

М. Л. БЕРНШТЕЙН

УСПЕХИ
СОВРЕМЕННОГО
МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

ПРОЧНОСТЬ
СТАЛИ

Серия под общей редакцией
М. Л. БЕРНШТЕЙНА, И. И. НОВИКОВА



Москва
«МЕТАЛЛУРГИЯ»
1974

УДК 669.14.018 : 539.4
Прочность стали. Серия «Успехи современного металловедения».
Бернштейн М. Л. М., «Металлургия», 1974, 200 с.

Использование сталей с повышенной и высокой прочностью дает значительный экономический эффект. Создание высокопрочной стали — наиболее распространенного конструкционного материала — возможно при условии комбинированного воздействия на ее строение внешних силовых полей и внутренних превращений. В книге приведены основные физические представления о сопротивлении металлов пластической деформации и разрушению, освещены вопросы влияния структуры на прочность стали и проведена оценка комбинированного воздействия деформации и превращений с использованием основных критериев конструктивной прочности стали. Книга рассчитана на работников научно-исследовательских институтов и заводских лабораторий, специализирующихся в области физики металлов и металловедения. Может оказаться полезной студентам и аспирантам вузов соответствующих специальностей. Ил. 108. Табл. 8. Список лит.: 155 назв.

ОТ ИЗДАТЕЛЬСТВА

В последние годы в СССР получены ценные научные результаты в области исследования строения и свойств металлических сплавов, физической природы фазовых и структурных превращений в них. Улучшены многие эксплуатационные свойства сплавов и расширены области применения их в технике.

В серии «Успехи современного металловедения», подготовленной известными учеными нашей страны, освещаются достижения отечественной науки о металлах и обобщаются важнейшие данные по наиболее актуальным вопросам металловедения.

© Издательство «Металлургия», 1974

Б $\frac{31101-219}{040(01)-74}$ 115-74

ПРЕДИСЛОВИЕ

Основным конструкционным материалом в машиностроении являются металлические сплавы, наиболее ценным свойством которых является способность претерпевать большую деформацию без разрушения. Доля производства их в общем балансе составляет около 95%, и тенденция развития в ближайшие несколько десятилетий свидетельствует о том, что производство неметаллических материалов не превысит 7—10%.

В связи с развитием специальных отраслей машиностроения, для которых характерно применение сложных конструкций, высоких напряжений и скоростей, комбинированных схем нагружения при соблюдении высокой удельной прочности, встала задача создания высокопрочного структурного состояния металлических сплавов. В частности, для стали—это главным образом структура (во всем объеме) мартенсита отпуска, т. е. состояние, в котором 10—15 лет назад машиностроительные (конструкционные) стали почти не использовались и которое считалось характерным только для инструментальных сталей.

Важной особенностью стали в высокопрочном состоянии, полученном в результате обычной термической обработки—закалки и отпуска с сохранением мартенситной структуры—является повышенная склонность к хрупкому разрушению. Это определяет пониженную конструктивную прочность, недостаточную надежность работы в сложных условиях эксплуатации и накладывает определенное ограничение при использовании высокопрочных сталей на практике. Иногда приходилось поступиться высокими «абсолютными значениями» прочности, характерными для этого структурного состояния, и ограничиться невысокими ее значениями (получаемыми после высокого отпуска) для предотвращения возможного неожиданного хрупкого разрушения. Однако все ужесточающиеся условия службы объектов новой техники настойчиво требовали, чтобы металловеды и конструкторы все же вернулись к высокопрочным сталям. При этом следовало решить сложную задачу: при высоких показателях сопротивления пластической деформации обеспечить и высокое сопротивление разрушению, особенно хрупкому (вернее, квазихрупкому) характерному, в частности, для сталей с мартенситной структурой.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	7
Глава I. Высокопрочное состояние стали	11
Сопротивление пластической деформации и разрушению	11
Методы создания высокопрочного состояния стали	34
Глава II. Влияние структуры термически обработанных металлов и сплавов на их сопротивление деформации и разрушению	44
Влияние типа решетки и структуры на характер деформации и разрушения	44
Влияние старения на сопротивление хрупкому разрушению	64
Роль вредных примесей и включений	76
Анизотропия вязкости разрушения. Слоистые материалы	86
Отпуск под напряжением	96
Изыскание оптимального легирования стали	99
Глава III. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на сопротивление высокопрочной стали деформации и разрушению	106
О механизме упрочнения стали в результате термомеханической обработки	109
Влияние условий проведения (параметров) ВТМО на структуру и свойства стали	153
Применение термомеханической обработки в заводских условиях	189
Список литературы	193

Для определения возможности использования в реальных конструкциях металлических сплавов, находящихся в высокопрочном состоянии, применение традиционных стандартных методов оценки механических свойств (особенно если число этих методов ограничено) оказалось недостаточным.

Логичным следствием создавшейся ситуации явилась разработка новых критериев оценки работоспособности высокопрочной стали, которые могли бы прямо и наиболее объективно оценить сопротивление разрушению в наиболее жестких условиях нагружения и которые реализуются в случае плоской деформации. Определение (по соответствующей методике) новых критериев, получивших название параметров вязкости разрушения, позволило существенно расширить наши представления о возможности надежного применения металлических сплавов, находящихся в высокопрочном состоянии. В основе методик, использующих положения механики разрушения, лежат статические или динамические испытания образцов с острыми трещинами, в вершине которых, при соответствующих размерах образца (большое накопление упругой энергии), создаются условия, близкие к плоскодеформированному состоянию. Испытание образцов с трещинами обосновано еще и тем, что в промышленно используемых металлах и сплавах всегда имеются металлургические дефекты, которые либо непосредственно представляют собой трещины, либо так же как они, влияют на процесс разрушения в реальных условиях эксплуатации (например, неметаллические включения). Кроме того, при эксплуатации в условиях стесненного развития пластической деформации могут образовываться (и образуются) микронесплошности и трещины, которые резко меняют поведение материала под нагрузкой.

Методы, которые позволяют определить параметры вязкости разрушения, занимают все большее место в металловедении высокопрочных сталей наряду с уже давно существующими методиками оценки статической и динамической прочности по данным традиционных испытаний на растяжение, усталость, ударную вязкость при различных температурах. Однако следует помнить, что если параметры вязкости разрушения являются (при выборе надежной методики испытания) константами материала, то определяемые при традиционных испыта-

ниях величины сопротивления разрушению в большей степени зависят от размеров и формы конкретного лабораторного образца.

Вместе с тем возникшее в последнее время мнение о том, что существующие (традиционные) методы определения механических свойств в случае высокопрочных сталей должны быть заменены испытаниями образцов с трещинами, так же неправильно, как и взгляды прошлых лет в соответствии с которыми традиционные методы испытания механических свойств должны использоваться для характеристики механического поведения стали, находящейся в высокопрочном состоянии. Только комплексный подход к этой сложной проблеме — оценке работоспособности высокопрочной стали в многообразных условиях эксплуатации — может способствовать решению задачи о прогнозировании поведения материалов, повышения надежности и долговечности их при работе в машинах и механизмах сегодняшнего дня. Причем необходимо, чтобы при выборе комплекса методов оценки механических свойств учитывался вид и характер нагружения, использующийся при эксплуатации конкретных изделий.

Чем сложнее задача (а оценка работоспособности стали, находящейся в высокопрочном состоянии, относится к одной из сложнейших), тем шире должен быть арсенал используемых при решении этой задачи методов.

Таким образом, когда в современной технике говорят о повышении прочности, то под этим понимают в широком смысле повышение сопротивления деформации и разрушению при различных напряженных состояниях и схемах нагружения (статической, динамической), т. е. в таких условиях, при которых может произойти образование и (или) рост хрупкой трещины, вызывающей преждевременное разрушение. Тогда само собой разумеется, что необходимым условием для реализации высокой прочности является обеспечение определенного запаса пластичности и вязкости, т. е. характеристики пластичности и вязкости являются как бы составными элементами прочности при действительно физической трактовке этого термина. Необходимо проводить сравнение эффективности различных упрочняющих обработок не по приросту предела прочности (текучести), а по комплексу механических свойств, включающему сопро-

тивление малым и большим пластическим деформациям, пластичность и вязкость при различных температурах, сопротивление разрушению при наличии трещин.

Теория и практика создания высокопрочных металлических сплавов свидетельствует о перспективности использования комбинированных способов воздействия на процессы структурообразования, а отсюда — и на свойства этих материалов. В прогнозах на 1990—2000 гг. специалистов разных стран указывается, что в основе производства больших масс промышленно используемых высокопрочных металлических материалов будут лежать совмещение процессов пластической деформации с фазовыми превращениями. Эти соображения определили, в частности, и характер изложения основного материала этой монографии. Вслед за сводкой основных данных о влиянии структуры стали на сопротивление деформации и разрушению будут приведены сведения о влиянии традиционных способов упрочняющей термической обработки в сопоставлении с данными о влиянии различных режимов термомеханической обработки.

Ограниченный объем книги определил необходимость рассмотрения главным образом лишь материалов периодической печати. Издательство «Металлургия» в последнее время выпустило ряд книг, посвященных прочности стали, методике ее оценки, влиянию способа производства (чистоты по примесям); к ним мы и рекомендуем обратиться, считая нецелесообразным дублирование материала.

По тем же причинам — ограниченный объем монографии — в ней приведено лишь краткое изложение результатов опробования и применения термомеханической обработки в условиях металлургических заводов. Применение ВТМО на сталях 38ХС, 40С2Х, 60С2Х, 60С2Ф, 60С2, 55ХГР, 30ХГСА и др. для изделий различного, в том числе и ответственного, назначения показало, что термомеханическое упрочнение резко повышает работоспособность узлов и деталей в разных областях машиностроения.

Автор выражает большую признательность канд. техн. наук Светлане Николаевне Платовой за помощь при подготовке рукописи к изданию. Глубокую благодарность автор приносит докт. техн. наук проф. Вере Семеновне Ивановой и докт. техн. наук проф. Илье Израэловичу Новикову за ценные советы, высказанные при рецензировании и редактировании книги.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ

Рациональность того или иного метода повышения сопротивления пластической деформации и разрушению можно установить лишь после того, как достигнуто понимание физических основ этих процессов.

Большинство наиболее важных свойств металлических сплавов определяется их структурой; под этим термином, кроме обычной микроструктуры, понимаются также тонкие изменения во внутризеренном и дислокационном строении. Малейшие, внешне незначительные, изменения в тонком строении приводят к столь резкому изменению свойств, что их численные характеристики разнятся иногда на несколько порядков.

Одним из важнейших структурно чувствительных свойств современных металлических сплавов являются механические свойства, характеризующие сопротивление пластической деформации и разрушению в условиях разнообразного характера нагружения.

В настоящее время имеются более достоверные, чем 15—20 лет назад, сведения о физической природе процессов пластической деформации и разрушения. Это связано в первую очередь с достижениями такого быстро развивающегося раздела физики твердого тела, как теория несовершенств, и в первую очередь теория дислокаций.

Согласно ясно сформулированным и экспериментально подтвержденным дислокационным представлениям, следует, что деформация определяется движением дислокаций, а повышения сопротивления деформации можно, соответственно, добиться всякий раз, когда в результате воздействия на структуру металла способные к движению дислокации будут в той или иной мере заторможены.

Основные механизмы торможения дислокаций в металлических сплавах:

а) образование скоплений (сегрегаций) атомов легирующих элементов (или вакансий) вокруг дислокаций в твердых растворах;

б) повышение плотности дислокаций, приводящее к усилению взаимодействия движущихся дислокаций между собой, когда поле напряжения вокруг одних дислокаций мешает перемещению других;

в) образование барьеров для движущихся дислокаций в виде поверхностей раздела (различного типа границ) в кристаллах или частиц второй упрочняющей фазы—т. е. создание внутри сплава объемов с различной кристаллографией скопления дислокаций;

г) создание упорядоченных (по составу или по кристаллографическим ориентировкам) атомных построений; при движении через эти построения дислокации необходимо затратить часть своей энергии на совершение процессов разупорядочение—упорядочение, что приводит к ее торможению.

Казалось бы, обладая столь широким арсеналом средств торможения дислокаций, можно добиться создания такого структурного состояния в металлических сплавах, при котором подвижность дислокаций при самых высоких нагрузках будет резко снижена, а сопротивление пластической деформации, соответственно, существенно повышено. Однако, как уже указывалось выше, инженерное понимание упрочнения конструкционного материала означает не только возможность повышения внешних нагрузок без получения заметной макропластической деформации в данном элементе или детали, но и отсутствие при заданных условиях эксплуатации, характеризующихся разнообразием напряженных схем и температурно-скоростных параметров нагружения, внезапного (преждевременного) разрушения. Последнее наиболее вероятно в тех случаях, когда снижен общий запас пластичности и вязкости металлического сплава, когда затруднена релаксация неизбежно возникающих при нагружении пиковых напряжений путем передачи деформации в смежные микрообъемы.

Процесс пластической деформации, определяемый движением дислокаций, перемещающихся по определенным системам скольжения, является локальным по своей природе. В поликристаллическом металлическом сплаве, благодаря различной ориентации смежных объемов, этот процесс локализации еще больше усугубляется вследствие существенного опережения движения дислокаций в благоприятно ориентированном объеме по сравнению с неблагоприятно ориентированным. Затем

надо иметь в виду, что при наличии имеющихся в промышленно используемых сплавах металлургических дефектов (трещин, неметаллических включений), а в реальных деталях концентраторов напряжений (надрезов, резких переходов сечений и др.), способствующих созданию пиковых напряжений, локализация деформации в микро- и субмикрообъемах приобретает весьма опасный характер.

Локализация будет проявляться в том, что движущиеся преимущественно в определенных микро- и субмикрообъемах дислокации будут в них же заторможены, образуя у барьеров, пересекающих (ограничивающих) указанные объемы, скопления.

Опасность таких скоплений определяется тем, что они создают в металле области с весьма высокой концентрацией напряжений, достигающих теоретической прочности. В подобной ситуации возможна либо релаксация опасных пиковых напряжений путем «прорыва» барьера и эстафетной передачи дислокаций в смежный объем либо образование зародыша хрупкой трещины (отрывом), что также связано с релаксацией опасных пиковых напряжений, но путем ухода дислокаций в полость образующейся трещины.

Представим, что мы воспользовались имеющимися возможностями эффективного торможения дислокаций и создали в объеме конкретного металлического сплава мощные непроницаемые барьеры. У таких барьеров в условиях сильной локализации деформации возникнут опасные пиковые напряжения. Непроницаемость барьеров и их неблагоприятное распределение, характерное для так называемого «переупрочненного» состояния сплава, приведет к резкому снижению подвижности дислокаций во всем объеме сплава. При этом катастрофически упадет запас пластичности и вязкости, а опасность возникновения хрупких трещин и разрушения резко возрастет.

Так как инженерное понятие прочности включает в себя и сопротивление деформации и сопротивление разрушению, то сложность проблемы создания высокопрочных материалов проявляется, в частности, в следующем. Стремясь создать эффективные препятствия (барьеры), тормозящие движущиеся дислокации, необходимо одновременно предусмотреть либо очень частое их распределение в объеме (чтобы между ними не могли разместиться

ться опасные скопления дислокаций), либо возможность определенной подвижности скапливающихся у этих барьеров дислокаций, создающей условия для релаксации опасных пиковых напряжений. Иными словами, необходимо обращать внимание не только на то, чтобы такие барьеры были созданы, но и на характер барьеров, следует сделать их полупроницаемыми, не допустить состояния «переупрочнения». Структура высокопрочного металлического сплава должна определять как торможение движущихся дислокаций барьерами (повышение сопротивления деформации), так и возможность при возникновении опасных пиковых напряжений у барьеров—их прорыв, релаксацию напряжений путем передачи деформации в смежные объемы (высокие значения пластичности и вязкости разрушения). Как убедительно показано исследованиями последних лет, такая структура в металлических сплавах, находящихся в высокопрочном состоянии, создается лишь при использовании комбинированных способов обработки.

Таким образом, сводить упрочнение конструкционного материала только к торможению дислокаций было бы неправильно из-за невозможности реализации высоких, «рекордных» значений прочности вследствие повышения склонности к хрупкому разрушению.

* *
*

Итак, основными явлениями, определяющими механическое поведение материалов, являются их деформация и разрушение под действием приложенных сил [1]. Большие успехи в создании теории прочности достигнуты в последние 10—15 лет, когда появились возможности сочетать изучение явлений на атомном уровне с методами механики сплошных сред, причем к теории дислокаций, как указывают Макклиток и Аргон, «приходится обращаться всякий раз при рассмотрении множества элементов, взаимодействие которых макроскопически выглядит просто, а на атомном уровне оказывается чрезвычайно сложным»¹.

¹ Трудности теории становятся очевидными, если представить себе, что в 1 см³ деформированного металла находится 1 млн. км дислокаций. Но так как они существуют, да еще в таком количестве, то нельзя игнорировать не только их существование, но и поведение под нагрузкой, в частности при развитии процессов разрушения.

Все виды разрушения принято делить на хрупкие и вязкие.

Хрупкое разрушение (в строгом понятии этого явления) присуще некристаллическим стеклообразным телам; применительно к ним считают, что хрупкое разрушение «почти не сопровождается неупругой деформацией» [1]. Макроскопическое (действительное) разрушающее напряжение оказывается значительно меньше расчетных значений теоретического разрушающего напряжения. Причиной этого, как было установлено, являются имеющиеся в хрупких телах дефекты, главным образом острые трещины, в устье которых возникает столь высокая концентрация напряжений, что может быть превышена величина когезивной прочности.

Гриффитс, который впервые установил (в 1920—1921 гг.) основные условия протекания хрупкого разрушения применительно к стеклам, рассмотрел в своих расчетах случай, когда ослабляющие трещины в сечении являются эллиптическими (для таких трещин была рассчитана в механике концентрация напряжений), длиной 2 с и радиусом кривизны контура сечения трещины у ее вершины ρ. Если такая трещина существует в тонкой пластине, подвергнутой растяжению, то возникающая концентрация напряжений характеризуется максимальным напряжением:

$$\sigma_m = 2\sigma \sqrt{\frac{c}{\rho}},$$

где σ — растягивающее напряжение.

При возрастании σ величина σ_m может достичь критического разрушающего напряжения и трещина начнет лавинообразно распространяться за счет высвобождения накопленной энергии упругой деформации. Однако, для составления баланса энергии всей системы нужно учесть, что для образования новых поверхностей разрушения при распространении трещины требуется некоторая энергия.

Энергия упругой деформации для случая тонкой пластины (плоское напряженное состояние) на единицу толщины пластины $U_E = \frac{\pi c^3 \sigma^2}{E}$ (минус означает, что эта энергия высвобождается в процессе разрушения).

Поверхностная энергия на единицу площади обозначается через γ_s ; энергия одной поверхности трещины

равна $2c\gamma_s$. Так как появление (или распространение) трещины порождает две новые поверхности, то полная энергия вновь образующихся поверхностей

$$U_s = 4c\gamma_s.$$

При условии равновесия изменение энергии системы должно быть равно нулю:

$$\frac{dU}{dc} = \frac{d(U_E + U_s)}{dc} = \left(-\frac{2\pi c\sigma^2}{E} + 4\gamma_s \right) = 0,$$

откуда $\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi c}}$ (формула Гриффитса).

Гриффитс утверждал, что существующая трещина станет лавинообразно распространяться, если скорость освобождения энергии упругой деформации превзойдет прирост поверхностной энергии трещины.

Так как напряжение обратно пропорционально корню квадратному из длины трещины, то по мере распространения трещины необходимое напряжение уменьшается и распространение трещины является ускоряющимся самопроизвольным процессом.

Однако экспериментальную проверку теория Гриффитса выдерживает только для стеклообразных тел. Сам Гриффитс для проверки своей теории наносил трещины известной длины на большие тонкостенные стеклянные колбы и затем разрушал их под действием внутреннего давления. Как указывает Хоникомб [2], если в формулу Гриффитса подставить типичные для хрупких некристаллических тел значения σ , E и γ_s , то можно получить вероятный размер трещин; для стекла получаются значения порядка $2 \cdot 10^{-4}$ мм, которые весьма близки к размерам реально наблюдаемых трещин. Однако, если произвести аналогичный расчет, например, для цинка, который при низких температурах разрушается хрупко, то окажется, что длина трещины, необходимая для того, чтобы произошел скол, составляет несколько миллиметров. Очевидно, это неверно, так как в цинке не удастся обнаружить даже значительно меньшие трещины. Следовательно, в кристаллических телах должен существовать другой способ зарождения центров разрушения [2].

Отличительной особенностью таких кристаллических тел, как металлы, является пластичность, обусловленная наличием легко подвижных линейных дефектов — дисло-

каций. Известно, что хрупкое разрушение металлов, в классическом понимании этого явления, не происходит. Однако, даже если материал и пластичный, при некоторых условиях нагружения он может неожиданно разрушиться при номинальных напряжениях значительно ниже предела текучести — тогда говорят, что «конструкция разрушается хрупко в том смысле, что суммарная величина пластической деформации до разрушения мала».

Хрупкие разрушения развиваются с большой скоростью, носят катастрофический характер и причиняют огромный ущерб. Торговые суда в холодных водах разламывались на две части, находясь в гавани, мосты рушились, взрывались трубопроводы и газохранилища [1]. «Хрупкое разрушение стали затрагивало столь большой круг проблем и убытки от него были столь велики, что как во время войны, так и после нее было начато много исследований этой проблемы» [2].

Процесс разрушения может быть описан как результат зарождения и последующего роста трещины.

В настоящее время имеется много экспериментальных данных¹, подтверждающих, что и хрупкому разрушению в кристаллических телах на обоих этапах сопутствует пластическая деформация. Несмотря на то, что путь движения дислокаций может быть и весьма небольшим, взаимодействие дислокаций ответственно за образование зародышей трещин. Был предложен ряд возможных механизмов, некоторые из которых нашли непосредственное экспериментальное подтверждение; подробное описание дислокационных механизмов зарождения трещин см. в работах [3, 4].

Пластическая деформация, которая, как уже было отмечено выше, обязательно предшествует хрупкому разрушению металлов, сильно локализована в элементарных объемах, ее распространение (по изделию, образцу) весьма затруднено и ограничено узкой зоной вдоль пути трещины, а величина близка, в ряде случаев, к величине предельной упругой деформации. Поэтому в случае хрупкого разрушения важной характеристикой механического поведения является «абсолютный» предел, или «порог» упругости, определяющий начало необратимой пластической деформации [5]. Эта величина отвечает

¹ О них см. дальше, с. 20

такой точке в области весьма малых (порядка $10^{-1}\%$) пластических деформаций, где диаграмма имеет перелом в сторону увеличения пластической деформации.

Напряжение τ , возникающее в скоплениях дислокаций, может и не привести к образованию трещины, если это напряжение будет релаксировать при дальнейшем протекании пластической деформации (в смежном объеме, за скоплением). Аналогично этому, уже образовавшаяся трещина не сможет распространяться, если концентрация напряжений в устье трещины будет сниматься в результате протекания пластической деформации в объеме, примыкающем к трещине (впереди ее). Из этого следует, что образование и распространение хрупкой трещины возможны лишь в условиях, когда развитие пластической деформации будет затруднено и когда отчетливой механической характеристикой будет порог упругости.

Формула Гриффитса в ее первоначальном виде оказалась неприменимой для металлов, которые, как уже отмечалось, разрушаются с пластической деформацией. Экспериментально было показано, что энергия, затрачиваемая при хрупком разрушении металлов (с учетом неизбежной пластической деформации), на несколько порядков выше, чем поверхностная энергия. Орован предложил изменить формулу Гриффитса, введя в нее вместо удельной поверхностной энергии γ_s величину энергии $\gamma_{эфф}$, где $\gamma_{эфф} = \gamma_s + \gamma_p$, а γ_p — величина энергии пластической деформации:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_{эфф}}{\pi c}}$$

Иногда величину γ_s (которая обычно намного меньше γ_p) не учитывают и $\gamma_{эфф}$ приравнивают к γ_p . Однако величиной поверхностной энергии не следует пренебрегать, особенно для металлов, характеризующихся высокой энергией межатомных связей. Величина γ_s в некоторой степени определяет плоскости скола, по которым иногда (в монокристаллах) развивается хрупкое разрушение (это плоскости с минимальной поверхностной энергией).

Исследование плоскостей скола показало, что всегда имеются характерные ступеньки, объясняющиеся тем, что перед непрерывно распространяющейся главной трещиной образуется ряд отдельных трещин, которые объединяются в ходе разрушения. Это объединение связано с разрывом перемычек между трещинами и с значительной локальной пластической деформацией

Другие две причины образования ступенек: трещина проходит через винтовую дислокацию, вектор Бюргерса которой не лежит в плоскости распространения трещины (рис. 1), и трещина пересекает границу между двумя

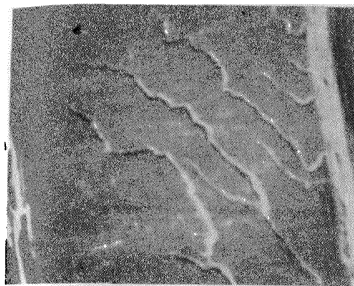


Рис. 1. Ручьистый узор на поверхности скола монокристалла цинка. Стереоскоп. Образец наклонен на 30° относительно нормального положения, $\times 750$ [7]



Рис. 2. Ступенчатый ручьистый узор на поверхности скола цинка. Линии идут вдоль плоскостей двойникования, $\times 115$

сильно разориентированными зернами (при этом образуются ступени больших размеров). В цинке возникают ступеньки, обусловленные изгибом «мостов», образованных двумя двойниками; скол внутри двойника дает типичный ступенчатый край (рис. 2). Пластическая деформация, которая может как предшествовать распространению трещины, так и следовать за ней, в последнем случае является следствием релаксации упругих напряжений, протекающей при распространении хрупкой трещины (показано Петчем [6]).

Исследования строения изломов, а также тонкие рентгеноструктурные исследования зон металла вблизи хрупкой трещины позволяют получить однозначные доказательства протекания пластической деформации в микрообъемах при хрупком разрушении металлов. Так Пилкингтон и Халл [90, с. 9—19] изучали распространение хрупкой трещины (инициированной искровым разрядом) при растяжении монокристаллов кремнистого железа (3,25% Si) в области температур от 4,2 до 330 К. Поверхность хрупкого разрушения до 210 К была плоской и совпадала с плоскостью скола (010), однако в изломах всегда были видны ручьистые линии (рис. 3,а),

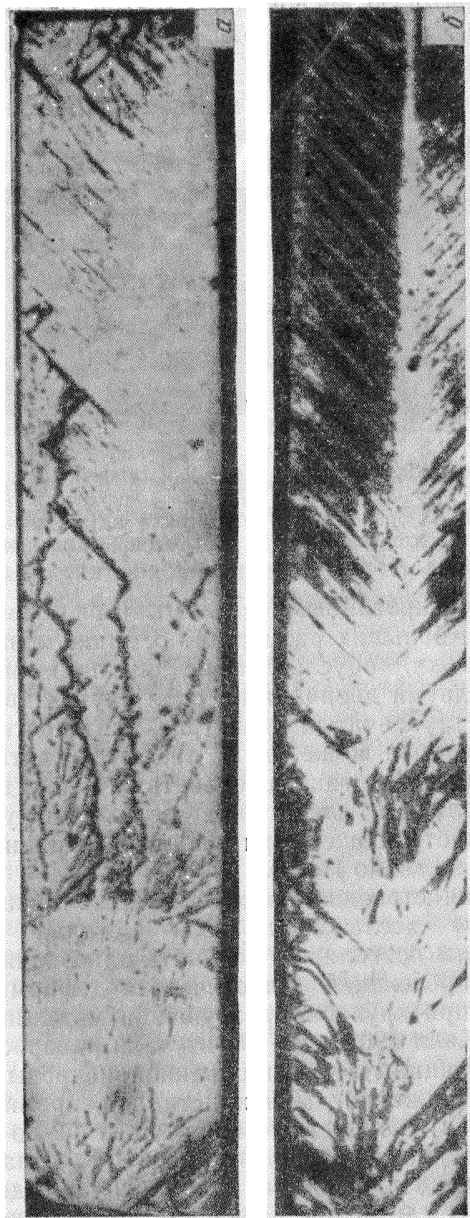


Рис. 3. Поверхности разрушения монокристаллов Fe + 3,25% Si, испытанных при 77 К, $\times 86$ (при воспроизведении $\times 9/10$):
 а — $c=0,42$ см; б — $c=0,045$ см

свидетельствующие об изменении направления хрупкой трещины и в монокристалле, а начиная с 77К наблюдались признаки деформации двойникованием (рис. 3, б). С повышением температуры в области хрупкого разрушения или при уменьшении длины зародышевой трещины плотность ручьев увеличивается и появляются шевроны правильной формы, обусловленные пластической деформацией. Только при температуре 4,2 К величина $\gamma_{эфф}$ в уравнении Гриффитса — Орована приближается к γ_s , достигая 2200 эрг/см², хотя в отдельных случаях она была уже около 4500 эрг/см². Определенная методом нулевой ползучести, поверхностная энергия в кремнистом железе составляет 2000 эрг/см². При 77 К, когда разрушение имело еще абсолютно хрупкий характер, $\gamma_{эфф}$ составляло уже 15000 эрг/см², а при 210 К, также в хрупкой области, энергия разрушения достигала 244 000 эрг/см², что свидетельствует о большом вкладе энергии пластической деформации в общую величину энергии разрушения.

