой отношение h/P_{\max} превосходит определенную величину, например $h > \frac{1}{3} P_{\max}$. При более точных исследованиях можно также учитывать прогиб, соответствующий P_{\max} , и отношение P_b/P_{\max} . Такая характеристика особенно ценна применительно к свариваемым сталим. Принятый за рубежом [507] для этого испытания образец с острым надрезом показан на рис. 137, б. Критерием же хрупкого излома считается ширина (перпендикулярно к надрезу) волокнистой его части меньше 32 мм или отношение $P_b/P_{\max} = 0,7$.

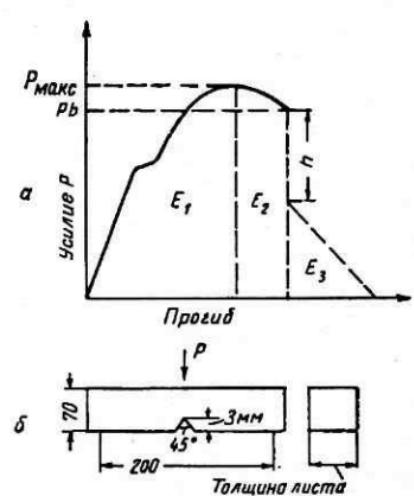


Рис. 137. Диаграмма усилие—прогиб при испытании статическим изгибом надрезанного образца

ных температурах, берут в качестве критерия склонности стали к хрупкости температуру, при которой отношение h/P_{\max} превосходит определенную величину, например $h > \frac{1}{3} P_{\max}$. При более точных исследованиях

можно также учитывать прогиб, соответствующий P_{\max} , и отношение P_b/P_{\max} . Такая характеристика особенно ценна применительно к свариваемым сталим. Принятый за рубежом [507] для этого испытания образец с острым надрезом показан на рис. 137, б. Критерием же хрупкого излома считается ширина (перпендикулярно к надрезу) волокнистой его части меньше 32 мм или отношение $P_b/P_{\max} = 0,7$.

Чувствительность к трещинам, вернее, сопротивление распространению трещины в последние годы все чаще используется как характеристика склонности стали к хрупкому разрушению, особенно применительно к высокопрочной стали. Такая тенденция, выражющаяся, в частности, и в стремлении к увеличению остроты надреза, вполне оправдывается тем, что в изделиях почти всегда могут быть трещины либо технологического, либо служебного, либо иного происхождения. Кроме того, сам процесс разрушения не только хрупких, но и пластичных материалов, происходит путем зарождения и развития трещин. Это подтверждает и установленная в последние годы временная зависимость прочности у самых разнообразных материалов — ме-

таллических и неметаллических — при разных температурах [см. 510, 511, 196, 726]. Из рис. 138 [510] видно, что разрушающее напряжение уменьшается с увеличением длительности действия нагрузки, а время до разрушения или живучесть (долговечность) материала с увеличением напряжения падает, причем зависимость между ними на полулогарифмической диаграмме рис. 138 удовлетворительно изображается прямой линией, имеющей разный угол наклона для различных материалов. Эти данные, имеющие, по-видимому, характер общей закономерности, позволяют считать, что процесс разрушения протекает пу-

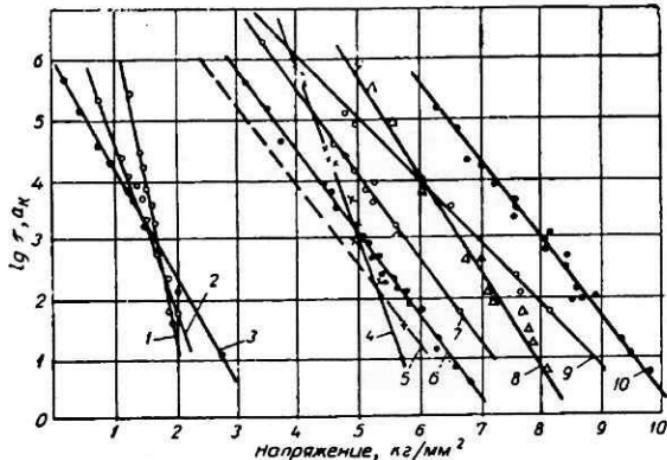


Рис. 138. Зависимость долговечности (живучести) от напряжения для различных материалов:

- 1 — резина без сажи (Вина S); 2 — поливинилхлорид (пластикат);
- 3 — резина без сажи (Вина N); 4 — алюминиевая фольга; 5 — органическое стекло (полиметилметакрилат); 6 — полистирол;
- 7 — целлофан; 8 — целлюloid; 9 — акрилцеллюлоза; 10 — нитроцеллюлоза

тем постепенного локального разрыва межатомных связей. Об этом до некоторой степени свидетельствуют [510] статистическое распределение значений долговечности или живучести и необратимость процесса. Последняя заключается в том, что суммарная живучесть практически не меняется в случае промежуточного разгружения и длительного «отдыха» образцов. В ряде работ [512] и др. было показано, что микроскопические трещины зарождаются задолго до макроскопического разрушения и ориентированы по плоскостям скольжения перпендикулярно к направлению действия растягивающих напряжений, а к началу образования шейки в следах скольжения обнаруживается уже большое количество таких трещин. Имеются также основания считать, что уже начальная пластическая деформация в виде первых сдвигов приводит к нарушению сплошности материала и по существу является началом разрушения.

Таким образом, сопротивление распространению трещины в большей степени, чем все другие упомянутые выше характеристики, определяет вероятность хрупкого разрушения. Было показано [968], что переход от образцов с надрезами к образцам с трещинами может изменить даже порядок расположения оцениваемых материалов, и рекомендуется поэтому шире использовать эту характеристику наряду с другими

для оценки стали. Наиболее чувствительна к трещинам высокопрочная сталь, вследствие чего эта характеристика для нее наиболее важна.

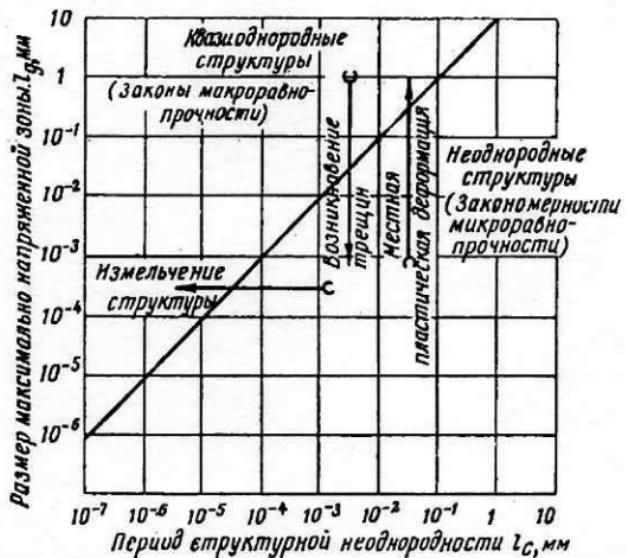


Рис. 139. Диаграмма относительной структурной неоднородности

	l_d	l_c
10	Нормальный образец для испытания	Железобетон
1	Микрообразец. Зона при ударном испытании, зона при черновом резании, зона начала усталостного разрушения крупных деталей	Крупный графит в чугунах (№ 1)
10^{-1}	Зона при чистовом резании, зона начала усталостного разрушения образцов	Крупное зерно в сталях
10^{-2}	Зона при кавитации	Мелкий графит в чугунах (№ 8), мелкое зерно в стали
10^{-3}		Толщина пластинок мартенсита
10^{-4}	Зона вблизи вершины трещины	Крупные выделения в дюралюминии и подобных сплавах
10^{-5}		Мелкие выделения в дюралюминии и подобных сплавах
10^{-6}		Карбиды в низкоотпущененной стали (в мартенсите), начало сфероидизации карбидов

К настоящему времени изучена и изучается кинетика роста трещин в стали и влияние на нее разных факторов [см. 973] и предложены разные методы оценки чувствительности стали к трещинам и способы получения трещин, изучено влияние многих факторов на эту характе-