Пью [90, с. 129—136] также показал на ряде примеров, что удельная энергия хрупкого разрушения кристаллических материалов (металлических и неметаллических) на несколько порядков выше поверхностной энергии как из-за того, что трещина не распространяется вдоль одной какой-то плоскости скола, характерной для монокристалла, так и из-за того, что большое количество энергии расходуется на пластическое течение у вершины трещины.

Фронт продвижения хрупкой трещины, как следует из дислокационного механизма хрупкого разрушения, по мере ее движения может временно приостанавливаться вследствие релаксации напряжений. Пластическая деформация, происходящая у вершины трещины, притупляет вершину и вводит винтовые дислокации в зону перед трещиной. Такой прерывистый характер распро-

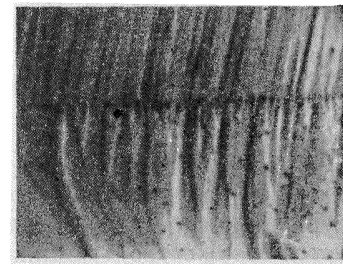


Рис. 4 Ручьиые следы в монокристалле цинка по обе стороны от линии, фиксирующей приостановку трещины на поверхности, по которой она распространялась, $\times 115$

странения хрупкой трещины фиксируется появлением линий на поверхности разрушения (рис. 4), перпендикулярных направлению распространения трещины.

Изучение поверхности разрушения нормализованных углеродистых сталей, используемых для изготовления сосудов, работающих под давлением (после ударных испытаний образцов Шарпи при температуре на 85 град ниже порога хладноломкости), с помощью сканирующего электронного микроскопа показывает, что типичные трещины скола эффективно тормозятся границей зерна (рис. 5).

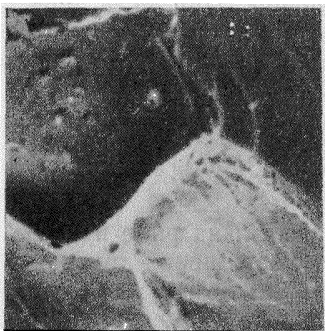


Рис. 5. Хрупкое разрушение стали для изготовления сосудов, работающих под давлением (100% скола в изломе). Трещина скола остановилась на границе зерна. Стереоскан, поверхность разрушения перпендикулярна лучу, $\times 750$



Рис. 6 Трещина скола (в той же стали, что на рис. 5) в нижнем субзерне, вызвавшая образование серии мелких трещин, разделенных большими ступеньками, в верхнем субзерне. Стереоскан, $\times 750$

В следующем зерне (субзерне) трещины зарождаются в определенных точках вдоль каждой границы (субграницы). Если угол разориентировки мал, то образуется множество трещин, разделенных большими ступеньками (рис. 6). Бóльшей частью угол разориентировки велик, и тогда в следующем зерне образуется одна магистральная трещина скола, которая пересекает зерно.

Интересные результаты были получены на образцах технически чистого железа, которые подвергали высокотемпературному охрупчивающему нагреву (1280°C , 4 ч) для выращивания крупных зерен (~ 2 мм). Разру-

шение проводили при -175°C с тем, чтобы обеспечить чисто хрупкий его характер [14]. На рис. 7 приведена микроструктура зоны у вершины трещины; развитие хрупкого разрушения, как это наглядно показано, связано с генерированием пластической деформации двой-

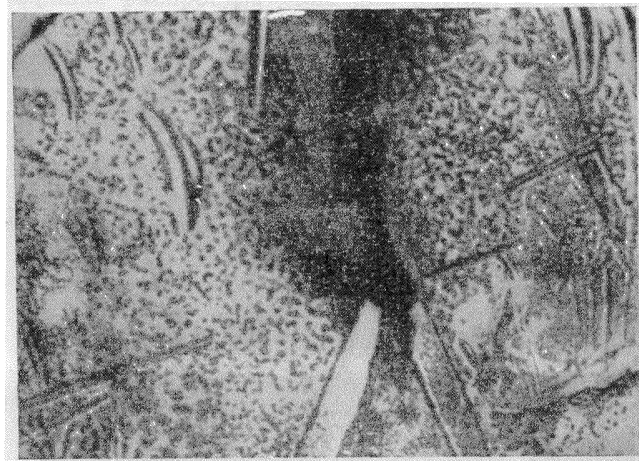


Рис. 7. Микротрещина, генерировавшая два двойника (в окрестности берегов трещины видны ямки травления). Техническое железо, $t_{исп} = -175^{\circ}\text{C}$, $\times 700$

никованием. Трещина скола, развивающаяся, как и следовало ожидать, по плоскости (010), генерирует у своей вершины двойники (211) [111]. Повышенная плотность ямок травления в этой зоне подтверждает наличие значительной пластической деформации при развитии хрупкой трещины, в вершине которой закон распределения деформации оказался ближе к идеально пластическому материалу, чем к идеально упругому.

Работа разрушения сколом (квазискол) оказывается наибольшей (т. е. велик вклад пластической деформации в хрупкое разрушение) именно в высокопрочных сталях. Работу разрушения можно частично оценить путем подсчета числа ступенек, измерения их высоты, анализа элементарных актов деформации и разрушения на ступеньках и по границам, а также оценки общей пластической деформации на поверхности разрушения, сопоставляя топографию противоположных по-

верхностей трещины. Для решения этих задач должны быть использованы методы стереоскопических проекций, которые дают наиболее наглядную картину развития пластической деформации при хрупком разрушении. В качестве примера могут служить фотографии на рис. 8,

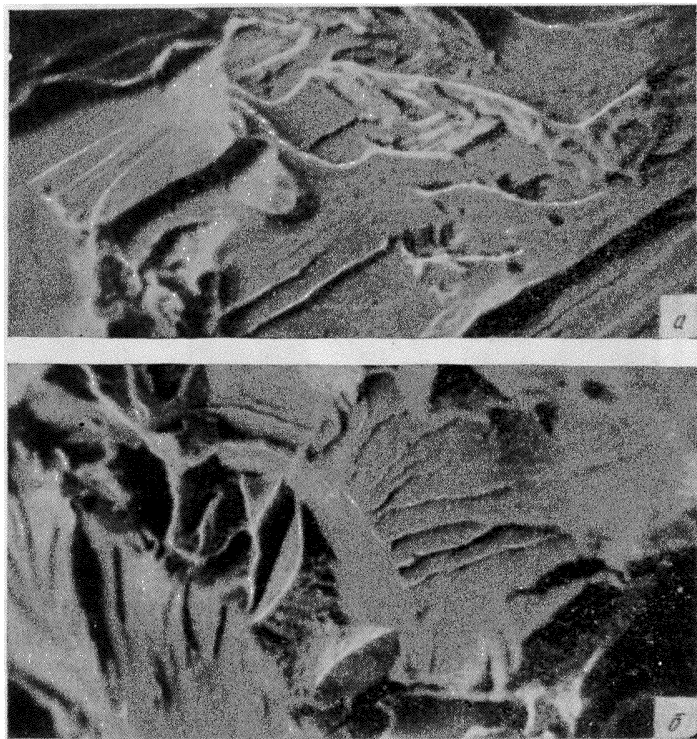


Рис. 8. Развитие хрупкого разрушения высокопрочной хромоникельмолибденовой стали:

a — вблизи инициированной трещины *b* — поверхность, по которой прошла быстрая хрупкая трещина ($\sigma_p < 0,3$ кгс·м/см²). Стереоскоп, X700

полученные при исследовании хрупкого разрушения высокопрочной хромоникельмолибденовой стали. В дальнейшем нами предполагается методы сканирования сочетать с методами, позволяющими произвести математическую обработку изображений, а также с методами определения состава моноатомных слоев на поверхно-

сти разрушения. Последнее может быть реализовано путем облучения электронами с низкой энергией с последующей записью спектра вторичного излучения или путем мгновенного наложения высокого потенциала на поверхность излома с целью испарения и ионизации поверхностных слоев.

Большое распространение для оценки сопротивления материала хрупкому разрушению получили методы ударных испытаний образцов с различными надрезами и, главное, имеющие предварительно созданную усталостную трещину. Естественно, что появляется ряд работ, в которых подвергаются изучению изменения структуры в зоне распространяющейся трещины, а также ряд особенностей самого процесса разрушения. При изучении процесса распространения трещины в указанных условиях было установлено, что имеется период постоянной скорости движения трещины, т. е. такие критерии разрушения, которые отвечают некоторой динамической стабильности. Эта последняя определяется оптимальной величиной критического напряжения, действующего на металл определенное критическое время.

Впереди распространяющейся трещины при ударных испытаниях образцов с предварительно созданной усталостной трещиной имеется, как и в случае усталостных испытаний, пластически деформированная зона. Протяженность этой зоны находится в хорошем соответствии с величиной K_{Ic} [70, 71]. Была сделана попытка рассмотреть природу пластически деформированной зоны с общих позиций кристаллографии пластической деформации. Исследованию [71] подвергали ударные образцы стали 4340 (типа 40XНМ), обработанной на высокопрочное состояние, имеющие надрезы двух типов — Шарпи и Менаже. В обоих случаях на образцы наносили усталостные трещины, подвергали их разрушению, а затем — специальному фрактографическому анализу. Было найдено, что в условиях нестабильности семейство следов (линий) скольжения, которые ортогонально пересекают плоскость деформации, не обязательно ортогонально плоскости напряжений. Сама трещина разветвляется, причем не только на стадии стабильного распространения (при вязком разрушении), но иногда и в случае хрупкого состояния (нестабильное распространение). Был сделан вывод, что протяженность пластически деформированной зоны у вершины движущейся трещины находится в

прямом соответствии (через логарифмическую зависимость) с протяженностью зоны стабильного роста трещины, предшествующего ее нестабильному распространению в конце процесса разрушения. Сам же процесс окончательного разрушения определяется интенсивной локализацией деформации в направлении распространяющейся трещины, которая, в свою очередь движется по плоскостям, приближающимся к типичному сколу. Наличие стабильного и нестабильного этапов распространения трещин, по-разному чередующихся между собой в зависимости от особенностей структуры металла и условий испытаний, является причиной ветвления трещин, наблюдающегося также и в хрупких высокопрочных сплавах [72]. Находят связь между явлением ветвления трещин в этих материалах и величиной $K_{\text{в}}$ — концентрацией упругих напряжений у вершины трещины. Измерение величины $K_{\text{в}}$ может быть использовано для определения такой важной характеристики высокопрочных материалов, как вязкость разрушения. Отсюда понятен интерес к экспериментальным исследованиям, связанным с ветвлением трещин в высокопрочных материалах [73]: результаты этих исследований дают полезную информацию об их сопротивлении динамическим нагрузкам, об их вязкости разрушения. Перераспределение напряжений у вершины быстро движущейся трещины приводит к равновероятному распространению трещины по двум плоскостям с одинаковым наклоном к плоскости по которой распространялась хрупкая трещина. Таким образом, процесс ветвления трещины определяется распространением некоторой «головной трещины», возникающей на очень малом расстоянии перед вершиной быстрой хрупкой трещины.

Ряд экспериментов свидетельствует о наличии в высокопрочных металлических сплавах смешанного разрушения: вязкого, предусматривающего образование и коалесценцию микропор, и хрупкого, распространяющегося сколом. В мартенсите, особенно после термомеханической обработки, разрушение, как правило, носит именно такой смешанный характер. Поэтому большое значение имеет изучение структурных изменений у вершины распространяющейся трещины в условиях полухрупкого разрушения. Получение достоверной информации оказывается возможным при разработке тонкой экспериментальной методики структурных исследований металла у

вершины (острия) трещины. Одна из таких методик предложена для ударных образцов с наведенной усталостной трещиной [74] и предусматривает тонкое препарирование неразрушенных (а иногда и разрушенных) образцов в состоянии, когда прошли обе стадии распространения трещины — путем коалесценции микропор и путем скола. Так как эти два механизма распространения трещины резко различны, то на препарированных поверхностях распространяющейся трещины четко различаются две зоны. В основе предлагаемой [74] методики лежит так называемое «двойное препарирование», сущность которого состоит в следующем. После того как трещина в данных условиях испытания распространилась путем коалесценции микропор, она приостанавливается. Затем неразрушенный образец поворачивается таким образом, что последующее распространение трещины происходит сколом, причем в связи с пересечением при таком сколе микропор оказывается возможным определить глубину их залегания в металле. Эта методика представляет большой интерес с точки зрения более детального исследования микропор, образующихся не только при вязком или смешанном, но, что особенно интересно, в некоторых случаях и при так называемом «хрупком» характере разрушения металлов. На рис. 9 приведена типичная фрактографическая картина поверхности излома обработанной на повышенную прочность стали 40ХНМ, разрушение которой, в связи с насыщением ее водородом, было хрупким. Разрушение в результате такого охрупчивания, как указано в работе [74], определяется, однако, ростом и коалесценцией микропор, образующихся в металле перед вершиной (острием) трещины. Такой же механизм хрупкого разрушения насыщенного водородом мартенсита путем коалесценции микропор был установлен в работе [60]. Известно, что даже в металлах с г. ц. к. решеткой можно наблюдать хрупкое разрушение при воздействии на них каких-либо поверхностно активных веществ (например, жидкой амальгамы), которые будут определять разрушение сколом. И в этом случае оказалось, что хрупкое разрушение (сколом) включает в себя коалесценцию микропор (рис. 10)

Образование микропор и их коалесценция у вершины трещины, определяющие ее медленное развитие, обычно связывалось с вязким разрушением. Развитие экспериментальной техники показало, что и в некоторых случаях

хрупкого разрушения у вершины опасной трещины возникают и объединяются микропоры. Если к тому же напомнить о наличии зоны пластической деформации у

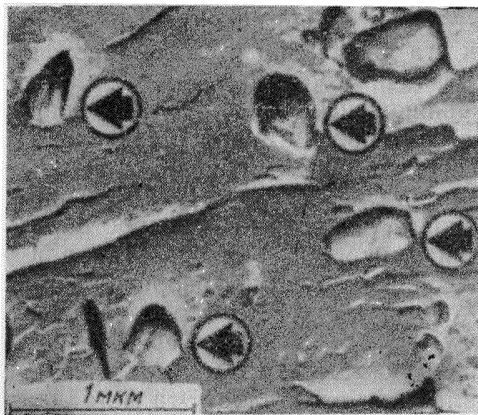


Рис. 9. Электронная фрактография с поверхности излома для стали типа 40ХНМ, претерпевшей хрупкое разрушение, обусловленное преднамеренным насыщением водородом; стрелками показаны микропоры, наблюдающиеся при хрупком разрушении

Рис. 10. Пора (см. стрелки), образовавшаяся у вершины (острия) распространяющейся трещины в алюминиевом сплаве, претерпевающем хрупкое разрушение под воздействием жидкой амальгамы



вершины как вязкой, так и хрупкой трещины, то становится ясным, что к данным фразтографического анализа металлов надо относиться с большой осторожностью. О ряде необычных особенностей, получаемых при фразтографическом анализе, сказано в работе [20].

Механизм распространения зародившейся трещины в условиях пластической деформации Орован [9] рассматривает как процесс взаимодействия дислокаций с вершиной трещины (миграция их к вершине). Возникающие при этом высокие растягивающие напряжения способствуют образованию скола, удлиняющего трещину. При многократном повторении этого процесса трещина может достигнуть величины, удовлетворяющей условию Гриффитса, после чего она начинает распространяться за счет высвобождения упругой энергии, либо она может быть остановлена ближайшей границей зерна и (или) затуплена вследствие протекания пластической деформации. В первом случае по мере удлинения трещины высвобождается все больше энергии и раскрытие трещины ускоряется. Фелбек и Орован указывают что одним из условий, характерных для хрупкого разрушения, является высокая скорость распространения трещины.

Как следует из работ Фриделя и Тетелмена [10, 11], в случае медленно развивающейся трещины создаются благоприятные условия для пластической релаксации, которая может осуществляться за счет активации близлежащих источников Франка — Рида, зарождения петель дислокаций у вершины трещины и, вероятнее всего, за счет поперечного скольжения. В результате этих процессов происходит релаксация пика напряжений у вершины трещины: трещина затупляется, делается более устойчивой. Фелбек и Орован указывают, что одним из вития такой трещины возможно лишь при приложении более высокого напряжения. Таким образом, существует какая-то критическая скорость, ниже которой трещина пластически притупляется и развитие ее останавливается. В случае быстроразвивающихся трещин ($V_{кр} > 10^{-3}V_0$, где V_0 — скорость распространения упругих волн) времени для полного протекания описанных выше процессов оказывается недостаточно. Соответственно, зона пластической деформации вблизи трещины значительно уже, релаксация напряжений в связи с этим затрудняется и становится возможным выполнение условия Гриффитса — Орована.

Одним из важных факторов, способствующих пластической релаксации, является плотность активных (мобильных) источников дислокаций. Блокировка дислокаций уменьшает эффективную энергию и облегчает движение трещины. Другим важным фактором является число

благоприятно ориентированных систем скольжения. Так accommodation деформации в тех местах, где полосы скольжения встречаются с границами, требует деформации по нескольким системам скольжения.

Эткинсон и Кей [12] предлагают сравнительно простую модель релаксации в вершине трещины. Пластическое течение в вершине трещины осуществляется единичными дислокациями с неизвестным вектором Бюргерса, выпускаемыми из вершины трещины вдоль каждого возможного (и реализуемого) направления скольжения. Величина вектора Бюргерса и расстояние каждой дислокации от вершины трещины определяется двумя условиями: 1) сингулярность напряжений в вершине трещины должна быть равна нулю; 2) общая сила, действующая на дислокацию в ее плоскости скольжения, также равна нулю, т. е. дислокации для ее движения необходимо лишь преодолеть сопротивление решетки (напряжение трения). Результаты расчета по этой модели оказались в хорошем соответствии с другими моделями, в которых принималось, что дислокации коллинеарны с трещиной, а также с экспериментально определенным перемещением вершины трещины при разрушении.

Дислокационный механизм хрупкого разрушения предусматривает предварительное перемещение дислокационных петель (сегментов), встречающихся на пути своего движения различного рода препятствия, существующие в реальных поликристаллических металлах. Очевидно, что в каждом данном материале существует набор дислокационных петель с различной энергией активации начала движения $U(\sigma)$, равно как и набор различных препятствий, одни из которых могут оказаться непроницаемыми для дислокаций (образование у них опасных скоплений), а другие — проницаемыми, перерезаемыми. Это различие в протекании процессов деформации и разрушения в разных микрообъемах реального тела особенно проявляется при изменении температуры испытания, так как при этом одновременно меняется и подвижность дислокаций и эффективность сдерживающих их препятствий. Соответственно меняется и величина поглощенной энергии, необходимой для роста трещины. Разный характер торможения трещины при изменении температуры обуславливает резкий переход от хрупкого разрушения к вязкому, когда подавляется разрушение «сколом».

Поэтому в реальных металлах и сплавах в различных условиях испытания, особенно температурных, характер разрушения может изменяться (от хрупкого к вязкому) или быть смешанным. Обработка данных серийных испытаний на ударную вязкость для определения критической температуры хрупкости показала, что в зоне рассеивания имеется распределение значений a_n около двух уровней — вязкого и хрупкого (так называемое бимодальное распределение). Такое распределение свидетельствует о сосуществовании при одной какой-либо температуре (в области рассеяния) двух видов разрушения — хрупкого и вязкого.

Вероятность хрупкого разрушения определяется вероятностью создания условий затруднения пластической деформации, или вероятностью сохранения блокировки дислокаций [13].

Чтобы освободить заблокированную дислокацию, надо преодолеть энергию активации $U(\sigma)$, величина которой зависит от напряжения σ , действующего на дислокацию. Вероятность освобождения дислокации в единицу времени определяется выражением

$$v \exp \left[\frac{-U(\sigma)}{kT} \right],$$

где v — постоянная с размерностью частоты.

Критическая температура хрупкости

$$T_{кр} = \frac{U(\sigma)}{k} \ln v t,$$

где σ — максимальное напряжение, под которым находится заблокированная дислокация в результате действия поля от скопления дислокаций;

t — продолжительность сохранения максимальной величины напряжения.

Зависимость критической температуры хрупкости $T_{кр}$ от скорости деформации V

$$\frac{1}{T_{кр}} = - \left(\frac{k}{U} \right) \ln V + C$$

определяет линейную связь между $1/T_{кр}$ и $\ln V$, что наблюдается экспериментально.

Аналогична зависимость $1/T_{кр}$ от объема D , в котором происходит элементарный акт пластической деформации

ции (для чистых отожженных металлов — от величины зерна).

$$\frac{1}{T_{кр}} = -\frac{7}{2} \left(\frac{k}{U}\right) \ln D + C.$$

В двух последних уравнениях C — постоянная, а U — энергия активации процесса разрушения.

Физический смысл приведенной в последнем уравнении зависимости критической температуры хрупкости от величины зерна (субзерна) определяется вероятностью пластического течения в каком-то объеме (зерне, субзерне), смежном с тем объемом (зерном, субзерном), в котором имеется скопление дислокаций. Отсюда вытекает, что величина D в этом последнем уравнении зависит от характера конкретной структуры; она определяется степенью локализации элементарных актов пластической деформации, предшествующих образованию опасных скоплений дислокаций. Поэтому для величины D принимают (в разных случаях) значения или поперечника зерна, или поперечника субзерна, или межпластиночное (межчастичное) расстояние, или длину полосы скольжения. Неопределенность D снижает ценность уравнения (равно, как и известного уравнения Петча).

При рассмотрении зависимости критической температуры хрупкости от напряженного состояния исходят из того факта, что возникновению трещин Гриффитса в металлах предшествует какая-то (весьма малая) пластическая деформация, причем образование трещин Гриффитса связано с касательными напряжениями, а их развитие — с нормальными напряжениями. Трехосное напряженное состояние, возникающее, например, при нанесении на образец определенного острого надреза, приводит к увеличению отношения нормального напряжения к касательному и, следовательно, к повышению критической температуры хрупкости. Смысл этого явления определяется тем, что длина трещины Гриффитса c , как уже указывалось (см. с. 16), обратно пропорциональна величине нормального напряжения σ . Ясно, что длина трещины Гриффитса в условиях трехосного напряженного состояния, в частности трехосного растяжения, вследствие повышенного нормального напряжения значительно меньше, чем в условиях одноосного напряженного состояния. Это означает, что если в условиях одноосного напряженного состояния рост трещины при дан-

ной температуре останавливается вследствие протекания пластической деформации (под действием касательных напряжений) и трещина не может достигнуть критических размеров, необходимых для реализации хрупкого разрушения, то в условиях трехосного напряженного состояния достижение трещиной длины трещины Гриффитса вследствие меньшей длины последней при той же температуре облегчено, что и приводит к хрупкому разрушению.

Наблюдаются различия в начальных стадиях пластической деформации, особенно связанных с площадкой или зубом текучести, при температурах выше или ниже критической температуры хрупкости. В первом случае (рис. 11, I) «резкое течение» на участке AB определяется релаксацией напряжений около скопления дислокаций, связанной с пластической деформацией в прилегающих объемах, в результате чего происходит общее течение материала. Во втором случае хрупкое разрушение наступает уже во время текучести (рис. 11, II). Это происходит в связи с тем, что при низких температурах сильно возрастают напряжения, необходимые как для движения дислокаций в данном объеме, так и для начала пластического течения в смежном объеме. В результате, перед скоплениями дислокаций возникают весьма высокие локальные напряжения, могущие превысить теоретическую прочность и вызвать образование трещины.

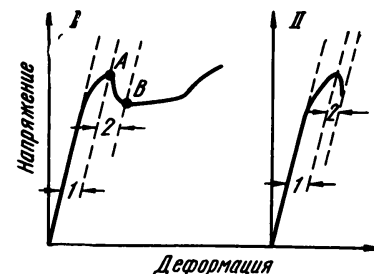


Рис. 11. Кривые растяжения металлов с зубом текучести при температуре выше (I) и ниже (II) критической температуры хрупкости:

1 — образование скоплений дислокаций около препятствий; 2 — стадия резкого течения

МЕТОДЫ СОЗДАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ

Задолго до развития дислокационных представлений о механизме сопротивления пластической деформации, в связи с запросами развивающейся промышленности были разработаны различные технические средства повышения механических свойств металлических сплавов и, в частности, такие методы термической обработки, как

закалка на мартенсит; изотермическая обработка (превращение в промежуточной области); дисперсионное твердение; патентирование. Возможно, что первый опыт использования этих методов был несколько случайным, в том смысле, что природа процессов, определяющих получаемое изменение свойств, длительное время оставалась неизученной. Но несмотря на то, что эмпирические поиски опережали научные изыскания и теория следовала за практикой (как во многих других технических науках), все эти методы создания высокого комплекса механических свойств имели и имеют решающее значение для рационального применения металлических сплавов.

Сейчас представляет интерес бросить ретроспективный взгляд — как во всех этих давно известных упрочняющих обработках произвольно (как бы стихийно) нашли отражение, вернее использование, сформулированные в последнее время в теории дислокаций механизмы, определяющие повышение сопротивления пластической деформации.

При осуществлении закалки на мартенсит (и соответствующего отпуска), являющейся одним из наиболее распространенных средств повышения механических свойств стали, реализуют все рассматриваемые в дислокационной теории эффективные механизмы упрочнения: и скопления атомов примесей (особенно внедренного углерода) вокруг дислокаций; и резкое повышение плотности дислокаций в результате фазового наклепа при превращении; и образование весьма дисперсных, когерентно связанных с матрицей карбидных частиц после низкого отпуска; и создание в одном бывшем аустенитном зерне множества мартенситных кристаллов, разделенных новыми поверхностями раздела; и наличие двойникового строения мартенситных пластин, т. е. своеобразного кристаллографического упорядочения.

Высокий комплекс механических свойств, получаемый в результате изотермического превращения в промежуточной области, в свете современных представлений определяется созданием оптимальной концентрации и структурной неоднородности строения, обусловленной самим механизмом диффузионно-бездиффузионного чередования процессов в бейнитной области. При этой обработке используются такие возможности эффективного торможения дислокаций, как создание повышенной их плотности в результате фазового наклепа, образова-

ние дисперсных, тонко распределенных частиц второй (упрочняющей) фазы и, наконец, собственно концентрационные сегрегации в малых объемах сплава, закрепляющие структурные несовершенства. Перспективным для получения еще более высоких механических свойств сплавов в результате изотермического превращения является их рациональное легирование, которое должно определить оптимальное сочетание структурных и концентрационных неоднородностей, обеспечивающих эффективное торможение дислокаций.

Металлофизическая теория дисперсионного твердения базируется на принципах создания в объеме сплава такого расположения полей искажений вокруг образований второй фазы, при котором любая движущаяся дислокация встречала бы эти поля искажений на своем пути и была ими остановлена. Отсюда вытекают основные положения об оптимальной структуре дисперсионно-твердеющих сплавов после их термической обработки: межчастичное расстояние должно составлять примерно 50—100 межатомных (при отсутствии определяющей роли формы частиц); частицы упрочняющей фазы в объеме сплава должны распределяться равномерно; должна соблюдаться когерентность с матрицей при сохранении определенных различий в системах скольжения и удельных объемах упрочняющей фазы и матрицы. В этих условиях происходит наиболее эффективное и повсеместное торможение движущихся дислокаций полями искажений, создаваемыми в результате дисперсионного твердения. Движение дислокаций, генерируемых при приложении напряжения, через межчастичные объемы, перекрытые дислокационными петлями, затруднено.

Наиболее сильные изменения тонкого строения и структуры создаются при комбинированном воздействии, в частности — термообработки и пластической деформации.

По-видимому, первым практическим случаем использования термомеханической обработки, получившим достаточное распространение в промышленности еще до того, как были созданы первые систематические представления о природе ТМО, является патентирование. И сразу же использование по своеобразной технологической схеме комбинированного воздействия пластической деформации и термической обработки привело к получению таких высоких механических свойств, которые

были недостижимы при всех других способах упрочняющей обработки. Своеобразие технологической схемы проявляется в том, что эти высокие свойства могут быть получены только на изделиях в виде проволоки и ленты небольших сечений.

До недавнего времени операции пластической деформации рассматривались в основном как связанные с формоизменением. Хотя и ранее было известно, что энергия, затрачиваемая на деформирование, больше энергии, выделяемой в процессе деформирования, после пластической деформации эту накопленную энергию из металла «изгоняли». Затем, приступая к термической обработке, вновь проводили процессы, приводящие к метастабильному состоянию, обеспечивающему высокую прочность. Несмотря на очевидную целесообразность совмещения обоих мощных факторов воздействия на структуру — пластической деформации и фазовых превращений — такие комбинированные технологические процессы долгое время почти не имели распространения.

Только понимание роли, которую играют несовершенство строения в процессах структурообразования и формирования многих важнейших структурно чувствительных свойств (главным образом механических) металлов и сплавов, позволило создать фундамент для развития термомеханической обработки.

Применительно к известным (традиционным) методам термической обработки, создающим комплекс высоких механических свойств — закалке на мартенсит, изотермическому превращению, дисперсионному твердению, — использование повышенной плотности и соответствующего распределения несовершенств строения в регулировании процесса структурообразования уже принесло значительные результаты. Это проявилось, в частности, в создании различных схем термомеханической обработки, определяемых многообразием возможных превращений.

В процессе термомеханической обработки закаливаемых на мартенсит сталей используются и усиливаются все известные способы упрочнения: повышение плотности и, соответственно, взаимодействия дислокаций, в результате деформации аустенита и фазового наклепа при мартенситном превращении; изменение состава мартенсита в связи с влиянием деформации (в первую очередь на перераспределение углерода) и морфологии мар-

тенситных кристаллов; создание разветвленной сетки субграниц в горячедеформированном аустените, наследуемых мартенситом при закалке в процессе ТМО; создание более дисперсных и более равномерно распределенных частиц упрочняющих (карбидных) фаз при низком отпуске мартенсита. Учитывая такой всеобъемлющий и сложный механизм упрочнения в результате термомеханической обработки, понятно, что вряд ли вообще изменением какого-либо одного элемента тонкого строения можно объяснить природу упрочнения. По-видимому, достигаемый в результате термомеханической обработки комплекс высоких механических свойств определяется изменением многих элементов структуры и субструктуры.

Определяющим в понимании природы упрочнения в результате термомеханической обработки является факт наследственной передачи дислокационной структуры деформированного аустенита образующемуся при закалке мартенситу. При этом надо исходить из сложного характера образующейся при пластическом деформировании аустенита тонкой структуры, связанной не только с повышением плотности дислокации и других дефектов кристаллической структуры, но и с определенным их распределением и взаимодействием, обусловленным конкретными условиями проведения термомеханической обработки — температурой, скоростью и степенью деформации а также составом стали.

Как не может считаться правомерной попытка объяснить упрочнение при наклепе «дроблением» структуры, так же неправомерны воззрения, согласно которым упрочнение при термомеханической обработке сводится только к созданию более мелких зерен или к общему диспергированию структуры. Явление упрочнения при ТМО оказывается более сложным. Следует учитывать не только влияние дислокационной структуры деформированного аустенита (характеризуемой повышенной плотностью дислокаций и дефектов упаковки, созданием разветвленной субструктуры, возникновением различных дислокационных переплетений и др.) на фазовые превращения при закалке и низком отпуске, но и обратное воздействие превращений на распределение, движение, взаимодействие дефектов (дислокаций), определяющее формирование окончательной структуры стали и, соответственно, уровень получаемых свойств.

При обсуждении результатов структурных исследований термомеханически упрочненных сталей следует иметь в виду, что в них происходит не только (а в ряде случаев и не столько) увеличение количества единичных свободных дислокаций. Кроме повышенной плотности дислокаций, особо важно распределение этих дислокаций с образованием устойчивых субграниц, обуславливающих новые особенности образования структурных составляющих при закалке, изменение состава (по углероду) и степени двойникования мартенситных пластин, их большую фрагментацию, увеличение угла разориентировки между фрагментами, иные условия протекания низкого отпуска мартенсита, предусматривающие образование упрочняющих фаз в матрице, пронизанной следами деформации.

Остановимся на структурных изменениях, определяющих повышение сопротивления пластической деформации при осуществлении самой распространенной и перспективной схемы ТМО — высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО).

Процесс высокотемпературной деформации аустенита в оптимальных условиях ВТМО связан с созданием упорядоченной дислокационной субструктуры, приобретающей форму фрагментной сетки и повышенную термическую устойчивость вследствие динамической полигонизации. В результате высокотемпературной деформации остаются те дислокации и их построения, которые стабильны при данных температурах и напряжениях горячей обработки.

Значительную роль в создании высокой стабильности образованной при ВТМО субструктуры играет и взаимодействие дислокаций с атомами углерода, вызывающее повышенную концентрацию последних на дислокационных субграницах, пониженную — внутри субзерен; создаются, следовательно, предпосылки для концентрационного расслоения твердого раствора. На фоне образованной в результате горячей деформации субструктуры аустенита развивается мартенситное превращение при последующей закалке. Доказано, что дислокационное строение аустенита наследуется мартенситом и в структуре последнего переходят дислокационные субграницы исходного аустенита. Возросшая плотность дислокаций при $A \rightarrow M$ -превращении, в сочетании с низкой растворимостью углерода в α -решетке, приводит к усилению концентрационной неоднородности.

Особые методы рентгеноструктурного исследования, предусматривающие применение математических методов планирования эксперимента и анализа формы дифракционной линии, позволили определить состав мартенсита по углероду после обычной закалки и ВТМО. Многократно установлено, что высокотемпературная термомеханическая обработка увеличивает количество малоуглеродистого мартенсита и (что также иногда удается четко зафиксировать) повышает степень тетрагональности высокоуглеродистой составляющей мартенсита на стадии его двухфазного распада. Следовательно наличие субмикроскопического тонкого расслоения мартенсита по углероду в сталях, прошедших ВТМО, является установленным экспериментальным фактом. Дело не только в том, что по сравнению с обычной закалкой ВТМО определяет большую степень двухфазного распада и тем самым большую релаксационную способность образованной в результате закалки горячедеформированного аустенита мартенситной структуры, а также и в том, что это повышенное количество объемов малоуглеродистого мартенсита более равномерно и более дисперсно распределено в стали, так как это задано самой полигонизованной дислокационной субструктурой горячедеформированного аустенита. Эти субструктурные особенности определяют, в свою очередь, уникальное сочетание свойств после ВТМО, когда одновременно с повышением сопротивления пластической деформации растет и сопротивление хрупкому разрушению. Высокая термическая устойчивость созданной субструктуры с малоугловыми, закрепленными сегрегациями субграницами определяет возможность регулирования механических свойств при последующих операциях термообработки.

Менее изученными являются схемы упрочняющей обработки, предусматривающие совмещение изотермического превращения по перлитному и, в основном, по бейнитному механизму с пластической деформацией. Между тем, как показывает ряд результатов, такая обработка может привести к получению весьма ценного сочетания свойств, когда повышенной прочностью сопутствует высокая пластичность, присущая вообще продуктам промежуточного превращения. В решении важной проблемы — предотвращении хрупкого разрушения в условиях сложно-напряженного состояния — применение

такой обработки несомненно является перспективным. По-видимому, развитие систематических исследований структурообразования в условиях комбинированного воздействия на сталь пластической деформации и бейнитного превращения (а иногда даже перлитного) позволит перейти к более широкому практическому использованию такой обработки («изоформинг», контролируемая прокатка и др.).

Применительно к дисперсионно твердеющим сплавам использование комбинированного влияния пластической деформации и структурных превращений может осуществляться по следующим технологическим схемам:

а) нагрев на температуру закалки — деформация — немедленная закалка — старение;

б) полный цикл термической обработки (закалка + старение) — деформация по заданной программе — соответствующий нагрев; эта обработка, известная под названием механико-термической, была предложена И. А. Одингом и В. С. Ивановой;

в) закалка — деформация — старение.

Первая схема отличается сравнительной легкостью практического осуществления. Недостатком ее является опасность сильного развития рекристаллизации в связи с высокой температурой деформации, проводимой при температуре закалки. В изделиях значительного сечения необходимые изменения структуры сохраняются с трудом. Однако применение особых приемов деформирования (например, с малой скоростью) позволяет в определенной степени ликвидировать этот недостаток. Преимуществом обработки по этой схеме является то, что созданная в результате ее осуществления фрагментированная структура обладает высокой устойчивостью, в том числе и термической.

Вторая схема предусматривает по существу обработку на полигонизацию. В связи со сравнительной сложностью этой схемы требуются специальные приемы при ее опробовании на конкретных деталях; кроме того, повышение служебных свойств наблюдается при сравнительно невысоких температурах.

При осуществлении третьей схемы имеются трудности, связанные главным образом с высоким сопротивлением деформации твердого раствора при комнатной температуре. Однако при наличии соответствующего оборудования или использовании специальных приемов (деформа-

ции по частям и др.) эта схема имеет ряд преимуществ: происходит старение с образованием большего числа частиц весьма дисперсных фаз уже при холодной или теплой деформации; создается более благоприятное распределение упрочняющих фаз, образующихся при наклепе и последующем старении.

Надо отметить, что в связи с более высоким энергетическим уровнем, созданная в результате этой обработки структура оказывается менее термически устойчивой (при достаточно высоких рабочих температурах, выше $0,5 T_{пл}$), чем структура, полученная в результате обработки по первой схеме. Однако в условиях работы при умеренных температурах ($0,3-0,4 T_{пл}$) третья схема обработки обеспечивает получение достаточно высоких механических свойств.

Патентирование, как было показано, является по существу самостоятельной схемой термомеханической обработки. Объяснение получаемых при патентировании эффектов может быть дано при использовании представлений о найденной высокой устойчивости упрочнения в результате термомеханической обработки [15].

Смысл «наследования» упрочнения (созданного термомеханической обработкой) после соответствующей термической обработки вытекает из следующего. Высокие механические свойства после ТМО обусловлены повышенной плотностью несовершенств (дислокаций), возникающей в результате сочетания пластической деформации и фазовых превращений, и созданием их определенных конфигураций (фрагментированной субструктуры). Если при термической обработке после ТМО плотность несовершенств не будет заметно уменьшаться, а фрагментированная структура не исчезнет, то сохранятся и высокие механические свойства. Так, краткий смягчающий отпуск, при котором исключена рекристаллизация, приведет к распаду мартенсита (и сделает возможной механическую обработку, например, резанием), но не вызовет существенного снижения плотности несовершенств и разрушения дислокационной структуры в связи с отсутствием миграции поверхностей раздела (высокоугловых границ), характерной для развития рекристаллизации. Затем проведение скоростного нагрева под закалку с кратковременными выдержками обусловит переход α -фазы с повышенной плотностью несовершенств в γ -фазу, которая также будет иметь высокую их плотность (по тому же

механизму наследования дислокаций, какой имеет место при переходе из г. ц. к. в о. ц. к. решетку при так называемой «прямой» ТМО). Здесь применимы основные положения теории структурной наследственности, разработанные акад. В. Д. Садовским [16]. После заключительной закалки будет образован мартенсит, сохранивший (в той или иной мере) дополнительную «насыщенность» несовершенствами, а главное — в той или иной мере сохранивший фрагментированность, что определяет «восстановление» высоких механических свойств, которые были получены в результате прямой ТМО.

По-видимому, сохранение высоких механических свойств после ТМО и повторной термической обработки будет зависеть от того, насколько устойчивы дислокационные построения, созданные в результате ТМО. Ясно, что при малой их стабильности, обусловленной неоднородным полем напряжений в ячеистой субструктуре, сохранение упрочнения в результате повторной обработки будет затруднено. Поэтому эффект «наследования» проявляется после ВТМО в условиях умеренных обжатий, и с трудом проявляется после низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО).

Таким образом, высокотемпературная деформация аустенита, сопровождающаяся процессами полигонизации, приводит к образованию устойчивой фрагментированной субструктуры. Образованный при последующей закалке мартенсит наследует указанные изменения строения и в нем создается тонкое субмикроскопическое расстройство по углероду, что определяет его повышенное сопротивление деформации и пластичность¹ по сравнению с мартенситом, полученным при обычной закалке.

Имеется много экспериментальных доказательств сохранения созданной при ВТМО устойчивой субструктуры при высокотемпературном отпуске и при последующем нагреве под закалку и фазовых перекристаллизациях. Изменения механических свойств при этом определяются не только дислокационной структурой, но и изме-

нением степени ее взаимодействия с углеродом на различных этапах обработки. При повышении температуры отпуска после ВТМО углерод выходит из твердого раствора (образуя карбиды) и связь его с дислокациями ослабевает. Когда при последующем нагреве до аустенитного состояния и быстром охлаждении в твердый раствор вводится достаточное количество углерода, вновь проявляется его взаимодействие с дислокационной структурой, вызывая соответствующее изменение механических свойств.

Действительно, после наследственного термомеханического упрочнения наблюдается большая, по сравнению с контрольной закалкой, степень двухфазного распада мартенсита, приближающаяся к такой же, как после прямой ВТМО. Разница физического уширения после наследственного термомеханического упрочнения и контрольной обработки (контрольная закалка, отпуск, вторая закалка) сохраняется примерно на том же уровне, что и после прямой ВТМО и контрольной закалки. Все это свидетельствует о несомненном сохранении (в значительной мере) при последующей термической обработке по специальным режимам тех дислокационных структур и особенностей тонкого строения, которые были созданы при ВТМО.

Развитие этих положений позволяет ожидать эффект наследования и от фазового наклепа, например, в результате повторных закалок при большой скорости нагрева, исключая аннигиляцию дефектов, созданных предшествующим фазовым наклепом [109]. Действительно, скоростная «реаустенитизация» после предварительной закалки повышает прочность примерно на 70%. Значения прочности оказались соизмеримыми с теми, которые получают после ТМО. Однако при этом не достигается пластичность, возникающая после ТМО. Это свидетельствует о том, что для получения комплекса высоких механических свойств важна не только высокая плотность дефектов, но и оптимальная равномерность их распределения.

Логичным является использование наследования и после холодного наклепа в условиях проведения последующей термической обработки при отсутствии рекристаллизации (т. е. с быстрыми и кратковременными нагревами). Это привело к развитию технологической схемы предварительной термомеханической обработки, целе-

¹ Повышение пластичности позволяет реализовать высокую прочность низкоотпущенного мартенсита; поэтому максимальный упрочняющий эффект ВТМО при относительно жестких испытаниях (например на растяжение) наблюдается при низких температурах отпуска. Однако при переходе к еще более жестким методам испытания (при низких температурах, удар с трещиной и др.) обнаруживается эффект ВТМО и после высокого отпуска.

сообразность которой подтверждена не только отечественными, но и зарубежными исследованиями. Тогда, очевидно, что патентирование можно рассматривать как многократную предварительную термомеханическую обработку с использованием промежуточного превращения (при температурах ниже порога рекристаллизации стали).

Описанные в настоящем параграфе методы создания высокопрочного состояния осуществляются на стали оптимального химического состава, при регламентированном способе ее производства, обеспечивающем высокое металлургическое качество. Рациональное легирование высокопрочной стали имеет важное самостоятельное значение. Эти вопросы освещены в монографии Я. М. Потака [17], вышедшей в серии «Успехи современного металловедения».

Глава II

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ

ВЛИЯНИЕ ТИПА РЕШЕТКИ И СТРУКТУРЫ НА ХАРАКТЕР ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ

При рассмотрении склонности металлов и сплавов с разными кристаллическими решетками к хрупкому разрушению установлено, что резкое повышение сопротивления пластической деформации (возрастание предела текучести) и охрупчивание при понижении температуры наблюдаются в металлах и сплавах с о. ц. к. решеткой, в меньшей степени в металлах с гексагональной плотноупакованной решеткой и в незначительной степени в металлах с г. ц. к. решеткой¹. По-видимому, повышенная склонность к хладноломкости металлов и сплавов с о. ц. к.

¹ Имеются, правда, данные [28] о хладноломкости такого металла с г. ц. к. решеткой, как иридий, а также высокомарганцевистой аустенитной стали типа Гадфильда.

решеткой обусловлена характером скольжения в ней и влиянием даже ничтожных количеств примесей, образующих твердые растворы внедрения. В этой решетке внедрение атомов примесей вызывает сильное и, главное, несимметричное ее искажение, формирование, например, в о. ц. к. решетке железа при внедрении в нее углерода диполей дисторсии. Это определяет интенсивное блокирование полями напряжений от таких диполей движущихся дислокаций и затруднения в протекании пластической деформации.

Особую важность для понимания природы хрупкого разрушения железа и высокопрочных сталей имеет вопрос взаимодействия дислокаций с атомами углерода.

Эффект торможения дислокаций растворенными атомами может быть оценен по критической скорости дислокации:

$$V_{кр} = \frac{4 D k T}{A},$$

где D —коэффициент диффузии растворенного элемента;
 A —константа.

Напряжение, потребное для удаления движущейся с критической скоростью дислокации из своей атмосферы:

$$\sigma_{кр} = 17 A c_0 \frac{N}{b},$$

где c_0 — атомная доля растворенного элемента;
 N —общее число атомов примесей в единице объема;
 b — вектор Бюргерса

Это напряжение для малоуглеродистой стали составляет $14 \cdot 10^3 c_0$ кгс/мм².

Бэкон [33], в согласии с представлениями теории упругости, считает вероятным, что атомы углерода занимают тетраэдрические поры в деформированной вокруг дислокаций α -решетке. Такое их положение является энергетически весьма устойчивым, а торможение дислокации, соответственно, достаточно эффективным. При повышении чистоты железа, например, в результате зонного рафинирования, следует учитывать взаимодействие дислокаций не только с углеродом (содержание которого в опытах [34] составляло около 0,009% и менее), но и с азотом, также образующим достаточно устойчивые атмосферы внедрения. Установлено, что чем выше чистота железа, тем ярче выражены эффекты взаимодействия дислокаций даже с малыми количествами примесей внед-

рения, главным образом все же с углеродом (зафиксировано прецизионными измерениями внутреннего трения и электросопротивления, причем первый метод оказался более чувствительным).

Известно [13], что когда удалось добиться получения классически «хрупких» металлов с о. ц. к. решеткой — железа, хрома, ванадия, ниобия, молибдена и вольфрама с высокой степенью чистоты, они обнаружили не хрупкое, а вязкое разрушение. Так, железо зонной плавки разрушалось при статическом растяжении при 4,2 К с сужением поперечного сечения до 80%. Становится понятным, насколько важна задача уменьшения количества примесей в современных высокопрочных сталях.

В работе [35] показано, что легирование железа никелем ослабляет закрепление дислокаций атомами внедрения и облегчает протекание пластической деформации, определяющей релаксацию опасных «пиковых» напряжений, могущих привести к образованию зародыша хрупкой трещины или облегчить ее распространение. При этом и том же размере зерна (в пределах 42—45 мкм)* критическая температура хрупкости технического чистого железа с 0,03% С при легировании никелем (3,6%) снизилась на 30—40 град. Известно [36], что экспериментально установленное увеличение термодинамической активности углерода в железе при легировании никелем указывает на уменьшение энергии взаимодействия атомов углерода с металлическими атомами. В работе [35] методом измерения амплитудной зависимости внутреннего трения показано, что значение критической амплитуды отрыва дислокаций в никелевом железе ниже, чем в нелегированном железе. Это свидетельствует об ослаблении взаимодействия дислокации с атомами углерода, уменьшении степени закрепления дислокаций. Установлено уменьшение концентрации примесных атомов на дислокациях при легировании железа никелем (изменение от 0,33—0,41 условных единиц в обычном техническом железе до 0,18—0,21 в никелевом железе).

Однако объяснение хладноломкости только с точки зрения наличия у материалов той или иной кристаллической решетки некоторыми исследователями представляется формальным. В последние годы проявляется тенден-

* В некоторых работах считали, что благоприятное влияние никеля на понижение критической температуры хрупкости связано, будто бы, с измельчением зерна.

ция искать причину в изменениях взаимодействия между атомами, в характере связей в решетке. Так, в работе Н. В. Агеева [30] появление хрупкости в хроме связывают со спиновым упорядочением. К такому же выводу пришли, изучая охрупчивание цинка, в работе [31]. Позднее было высказано предположение [32], что структурные превращения в цинке, приводящие к хрупкости, определяются упорядочением атомов с разным изотопным весом. Тогда возможно охрупчивание и в чистых металлах и, во всяком случае, возможен несколько иной подход к вопросу о влиянии примесей на охрупчивание [37]. Надо отметить, что пока еще эти взгляды, так же как и соображения об увеличении доли ковалентных связей в о. ц. к. решетке с понижением температуры, не получили достаточно надежных экспериментальных доказательств. Развитие экспериментальных работ в этом направлении представляется целесообразным.

* * *

Рассматривая связь между той или иной структурой стали и ее склонностью к хрупкому разрушению, можно отметить следующие факты. Резкое понижение ударной вязкости обнаруживается в случае появления пластинчато-перлитных структур, особенно по границам зерен. Критическая температура хрупкости пластинчато-перлитных сталей обычно на 100—150 град выше, чем у тех же сталей со сфероидизированной структурой.

Хрупкий кристаллический излом и низкая ударная вязкость характерны также для стали со структурой верхнего бейнита. Нижний бейнит повышает сопротивление динамическим нагрузкам.

В соответствии с изложенным становится ясным влияние остаточного аустенита: если его превращение до испытания на ударную вязкость происходит в перлитной области или в верхней части промежуточной области, то происходит резкое снижение ударной вязкости; если превращение аустенита имеет место в нижней части промежуточной области, то сопротивление хрупкому разрушению повышается.

В работах В. Н. Гриднева, Ю. Я. Мешкова и Г. А. Пахаренко [39] было показано, что температура хладноломкости перлитной стали обнаруживает четкую связь с протяженностью пути скольжения дислокации. Вводится

понятие о величине «эффективной линии скольжения Δ_c » в перлитной стали, которая определяется расстоянием между пластинками цементита и кристаллографическими соотношениями между ориентировками ферритных и цементитных колоний. Авторы считают, что наибольшая линия скольжения Δ_c в ферритном промежутке Δ равна $4,75 \Delta$ и расположена в направлении $\langle 111 \rangle_{\phi}$ в любой из плоскостей, составляющих систему скольжения в о.ц.к. решетке. Уменьшение межпластиночного расстояния в перлите при волочении проволоки является ответственным за снижение порога хладноломкости. Действительно, известно, что хотя при увеличении содержания углерода повышается $T_{кр}$, однако сопротивление хрупкому разрушению не является прямой функцией от содержания углерода, а зависит от формы и дисперсности карбидных частиц [40]. Дальнейшее снижение порога хладноломкости при данном межпластиночном расстоянии в перлите достигается при легировании (мало- и среднеуглеродистой стали) марганцем, бором и редкоземельными элементами. Избыточное содержание алюминия или кремния в феррите (оставшееся после раскисления стали) отрицательно влияет на сопротивление хрупкому разрушению.

П. Д. Одесским и П. И. Соколовским [41] было показано, что строительные стали повышенной прочности с различной микроструктурой имеют неодинаковое сопротивление хрупкому разрушению. Наиболее высокое сопротивление хрупким разрушениям и распространению хрупких трещин имеют закаленные и высокоотпущенные стали (например, сталь 14ГСМФР). Более низкое сопротивление хрупким разрушениям имеют закаленные и среднеотпущенные стали (14ХГС, 15ХСНД) и, особенно, горячекатаные и нормализованные (15ХГ2СМФР). Различия в механическом поведении исследуемых сталей (относящихся в классе строительных к высокопрочным) определяется, естественно, особенностями их строения. Так, повышенная плотность дислокаций в стали со структурой верхнего бейнита затрудняет релаксацию напряжений. Сочетание облегченного зарождения и возможности быстрого распространения хрупких трещин из-за высокой степени кристаллографического соответствия соседних ферритных зерен (нет границ, сильно тормозящих трещину) приводит к тому, что в структуре верхнего бейнита уже при небольших деформациях наступает хрупкое разрушение. Полигонизация ферритной матрицы при

отпуске стали тормозит распространение хрупких трещин и изменяет характер их распространения¹.

Повышение степени мозаичности ферритных объемов (создание в них развитой субструктуры) является эффективным средством понижения критической температуры хрупкости. И. В. Навроцкий и И. Н. Дрюкова [42] предлагают создать такую структуру предварительной низкотемпературной деформацией, когда в феррите возникает множество тонких двойников. Если при предварительной деформации отсутствует скольжение, а имеет место только двойникование (так подбирают условия низкотемпературного деформирования), то критическая температура хрупкости феррита понижается по сравнению с отожженным состоянием. Повышение пластичности при низких температурах обусловлено, по мнению авторов, тем, что дислокации вдоль двойниковых границ являются источниками новых дислокаций при последующем нагружении. Низкотемпературное двойникование повышает также сопротивление усталости феррита [42], так как границы двойников являются препятствием для распространяющейся усталостной трещины.

В последние годы наблюдается тенденция создания малоуглеродистых строительных сталей повышенной прочности за счет легирования их малыми количествами ниобия или ванадия. Естественно, что внимание исследователей было обращено на то, как влияют эти добавки на сопротивление стали разрушению. В работе [43] изучали спокойную малоуглеродистую марганцевую строительную сталь, в которую добавляли небольшие количества ниобия или ванадия, или ниобия и ванадия вместе (эти стали в классе строительных относятся к высокопрочным). Наблюдающееся в результате такого легирования упрочнение строительной стали связано с образованием весьма дисперсных карбонитридных фаз, а также с измельчением

¹ Испытания на двойное растяжение тонколистовых строительных сталей классов С-45, С-50 и С-60 [92], проведенные с целью изучения влияния температуры на процессы «увязания» хрупкой трещины, показали, что быстрые хрупкие трещины могут сменяться вязкими, но также быстро распространяющимися. Затем в связи с перераспределением напряжений вновь возникают хрупкие трещины. Отдельные стадии этого процесса происходят достаточно быстро, сливаясь в общий процесс разрушения. Многократное последовательное возникновение, «увязание» и повторное возникновение хрупкой трещины представляет особую опасность тогда, когда этот процесс происходит вблизи критической температуры хрупкости.

зерна (взаимосвязанные процессы), особенно после термической обработки. Испытания на ударную вязкость, сопровождаемые фрактографией, показали, что наилучшее сочетание высоких значений предела текучести и низкого положения критической температуры хрупкости наблюдается лишь в тех случаях легирования и термической обработки, когда наряду с измельчением зерна имеет место весьма равномерное распределение фаз и поэтому одинаково в объеме повышается сопротивление элементарным актам пластической деформации. Успокоенные алюминием стали имели более низкий порог хладноломкости, чем успокоенные силикокальцием [43].

Миллер и Смит [44] изучали распространение трещин и характер разрушения на серии углеродистых сталей, содержащих от 0,1 до 1,2% С. Образцы диаметром 5 мм были подвергнуты испытанию на растяжение с перекосом (при относительно небольшой скорости 0,12 см/мин) и фиксацией этапов начала возникновения и распространения трещин. Особое внимание уделялось процессу растрескивания в перлите, так как именно этот процесс определяет разрушение нормализованных или улучшенных сталей, имеющих разное содержание углерода. Правда иногда не меньшее значение, чем растрескивание в перлите, для развития разрушения, особенно в крупных изделиях, имеют такие особенности структуры, как размер и форма неметаллических включений, наличие и характер распределения структурно свободных фаз — феррита и цементита. Все эти факторы варьировались в работе [44].

Исследование процесса распространения трещин и анализ возникающих изломов, в сочетании с оценкой особенностей тонкого строения, позволили авторам прийти к следующим выводам. Неметаллические включения, особенно в малоуглеродистых сталях (в которых мало перлита), способствуют разрушению стали в связи с образованием вокруг включений большого количества пор в феррите. Это влияние тем сильнее, чем больше размер неметаллических включений и меньше содержание углерода. В среднеуглеродистых сталях поры возникают как в перлитных колониях, так и вокруг неметаллических включений; коалесценция этих пор, предшествующая развитию разрушения, происходит в феррите.

При изучении образования микротрещин в колониях пластинчатого перлита растягиваемых образцов было установлено, что наибольшая частота (вероятность) воз-

никновения этих трещин наблюдается в тех случаях, когда угол между трещиной и осью растяжения составляет 45—50°, а сами цементитные пластины в перлите ориентированы почти параллельно оси растяжения. В среднеуглеродистых сталях сопротивление образованию микротрещин в перлитных структурах (в перлите, сорбите, троостите) тем выше, чем ниже температура превращения аустенита в перлитной области, т. е. чем тоньше структура. При сфероидизации цементита образование микротрещин становится вообще маловероятным. Изгиб перлитных колоний в случае испытания исследуемых сталей на сжатие не приводит к образованию микротрещин в этих колониях. В эвтектоидной перлитной стали наблюдается довольно интенсивное растрескивание в районе шейки растягиваемого образца, начинающееся в пластинчатом перлите, где образуются острые стрелообразные трещины. В заэвтектоидных сталях, содержащих выделения цементитных прослоек по границам зерен, наблюдаются самые различные типы разрушения. Так, наряду с вязкими наблюдаются хрупкие разрушения, когда трещина пересекает перлитные колонии и идет главным образом, по указанным выделениям цементита. Поверхности хрупкого разрушения проходят между соседними перлитными колониями, а также между перлитом и избыточным цементитом. Даже в том случае, если в нормализованной или улучшенной стали, имеющей структуру пластинчатого перлита (той или иной степени дисперсности), наблюдается вязкое разрушение, оно переходит в хрупкое, как только увеличиваются размеры изделий (образцов) или усложняется схема напряженного состояния.

В подробном исследовании разрушения сталей с перлитной структурой [22] был уточнен ряд высказанных выше положений. Так, испытания ненадрезанных образцов на статическое растяжение и надрезанных образцов на удар (стали с содержанием от 0,1 до 0,8% С) выявили следующее (рис. 12). При повышении содержания перлита изменение предела прочности при испытании на статическое растяжение гладких образцов оказывается более значительным, чем изменение предела текучести. Это связывается с тем, что перлит увеличивает интенсивность деформационного упрочнения (в ходе самого испытания, за площадкой текучести). Пластичность (сужение) при статическом растяжении гладких образцов и, особенно, ударная вязкость на образцах Шарпи сильно падают с

увеличением содержания углерода от 0,1 до 0,8% (см. рис. 12). Критическая температура перехода из вязкого в хрупкое состояние повышается почти на 200 град; ударная вязкость уменьшается в шесть раз.

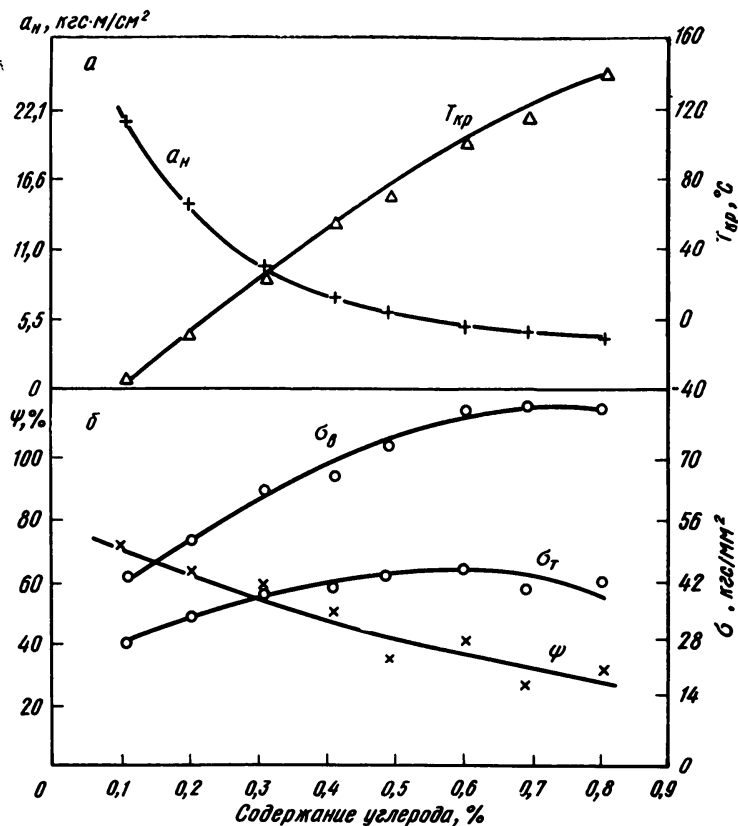


Рис. 12. Влияние содержания углерода на механические свойства феррито-перлитных сталей:

a — испытания на удар образцов с надрезом; *б* — испытания на растяжение гладких образцов

Между тем оказалось, что для изучаемых феррито-перлитных сталей (с величиной зерна 10—15 мкм) напряжение отрыва, характеризующее хрупкую прочность, не зависит от содержания пластинчатого перлита (рис.

13). Сфероидизация карбидов резко увеличивает напряжение отрыва (в данных испытаниях).

Авторы работы [22] делают интересный вывод: так как напряжение отрыва практически не зависит от содержания пластинчатого перлита, а напряжение течения слабо зависит от него, то показанное на рис. 12 значительное повышение критической температуры хрупкости не может быть объяснено только соотношением этих двух параметров (как это предусмотрено схемой А. Ф. Иоффе). Поскольку обычно измеряемая критическая температура хрупкости не соответствует 100%ному сколу (хрупкому разрушению), а в сталях всегда имеется вклад вязкого разрушения, то наблюдаемый рост критической температуры связан с тем, что пластинчатый перлит уменьшает количество вязкой составляющей в изломе. При увеличении содержания пластинчатого перлита разрушение приближается почти полностью к сколу. Поэтому критическая температура не всегда характеризует сопротивление чисто хрупкому разрушению. Сфероидизация структуры повышает сопротивление стали разрушению; как показано в работе [21], в листовой заэвтектоидной стали со сфероидизированными карбидами скорость роста усталостной трещины ниже, чем в этой же стали, обработанной на пластинчатый перлит.

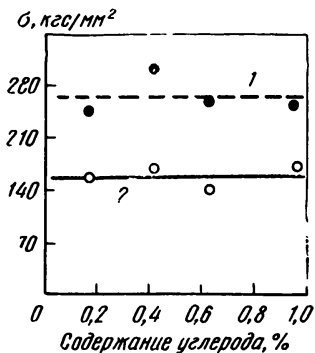


Рис. 13. Влияние содержания углерода и морфологии карбидов на напряжение отрыва (скола):

1 — сталь со сфероидизированными карбидами; 2 — феррито-перлитная сталь с пластинчатыми карбидами в перлите

Микроструктурные исследования показали, что скольжение, возникающее первоначально в феррите, приостанавливается у карбидных пластинок. Возникающие на границе с карбидами высокие локальные напряжения вызывают растрескивание пластинок карбидов. Такие трещины возникают не только внутри перлита, но и на границе между структурно свободным ферритом и перлитной колонией. В этом случае трещина начинается в

пластинке карбида на границе перлитной колонии и распространяется по всей колонии.

Распространение начинается при весьма малых пластических деформациях; число трещин по цементиту плавно увеличивается с ростом деформации. Понижение температуры и увеличение скорости деформации приводит к более интенсивному растрескиванию на границе матрица — карбид.

Имеются две модели, описывающие явление растрескивания карбидных частиц. Первая исходит из создания высоких локальных напряжений на межфазовой границе в связи со скоплением дислокаций, пришедших из феррита, в котором деформация начинается в первую очередь; эта модель не учитывает соотношений размеров карбидной частицы. Вторая модель рассматривает только нагружение карбидов, как волокон, но при этом не учитывается размер ферритного промежутка. По-видимому, необходимо пользоваться сочетанием обеих моделей. Описание влияния перлита на склонность к разрушению в микроскопическом масштабе должно включать: локальные напряжения (от скопления дислокаций), вызывающие растрескивание отдельных пластинок карбидов; условия, при которых трещины в карбидах распространяются через всю перлитную колонию; напряженное состояние на поверхности раздела между колонией, содержащей трещины, и окружающим (структурно свободным) ферритом; состояние этого феррита при создавшемся напряженном состоянии.

Согласно приведенным выше моделям, увеличение длины свободного скольжения и уменьшение толщины карбидных пластин понижает внешнее напряжение, необходимое для зарождения трещины.

Влияние формы частиц на образование трещин можно объяснить, если учесть два конкурирующих процесса, возможных при создании высоких локальных напряжений от скоплений дислокаций на границе ферритная матрица — карбидная частица: разрушение карбидной частицы и локальную релаксацию напряжений в объеме, окружающем карбидную частицу (формирование вокруг частицы призматических дислокационных петель). Когда соотношение сторон частиц возрастает, длина образующейся петли должна увеличиваться, а возможность пластической релаксации уменьшаться. Поэтому пластинчатые частицы разрушаются при значительно мень-

ших внешних напряжениях, чем сфероидальные. Кроме того, у пластинчатых структур более резко проявляется эффект Баушингера, что свидетельствует о том, что у таких частиц создаются более высокие обратные напряжения, обусловленные накопленными на границе частица — матрица дислокационными петлями, не способными к релаксации.

Разрушение перлита, по-видимому, наиболее достоверно описывается механизмом Миллера и Смита, подробности которого приведены в уже цитированной работе [44]. Вначале происходит растрескивание какой-то одной карбидной пластинки (средней на рис. 14,а); за-

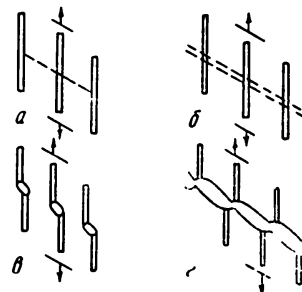


Рис. 14. Предполагаемый механизм сдвигового растрескивания в перлите: а — растрескивание цементитной пластинки; б — зона сдвига, развивающаяся в феррите и вызывающая растрескивание соседних цементитных пластин; в и г — образование пустот и их коалесценция

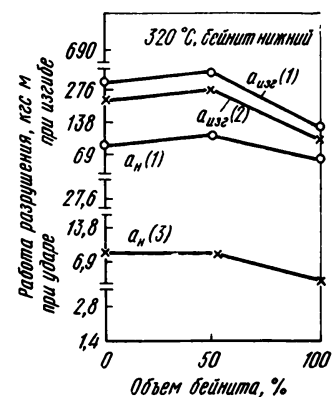


Рис. 15. Влияние объема бейнита в структуре стали 30Х1НЗМФ на сопротивление ударному разрушению (образцы вырезаны из крупной поковки):

1 — испытание при 78°C; 2 — при — 196°C; 3 — при — 116°C

тем интенсивно развивается сдвиг в феррите (см. пункт на рис. 14,б), вызывающий растрескивание соседних карбидных частиц; наконец, происходит ветвление и слияние трещин, образование пустот в феррите и общее разрушение (рис. 14, в, г). При низких температурах трещины скола могут легко распространяться как через карбидные пластины, так и через ферритные промежутки в перлите. При комнатной температуре происходит пре-

имущественное растрескивание карбидов; для разрушения феррита требуются большие сдвиги.

Трещины в перлите раскрываются приблизительно до 0,5 мкм, прежде чем они начнут распространяться в соседних участках структурно свободного феррита и затем сольются. Поэтому размеры трещин в перлитных колониях являются стабильными и их легко наблюдают.

В работе [46] изучалось сопротивление динамическим нагрузкам крупных поковок турбинных дисков (особенно склонных к хрупкому разрушению), изготовленных из стали типа 30X1H3MФ. Образцы вырезали из различных зон термически обработанной поковки, и они соответственно имели структуры мартенсита, верхнего или нижнего бейнита и, наконец, смесь этих структур. Было установлено, что в случае отпуска на одну и ту же твердость малоуглеродистый (0,3% С) мартенсит обнаруживает более высокое сопротивление динамическим нагрузкам, чем нижний бейнит, а последний оказывает большее сопротивление разрушению, чем верхний бейнит. В случае, если в результате отпуска получали смесь структур мартенсита и нижнего бейнита, сопротивление ударному разрушению оказывалось более высоким, чем эта характеристика для каждой из фаз, когда она полностью характеризует структуру стали (рис. 15). Микроструктурные исследования показали, что трещина проходит обычно по плоскостям скола в каждой структурной составляющей. Однако при понижении температуры превращения аустенита во время термической обработки увеличивается разориентировка пластин мартенсита или бейнита, что затрудняет развитие трещины из-за резкого изменения ее направления.

Более низкая ударная вязкость стали со структурой нижнего бейнита по сравнению с мартенситной структурой, как показали микроструктурные исследования, определяется интенсивным межкристаллитным растрескиванием по периферии бейнитных колоний. Полученные результаты были подтверждены серией испытаний при разных температурах и неодинаковых скоростях деформации. Наиболее отчетливая зависимость сопротивления ударному разрушению от характера перечисленных выше структур проявляется при низкотемпературных испытаниях.

Известна также хрупкость стали со структурой мартенсита при наличии тонкой сетки более мягкой состав-

ляющей (например, феррита) по границам мартенситных участков [45]. Критическая температура хрупкости мелкого мартенсита оказалась на 40 град ниже, чем у грубого мартенсита, полученного из крупного зерна аустенита.

Можно установить, что хрупкому разрушению способствует присутствие в структуре стали двух фаз, резко различающихся по сопротивлению деформации. В определенных случаях играет роль форма и распределение фаз, причем особенно опасной является пластинчатая форма выделений.

Однако известно, что одним из способов понижения критической температуры хрупкости среднеуглеродистых малолегированных сталей является закалка (а иногда и нормализация) от температур, лежащих в межкритической области (между точками A_1 и A_3) [47]. В нашей стране эти результаты были подтверждены в работах В. Д. Садовского с сотрудниками. Несмотря на то, что такая обработка связана с созданием определенной разноструктурности, факт снижения критической температуры хрупкости объясняют рафинированием феррита в процессе выдержки при межкритической температуре вследствие перехода примесей, особенно вредных, из феррита в аустенит, в котором их растворимость намного больше, а искаженность решетки, соответственно, меньше.

Поэтому в сложном вопросе сопротивления разрушению следует учитывать ряд факторов, в частности наряду с разноструктурностью также и возможное перераспределение примесей. Так, в работе [85, с. 224—227] предполагается, что перераспределение элементов в железе при выдержке в интервале $A_{c1}—A_{c3}$ приводит к возникновению после быстрого охлаждения обычного и рельефного феррита. Данные микрорентгеноспектрального анализа подтвердили, что в межкритической области температур алюминий, кремний, мышьяк и фосфор концентрируются в основном в рельефном феррите. Авторы работы [85, с. 224—227] считают, что уход алюминия и мышьяка из основной массы обычного феррита в небольшие изолированные участки рельефного феррита должен способствовать смещению порога хладноломкости малоуглеродистой стали. Исследования влияния нормализации стали 20 после нагрева ее в интервале $A_{c1}—A_{c3}$ на положение порога хладноломкости показав-

ли, что после нормализации при температуре несколько выше A_{c1} в структуре стали преобладает рельефный феррит, обогащенный элементами, усиливающими хладноломкость. Температура перехода в хрупкое состояние после такой обработки относительно высокая. При повышении температуры нормализации в интервале A_{c1} — A_{c3} количество рельефного феррита уменьшается. Когда его количество в структуре составляет 20—30%, остатальной обычный феррит оказывается «рафинированным» по вредным примесям и температура перехода в хрупкое состояние снижается. При приближении к A_{c3} рельефного феррита почти нет и обычный феррит оказывается насыщенным вредными элементами (алюминием, фосфором и мышьяком в условиях данной работы), что определяет вновь повышение температуры перехода в хрупкое состояние.

Так как структура высокопрочной стали представляет собой мартенсит отпуска, то, естественно, что особый интерес представляют вопросы развития хрупкого разрушения именно в мартенсите. В работах Мадера с сотрудниками [51] изучалась склонность к образованию микротрещин, являющихся зародышами хрупкого разрушения, в высокоуглеродистом мартенсите. Объектом исследования были стали с разным содержанием углерода, что, как известно, привело к изменению морфологии мартенсита — переходу от реечного недвойникового к пластинчатому двойникованному при повышении концентрации углерода. Одновременно изучалось влияние величины зерна, скорости охлаждения при закалке и количества остаточного аустенита на интенсивность образования микротрещин. Было установлено, что интенсивность этого процесса находится в прямой зависимости от возрастающего содержания углерода в мартенсите, причем существует определенная его концентрация, при которой в результате закалки образуется пластинчатый мартенсит и резко усиливается процесс образования микротрещин. Высказывается мнение, что микротрещины образуются в процессе закалки при столкновении крупных кристаллов пластинчатого мартенсита. В случае более низкого содержания углерода, когда образуется реечный недвойникованный мартенсит, склонность к образованию микротрещин мала. Влияние остаточного аустенита в высокоуглеродистых сталях проявляется косвенно: чем полнее он превращается в мартен-

сит при последующих обработках (глубоком охлаждении, отпуске и др.), тем сильнее проявляется его влияние на образование микротрещин. Влияние размера зерна аустенита изучалось при изменении этой величины в широких пределах от 100 до 1200 мкм (либо путем изменения температуры аустенитизации от 980 до 1315°C, либо путем удлинения времени выдержки до 15 ч при температуре аустенитизации 1095°C). Важно отметить, что авторы не нашли какого-либо влияния величины зерна исходного аустенита на склонность к образованию микротрещин при закалке (правда, во всех исследованных случаях зерно было достаточно крупным) и на количество образующегося остаточного аустенита. Влияние закалочных сред не было отмечено, так как основной причиной образования микротрещин считали столкновение широких мартенситных пластин. Подчеркивается сложность экспериментальной техники обнаружения возникающих микротрещин, которые могут быть «смазаны» либо при шлифовке при приготовлении образцов для микроисследования, либо при перетравливании.

Во всех исследованных случаях хрупкому разрушению в образцах с мартенситной структурой предшествовало образование микротрещин уже в процессе закалки.

Ряд систематических исследований причин хрупкого разрушения сталей и сплавов различного состава, находящихся в различном структурном состоянии, выполнен В. И. Сарраком и Р. И. Энтиным с сотрудниками [79]. Указаны следующие основные факторы, определяющие склонность к хрупкому разрушению сталей и сплавов:

1. Степень концентрации локальных напряжений, определяемая конкретной структурой сталей и сплавов. Соотношение между локальными и средними напряжениями в металле под нагрузкой, величина локальных «пиковых» напряжений зависят в основном от размеров структурных составляющих, от различия в их сопротивлении пластической деформации, от наличия прочных барьеров для развития скольжения.

2. Возможность релаксации локальных «пиковых» напряжений на разных стадиях разрушения в условиях низких температур, сложного напряженного состояния и (или) больших скоростей нагружения. Эта возможность релаксации локальных напряжений зависит от подвижности дислокаций, геометрии их скольжения, содержа-

ния и распределения примесей, т. е. от того или иного конкретного механизма релаксации.

3. Величина эффективной энергии поверхности разрушения, пропорциональная удельной работе пластической деформации слоя, прилегающего к поверхности разрушения. Она зависит от типа кристаллической структуры, плотности и распределения дефектов кристаллического строения и наличия примесей, способных сегрегировать на структурных неоднородностях, в основном на границах зерен, и уменьшать связи между ними.

Было установлено, что для технически чистого железа существует несколько температурных областей, различающихся характеристиками пластичности и соотношением между пределом текучести и напряжением разрушения. Скорость нагружения оказывает влияние не только на температуру, но и на напряжение, вызывающее хрупкое разрушение.

В области низких температур, где напряжение разрушения меньше предела текучести, нет стадии стационарного роста трещины, а развитие трещины происходит за счет запаса упругой энергии перед трещиной, причем напряжение разрушения падает с ростом скорости нагружения. В области высоких температур увеличивается работа пластической деформации на поверхности разрушения (напряжение разрушения выше предела текучести), распространение трещины с большой скоростью на большое расстояние становится невозможным и появляется стадия стационарного роста трещины. Между этими областями имеется промежуточный интервал температур, в котором, хотя напряжение разрушения выше предела текучести, но стадии стационарного распространения трещины не наблюдается. К этим выводам В. И. Саррак¹ пришел в результате обобщения экспериментальных результатов, полученных не только на техническом железе, но и на мартенсите сплава ОХ7НЗМ, и не только при растяжении, но и при статическом изгибе образцов с заранее нанесенной трещиной (наблюдения за раскрытием трещины). В случае динамических испытаний образцов с надрезом из малоуглеродистых конструкционных сталей понижение температуры испытаний определяет уменьшение длины ста-

бильной трещины, также как и при статических испытаниях.

Изучение взаимодействия дислокаций с атомами внедрения проводилось [79] не только на железе различной чистоты, но и на некоторых тугоплавких металлах (ниобии, вольфраме, молибдене и тантале) с о. ц. к. решеткой. Было установлено: повышение плотности, вернее уменьшение объема деформированного металла, при миграции атомов примеси к дислокациям в связи с объемными изменениями в упруго-искаженных зонах; связанный с уменьшением упругих искажений решетки (в результате миграции атомов примесей) рост амплитуды ядерно-магнитного резонанса; предельная концентрация атомов внедрения для железа ($\sim 3 \cdot 10^{-4}\%$), при которой все дислокации оказываются неподвижными при измерении амплитуднозависимого внутреннего трения (упругая деформация до 10^{-3}); немонотонная зависимость склонности к хрупкому разрушению по мере уменьшения содержания примесей.

Показана важная роль процесса закрепления дислокаций атомами углерода в механизме явлений деформационного старения и определено максимальное содержание углерода в мартенсите ($\sim 0,25\%$), достаточное для полного закрепления всех имеющихся дислокаций. С этих позиций рассмотрена первая стадия отпуска и сопутствующая ему релаксация напряжений, причем предопределяется целесообразность проведения отпуска под напряжением (см. далее, с. 96).

Останавливаясь на закреплении дислокаций в мартенсите атомами углерода, следует, видимо, предположить, что углерод в количестве $\approx 0,2\%$ взаимодействует не только с единичными дислокациями, но и с двойникованными границами. Если плотность дислокаций в мартенсите исследованных образцов составляет 10^{11} — 10^{12} см⁻², то имеется прямая корреляция с содержанием углерода ($\sim 0,2\%$), их закрепляющим (в отожженном железе плотность дислокаций 10^8 — 10^9 см⁻², а содержание углерода для закрепления $3 \cdot 10^{-4}\%$, т. е. та же разница на три порядка). В работах Ю. Я. Мешкова при изучении сильно наклепанной волооченой проволоки количеством углерода, взаимодействующего с дислокациями, оценивается уже в $0,35\%$. Что касается найденного при весьма глубокой очистке железа увеличения склонности к хрупкому разрушению, то, как уже было сказано (см.

¹ Саррак В. И. Исследование факторов, определяющих склонность железа и стали к хрупкому разрушению. Автореф. докт. дис. М., 1969.

стр. 45), оно может быть связано со свойствами самой решетки, определяющей «некристаллографический» характер деформации, которая подавляется при определенном содержании примесей.

При изучении температурной зависимости сопротивления деформации и склонности к хрупкому разрушению железа и ряда тугоплавких металлов при испытаниях ниже 300 К проанализировано влияние различного легирования. Целесообразным является легирование такими элементами, которые уменьшают энергию активации элементарного акта микропластической деформации — увеличивают подвижность дислокаций и уменьшают склонность к хрупкому разрушению. Важным экспериментальным фактом является установление [79] необратимых изменений дислокационной структуры в зависимости от чередования не только температур деформации (как в опытах Коттрелла и Стокса), но и скорости предварительной деформации. Тогда логично рассматриваются во взаимосвязи влияние легирования и изменения скорости деформации на склонность металлов с о.ц.к. решеткой к хрупкому разрушению. При этом рассмотрении следует учесть и то обстоятельство, что при наличии в реальном металле спектра энергий активации движения различных дислокаций увеличение скорости деформации просто уменьшает количество движущихся дислокаций — и отсюда усиливается локальность процесса пластического течения.

Выше (стр. 46) мы приводили данные [35] о том, что на положение порога хладноломкости существенно влияет легирование никелем при неизменном размере зерна. Оказалось, что и кобальт влияет аналогично никелю при неизменной структуре. При изучении склонности к хрупкому разрушению сплавов различного состава показано, что сопротивление пластической деформации и сопротивление разрушению по-разному зависят от свойств дислокаций; в связи с этим отсутствует непосредственная связь между характеристиками макродеформации и склонностью к хрупкому разрушению.

Повышение плотности дефектов кристаллического строения не обязательно сопровождается увеличением склонности к хрупкому разрушению; важное значение имеет распределение дислокаций. Справедливость этого положения доказана всей практикой термомеханического упрочнения — см. [15], а также стр. 38.

Применяя различные методы оценки механического поведения высокопрочных сталей с разной структурой, В. И. Саррак и Р. И. Энтин с сотрудниками (в частности, с В. П. Вылежневым) на сталях многих марок оценили сопротивление распространению трещины при статическом растяжении (образцы с двусторонним надрезом), при статических и динамических испытаниях на изгиб (образцы с наведенной трещиной).

При изучении влияния температуры на сопротивление развитию трещины (на примере стали 17ГС) было показано, что и в случае хрупкого разрушения, когда трещина развивается путем образования сколов, имеются значимые величины G_{1c} даже в интервале температур от -196 до -130°C . При температурах от -130 до 0°C трещина продолжает распространяться сколом, т. е. является хрупкой, но ей предшествует значительная пластическая деформация.

В интервале температур испытания, когда хрупкому распространению трещины предшествует развитие значительной макропластической деформации, повышение скорости нагружения уменьшает степень развития пластической деформации (становится меньше величина критического раскрытия трещины). Эта величина также снижается, а длина предшествующей хрупкому разрушению вязкой трещины уменьшается при увеличении запаса упругой энергии в интервале температур испытания, соответствующих переходу от хрупкого разрушения к вязкому.

Влияние содержания углерода и температуры отпуска (т. е. степени тетрагональности, уровня остаточных микронапряжений и плотности дефектов в мартенсите) на сопротивление распространению трещины в высокопрочных сталях объясняется с учетом изменения величины предельной деформации в вершине исходной трещины.

Таким образом, сопротивление распространению трещины есть функция не абсолютных значений прочности, а структуры материала, т. е. важны пути, какими достигнут тот или иной уровень прочности. Например, применение отпуска под напряжением или термомеханической обработки приводит к тому, что при равной или даже большей прочности фиксируется одновременно и более высокое сопротивление распространению трещины, увеличивается критическая длина безопасной трещины.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

В результате старения, особенно деформационного, критическая температура хрупкости повышается. Последний случай представляет тем больший интерес, что в случае деформационного старения чаще всего, особенно в высокопрочных сталях, не происходит образования частиц новой фазы, а имеет место сегрегация атомов (обычно внедрения — углерода, азота) на дислокациях и их скоплениях.

Наряду с деформационным, на сопротивление хрупкому разрушению существенное влияние оказывает обычное старение. Это определяет необходимость для ряда металлических сплавов рассматривать изменения свойств, приводящих к развитию хрупкого разрушения не только при понижении температуры, или при обычных температурах, но и при нагреве. В частности, именно в высокопрочной стали процессы охрупчивания, связанные со старением (ускоряемым приложенными напряжениями), могут происходить и при повышении температуры (иногда даже умеренном). В этом случае старение является динамическим деформационным и при определенных скоростях нагружения и температурах эксплуатации (испытания) высокопрочной стали может так сильно развиться, что вызовет значительное падение сопротивления хрупкому разрушению [48].

Наиболее известной формой деформационного старения является так называемая синеломкость, проявляющаяся при деформации растяжением железа и малоуглеродистой стали при температурах 150—300°C. В этом же интервале обнаружено характерное изменение формы кривых растяжения, которые становятся «зубчатыми» (прерывистое течение). Как следует из работы [49], синеломкость железа и малоуглеродистой стали связана с присутствием в них углерода и азота, причем последний оказывает большее влияние в интервале синеломкости, чем углерод.

Исследование геометрии деформации в интервале синеломкости показало, что наблюдаемый для некоторых сплавов зубчатый, пилообразный характер кривых растяжения связан с периодическими кратковременными остановками фронта распространения линий Людера-

са — Чернова. Правда, на этот процесс неустойчивой (срывающейся) деформации влияет, несомненно, и жесткость испытательной машины.

С увеличением скорости растяжения максимум упругости при синеломкости смещается в сторону более высоких температур. Так, максимальные значения $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$ в условиях деформирования малоуглеродистой стали со скоростью $8,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (обычная скорость растяжения) наблюдаются при 225°C, а при скорости 800 с^{-1} (т. е. при ее увеличении на 5 порядков) при 550°C; в условиях очень медленного растяжения (10^{-6} с^{-1}) синеломкость может быть обнаружена и при комнатной температуре.

При обычной скорости растяжения ($\sim 5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) температура, обеспечивающая достаточную диффузионную подвижность для образования сегрегации атомов внедрения (углерода и азота) в железе, составляет примерно 130°C. При температурах 250—300°C сегрегации становятся «разбавленными» и менее эффективными; при этих температурах обычно исчезает резкий изгиб кривой в районе предела текучести.

Необходимо отличать статическое деформационное старение, происходящее после деформирования, от динамического, происходящего в ходе деформирования. Показано [50], что наблюдаемые изменения свойств, в частности повышение склонности к хрупкому разрушению, не всегда могут быть объяснены только образованием сегрегаций растворенных атомов, закрепляющих дислокации.

Видимо, в ряде случаев следует предусматривать возможность образования частиц выделений, которые тормозят движение незакрепленных дислокаций. В железе деформационное старение обусловлено такими атомами внедрения, как углерод и азот; при низких температурах деформационное старение и, соответственно, охрупчивание может быть вызвано также атомами водорода [50].

В других металлах с о.ц.к. решеткой деформационное старение и охрупчивание могут происходить в связи с взаимодействием дислокаций с внедренными атомами кислорода. Сильные эффекты деформационного старения в металлах с о.ц.к. решеткой обусловлены высокой диффузионной подвижностью атомов внедрения и их сильным взаимодействием с дислокациями.

Имеются также представления [53], что межкристаллитная хрупкость, наблюдаемая в ряде разбавленных твердых растворов на основе, в частности, молибдена или вольфрама, содержащих такие примеси внедрения, как кислород, азот, фосфор, вызвана образованием у границ зерен равновесных сегрегаций этих примесей. Равновесное обогащение границ зерен примесями снижает поверхностную энергию образующихся при межкристаллитном изломе поверхностей, что является причиной ослабления «межзеренного сцепления» и возникновения под влиянием этих примесей межкристаллитной хрупкости. Авторы работы [53] предложили метод расчета влияния различных примесей на межкристаллитное сцепление и нашли хорошее соответствие рассчитанного и экспериментально установленного влияния примесей на межкристаллитную хрупкость.

Деформационное старение высокопрочных сталей изучено мало. Главный интерес был сосредоточен вокруг порога хрупкости этих сталей.

Данных для температур, лежащих выше порога хрупкости, где может наблюдаться деформационное старение, еще недостаточно. Между тем обработка, предусматривающая деформационное старение мартенсита, может, по данным разных исследований, успешно использоваться в ряде конкретных технологических схем.

Исследование влияния деформационного старения мартенсита на склонность к хрупкому разрушению стали типа 30ХЗСНМВФ показало [54], что, если сталь после закалки подвергается отпуску при 300°C, когда все «закалочные» дислокации закрепляются, затем умеренной деформации (3—6%) и повторному отпуску при 200—300°C, то при балле зерна 8—9 заметного изменения уровня ударной вязкости и критической температуры хрупкости не наблюдается.

Уровень ударной вязкости понизился лишь у крупнозернистой стали (балл 5—6), упрочненной в результате указанного деформационного старения. Повышение предела прочности (как для баллов 8—9, так и для баллов 5—6) составило 10—15%, а предела текучести 40—50%. Испытания на ударную вязкость образцов с наведенной усталостной трещиной показали, что отпущенный после закалки при 300°C мартенсит менее склонен к хрупкому разрушению, чем мартенсит после отпуска при 150°C; деформационное старение с малыми дефор-

мациями (3—6%) мартенсита, отпущенного при 300°C, действительно практически не меняет склонности к хрупкому разрушению. Только большие деформации (10—20%) с последующим старением приводят к заметному охрупчиванию. То, что в случае малой (3—6%) пластической деформации низкоотпущенного мартенсита легированной стали с 0,3% С не изменяется склонность к хрупкому разрушению, связано, вероятно, с тем, что повышение пластичности в результате уменьшения степени тетрагональности при пластической деформации (разупорядочение или выход углерода из решетки к дислокациям) компенсирует охрупчивание, обусловленное наклепом и закреплением дислокаций. В случае больших степеней деформации влияние последних двух факторов является преобладающим, что вызывает охрупчивание.

Таким образом, при выборе режима деформационного старения мартенсита, обеспечивающего оптимальное сочетание прочности и сопротивления хрупкому разрушению, необходимо учитывать влияние отмеченных факторов — содержания углерода в мартенсите, степени пластической деформации и температуры заключительного старения [54]. Только с учетом перечисленных факторов можно оценить эффективность такой упрочняющей обработки, как деформационное старение мартенсита, могущей в ряде случаев привести к получению неоднозначных результатов.

Отметим интересное явление, связанное с тем, что закрепление дислокаций атомами внедрения исчезает при высоких температурах отпуска, причем введенные закалкой или деформацией дислокации при этих температурах отпуска сохраняются [55]. Известно, что деформационное старение может характеризоваться величиной зуба текучести при испытаниях на растяжение. В доэвтектоидной стали отпуск при высоких температурах (680—700°C) после закалки и деформации приводит к резкому сглаживанию зуба текучести, который четко обнаруживается при более низких температурах отпуска. Это связывают с «рассасыванием» атмосфер (переход углерода в твердый раствор), а также с коагуляцией карбидов, отрывающихся от дислокаций. Однако, если после этого высокого отпуска и быстрого охлаждения сделать повторный низкий отпуск, то углерод из α -твердого раствора вновь приходит к сохранившимся

дислокациям и вновь появляется четкий зуб текучести, характерный для состаренного состояния.

Было изучено деформационное старение, которое может проявиться в условиях эксплуатации ряда высокопрочных сталей различных классов: со структурой мартенсита и бейнита (30ХГСНА, ЭИ643 и др.); нержавеющей мартенситного класса (0Х15Н5Д2Т); переходного класса 1Х15Н4М3 и Х15Н5Ю [86]. Установлено, что деформационное старение свойственно всем исследованным сталям и проявляется уже при содержании $\geq 0,05\%$ С. Наиболее сильное развитие деформационного старения наблюдалось в высокопрочных сталях 30ХГСНА и ЭИ643. Эффект деформационного старения (деформация 2—3% и старение 150°C, 1 ч) максимален в случае совпадения напряженного состояния при предварительной деформации и при испытании образца. Наряду с повышением прочности и появлением «зуба» на диаграмме наблюдается снижение общей пластичности. В случае, например, предварительной деформации растяжением и последующего испытания на кручение эффект деформационного старения может не проявиться. Если вырезали образцы из полосы, предварительно деформированной растяжением на 2%, под углом 45 и 90°, эффект деформационного старения также не наблюдался.

Оценка чувствительности стали 30ХГСНА к трещине проводилась путем испытания листовых образцов на ударный изгиб и на растяжение с поверхностной и центральной сквозной трещиной. Влияние деформационного старения на чувствительность к трещине при ударном изгибе и при растяжении оказалось различным. При ударном изгибе величина a_T после деформационного старения уменьшалась на 25—35%. При обычных испытаниях на растяжение листовых образцов повышения чувствительности к трещине не наблюдалось, однако склонность к замедленному разрушению в воде и в агрессивной среде значительно уменьшилась после деформационного старения. Повышения критической температуры хрупкости в результате деформационного старения низколегированных высокопрочных сталей (типа ХГСНА) так же, как в работе [88], не было отмечено. Для нержавеющей стали мартенситного класса 0Х15Н5Д2Т критическая температура повышалась примерно на 100—120 град. Деформационное старение ис-

следованных сталей переходного класса не приводило к смещению порога хладноломкости. Повышение $T_{кр}$ на 30—60 град и снижение a_T , по данным работы [86], наблюдалось лишь в том случае, когда аустенит в стали не был стабилизирован отпуском и в процессе пластической деформации происходило интенсивное образование мартенсита деформации.

Использование деформационного старения мартенсита для повышения прочности стали без увеличения склонности к хрупкому разрушению оказалось возможным при обработке малоуглеродистой легированной стали [87]. Сталь 26Х2НГСМ, микролегированная ниобием, после закалки и отпуска при 200°C подвергалась прокатке со степенями обжатия 10—20% и заключительному отпуску при 200°C. Оптимальная степень обжатия была равна 15—20%, она соответствовала наиболее равномерному распределению вводимых дислокаций в малоуглеродистом отпущенном мартенсите. Это было подтверждено испытаниями на растяжение образцов с поверхностной трещиной (длина от 1 до 6 мм): предел прочности стали 26Х2НГСМ после деформационного старения был на 30—40 кгс/мм² выше, чем после обычной термической обработки; деформационное старение определило также увеличение критической длины трещины.

Упрочненная деформационным старением сталь марки 26Х2НГСМ имеет такую же прочность, как закаленная и низкоотпущенная сталь 42Х2НГСМ, однако последняя обнаруживает большую чувствительность к трещине.

Испытания на ударный изгиб образцов с наведенной трещиной показали, что в стали 26Х2НГСМ после деформационного старения $a_T = 2,6 \div 3$ кгс·м/см², а в стали 42Х2НГСМ после закалки и низкого отпуска $a_T = 1,2 \div 1,3$ кгс·м/см² [87]. Испытания на двухосное растяжение методом гидростатического выдавливания обнаружили положительный эффект влияния деформационного старения на критерии конструктивной прочности стали 26Х2НГСМ. Исследование поведения этой стали в условиях замедленного разрушения показало значительное увеличение длительной прочности. Отмечалось также повышение сопротивления коррозионному растягиванию в ряде сред.

В работе [56] было изучено деформационное старение

ние высокопрочных сталей ряда марок (в том числе мартенситно-стареющей). Испытания на растяжение вели на гладких и надрезанных образцах при различных скоростях деформации и температурах.

Сталь 300М, одна из наиболее распространенных высокопрочных сталей в американской промышленности, обнаруживает склонность к деформационному старению при испытании как гладких, так и надрезанных образцов (рис. 16). В согласии с известными пред-

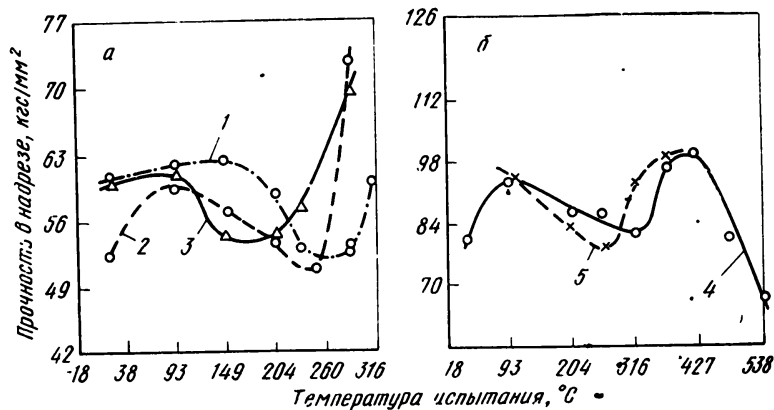


Рис. 16 Прочность в надрезе стали 300М в зависимости от температуры испытания:

а — отпуск при 315°С; б — отпуск при 550°С. Скорость движения траверсы, мм/мин: 1 — 12,5; 2, 4 — 1,25; 3, 5 — 0,125

ставлениями о термически активируемых процессах, температура появления охрупчивания в результате деформационного старения понижается с увеличением времени испытания (уменьшения скорости деформации). При повышении температуры отпуска от 315 (рис. 16,а) до 550°С (рис. 16,б) интервал максимального охрупчивания наблюдается при несколько более высокой температуре испытания.

Широко известная сталь 4340 (типа 40ХНМ) также обнаруживает склонность к деформационному старению (рис. 17), причем степень охрупчивания надрезанных образцов оказалась сильнее, чем у стали 300М при том же уровне прочности. Стали Н-11 и 17-7РН не обнаружили склонности к деформационному старению.

Эффект деформационного старения дисперсионно твердеющей стали АМ-355 проявляется в сдвиге максимума предела прочности к более низким температурам с

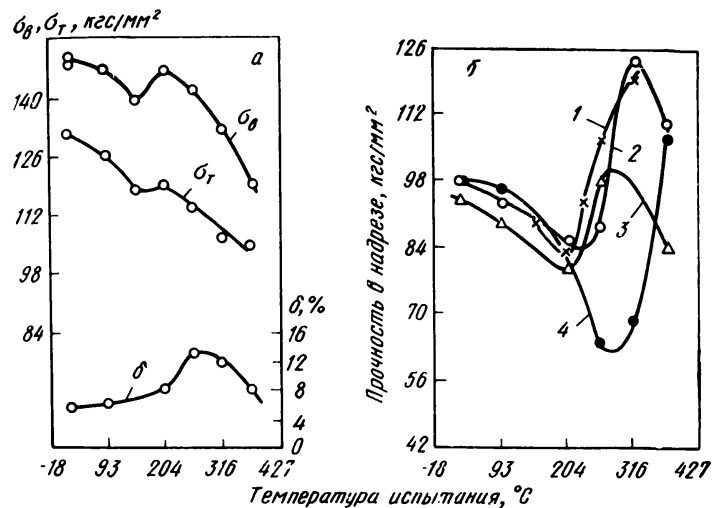


Рис. 17. Свойства при растяжении стали типа 40ХНМ (4340) (отпуск 400°С) в зависимости от температуры испытания:

а — гладкие образцы (скорость движения траверсы 1,25 мм/мин); б — надрезанные образцы (скорость движения траверсы, мм/мин: 1 — 0,25; 2 — 1,25; 3 — 0,125; 4 — 12,5)

понижением скорости деформации (рис. 18). Даже мартенситно-стареющая сталь (рис. 19) обнаруживает на гладких образцах максимумы пределов текучести и прочности примерно при 315°С; минимум предела прочности надрезанных образцов наблюдается в том же интервале температур.

В случае стали АМ-355, мартенситно-стареющей стали и отпущенной при 550°С стали 300М сопротивление распространению трещины по данным обычных испытаний при комнатной температуре было относительно высоким. В этих сталях деформационное старение вызвало лишь небольшое понижение прочности в надрезе и, следовательно, нельзя ожидать его значительно влияния на сопротивление хрупкому разрушению.

Важной инженерной проблемой является склонность к замедленному разрушению стали в высокопрочном со-

Действительно, деформационное старение стали 4340, отпущенной при 400°C, и стали 300М, отпущенной при 315°C, вызвало существенное понижение прочности в надрезе, что указывает на чувствительность к замедленному разрушению при длительном нагружении. Результаты испытаний отпущенной при 315°C стали 300М на длительную прочность (рис. 20) показали, что при температуре 200°C, находящейся в интервале развития деформационного старения, произошло сравнительно быстрое разрушение образцов после приложения напряжения, составляющего всего 0,6 от прочности в надрезе.

Применение методики измерения электросопротивления [56] для изучения процесса роста трещины при длительном нагружении показало (рис. 21), что при температуре испытания 150°C наблюдается инкубационный период до начала медленного роста трещины, тогда как при 200°C инкубационный период отсутствовал при любом уровне приложенного напряжения, вызывавшем замедленное разрушение (медленный рост трещины фиксировали сразу после приложения нагрузки).

Отсутствие инкубационного периода типично для замедленного разрушения высокопрочных сталей под влиянием внешней среды. Действительно, сравнительные испытания, проведенные в атмосфере аргона и воздуха (рис. 22), показали, что разрушение при длительном нагружении стали 300М в сильной степени определяется внешней средой. Так как имел место эффект деформационного старения и при растяжении надрезанных образцов в атмосфере аргона (минимум прочности в надрезе наблюдался при тех же температурах, что и при испытании на воздухе), то можно сделать следующий вывод: деформационное старение способствует медленному распространению трещины в данном температурном интервале точно так же, как оно снижает прочность в надрезе при обычных испытаниях на растяжение [56].

Величина кажущейся энергии активации процесса деформационного старения высокопрочных сталей составляет примерно 25000 ± 400 кал/моль. Энергия активации процесса охрупчивания (синеломкости) нелегированной низкоуглеродистой стали имеет примерно такую же величину, что и для высокопрочной стали; это в какой-то мере указывает на аналогию механизмов этих процессов.

Рис. 18. Свойства при растяжении стали АМ-355. Скорость движения траверсы, мм/мин: 1, 3-5-1,25; 2-0,125

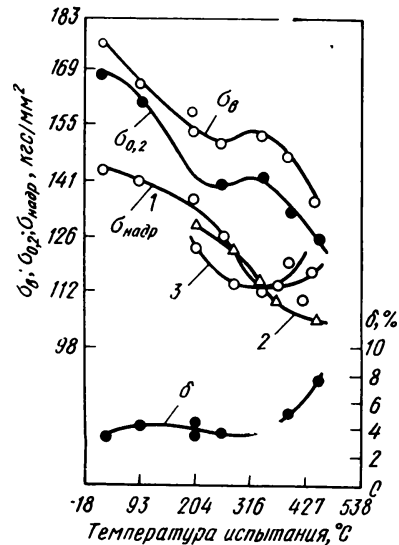
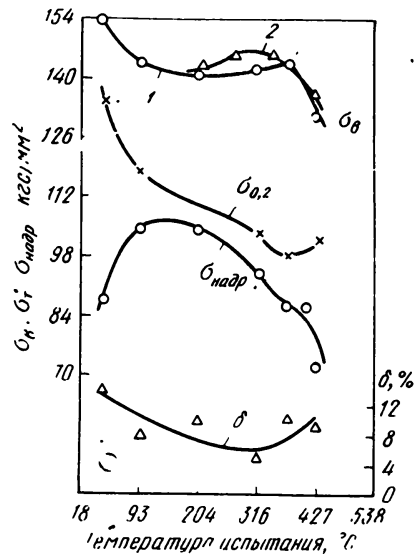


Рис. 19. Свойства при растяжении мартенситно-старенной стали (18% Ni). Скорость движения траверсы: 1,25 мм/мин — σ_v , $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{надр}$ (1), δ : 12,5 мм/мин — $\sigma_{надр}$ (2); 0,125 мм/мин — $\sigma_{надр}$ (3)

стоянии. Деформационное старение, затрудняющее релаксацию опасных локальных напряжений, в общем случае, должно увеличить склонность к замедленному разрушению.

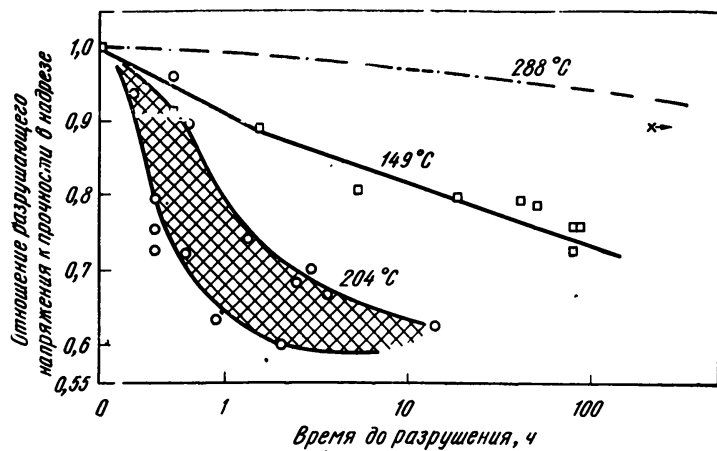


Рис. 20. Влияние температуры испытания (на воздухе) на характеристики замедленного разрушения стали 300М (отпуск 315°C)

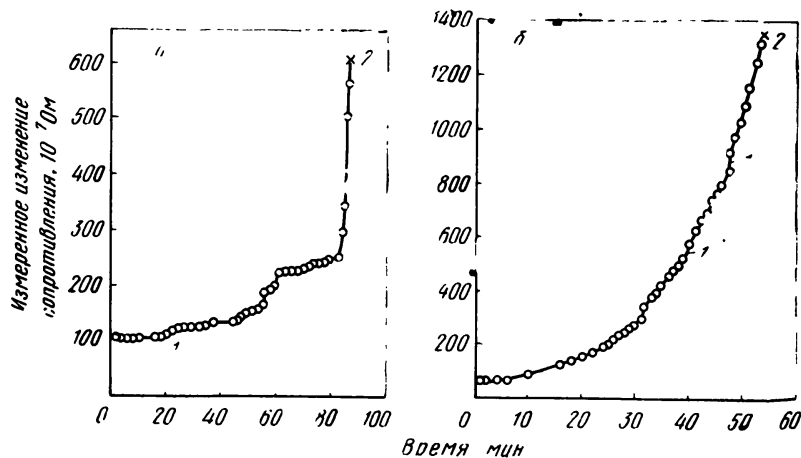


Рис. 21. Кинетика роста трещины (по данным испытания электросопротивления) при испытании длительным нагружением надрезанных образцов стали 300М (отпуск 315°C):

а — испытание при 150°C, приложенное напряжение 45 кгс/мм²; (1 — начало медленного роста трещины; 2 — разрушение); б — испытание при 200°C, приложенное напряжение 82 кгс/мм² (1 — звуковой эффект; 2 — разрушение)

В работе Г. В. Курдюмова и др. [82] было изучено деформационное старение мартенсита высокопрочных сталей 35ХН5МС и 45ХН3МС в условиях деформации гидроэкструзией. После закалки с 950°C и отпуска при

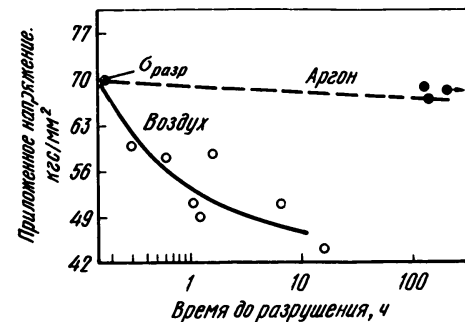


Рис. 22. Влияние внешней среды на замедленное разрушение надрезанных образцов стали 300М (отпуск 315°C), испытанных при 200°C; Бразр — разрушающее напряжение при нагружении

200—300°C проводили деформацию при комнатной температуре с обжатием от 2 до 20% на гидроэкструзионной установке при давлении жидкости 10⁴ ат. Заключительной операцией было старение при 100—400°C, 1 ч. Установлено, что возрастание предела прочности и, особенно, предела текучести наблюдается при степенях деформации, равных 4—6%. Выше этой критической степени деформации прирост прочности сравнительно невелик. Наиболее важным является то, что деформация мартенсита гидроэкструзией наряду с повышением прочности приводит к увеличению (или, в крайнем случае, сохранению) характеристик пластичности, тогда как в результате деформационного старения мартенсита с применением прокатки величины δ и ψ уменьшаются более чем в два раза. После деформационного старения мартенсита с применением гидроэкструзии отмечается также высокое сопротивление хрупкому разрушению: при пределе прочности 210—220 кгс/мм² величина ударной вязкости $a_n = 8,0 \div 8,5$ кгс·м/см², а на образцах с заранее созданной усталостной трещиной $a_n = 1,2 \div 1,3$ кгс·м/см². После обычной термической обработки $\sigma_B = 175$ кгс/мм², $a_n = 5 \div 5,5$ кгс·м/см², $a_T = 0,5 \div 0,7$ кгс·м/см². Одновременное повышение прочности, пластичности и сопротивления хрупкому разрушению стали после деформационного старения мартенсита с использованием гидроэкструзии обусловлено равномерным распределением деформаций и микронапряжений в

объеме металла. Уменьшение ширины рентгеновской линии $(211)_\alpha$ низкоотпущенного мартенсита стали 45XНЗСМ, деформированной на 5%, свидетельствует о релаксации напряжений, о возможном распаде твердого раствора или перераспределении (разупорядочении) атомов углерода. Опыты по деформационному старению безуглеродистого мартенсита сплава Fe+22% Ni с применением гидроэкструзии также показали уменьшение ширины линии $(211)_\alpha$. Это означает, что указанный способ деформации действительно определяет протекание релаксации напряжений.

РОЛЬ ВРЕДНЫХ ПРИМЕСЕЙ И ВКЛЮЧЕНИЙ

На примере широко применяемых в зарубежной технике высокопрочных сталей типа 4340 (40XНМ), 300М и др. (со структурой мартенсита отпуска) Пелисье [75] показал сильное влияние чистоты стали по газам и вредным примесям на сопротивление хрупкому разрушению. Так, для стали 4340 значения параметра G_{1c} после отпуска при 200°C составили для открытой выплавки 0,36, а для вакуумной 0,9 кг/мм; после отпуска при 350°C эти значения были соответственно для открытой и вакуумной плавок 0,74 и 25,2 кг/мм.

Структурные исследования показали, что изменения в значениях величины G_{1c} обусловлены влиянием примесей на характер процессов старения мартенсита: величиной, типом и формой карбидных и иных упрочняющих фаз. Так при наличии в стали открытой выплавки сплошных зон, обогащенных углеродом по границам пластинок (принимаемых в некоторых исследованиях [76] за пленки ϵ -карбида), наблюдаются низкие значения сопротивления хрупкому разрушению. Фрактографический анализ на сталях с повышенным содержанием (до 1,7%) кремния (в которых до температур отпуска 300—350°C сохраняется мартенситная структура) показал, что в случае низких значений G_{1c} излом состоит из плоских фасеток, ориентированных параллельно обогащенным зонам (пленкам ϵ -карбида) по границам мартенситных кристаллов. Повышенное содержание газов и неоднородное их распределение в структуре стали влияет главным образом на процессы карбидообразования при низком отпуске, усугубляя перераспределение

углерода к границам двойников и мартенситных пакетов, что и определяет низкое сопротивление хрупкому разрушению. Пелисье [75] указывает, что в случае термомеханической обработки удастся изменить в благоприятную сторону процессы карбидообразования при низком отпуске (добиться более равномерного их протекания в объеме стали) и даже при весьма высокой прочности увеличить показатели вязкости разрушения примерно на 20%.

Влияние такой вредной примеси, как сера, в работе [75] исследовали на широко применяющейся высокопрочной стали типа 40XНМ (4340), содержащей 0,45% С, 2% Ni, 1,5% Cr, 0,44% Mo. Содержание газов было минимальным для промышленного металла (0,008% N; 0,001% O), а содержание серы в различных плавках составляло 0,008; 0,016; 0,025 и 0,049%. Изменение показателя вязкости разрушения K_{1c} при различном уровне прочности (разных температур отпуска) плавок с неодинаковым содержанием серы приведено на рис 23; отмечается систематическое и значительное увеличение вязкости разрушения при уменьшении содержания серы в стали. Электрофрактографическое исследование обнаружило существенную разницу в структуре изломов стали с высоким и низким содержанием серы. Было высказано предположение [75], что существует некоторая корреляция между зонами деформации в изломе (по модели Крафта [77]) и расстоянием между сульфидными частицами. Согласно модели Крафта, вязкость разрушения связана с характеристиками пластического течения металлов следующим выражением:

$$K_{1c} = En \sqrt{2\pi d_T},$$

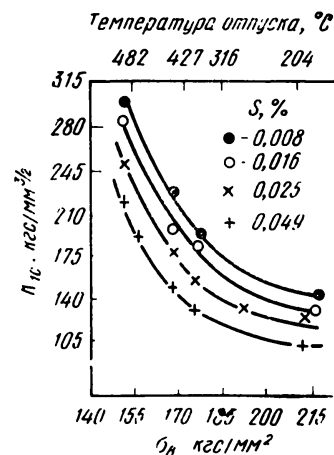


Рис. 23 Влияние содержания серы на вязкость разрушения K_{1c} (в условиях плоской деформации) стали типа 40XНМ, отпущенной после закалки на различные уровни прочности

где E — модуль упругости (для исследованных сталей 20400 кгс/мм²):

n — коэффициент, характеризующий интенсивность деформационного упрочнения;

d_T — средний размер зоны вокруг включения, в которой происходит локальная деформация, определяющая развитие разрушения.

Были получены следующие значения:

$S, \%$	0,008	0,016	0,025	0,049
$K_{1c}, \text{кгс/мм}^{3/2}$	228	197	179,5	151,5
$d_T, \text{мкм}$	5,7	4,1	3,5	2,4
Среднее расстояние между частицами сульфидов, мкм	6,1	5,4	4,4	3,7

Они свидетельствуют о том, что действительно имеется хорошая корреляция между расчетными значениями зон локальной деформации и экспериментально измеренным расстоянием между сульфидами.

В прямой связи с влиянием неметаллических включений на склонность к хрупкому разрушению находится влияние способа выплавки стали.

Таблица 1

Изменение порога хладноломкости, °С

Метод выплавки	Сталь			
	08Г8МТ	45Г2	20ХН3А	20ХГНР
Мартеновская	—	—30; —50	—90; —100	—40; —50
Мартеновская + СШ	—	—30; —50	—90; —100	—40; —50
Электросталь	—80; —110	—	—	—
Электросталь + СШ	—120; —150	—	—	—
ЭШП	—120; —130	—50; —70	—110; —130	—50; —70
ЭШП	—120; —130	—50; —70	—110; —130	—50; —70

Ряд исследований по влиянию способа выплавки стали на ее механические свойства, особенно при ударном нагружении, выполнен в ЦНИИЧМ А. П. Гуляевым с сотрудниками; обобщение этих данных сделано в монографии [19].

Я. Б. Гольдштейн и М. П. Лазарева изучали влияние обработки жидкой стали синтетическими шлаками (СШ) и электрошлакового переплава (ЭШП) на положение порога хладноломкости сталей 08Г8МТ, 45Г2, 20ХН3А и 20ХГНР, обработанных на прочность примерно 100—110 кгс/мм² (т. е. после улучшения). Полученные по 50%-ной хрупкой составляющей в изломе данные представлены в табл. 1.

Изученные методы выплавки по их влиянию на степень чистоты стали и понижение порога хладноломкости, по мнению авторов, располагаются в следующий ряд: сталь открытой выплавки → СШ → ЭШП. Отдельным вопросом является повышенная склонность стали, чистой по неметаллическим включениям, к росту зерна при нагреве. Такие данные, приведенные Я. Б. Гольдштейном и М. П. Лазаревой в работе [85, с. 75—79] (и во многих других), свидетельствуют о необходимости строгого регламентирования условий нагрева сталей высокой чистоты.

Изменение порога хладноломкости (°С) стали 18Х2Н4ВА, обработанной на $\sigma_b = 110$ кгс/мм², в зависимости от условий выплавки (ЭШП, вакуумно-дугового переплава — ВДП, вакуумирования стали в печи — ВИП) и охлаждения после отпуска характеризуется следующими данными [80, с. 11—16]:

	Охлаждение в масле	Охлаждение с печью 300 град/ч
ЭШП	15—25	20—30
ВДП	30—35	30—60
ВИП	35—40	60—100
ВИП+ВДП	40—50	100—130

Методы выплавки, в наибольшей степени снижающие загрязненность стали азотом, водородом, примесями цветных металлов и жидкими включениями (ВИП и ВДП), в наибольшей степени снижают порог хладноломкости.

Методы выплавки, повышающие чистоту, определяющие также повышение усталостной прочности сталей 18Х2Н4ВА и 40ХНМА, особенно в состоянии после закалки и низкого отпуска, когда велика роль концентраторов напряжений (в том числе — неметаллических включений) (табл. 2).

Вместе с тем, незначительно изменяя содержание в

стали серы (сульфидов), такие методы выплавки, как ВДП и ВИП, в отличие от ЭШП и СШ, не снижают степени анизотропии свойств, пластичности и вязкости. В. П. Вылежневым, В. И. Сарраком, Р. И. Энтиным было изучено [80, с. 30—37] влияние открытой и вакуум-

Таблица 2

Условия термической обработки		Изменение усталостной прочности, кгс/мм ²			
		Метод выплавки стали			
		электро-сталь	ЭШП	ВДП	ВИП
18X2H4BA					
Закалка в масле, отпуск при 200°C		50—60	60—75	62—70	70—80
Закалка в масле, отпуск при 550°C		48—52	50—54	52—56	52—56
40XHMA					
Закалка в масле, отпуск 220°C		54—58	68—80	70—80	70—80
Закалка в масле, отпуск 600°C		52—54	58—60	62—64	50—65

ной (из чистых шихтовых материалов) выплавки стали 30X3H3M на сопротивление распространению трещины. Сталь испытывали в высокопрочном состоянии — после закалки и низкого отпуска (200°C). В случае открытой выплавки содержание серы в стали составляло 0,03%, а при вакуумной 0,001%. Уменьшение содержания серы привело к резкому возрастанию работы распространения трещины α_T с 1 до 5 кгс·м/см². Так как сульфиды являются местами, где облегчено образование микротрещин, то авторы считают, что уменьшение количества сульфидов приводит к увеличению предельной деформации в вершине трещины и, следовательно, к возрастанию α_T .

По А. Прайсту и М. Мею [90, с. 161—193] даже в тех случаях, когда в результате приняты специальные меры содержание таких вредных примесей, как сера и фосфор, сильно снижено, небольшие колебания по их

содержанию приводят (рис. 24) к заметным изменениям энергоемкости процесса разрушения¹.

При росте содержания серы в опытных плавках, содержащих 0,4% С и легированных Si, Mn, Ni, Cr, Mo, V, Co (в различных сочетаниях), от 0,008 до 0,014% отмечается увеличение склонности и хрупкому разрушению (см. рис. 24).

К. Коттрелл [90, с. 194—201], продолжив работу Стефана и Баланжива, на стали типа 35XН2М, обработанной на разную прочность, изучил влияние таких примесей, как P, S, As, Cu и Sn (на двух уровнях), на вязкость разрушения.

Приведенные на рис. 25 экспериментальные данные свидетельствуют о существ-

венном влиянии S, P, As и Sn на понижение вязкости разрушения стали в условиях плоской деформации. После отпуска 400°C различия в критическом размере дефекта для крайних значений по чистоте особенно велики (разнятся на порядок). При переходе к более прочному состоянию (отпуск при 200 и при 100°C) изменения критического размера дефекта меньше, но также значительны. Для чистого материала наблюдается четкая тенденция — увеличение размера допустимого дефекта при по-

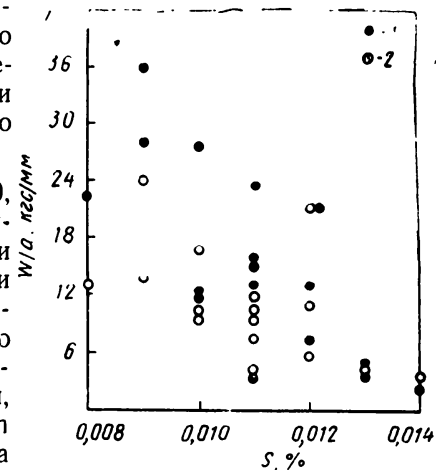


Рис. 24. Влияние содержания серы на величину W/a , полученную при ударном (1) и статическом (2) изгибе образцов легированных сталей с 0,4% С

¹ Величину W/a (рис. 24) определяли при испытании образцов Шарпи с наведенной усталостной трещиной на: а) статический изгиб, где величину энергии, поглощенной при разрушении образца, находили непосредственно с помощью интегрирующего устройства испытательной машины (или по площади под кривой нагрузка—прогиб) и относили к площади a поверхности излома образца, по которой произошло разрушение; б) ударный изгиб, где w — скорректированная (с учетом потерь на вынос образца) работа разрушения образца, a — площадь поверхности излома образца, по которой произошло разрушение.

вышении температуры отпуска. Особенно опасное снижение размера безопасного дефекта наблюдается в случае совместного влияния двух каких-либо из исследованных примесей. К. Коттрелл [90, с. 194—201] приводит следующие интересные данные: при пределе текучести около 150 кгс/мм^2 переход от обычных, содержащих

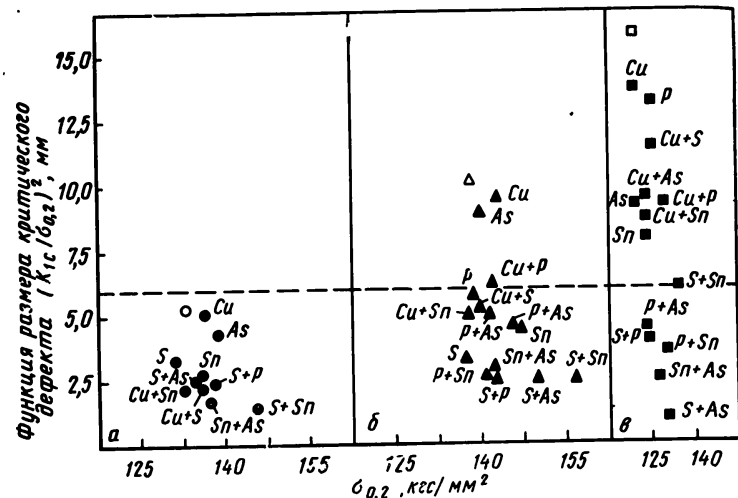


Рис. 25. Влияние примесей (светлые точки — сталь без примесей) и температуры отпуска на критический размер дефекта стали типа 35ХН2М; пунктирная линия — приблизительный порог истинности определяемых значений K_{1c} . Температура отпуска, °С: а — 100; б — 200; в — 400

углерод, легированных сталей к более дорогим, высоколегированным безуглеродистым мартенситно-старееющим увеличивает размер безопасного дефекта в 2,5 раза. Если же в обычной легированной стали уменьшить содержание вредных примесей, то, как следует из приведенных данных, размер безопасного дефекта в чистой стали может увеличиться в 10 раз. Становится очевидным, что при разработке оптимального состава высокопрочной стали необходимо в обязательном порядке учитывать влияние вредных примесей на вязкость разрушения вообще, и особенно их комплексное влияние в случае совместного присутствия в стали.

На рис. 26 по данным К. Кармана [90, с. 201—223] приведена зависимость критического размера трещины

от приложенного напряжения для стали типа 40ХНМ (4340), выплавленной на воздухе и в вакууме (в печи с расходуемым электродом). После заковки и отпуска при 370°C сталь типа 40ХНМ, выплавленная на воздухе, имела $K_{1c} = 170$, а после вакуумной выплавки $265 \text{ кгс/мм}^{3/2}$. Более высокие значения вязкости разрушения определяют возможность повышения допустимого размера трещины (дефекта), т. е. уменьшение вероятности преждевременного разрушения реальной конструкции. Если есть уверенность, что в материале отсутствуют дефекты (трещины), то применение вакуумной выплавки позволяет конструктору увеличить рабочие напряжения.

Фолкнер и Филдинг [90, с. 254—266], анализируя случаи разрушения деталей современных самолетов, указывают, что резкое снижение содержания серы и фосфора является обязательным при переходе к высокопрочному состоянию не только на низколегированных, но и на мартенситно-старееющих (18% Ni) сталях. Так на мартенситно-старееющей стали с низким содержанием серы и фосфора, полученной в результате двойного вакуумного переплава, удалось получить, даже в поперечном направлении, высокие значения вязкости разрушения $K_{1c} \approx 315 \text{ кгс/мм}^{3/2}$. В связи с этим авиационные фирмы США предъявляют очень жесткие требования по снижению содержания серы и фосфора в стали. Специалисты считают, что в высокопрочной стали можно гарантировать высокую вязкость разрушения в поперечном направлении при условии, что содержание серы $< 0,005$ и фосфора $< 0,007\%$.

Влияние чистоты по вредным примесям на параметры вязкости разрушения связывают, как было показано выше, с влиянием неметаллических включений на

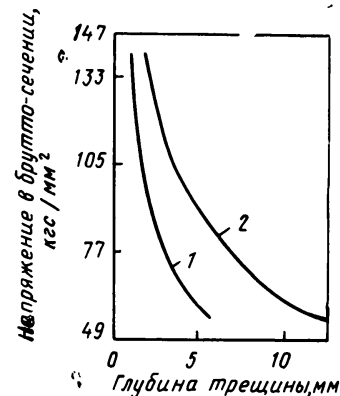


Рис. 26. Зависимость критического размера трещины от напряжения для стали типа 40ХНМ (4340): 1 — плавка на воздухе; 2 — плавка в вакууме с расходуемым электродом

зарождение опасных хрупких трещин. Фирт и Гарвуд исследовали сталь типа 35X5МФС открытой (0,008% S и 0,024% P) и вакуумной (0,002% S и 0,002% P) выплавки и подтвердили оправедливость зависимости Крафта (см. стр. 77), согласно которой параметр вязкости разрушения K_{Ic} связан с d_T — протяженностью зоны, окружающей включения (например, сульфиды), где происходит зарождение разрушения. Начало нестабильного распространения трещины связано с достижением определенного растягивающего напряжения, определяющего развитие локальной деформации¹ и разрушения в зонах среднего размера d_T впереди фронта главной трещины. Размеры этой зоны в гетерогенных материалах идентифицируются как расстояние между дисперсными частицами — расстояние между элементарными очагами разрушения.

Общий подход к влиянию второй фазы в гетерогенных материалах на их склонность к хрупкому разрушению приводит к выводу, что такую же роль, как неметаллические включения, в зарождении трещины должны играть карбидные частицы. Действительно, в стали 35X5МФС были обнаружены не растворившиеся при нагреве под закалку карбидные частицы, расстояние между которыми было значительно меньше, чем между сульфидами или другими неметаллическими включениями. Фрактографический анализ подтвердил наличие микротрещин в карбидах, а расчет K_{Ic} по формуле Крафта, когда для d_T принимали расстояние между карбидными частицами, обнаружил хорошее совпадение с экспериментально определенными значениями K_{Ic} .

В зависимости от температуры отпуска, когда выделяются различные по размерам и строению карбиды, наблюдается разная степень их влияния на параметры вязкости разрушения. Карбиды цементитного типа, если они сильно дисперсны и, особенно на стадии когерентной связи с матрицей, менее опасны, чем обособленные карбиды легирующих элементов. Для стали 35X5МФС наиболее опасными в отношении развития разрушения являются карбиды, образующиеся в интервале температур отпуска, при которых происходит вторичное твердение.

¹ В случае материала, кривая деформации которого в истинных координатах описывается зависимостью $\sigma = k\epsilon^n$, разрушение происходит тогда, когда локальная деформация ϵ равна показателю степени n .

В работе Пью на стали с 1% С и 2% Mn («нонвар») показано, что разрушение ближе к вязкому (при более высокой прочности), когда выделяющиеся при низком отпуске карбиды когерентны с матрицей, чем в случае обособленных карбидных выделений при более высоком отпуске, когда при меньшей прочности характер разрушения становится ближе к хрупкому. Фрактографические исследования показали, что ямки в изломе образованы твердыми карбидными частицами. Тогда естественно искать корреляцию между числом ямок на единицу площади и вязкостью разрушения. Между тем оказалось, что такой простой корреляции нет, так как следует учитывать степень дисперсности карбидов и характер их связи с матрицей.

Особенно опасной является карбидная строчечность, которая, как и вытянутость неметаллических включений, приводит к анизотропии пластических свойств; пластичность (в частности, относительное сужение), по некоторым исследованиям, коррелирует с изменением K_{Ic} . При наличии сильной карбидной строчечности (в стали 35X5МФС) вообще не ощущается влияния повышенной чистоты по сере и фосфору (вакуумная плавка) на повышение параметров вязкости разрушения.

Исследования характера разрушения литой стали в работах [85, с. 70—73], [91] показали, что неметаллические включения в ней играют решающую роль в зарождении опасных трещин. В этой связи большое значение приобретает форма присутствующих в стали включений, которую можно изменять, регулируя процессы раскисления и кристаллизации. Наиболее опасными являются пленочные или облачные включения, распределенные по границам кристаллитов. Наименее опасны мелкие глобулярные частицы неметаллических включений. Прямыми экспериментами показано, что при растяжении литого железа, кремнистого железа и сталей марок 0X18H12 и 15X1M1ФЛ вокруг включений силикатов кальция, хромитов, оксисульфидов церия и сульфидов образуются зоны концентрации напряжений, вызывающие возникновение микроразрушений в виде полостей и микротрещин. Уровень напряжений вокруг включений и отрыв по межфазной границе определяется пластичностью матрицы, характером расположения, типом и величиной включений [91].

В случае хрупкого разрушения литой стали весьма

опасны пограничные пленочные или облачные включения, независимо от их типа (корунд, хромиты, цериевые и обычные сульфиды). Внутризеренные включения при хрупком разрушении литой стали большой роли не играют, так как быстрая трещина распространяется не по включениям, а по границам зерен, или по поверхностям в зерне, близким к плоскостям скола. При вязком разрушении внутризеренные включения принимают участие в разрушении. Образовавшиеся около включений на ранней стадии деформации полости и микротрещины сливаются в разрушающую трещину, распространяющуюся от включения к включению.

АНИЗОТРОПИЯ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ. СЛОИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Важным практическим вопросом является анизотропия вязкости разрушения; особенно ее необходимо учитывать в случае крупных изделий (толстых листов), для которых проблема сопротивления неожиданному хрупкому разрушению приобретает особую важность. Анизотропия коэффициента K_{Ic} прямо связана с микроструктурной неоднородностью в изделиях и с ней следует считать даже в случае таких материалов, как мартенситно-старяющиеся стали, обладающие в общем случае весьма высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Так, наиболее распространенная мартенситно-старяющаяся сталь (18% Ni, 8% Co, 5% Mo, 0,15—0,2% Al, 0,2—1,0% Ti при $C \leq 0,03\%$, $Si \leq 0,1\%$; $P \leq 0,01\%$; $S \leq 0,01\%$) после закалки и отпуска различной продолжительности при 480°C имеет $K_{Ic} \approx 350$ кгс/мм^{3/2} при $\sigma_{0,2} \approx 165$ кгс/мм² или же $K_{Ic} \approx 280$ кгс/мм^{3/2} при $\sigma_{0,2} \approx 180$ кгс/мм². Упрочнение при дисперсионном твердении безуглеродистого мартенсита при образовании мелких и равномерно распределенных интерметаллидных частиц не определяет резкого ухудшения вязкости разрушения, которое иногда наблюдается в результате формирования мелких карбидных выделений при отпуске углеродистого мартенсита.

Как было указано выше, даже для мартенситно-старяющихся сплавов в случае толстых листов оказалось необходимым учитывать возможную анизотропию вязкости разрушения K_{Ic} (рис. 27). Разница между наи-

большим (C) и наименьшим (D) значениями K_{Ic} для различно вырезанных из листа образцов достигает 50%. Исследования показали, что имеется микроскопическая и химическая неоднородность (по титану, молибдену и никелю), сосредоточенная в чередующихся слоях

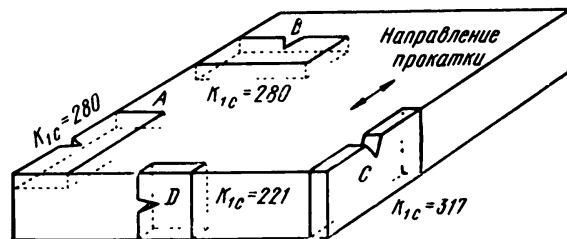


Рис. 27. Изменение вязкости разрушения K_{Ic} , кгс/мм^{3/2}, мартенситно-старяющейся стали в зависимости от ориентации образцов (A—D) в листе толщиной примерно 30 мм

металла, расположенных параллельно поверхности листа. Тогда эта неоднородность в случае образцов с C-ориентацией (плоскость и направление трещины перпендикулярны к этим слоям) будет задерживать развитие трещины. В случае образцов с D-ориентацией (плоскость и направление трещины параллельны этим слоям) развитие трещины будет ускоряться. Слои оказались связанными с развитием ликвации, которая не была ликвидирована ни при горячей прокатке, ни при длительной гомогенизации.

Механизм задержки трещины в случае C-ориентации связан, по-видимому, с затуплением трещины вследствие некоторой локальной релаксации напряжений (в условиях трехосного напряженного состояния) в результате пластического течения в мягком слое. Это явление было использовано при конструировании и изготовлении слоистого листового материала [78]. Три тонких листа из высокопрочной среднеуглеродистой легированной стали со структурой мартенсита отпуска, имеющей $\sigma_b \approx 200$ кгс/мм² и $K_{Ic} = 140 \div 170$ кгс/мм^{3/2}, соединяли между собой через прослойку (фольгу) из никелевого сплава средней прочности ($\sigma_b \approx 135$ кгс/мм²). Если при динамических испытаниях листов из указанной высоко-

прочной стали ($\sigma_b \approx 200$ кгс/мм²) работа удара составляла 1,8 кгс·м, то образец с таким же острым надрезом Шарпи, но вырезанный из слоистого материала, при С-ориентации не разрушился при испытании на копре с запасом работы маятника 16,6 кгс·м. Исследования показали, что магистральная трещина задерживается у первой же поверхности раздела под надрезом. Большое влияние на задержку развития трещины имеют уровень и градиент прочности прослойки; оптимальные значения последнего лежат в пределах 0,7 кгс/мм² на 1 мкм.

И. В. Навроцкий с сотрудниками [85, с. 150—153] изучал разрушение многослойных объектов, состоящих из чередующихся полос из стали Ст2кп и стали 1Х18Н10Т, в условиях динамического и статического приложения нагрузки. Многослойный материал готовился путем прокатки пакетов за семь проходов с суммарным 6—8-кратным обжатием. Проверка прочности сцепления слоев (при температурах от комнатной до —196°С) показала, что напряжения отрыва и среза в многослойных полосах такие же, как в сплошных образцах из менее прочной стали Ст2кп. Для температурных зависимостей (от +200 до —100°С) ударной вязкости многослойных образцов характерно наличие температуры резкого падения величины a_n , ниже которой ударная вязкость практически не изменяется, или незначительно монотонно уменьшается. Однако эту температуру авторы не считают порогом хладноломкости, так как уровень вязкости на нижней ветви кривой остается весьма высоким. При анализе изломов обнаружено, что при температуре срыва происходит переход стали Ст2кп в хрупкое состояние. С увеличением количества слоев заметно снижается температура срыва ударной вязкости — повышается хладостойкость.

При испытании слоистых материалов на образцах с надрезом по наружной стороне распространение трещины происходит с остановкой на границе вязкого слоя и зарождением новой трещины. Лучшие свойства наблюдаются у тех материалов, в средней части которых находится полоса из вязкой стали 1Х18Н10Т, причем чем больше число слоев, тем выше свойства.

Более жесткие условия испытания реализуются тогда, когда надрез сделан вдоль толщины образца — при разрушении магистральная трещина одновременно захватывает все слои. И в этом случае на температурных

кривых ударной вязкости имеются срывы, величина которых тем меньше, чем больше слоев в материале. Проведение сериальных испытаний на удар позволило установить зависимость сопротивления разрушению от количества и порядка расположения слоев; испытания только при одной комнатной температуре приводили к неверному выводу [92] о том, что вязкие свойства не зависят от этих параметров многослойного объекта.

Испытания на статический изгиб при непосредственном микроскопическом наблюдении процесса образования и развития трещин обнаружили, что в стали Ст2кп возникает и распространяется практически одна трещина.

В стали 1Х18Н10Т первая трещина появляется относительно рано, но развитие ее быстро приостанавливается и по мере дальнейшего нагружения возникают все новые и новые трещины. К моменту достижения максимальной изгибающей нагрузки дно надреза покрывается сеткой мелких трещин. Очевидно, что при появлении трещины в стали 1Х18Н10Т, обладающей склонностью к сильному деформационному упрочнению, происходит локальное упрочнение металла у вершины трещины. Чем чаще будут чередоваться слои (сталь 1Х18Н10Т и сталь Ст2кп), тем равномернее будет деформироваться сталь Ст2кп в многослойном объекте.

Изучение склонности к разрушению высокопрочной стали в сложных условиях нагружения выявило положительное влияние плакирования [93]. Проводилось испытание на взрывостойкость в условиях нагружения образца — пластины с концентратором напряжения (центральным отверстием) — накладным зарядом взрывчатого вещества, когда напряженное состояние приближается к двухосному растяжению. Основным материалом была высокопрочная сталь Х2ГСНМ (0,48% С) в состоянии после закалки и низкого отпуска; плакирование осуществляли сплавом марки ХН78Т (7% по объему).

Установлено, что плакированная сталь разрушается после большей пластической деформации, чем неплакированная (оценка по величине $e = \lg t_0/t_k$; t_0 — толщина образца до испытания, t_k — толщина образца после испытания, в месте разрушения или вблизи него). Так, величина e изменялась следующим образом:

Температура низкого отпуска, °С	20	100	150
Сталь Х2ГСНМ	0	4	8
Сталь Х2ГСНМ, лакирован- ная сплавом ХН78Г	6	10	12

Во всех случаях при разрушении лакированной стали мелких осколков не наблюдалось; оно носило вязкий характер. Испытания после закалки, без отпуска, позволили предположить, что в лакированной стали релаксация структурных напряжений происходит в вязком слое уже в процессе мартенситного превращения. При испытании различно подготовленных листовых образцов (1,5×12×250 мм) лакированной стали с усталостной поверхностной трещиной длиной 2 мм (трещина наносилась после термической обработки) были обнаружены следующие изменения прочности в сечении нетто, кгс/мм²:

Снятие лакирующих слоев, закалка, отпуск 150°С, 4 ч	100
Закалка, снятие лакирующих слоев	132
Закалка, отпуск 150°С, 4 ч, снятие лакирующих слоев	140

Таким образом, лакирование высокопрочной стали тонкими слоями никелевого сплава позволяет не только защитить поверхность от повреждения, но и в значительной степени уменьшить хрупкость стали в различных условиях службы [93].

Развитие проблемы создания слоистых материалов привело к разработке специальных методов термомеханической обработки, в результате которых удается получить в стали волокнистые микроструктуры. Грейнджем описаны практические способы осуществления такой термомеханической обработки, определяющие возможность создания естественно композитных материалов с волокнистой, сильно ориентированной структурой на некоторых углеродистых и низколегированных сталях. Хотя такие материалы не являются композитами в буквальном смысле слова, они обладают лучшим сочетанием прочности, пластичности и вязкости, чем обработанные по обычному режиму стали.

Исходные микроструктуры нескольких морфологий могут дать нужный эффект, т. е. обеспечить получение ориентированных волокон карбидов или мартенсита в мягкой пластичной матрице феррита.

Ориентированный перлит

Пластины эвтектоидной стали с грубым перлитом, который получен в результате распада при 700°С, прокатывают с обжатием 75%; в результате этого перлит становится ориентированным. При этом повышается прочность вследствие наклепа феррита или в результате выстраивания карбидных пластин (т. е. «композитного» упрочнения). Затем дают быстрый нагрев до температуры немного выше A_{c1} в течение 10 с (рис. 28). В результате образуется сильно неоднородный по углероду аустенит, причем сохраняется направленность бывших карбидных пластин. При последующем охлаждении на воздухе снова возникает ориентированный перлит, однако феррит в нем уже не наклепанный, а полигонизованный или рекристаллизованный. Сталь (типа У9) с такой структурой имеет более высокие механические свойства, чем эта же сталь с беспорядочно ориентированным перлитом:

Предел прочности σ_b , кгс/см ²	68/77
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	34/57
Удлинение δ , %	10,5/18,5

Примечание. В числителе указаны свойства для неориентированного перлита, в знаменателе — для ориентированного.

Если вместо воздушного охлаждения сделать закалку, то получится также ориентированная структура из чередующихся волокон высоко- и среднеуглеродистого мартенсита. Свойства эвтектоидной (0,86% С) стали с такой структурой (после отпуска при 425°С) заметно выше, чем после обычной закалки (особенно в продольном направлении):

Предел прочности σ_b , кгс/мм ²	132/154
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	128/148
Удлинение δ , %	1/5

Примечание. В числителе указаны свойства после обычной закалки и отпуска, в знаменателе — после термомеханического упрочнения.

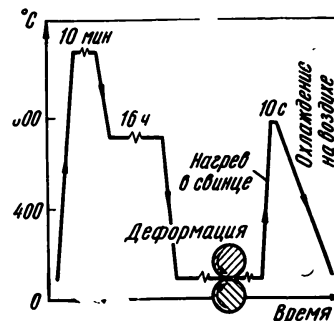


Рис. 28. Схема термомеханической обработки для получения ориентированного перлита (в эвтектоидной стали с 0,86% С)

Таким образом, общее положение о необходимости гомогенизации аустенита перед закалкой в случае применения особых способов воздействия на сталь имеет исключения.

Текстурированная мартенситно-ферритная смесь

Такую смесь можно получить в доэвтектоидных сталях в случае следующих обработок:

1. Нагрев выше A_3 , охлаждение в межкритическую область, выдержка, прокатка (обжатие примерно 70%) и закалка. Варьируя температуру деформации, можно добиться разного содержания структурных составляющих в смеси (и разного состава полученного после закалки мартенсита). Деформация приводит к тому, что аустенито-ферритная смесь становится ориентированной; полосы аустенита после закалки превращаются в полосы мартенсита, которые чередуются с полосами феррита. После такой термомеханической обработки увеличиваются одновременно твердость, прочность, пластичность и вязкость по сравнению с межкритической закалкой без деформации. При этом возникает анизотропия свойств, но даже в поперечном направлении их сочетание лучше, чем без деформации.

Дополнительного улучшения свойств можно добиться путем измельчения ориентированной феррито-мартенситной смеси. Для этого перед нагревом под деформацию делают закалку на мартенсит и в межкритическую область попадают «снизу» (при нагреве, см. схему на рис. 29). Исходная (перед деформацией) аустенито-ферритная структура получается более мелкой и, соответственно, окончательная структура дисперснее.

Сталь после ТМО с деформацией в межкритическом интервале имеет лучшее сочетание свойств (особенно по сопротивлению ударным нагрузкам) и по сравнению со сталью, в которой создана полностью мартенситная структура, т. е. после обычной закалки и низкого отпуска (рис. 30).

2. Стали с небольшим содержанием перлита (~15%) после отжига или нормализации подвергают холодной прокатке и затем быстрому нагреву на 25 град выше A_1 , после чего закалывают. В результате холодной деформации перлитные участки вытягиваются и утоняются, затем они превращаются в аустенит при нагреве и в

тонкие вытянутые полосы мартенсита при охлаждении. Проводилась оценка степени анизотропии свойств стали с волокнистой (ориентированной) мартенситно-

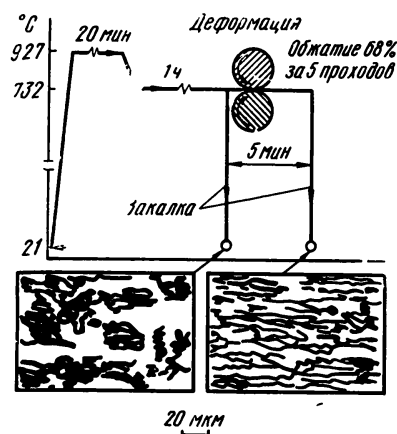
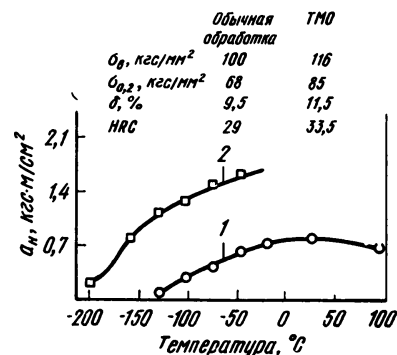


Рис. 29. Схема термомеханической обработки для получения волокнистой феррито-мартенситной смеси (в малоуглеродистой стали типа 4310—4315)

Рис. 30. Механические свойства (на продольных образцах) малоуглеродистой стали типа 4315 после обычной закалки (1) и после термомеханической обработки на ориентированную мартенситно-ферритную структуру (2); отпуск 200°C



ферритной структурой. Анализ, проведенный по трем взаимно перпендикулярным направлениям на образцах, отобранных от промышленно обработанных полос малоуглеродистой стали типа 4310, показал (рис. 31), что, как и следовало ожидать, наибольшая ориентированность структурных составляющих наблюдается в продольном, перпендикулярном плоскости прокатки направлении (левая плоскость), наименьшая — в плоскости прокатки (верхняя плоскость); поперечное сечение (фронтальная плоскость) отвечает средней степени ориентированности структурных составляющих. Образцы для механических испытаний вырезали из полосы в про-

дольном и поперечном направлениях. На продольных ударных образцах надрез располагался вертикально на левой плоскости, а на поперечных — вертикально на фронтальной плоскости. На рис. 32 приведены результа-

Рис. 31. Микроструктура по трем направлениям образца малоуглеродистой стали типа 4310, подвергнутой термомеханической обработке с прокаткой в межкритическом интервале для получения ориентированной мартенситно-ферритной структуры

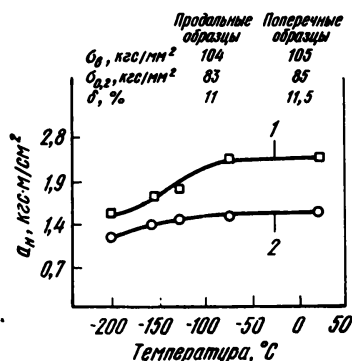
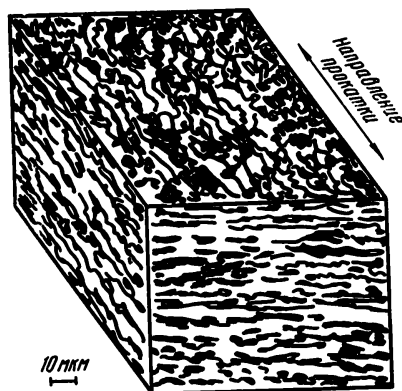


Рис. 32. Сравнение механических свойств продольных (1) и поперечных (2) образцов, вырезанных из полос стали типа 4310, термомеханически обработанных на ориентированную (волокнистую) мартенситно-ферритную структуру

ты механических испытаний, из которых следует, что не обнаруживается существенной анизотропии свойств, определяемых при статическом растяжении. В случае ударных испытаний такая анизотропия имеет место; энергия, необходимая для разрушения образцов, вырезанных в поперечном направлении, ниже, чем необходимая для разрушения образцов, вырезанных в продольном направлении. Однако даже с учетом анизотропии, свойства термомеханически обработанной на ориентированную мартенситно-ферритную структуру малоперлит-

ной стали оказались выше, чем после обычной термической обработки (ср. рис. 30 и 32).

Все описанные обработки, как сообщает Грейндж, проведены более чем на десяти марках углеродистой и легированной стали, при плоской прокатке (листы, полосы, пластины) и на прутках. Отмечается, что создание естественно волокнистых (имеющих ориентированную структуру) сталей предпочтительнее осуществлять на прутках. Это определяется, по-видимому, тем, что в последних упрочняющая фаза имеет форму волокон, тогда как при плоской прокатке полос она имеет форму пластин.

Рассмотренные схемы и режимы обработки для создания естественно волокнистых (композитных) сталей с ориентированной микроструктурой защищены патентами¹ и обсуждены в статьях [23, 24].

В нашей стране И. Н. Кидиным, В. И. Лизуновым и В. М. Белявской был предложен способ получения естественно волокнистых материалов из сталей и сплавов, включающий нагрев до температуры растворения частиц второй фазы со скоростью, исключающей гомогенизацию твердого раствора, деформацию аустенита со степенями обжатия, обеспечивающими направленное выделение частиц второй фазы при охлаждении и последующую холодную пластическую деформацию. Полученные на проволоке механические свойства превосходят свойства проволоки, обработанной по существующей в настоящее время технологии. Так, на проволоке диаметром 1 мм из стали 20, 60 и У8 получен предел прочности, соответственно 170, 270 и 280 кгс/мм² при достаточной пластичности; проволока из стали 20 диаметром 0,6 мм имеет предел прочности 240 кгс/мм². Прирост прочности на ленточных образцах такой же, как и на проволочных, хотя, естественно, абсолютные их значения несколько ниже. Для доэвтектоидных сталей в ленте толщиной 1—1,5 мм предел прочности составляет 120—200 кгс/мм² при удлинении 12—4%.

Применение быстрого электронагрева, пластической деформации и последующей закалки из двухфазной области позволяет получить слоистую феррито-мартенситную композицию в стальной ленте 0,5—0,6 мм

¹ Пат. (США), № 3.423.252, 1969; пат. (США), № 3.502.514, 1970; пат. (Англия), № 1.091.942, 1970.

Такая композиция имеет прочность 130—145 кгс/мм² при удлинении 2—4% и сужении 20—25%.

ОТПУСК ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Исследование отпуска закаленной стали под напряжением проведено Л. Е. Алексеевой, В. И. Сарраком, С. О. Суворовой, Р. И. Энтиным [80, с. 40—43]. Установлено, что, если нагружение закаленных образцов из сталей 40X2H5CM и 20XГ проводить при комнатной температуре при напряжении $0,7 \sigma_{0,2}$, то пределы пропорциональности $\sigma_{0,02}$ и текучести $\sigma_{0,2}$ существенно понижаются (на 15—30 кгс/мм²). Аналогичный эффект наблюдается при аналогичном нагружении на отпущенных при 100, 150 и 200°C образцах из стали 40X2H5CM.

Это явление обусловлено высоким уровнем исходных микронапряжений в закаленной малоуглеродистой, а также в закаленной и отпущенной при низких температурах среднеуглеродистой стали. Повышенные микронапряжения определяют, в свою очередь, повышенную склонность к замедленному разрушению. Последующее нагружение при комнатной температуре, дополнительно увеличивающее уровень этих исходных микронапряжений, по-видимому, может привести к возникновению микротрещин и уменьшить инкубационный период замедленного разрушения. Все это обуславливает понижение сопротивления малым пластическим деформациям.

Если проводить предварительное нагружение до $0,7 \sigma_{0,2}$ при комнатной температуре практически безуглеродистого мартенсита сталей Х8НЗ и Н22, а также отпущенной на 100°C малоуглеродистой стали 20XГ, т. е. образцов с низким уровнем исходных микронапряжений, то после такого нагружения наблюдается некоторое повышение сопротивления малым пластическим деформациям. Как показали исследования, это обусловлено тем, что в этом случае (низкие исходные микронапряжения) нагружение в макроупругой области приводит к микропластическим сдвигам без образования микротрещин. Такой механизм релаксации имеющихся в стали с мартенситной структурой «пиковых» напряжений приводит к снижению микронапряжений, что проявляется в уменьшении ширины интерференционной линии, а также (при последующих испытаниях) релаксационного эффекта и,

соответственно, повышению сопротивления малым пластическим деформациям.

Тогда, по-видимому, целесообразно проводить нагружение в макроупругой области при нагреве на температуру отпуска, причем так подбирать длительность нагружения (в соответствии с данной температурой), чтобы происходило снижение уровня внутренних напряжений, создание более однородного их распределения, но не развивалось деформационное старение. Эксперименты по нагружению закаленных сталей Н22, 20XГ, 40X3СМ, У9, 25X5СМФ, 65X12 и 70X13 в широком диапазоне температур отпуска (от 200 до 500°C) подтвердили, что при этом создается такое структурное состояние, которое определяет возрастание пределов пропорциональности и текучести по сравнению с отпуском без напряжения.

Прирост сопротивления малым пластическим деформациям тем больше, чем выше приложенное напряжение (в макроупругой области) и выше содержание углерода в стали. Предел прочности и твердость после отпуска под напряжением и без напряжения практически одинаковы; только в тех случаях, когда все же происходит деформационное старение мартенсита в процессе отпуска под напряжением (сталь 40X3СМ, отпуск при 200°C, $\sigma = 0,9 \sigma_{0,2}$) наблюдается существенное (более чем на 20%) повышение предела прочности.

Деформационное старение мартенсита (наблюдается обычно при отпуске ниже 400°C и $\sigma = 0,7 \div 0,9 \sigma_{0,2}$) проявляется в возникновении зуба текучести на диаграмме растяжения и в некотором падении пластичности. По-видимому, отпуск под напряжением, равным около $0,5 \sigma_{0,2}$, целесообразно проводить в случае, когда повышение сопротивления малым пластическим деформациям, достигающее 20—40 кгс/мм², не сопровождается деформационным старением и, соответственно, изменением предела прочности, твердости и относительного удлинения, по сравнению с отпуском без приложения напряжения. При этом уменьшается также склонность к хрупкому разрушению, которая оценивалась по результатам ударных испытаний.

Так, в результате приложения напряжений порядка $0,5 \sigma_{0,2}$ в процессе отпуска стали 40X3СМ при 200°C, 1 ч, кривая температурной зависимости ударной вязкости сдвигается в сторону более низких температур, при этом

абсолютные значения ударной вязкости растут (рис. 33,а). То же напряжение при отпуске 500°C, 1 ч (рис. 33,б) понижает температуру перехода из вязкого в хрупкое состояние на 80 град по сравнению с отпуском

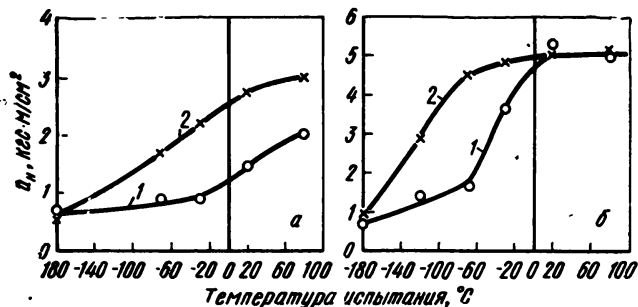


Рис. 33. Температурная зависимость ударной вязкости образцов стали 40X3CM после отпуска в течение 1 ч при температуре, °C:
а — 200; б — 500; 1 — без приложения нагрузки; 2 — под напряжением $0,5 \sigma_{0,2}$

без напряжения. Следует подчеркнуть, что смещение кривой температурной зависимости ударной вязкости к более низким температурам в результате отпуска под напряжением наблюдается при повышенных значениях

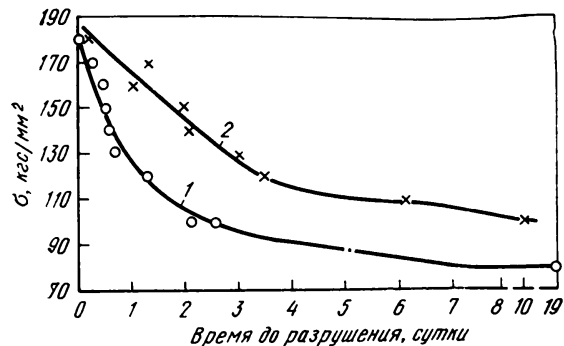


Рис. 34. Кривые длительной коррозионной прочности стали 40X3CM, после отпуска при 200°C, 1 ч:
1 — без приложения нагрузки; 2 — под напряжением $0,5 \sigma_{0,2}$

пределов пропорциональности и текучести и неизменном пределе прочности.

Испытания на коррозию под напряжением в 3%-ном водном растворе хлористого натрия показали, что отпуск под напряжением (сталь 40X3CM; $\sigma \approx 0,5 \sigma_{0,2}$; отпуск 200°C, 1 ч) определяет большую стойкость против коррозии. Об этом свидетельствует сдвиг кривой длительной коррозионной прочности в сторону большего времени до разрушения (рис. 34). Кроме того, несколько повышается пороговое напряжение, т. е. напряжение, ниже которого разрушения образцов практически не происходит.

Такое влияние отпуска под напряжением на повышение сопротивления малым пластическим деформациям и хрупкому разрушению обусловлено интенсификацией процессов релаксации остаточных микронапряжений путем микропластических сдвигов, ускорением распада мартенсита, изменениями дислокационной структуры, созданием более равномерного и однородного распределения искажений, уровень которых к тому же оказывается пониженным.

ИЗЫСКАНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ

В реально используемых сталях всегда присутствуют различные дефекты (трещины, включения и др.), что обуславливает возможность неожиданного разрушения материала в конкретных условиях эксплуатации при напряжениях, намного меньше допустимых. Вероятность разрушения неизмеримо возрастает при переходе к высокопрочному состоянию, определяемому мартенситной структурой углеродсодержащих сталей. Как отмечают Прайст и Мэй [90, с. 161—193], большинство существующих высокопрочных сталей было разработано до того, как механика разрушения достигла современного практического использования. Основными критериями для оценки этих сталей были прокаливаемость, механические свойства при испытании на растяжение, характеристики ударной вязкости (желательно по Шарпи, образцы с V-образным надрезом). При этом в ряде случаев не могло быть достигнуто оптимального сочетания высоких значений сопротивления хрупкому разрушению и прочности. Сейчас проводятся работы по оптимизации состава высокопрочных сталей с учетом изменения па-

раметров вязкости разрушения; показано, что даже небольшое увеличение этих параметров иногда оказывается более важным, чем повышение прочности.

С использованием методов математического планирования эксперимента было проведено исследование влияния семи наиболее распространенных при легировании высокопрочной стали элементов (Si, Mn, Ni, Cr, Mo, V, Co) на ее механические свойства при растяжении и параметры вязкости разрушения. Содержание углерода было выбрано постоянным (0,4%) и также от начала обычному содержанию этого элемента в высокопрочной стали. При выборе верхнего и нижнего уровней легирующих добавок исходили из анализа состава многих высокопрочных закаливаемых на мартенсит сталей. Химический состав исследованных плавок приведен в табл. 3.

Таблица 3

Химический состав плавок, % [90, с. 161—193]

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Co
0,39	0,10	0,13	1,46	0,73	0,24	0,11	—
0,39	1,08	1,08	1,75	0,78	0,56	0,21	—
0,41	0,11	1,03	1,57	0,74	0,24	0,18	0,96
0,38	1,02	0,10	1,60	0,75	0,50	0,11	1,06
0,39	0,10	1,02	3,10	0,65	0,50	0,10	—
0,37	0,10	1,02	3,10	0,76	0,26	0,21	—
0,42	0,11	0,09	3,05	0,67	0,52	0,19	1,07
0,39	1,02	1,10	3,30	0,75	0,27	0,12	1,05
0,37	0,12	0,08	1,51	1,47	0,46	0,18	—
0,41	0,96	1,04	1,54	1,47	0,27	0,12	—
0,39	0,12	1,04	1,51	1,45	0,53	0,09	1,00
0,39	1,03	0,10	1,51	1,49	0,27	0,21	0,97
0,38	0,11	1,05	3,05	1,44	0,26	0,20	—
0,41	1,07	0,10	3,05	1,44	0,26	0,20	—
0,40	0,14	0,10	3,00	1,50	0,26	0,10	1,04
0,40	1,06	1,13	3,20	1,68	0,49	0,21	1,01

Проводили испытания на растяжение, на ударную вязкость (на образцах Шарпи с наведенной усталостной трещиной), на статический изгиб (эти же образцы и образцы с боковым надрезом — так называемые SEN-образцы) для определения параметров вязкости разрушения.

Обобщение всех данных механических испытаний и использование методов математической статистики для

нахождения корреляции между параметром вязкости разрушения G_{1c} и пределом текучести $\sigma_{0,2}$ позволило определить реальные эффекты влияния легирующих элементов на эти характеристики через отклонение от среднего значения. От реальных эффектов перешли к оптимизации составов сталей, при которых наблюдается наиболее выгодное сочетание значений G_{1c} и $\sigma_{0,2}$. Такие оптимальные составы приведены в табл. 4; следует обратить внимание на то, что они для разных температур отпуска неодинаковые.

Таблица 4

Оптимальные составы сталей, а также величины G_{1c} и $\sigma_{0,2}$

Температура отпуски, °С	Содержание, %								G_{1c} , кгс/мм	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Co		
200	0,40	1,0	1,0	1,5	0,75	0,5	0,20	0	3,9	157,5
300	0,40	1,0	1,0	1,5	0,75	0,5	0,20	0	3,1	164,5
400	0,40	1,0	0,10	1,5	1,5	0,25	0,20	1,0	2,6	151,0
500	0,40	1,0	0,10	1,5	1,5	0,25	0,20	1,0	6,2	136,5

В указанной работе не до конца было вскрыто влияние молибдена, так как при планировании эксперимента различие между верхним и нижним уровнем его содержания составляло всего 0,25%. Возможно, что увеличение содержания молибдена выше верхнего уровня будет полезным. Что касается содержания ванадия, то поскольку его влияние в основном сводится к измельчению зерна, Прайт и Мей считают, что увеличение его содержания свыше указанного в табл. 4 вряд ли приведет к существенному улучшению свойств. В экономно легированной высокопрочной стали содержание хрома и никеля должно обеспечить необходимую прокаливаемость. Учитывая изменения параметров вязкости разрушения, авторы пришли к выводу, что влияние никеля как упрочняющего легирующего элемента во многих случаях переоценивалось. Гораздо эффективнее оказалось влияние молибдена и кремния. Последний существенно влияет на тонкое строение мартенсита, увеличивая количество двойникового мартенсита, карбиды сохраняются (при низком отпуске) преимущественно мелкими и более тесно связанными с мартенситными кристаллами. Вследствие эффективного влияния крем-

ния на субструктуру присутствие его в составе высокопрочной стали практически обязательно.

Влияние остаточного аустенита и, соответственно, влияние легирующих элементов сводится к следующему. Все изученные элементы, кроме кобальта, увеличивают содержание остаточного аустенита. При содержании в количестве 5—7% остаточный аустенит почти не влияет на прочность и параметры вязкости разрушения при низком отпуске. С повышением температуры отпуска до 400—500°C необходимо учитывать содержание остаточного аустенита (после закалки), так как при таком отпуске остаточный аустенит в высоколегированных сталях переходит в мартенсит и уменьшает параметры вязкости разрушения. Поэтому для этих температур отпуска рекомендуются стали, содержащие кобальт.

Л. С. Лившиц с сотрудниками [85, с. 92—97] изучал влияние легирования низкоуглеродистых конструктивных и среднеуглеродистых машиностроительных сталей на их ударную вязкость, работу развития трещины и температуру перехода в хрупкое состояние. Уделялось внимание не только легированию феррита, но и состоянию карбидной фазы, так как легирование проводилось наиболее распространенными карбидообразующими элементами (Mn, Cr, V, Mo, W). Стали подвергали высокотемпературной аустенитизации с практически полным растворением карбидов, закалке на мартенсит и длительному 100-ч отпуску при 700°C.

Было показано, что ванадий образует один устойчивый карбид VC, который незначительно растворяет железо; сам ванадий в цементите практически не растворяется. Хром, молибден, вольфрам образуют в стали несколько специальных карбидов, широко растворяющих железо. Марганец не дает специального карбида и неограниченно растворяется в цементите.

В качестве показателя распределения легирующих элементов между карбидами и ферритом было выбрано отношение Me/C , где Me — содержание легирующего элемента, C — содержание углерода в стали; это отношение считали величиной относительного легирования. До определенного значения Me/C в структуре присутствует цементит и карбид легирующего элемента. Количество углерода, связанного в карбид легирующего элемента, увеличивается с ростом (до определенного значения) отношения Me/C , тогда как легирование ферри-

та возрастает слабо. Карбидная фаза претерпевает существенные изменения: меняется дисперсность, строение и распределение карбидных частиц в структуре стали. Степень обогащения феррита легирующими элементами зависит от карбидообразующей способности этого элемента. Количество углерода в феррите определяется условиями равновесия Me/C в системе феррит — цементит.

При достижении определенной величины отношения Me/C , которое авторы работы [85, с. 92—97] называют критической степенью легирования, практически весь углерод оказывается связанным в карбид легирующего элемента. Если легирующий элемент образует в стали только один карбид, при «закритическом» легировании не происходит никаких изменений в карбидной фазе и интенсивно повышается легированность феррита. В случае образования нескольких типов специальных карбидов меняется легированность феррита при перестройке карбидной фазы. Содержание углерода в феррите отвечает условиям равновесия в системе феррит — специальный карбид и оказывается меньшим по сравнению с содержанием углерода в феррите нелегированной стали. Л. С. Лившиц указывает, что признаком перехода через критическое отношение Me/C в стали является образование карбида легирующего элемента в структуре, начало интенсивного обогащения феррита легирующим элементом и понижение концентрации углерода в феррите.

На рис. 35 приведено изменение предела прочности и критической температуры хрупкости (для предельной величины $\alpha_H = 3 \text{ кгс} \cdot \text{м/см}^2$) для стали с 0,2% C, легированной ванадием, в зависимости от соотношения V/C .

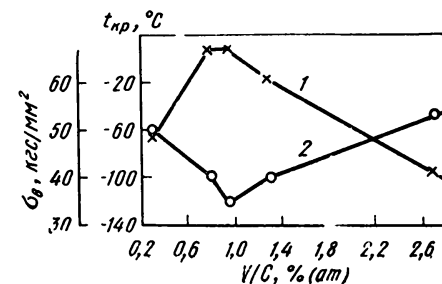


Рис. 35. Изменение предела прочности (1) и критической температуры хрупкости (2) стали с 0,2% C в зависимости от соотношения V/C

Минимальная температура перехода в хрупкое состояние и максимальная прочность отвечают критическому отношению $V/C=0,9\div 1,0\%$ (ат.), когда начинает обособляться карбид ванадия, карбидная фаза приобретает максимальную дисперсность и равномерно распределяется в структуре, уменьшается размер зерна аустенита. Содержание ванадия в феррите при докритическом легировании незначительно, оно резко растет при увеличении отношения V/C сверх критической величины. При этом происходит разупрочнение и охрупчивание стали (см. рис. 35) несмотря на то, что наблюдается еще большее измельчение зерна. Л. С. Лившиц, Н. В. Ситкова, В. С. Щербакова [85, с. 92—97] справедливо связывают такие перемены в механическом поведении стали с изменениями в тонкой структуре, в первую очередь с поведением подвижных дислокаций, которое находится в сложной зависимости от содержания углерода в феррите.

Аналогичные зависимости были получены для сталей, легированных хромом. Для них были получены два критических отношения: $k_1=Cr/C=1\%$ (ат.), отвечающее обособлению Cr_7C_3 в структуре, и $k_2=Cr/C=10\%$ (ат.), когда происходит обособление $Cr_{23}C_6$. Наблюдаются те же изменения в строении карбидной фазы, что и описанные выше. Различие состоит в том, что легированность феррита сталей с хромом в докритическом интервале легирования возрастает более интенсивно, чем в сталях с ванадием, что объясняется меньшим сродством хрома к углероду. При этом установлено, что легирование хромом (в отличие от легирования ванадием) не влияет отрицательно на склонность феррита к хрупкому разрушению, существенно зависящую от состояния карбидной фазы.

Такая же зависимость критической температуры хрупкости от критического отношения Me/C была установлена на сталях, легированных молибденом, вольфрамом и марганцем.

На серии сталей, легированных хромом и марганцем, при содержании 0,2 и 0,4% С, после закалки и отпуска при 625°C, было изучено изменение a_n и a_p в зависимости от отношения Me/C . Получено (рис. 36 и 37) подтверждение решающего влияния критической величины Me/C на сопротивление разрушению.

Влияние легирования на механические свойства ста-

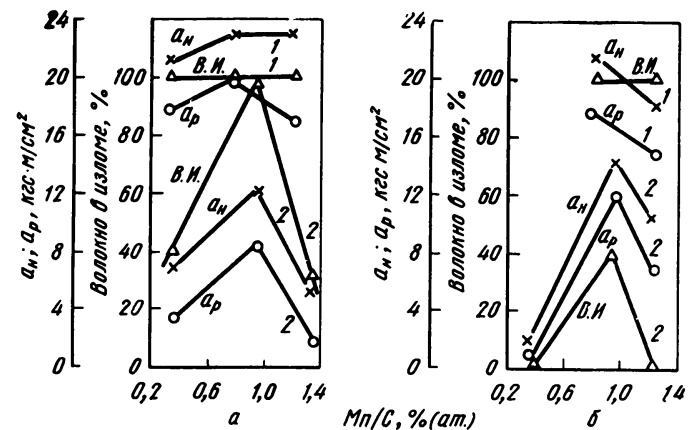


Рис. 36. Зависимость ударной вязкости a_n , работы развития трещины a_p , количества волокнистой составляющей в изломе В. И. от отношения Mn/C в стали с 0,2% С (1) и 0,4% С (2). Температура испытания, °С:

а — -10; б — -40

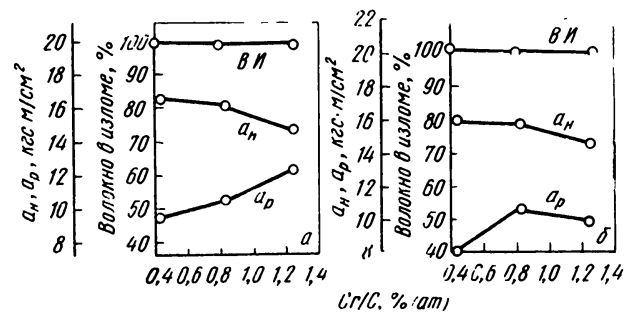


Рис. 37. Зависимость ударной вязкости a_n , работы развития трещины a_p , количества волокнистой составляющей в изломе В. И. от отношения Cr/C в стали с 0,4% С. Температура испытания, °С:

а — -10; б — -40

ли (особенно на сопротивление динамическим нагрузкам) освещено в вышедших в издательстве «Металлургия» монографиях А. П. Гуляева [19] и М. Н. Георгиева [25].

Глава III ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ

Выполненные в последние годы работы по оценке эффективности различных упрочняющих обработок показали, что наибольшее сопротивление разрушению имеют те стали, в которых высокопрочное состояние создано термомеханической обработкой, особенно в результате осуществления ее высокотемпературной схемы (ВТМО).

В ряде случаев и низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) способствует снижению хрупкости высокопрочной стали (например, осуществление деформации при НТМО при повышенных температурах или проведение после НТМО высокого отпуска [94, 95]. Это означает, что снижение склонности к хрупкому разрушению стали с прочностью $\sigma_b \geq 150 \div 170$ кгс/мм² в результате НТМО реализуется в тех случаях, когда проходят процессы полигонизации при деформации аустенита при повышенных температурах, или за счет перестройки введенных деформацией дислокаций при высоком отпуске. Такая «модифицированная» НТМО стали типа 50ХГ привела к повышению сопротивления хрупкому разрушению и благоприятному изменению вида излома от межкристаллитного к внутрикристаллитному [94]. Зерно аустенита оставалось довольно крупным и вытянутым, но внутри этого зерна проходили процессы полигонизации. Сохранение вытянутого зерна, а также вытянутой формы включений сульфида марганца определило некоторую анизотропию в изменении сопротивления хрупкому разрушению, проявляющуюся, в частности, в образовании своеобразного слипистого характера разрушения, особенно при испыта-

ниях на ударную вязкость образцов, вырезанных в продольном направлении, когда выигрыш в сопротивлении динамическим нагрузкам после НТМО был особенно заметным (по сравнению с обычной термической обработкой). Однако для поперечных образцов после НТМО отмечалось более низкое сопротивление динамическим нагрузкам.

В работе [95] после НТМО, определяющей вытянутость (вдоль направления прокатки) аустенитных зерен, проводили отпуск при повышенных температурах (от 400 до 600°C). Было отмечено, что происходит интенсивное образование карбидов вдоль границ вытянутых бывших аустенитных зерен. При этом отмечается межкристаллитное разрушение. Благоприятное влияние НТМО проявляется при отпуске выше 600°C, когда происходит интенсивная коагуляция карбидов (влияние предшествовавшей деформации). Дисперсные частички карбидов, а также микропоры, образование которых сопровождается процессом коагуляции, тормозят развитие трещин и повышают сопротивление динамическим нагрузкам (по сравнению с обычной термической обработкой).

В работе [96] изучали влияние НТМО на сопротивление разрушению стали с 0,3% С, 9% W и 2% Cr. После НТМО или обычной термической обработки проводили также динамическое или статическое деформационное старение. Если динамическое деформационное старение следовало за обычной термической обработкой, то наблюдалось обычное изменение свойств: возрастание пределов прочности и текучести и падение ударной вязкости и удлинения. Если же динамическое деформационное старение проводили после НТМО, то наряду с ростом пределов прочности и текучести ударная вязкость не падала, хотя удлинение и уменьшалось. Наилучшее сочетание механических свойств — высокой прочности при достаточной ударной вязкости — было получено в тех случаях, когда после НТМО и динамического старения проводили заключительный отпуск при 500°C. Видимо, это обусловлено возможностью перегруппировки введенных при предшествующих операциях деформации дислокаций по типу полигонизации.

Даже простая теплая деформация растяжением стали типа 20ХНМ с бейнитной структурой резко увеличивает прочность образцов с наведенной усталост-

ной трещиной при комнатной и пониженных температурах [97]. Были изучены различные варианты такой обработки (разная последовательность операций нагрузки, разгрузки и охлаждения). В тех случаях, когда удавалось создать субструктуру полигонизации (или близко к ней), вязкость разрушения повышалась. Если же добивались просто повышения плотности дислокаций в результате теплой деформации или НТМО, то сопротивление разрушению в лучшем случае не изменялось, а в ряде случаев — даже уменьшалось (при одновременном увеличении прочности).

Таким образом, НТМО в ограниченном числе случаев повышает сопротивление разрушению; обычно же НТМО является, по сути дела, обычной упрочняющей обработкой, определяющей рост прочности при одновременном снижении сопротивления разрушению.

Уникальное сочетание свойств, когда наряду с упрочнением стали достигается повышение сопротивления распространению трещины, наблюдается после высокотемпературной термомеханической обработки.

Во многих работах показано, что высокотемпературная термомеханическая обработка:

- а) повышает ударную выносливость стали [15, 98];
- б) изменяет вид излома от хрупкого к вязкому, понижает порог хладноломкости [99, 100, 103];
- в) уменьшает чувствительность к концентраторам напряжения, повышает работу распространения трещины при разных условиях нагружения [80, с. 30—37; 101—103];
- г) повышает сопротивление распространению трещины замедленного разрушения [104];
- д) повышает сопротивление усталостному разрушению, особенно ограниченную выносливость [15; 90, с. 272—298];
- е) повышает сопротивление локальному разрушению поверхности при высоких контактных напряжениях, в том числе при испытаниях на износ [15, 105];
- ж) повышает характеристики вязкости разрушения стали, находящейся в высокопрочном состоянии [90, с. 272—298].

Даже в тех случаях, когда охрупчивание создавалось таким воздействием, как нейтронное облучение ($2 \cdot 10^{21}$ н/см²), проведение последующей термомеханической обработки, создающей полигонизованное строе-

ние в металлическом сплаве, приводило к существенному уменьшению хрупкости [106].

О МЕХАНИЗМЕ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Термомеханическое упрочнение, особенно в результате осуществления высокотемпературной схемы этой обработки, перестало носить чисто познавательный характер, приобрело самостоятельное значение в связи с внедрением этого метода упрочнения в конкретные отрасли техники. Нет нужды развивать очевидное положение, что без ясного понимания механизма упрочнения в результате ТМО невозможно обоснованно назначать режимы обработки применительно к определенным изделиям.

Всестороннее исследование работоспособности стали, находящейся в высокопрочном состоянии, свидетельствует, что высокотемпературная термомеханическая обработка является в настоящее время, видимо, единственным промышленным способом создания сталей, которые могут быть надежно использованы в инженерных конструкциях, работающих в условиях высокого и сложного нагружения.

Так как все характеристики механического поведения высокопрочной стали являются структурно чувствительными, то закономерен вопрос — какие особенности тонкого строения, возникающие в процессе высокотемпературного термомеханического упрочнения, ответственны за создание необычного комплекса свойств, для которого одновременно с высоким сопротивлением пластической деформации наблюдается и высокое сопротивление хрупкому разрушению.

Установлено, что образующийся при термомеханической обработке мартенсит наследует тонкое строение деформированного аустенита [116, 117]. Тогда поиски связи тонкого строения, создаваемого в процессе ВТМО, со свойствами высокопрочной стали надо, естественно, начинать с изучения структурных особенностей, которые возникают при горячей деформации аустенита, а затем передаются мартенситу.

Надо отметить, что металловедение (металлография) горячей деформации пока развито крайне слабо; только в последние годы предпринимаются интенсивные

работы, назначение которых состоит не только в том, чтобы наверстать упущенное, получить достоверные экспериментальные данные и создать адекватную картину структурных изменений при горячей обработке, но и в том, чтобы развеять старые неверные представления, одно из которых состояло в том, что горячая деформация всегда (в большей или меньшей степени) сопровождается рекристаллизацией.

Известно, что наиболее характерной чертой горячей деформации (при температурах выше $0,6 T_{пл}$) является возможность достижения больших степеней обжатия при высоких скоростях деформирования. Другая важная особенность горячей деформации (отличающая ее от холодной) состоит в том, что в определенных условиях материал не обнаруживает деформационного упрочнения [121]. Это последнее явление можно объяснить лишь если предположить, что одновременно протекает динамическое разупрочнение горяченаклепанного материала. Долгое время считали, что основной причиной динамического разупрочнения в процессе горячей обработки давлением является рекристаллизация [122]. Как было позднее показано в систематических исследованиях Селларса [123], такое утверждение оказалось глубоким заблуждением.

Дело в том, что в большинстве работ не были разграничены явления, происходящие *в ходе* горячей деформации, и явления, происходящие *после* ее окончания, при обычном охлаждении от температуры деформации или в течение последеформационных выдержек. Действительно, при осуществлении большинства известных в технике обычных процессов формоизменения после горячей деформации успевают пройти, с той или иной полнотой, процессы рекристаллизации. Однако применительно к ВТМО, предусматривающей немедленное и резкое охлаждение после завершения горячей деформации или после регламентированной последеформационной выдержки, важно знать, имеются ли условия для рекристаллизации в ходе самой горячей деформации и, вообще, каков характер возможных при горячей деформации изменений тонкого строения. Учитывая низкое сопротивление деформации при высоких температурах и экономические соображения (связанные с производительностью, можно принять, что характерным для горячей деформации является возможность

осуществления больших (десятки процентов) обжатий (вытяжек) при высоких скоростях деформации (обычно от 0,5 до 500 с⁻¹).

Процесс рекристаллизации, который контролируется скоростью миграций высокоугловых границ или скоростью коалесценции субзерен, требует для своего развития определенного времени. Между тем при осуществлении большинства процессов горячей обработки, являющихся высокоскоростными, время, затрачиваемое на деформацию, оказывается меньшим, чем время, необходимое для осуществления рекристаллизации. Естественно, что характер возникающих при горячей обработке изменений тонкого строения будет определяться соотношением между временем, затрачиваемым на горячую деформацию, и временем, необходимым для развития рекристаллизации. В свою очередь, это соотношение будет зависеть от ряда факторов, главными из которых являются тип решетки деформируемого металла, напряжение, температура и скорость деформации.

Возникающие в ходе горячей обработки структурные изменения влияют на непрерывно изменяющееся сопротивление деформации, и поэтому о характере этих изменений косвенно можно судить по виду кривых деформационного упрочнения (или разупрочнения) в координатах напряжение—деформация.

Многочисленные эксперименты (обнаружившие хорошее совпадение при использовании самых различных схем деформации) свидетельствуют о том, что для условий горячей обработки имеются два типа кривых напряжение—деформация, внешне похожие между собой (рис. 38), но имеющие, однако, ряд существенных различий. По ним все металлы и сплавы могут быть разделены на две группы: обнаруживающие слабое деформационное упрочнение (сплавы с ферритной структурой, алюминий, см. рис. 38,а) и обнаруживающие сильное деформационное упрочнение (сплавы с аустенитной структурой, никель, медь, см. рис. 38,б). Общим для этих типов кривых напряжение—деформация в условиях горячей обработки является: а) резкий рост напряжения до некоторого «пикового» значения (которое, естественно, выше в металлах, обнаруживающих большее деформационное упрочнение) на начальных этапах деформации, свидетельствующий о создании

горячего наклепа (участок 1—2); б) повышение значений напряжения и деформации, соответствующих «пику», т.е. «усугубление» состояния наклепа с увеличением скорости деформации при постоянной температуре, а горячей обработки (см. рис. 38) или при пониже-

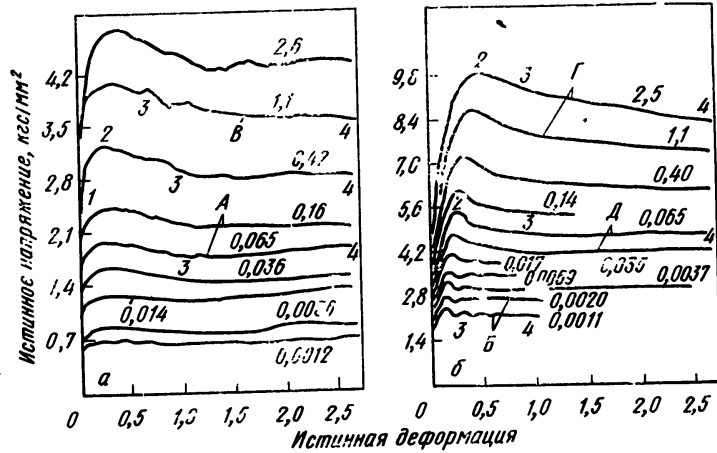


Рис. 38. Кривые напряжение—деформация для ферритного сплава с содержанием 25% Cr (а) и стали с 0,25% С (б), подвергнутых деформации с различной скоростью (цифры у кривых) горячим кручением при 1100°C

нии температуры при постоянной скорости деформации (рис. 39); в) разупрочнение по механизму динамического возврата (участок 2—3), которое превалирует над упрочнением, что и определяет пик на кривой напряжение—деформация; г) наличие (после пика) установившейся стадии (участок 3—4), для которой характерно достижение больших деформаций при практически неизменном (или мало меняющемся) напряжении.

Итак, в условиях горячей деформации до точки 2 получают наклепанные структуры с характерным неупорядоченным распределением дислокаций, плотность которых, равно как и плотность созданных при деформации вакансий, будет повышена. Состояние горячего наклепа усугубляется с ростом скорости или с уменьшением температуры деформации [124].

На участке 2—3 происходит разупрочнение (о чем

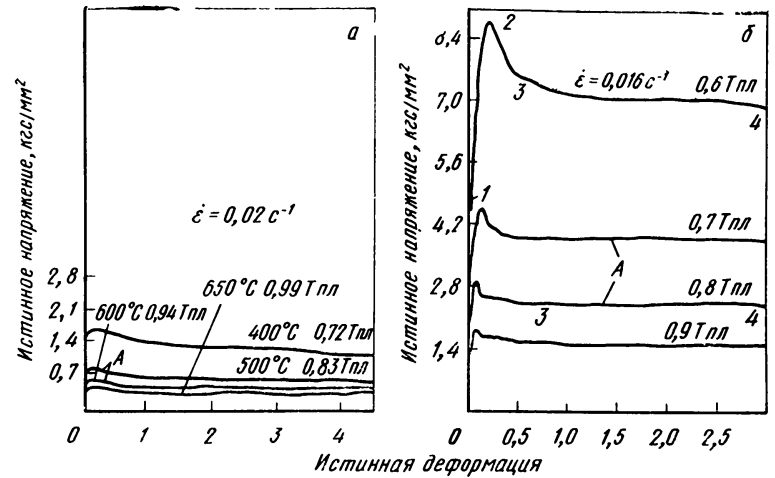


Рис. 39. Кривые напряжение—деформация технически чистого алюминия (а) и никеля (б) при разных температурах

свидетельствует падение напряжения при увеличивающейся деформации) по известному механизму динамического возврата, когда успевают реализоваться поперечное скольжение или персползание дислокаций.

Напомним, что уже при анализе кривых деформационного упрочнения при комнатной температуре отмечается протекание динамического возврата, определяющего наличие III стадии (рис. 40), который связан с микроскопически наблюдаемой фрагментацией кристаллов. Хотя отклонение от линейного хода упрочнения на II стадии известной кривой деформационного упрочнения и переход к параболической форме кривой на III стадии и определяет разупрочнение в связи с частичным перераспределением дислокаций, однако структура материала сохраняет многие признаки, характерные для наклепанного состояния, в связи со слабым развитием III стадии при комнатных температурах.

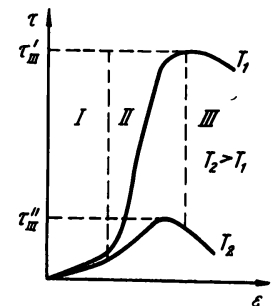


Рис. 40. Кривые деформационного упрочнения при двух температурах (схема)

По мере повышения температуры деформации ($I_2 > I_1$) величина напряжения тп, обуславливающего переход к III стадии, понижается. Это определяется облегчением процессов перераспределения дислокаций из их скоплений, созданных в процессе деформации, за счет большего развития термически активируемых процессов (повышения концентрации точечных дефектов при более высокой температуре). Такие изменения в тонком строении приводят к уменьшению протяженности II стадии и большему развитию III стадии (см. рис. 40). Поэтому, если динамическому возврату уделяют сравнительно мало внимания при изучении структурных изменений в результате деформации при невысоких температурах¹, когда этот процесс имеет малое развитие, то в случае горячей деформации динамический возврат приобретает заметное развитие и является первым этапом разупрочнения (снятия наклепанного состояния) в ходе самой деформации. При сильном развитии динамического возврата, как например в металлах, характеризующихся высокими деформационным упрочнением (см. рис. 38, б или 39, б, когда велик участок 2—3), можно говорить о существенном развитии субструктуры уже на стадии динамического возврата; эта субструктура будет благоприятно влиять на свойства.

С понижением температуры и ростом скорости деформации намечается слабое перемещение максимума на кривых в сторону более высоких степеней обжатия [125]. Появление пика определяется одновременным протеканием двух конкурирующих процессов: упрочнения в результате наклепа и разупрочнения в результате динамического возврата.

Квин [121] исследовал изменение тонкой структуры с ростом температуры деформации и показал, что ячеистая структура, характерная для холодной деформации, претерпевает с ростом температуры деформации следующие изменения: увеличивается размер ячеек,

¹ Ряд важных исследований динамического возврата в алюминиевых сплавах, для которых деформация при комнатной температуре может рассматриваться как «теплая», выполнен Р. Л. Гофленец — см. автореферат докторской диссертации «Теоретическое и экспериментальное исследование разупрочняющих процессов в стареющих сплавах». Минюк, Физико-технический институт АН СССР, 1973.

дислокации перераспределяются в более стабильные конфигурации, они выстраиваются в регулярные сетки, вместо неровных стенок (границ) ячеек обнаруживаются четкие границы полигонизации. В работе А. Н. Ростовцева показано, что в случае горячей деформации при 900—1100°C сталей с содержанием от 0,2 до 0,9% С основным механизмом структурообразования является формирование субзерен. Уже начальные стадии формирования субструктуры уменьшают общий уровень искажений (запасенную энергию) и следовательно, тенденцию к последующей рекристаллизации [125].

Иногда структура после того, как прошло формирование стабильных субзерен, обладает более высокой устойчивостью против термических воздействий, нежели структура после прохождения первичной рекристаллизации [126]. Отсюда дальнейшие структурные изменения, связанные со снятием этой субструктуры, чрезвычайно затруднены, а в ряде случаев вообще не протекают [118, 127—129].

Теория динамического возврата при горячей деформации предложена Штюве [130, 131]. Она предусматривает, что необходимые для переползания краевых компонент точечные дефекты генерируются при непосредственном движении порогов на винтовых дислокациях. Избыточная концентрация таких вакансий, которые диффундируют в поле собственного градиента концентрации к краевым дислокациям — значительна.

Штюве дает пример для никеля, в котором деформация при 710°C со скоростью 2,86 с⁻¹ вызывает образование так называемых геометрических вакансий (при движении порогов на винтовых дислокациях) в количестве в 10⁵ раз больше, чем их термически равновесная концентрация. Отсюда понятно сильно ускоряющее воздействие пластической деформации на скорость перераспределения дислокаций в новые поверхности раздела [121, 125, 132]. В работе [148] была получена система численно решаемых дифференциальных уравнений, дающая хорошее совпадение с экспериментальными данными (для меди, алюминия, никеля, стали 18-8) при оценке таких величин, как высота пика напряжений, равновесная плотность дислокаций и вакансий и средний диаметр субзерен. Кроме то-

го, модель Штюве объясняет слабую зависимость координат максимума (пика) от температуры и скорости деформации.

Значительный интерес представляет участок 3—4, называемый установившейся стадией горячей деформации, когда большие деформации набираются при постоянном (или мало меняющемся) напряжении. Это означает, что на этой стадии имеется динамическое равновесие между процессами упрочнения (обусловленными деформацией) и одновременно протекающего разупрочнения.

Таковыми процессами разупрочнения в ходе горячего деформирования при увеличивающихся степенях деформации могут быть: а) динамическая полигонизация — когда дислокации сравнительно легко (под влиянием не только температуры, но и действующих напряжений) выходят из своих плоскостей скольжения и формируют субграницы; б) динамическая рекристаллизация — динамическая в том смысле, что наряду с температурой на металл воздействуют деформирующие напряжения. Динамическая рекристаллизация контролируется главным образом коалесценцией субзерен, созданных на стадии динамического возврата (преимущественный случай для горячей деформации [118]), или когда мигрируют те участки высокоугловых границ, по обе стороны которых имеется градиент плотности дислокаций, введенных деформацией, и этот градиент «заставляет» данный участок границы вначале выгибаться, а затем мигрировать в соседнее зерно, в сторону большей плотности дислокаций.

Динамическая полигонизация происходит в условиях, когда состояние металла отвечает умеренному горячему наклепу. Это наблюдается в материалах, которые не склонны к сильному деформационному упрочнению (ферритные сплавы, алюминий при невысоких скоростях деформирования или аустенитные сплавы, деформируемые при высоких температурах). В этих случаях установившаяся стадия будет характеризоваться практически неизменным значением деформирующего напряжения (см. кривые А на рис. 38 и 39). Аналогичное положение наблюдается на II стадии ползучести, когда так же, как и при горячей деформации в указанных выше условиях, формируется развитая субструктура, контролируемая процессом самодиффузии. Существенно (табл. 5),

что действительно для этих случаев имеется соответствие значений энергии активации горячей деформации и энергии активации на II стадии ползучести (самодиффузии).

Т а б л и ц а 5

Энергия активации (ккал/моль) для процессов, связанных с горячей обработкой

Металл	Самодиффузия	Ползучесть	Горячая деформация
Металлы первой группы			
Алюминий	33	33—36	37
Цинк	23	21	23
α -железо	65	61	67
Металлы второй группы			
Медь	44—56	47—56	72
Ni+20% Fe	53 (Ni в Ni+Fe)	48	94
Сталь 18-8	67 (Fe в Fe—Cr—Ni)	75	99
Fe+1,2% C	—	61	93

Процесс динамической полигонизации, протекающий в ходе горячей обработки в металлах первой группы (ферритные сплавы, алюминий) при больших и малых деформациях и в металлах второй группы (аустенитные сплавы, никель) после умеренной горячей деформации, приводит к формированию весьма устойчивой субструктуры (рис. 41), сохраняющейся, как показывают прямые эксперименты, при повторном и длительном высокотемпературном нагреве на температуры, намного превышающие порог обычной (статической) рекристаллизации [149]. Субграницы представляют собой комбинацию из простых гексагональных сеток винтовых дислокаций (рис. 42), обладающую низкой энергией и столь высокой устойчивостью, что эти субграницы в ряде случаев остаются даже при условии, что через них прошла, в процессе миграции, высокоугловая граница [116].

Отличительной особенностью субструктуры, возникающей в процессе горячей обработки в связи с протеканием динамической полигонизации, является то, что в зависимости от ориентации описанных выше субгра-

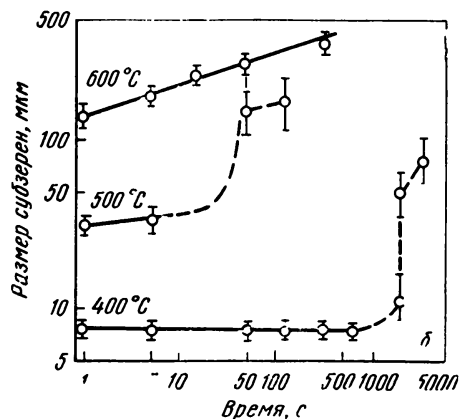
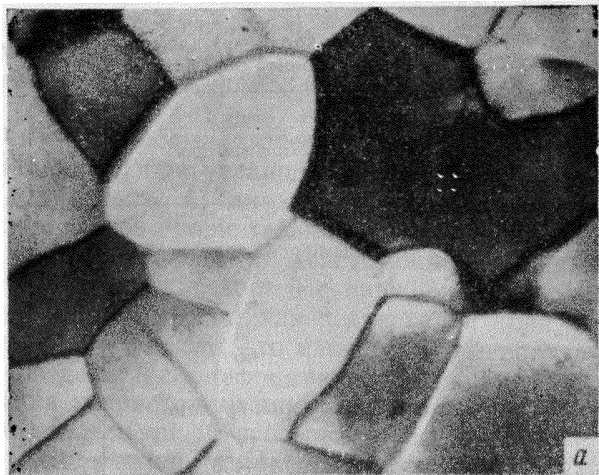
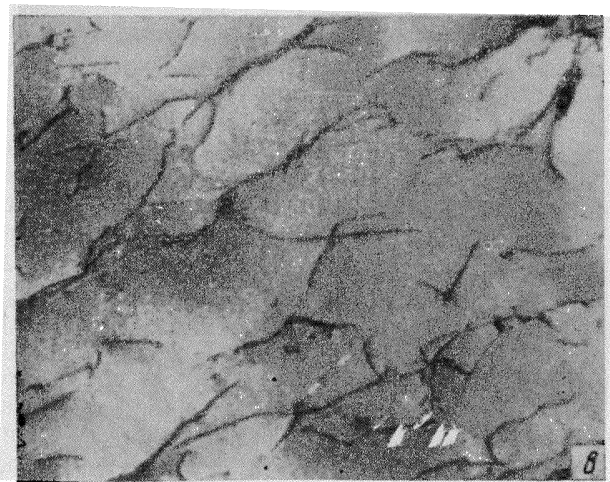


Рис. 41. Тонкое строение горячедеформированного (экструзия 40:1 при 400°C, $\dot{\epsilon}=1\text{с}^{-1}$) алюминия (а), $\times 7000$; устойчивость созданной в нем субструк-

ниц в пространстве, они могут задерживать дислокации и способствовать локализации деформации в объеме субзерна, отсюда — упрочнению (левое верхнее субзерно *a* на рис. 43), или пропускать дислокации «на ходу» (центральная часть *b* на рис. 43), отсюда — способствовать релаксации опасных локальных перенапряжений, что уменьшает опасность возникновения хрупкого разрушения.

Размер возникающих в результате динамической полигонизации субзерен оказывается постоянным на протяжении всей установившейся стадии — отсюда и постоянное значение деформирующего напряжения на этой стадии (участки 3—4 на кривых *A* рис. 38 и 39). Возникающие субзерна — равноосны, хотя они могут быть сформированы и в вытянутых зернах. Размер этих субзерен оказывается независимым от размеров исходных зерен, он растет с температурой горячей деформации и уменьшается с увеличением скорости деформации и возрастанием действующего напряжения [120].

Рассматривая связь между динамическим возвратом и динамической полигонизацией, представляется целе-



туры при повторных нагревах (б); тонкое строение горячедеформированного сплава типа нимоник (в), $\times 40\ 000$

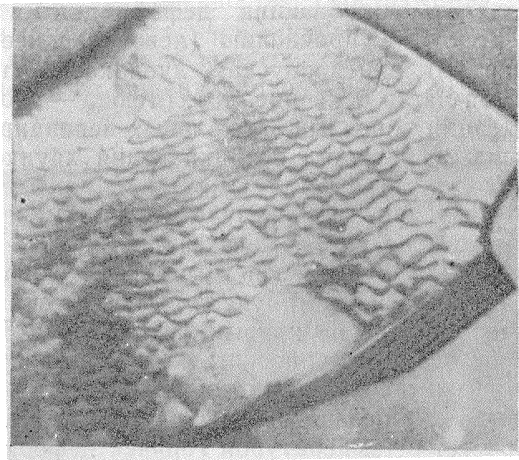


Рис. 42. Строение субграницы в алюминии, в котором прошла динамическая полигонизация; субграница (лежит в плоскости фольги) $\times 45000$

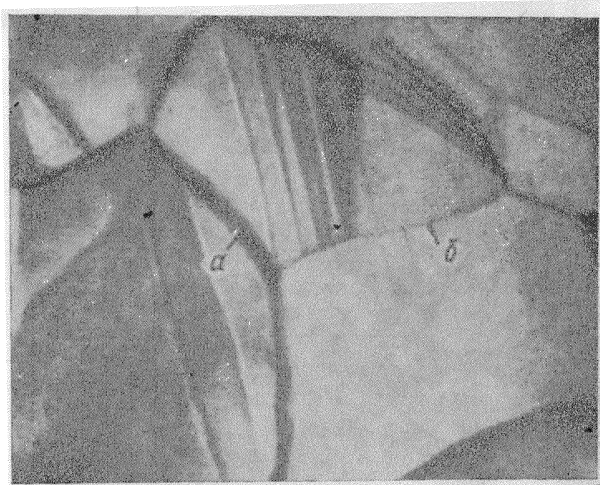


Рис. 43. Тонкое строение деформированного при комнатной температуре алюминия, в котором при предшествовавшей горячей обработке (экструзия при 350°C) прошла динамическая полигонизация; разориентировка субзерен 3° , $\times 10500$

сообразным выделить участок кривой, отвечающей динамической полигонизации, как IV стадию общей кривой напряжение—деформация, причем эта стадия реализуется только в условиях горячей деформирования (рис. 44). Тогда динамический возврат (III стадию) следует понимать как начальный этап динамической полигонизации, развивающейся в основном на IV стадии.

В условиях горячей деформации (выше $0,6 T_{пл}$), даже при весьма больших обжатиях (например, 4000% при экструзии алюминия) обычно формируются равноосные субзерна. Так как обычно применяемые травители выявляют как высоко- так и среднеугловые границы, то весьма часто эти равноосные субзерна ошибочно

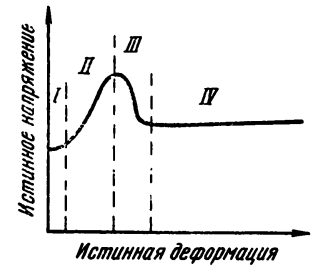


Рис. 44. Обобщенная кривая напряжение—деформация для условий горячей деформации (схема)

считают признаком прошедшей при горячей деформации рекристаллизации. Квинном показано, что механизм получения равноосных субзерен состоит в «разрезании» образованных во время динамического возврата (III стадия) субграниц возникающими и распространяющимися на IV стадии (динамической полигонизации) дислокационными петлями. Разрезанные таким образом субграницы переформируются и образуют новые субзерна, причем в этих условиях субграницы выстраиваются на равновесном расстоянии, определяемом напряжением течения; они имеют приблизительно постоянную плотность дислокаций и, следовательно, разориентировку. Усиленной миграции и взаимодействию субграниц способствует весьма высокая плотность вакансий, возникающая в условиях горячей деформации. Такой механизм возникновения и сохранения равноосной субструктуры называют «реполигонизацией» [124, 133].

Иной механизм динамической полигонизации описан в работе [134]. Начальный этап формирования субструктуры (после динамического возврата) характерен наличием широкого спектра размеров субзерен. Пониженная стабильность такого структурного состояния выражается в том, что в ходе дальнейшей горячей деформации в субзернах большего размера будет накоп-

ливаться большее количество дислокаций, чем в меньших субзернах. Создается стимул для интенсивной миграции субграниц, по обе стороны которых имеется градиент плотности дислокаций. Такая миграция будет происходить до тех пор, пока не будут созданы равновесные (равноосные и однородные по размерам) субзерна.

В условиях теплой деформации (при гомологических температурах $0,3—0,6 T_{пл}$) образующиеся при динамической полигонизации субзерна несколько вытянуты. При гомологических температурах $0,6—0,9 T_{пл}$, т. е. в условиях горячей деформации, субзерна при умеренных (обычных) скоростях деформации всегда равноосные.

Средний размер субзерен и величина их разориентировки определяют уровень деформирующих напряжений материала при высокой температуре [124]. Примерно постоянное значение напряжения течения на стадии установившейся деформации (IV стадия на рис. 44) связано с постоянным средним размером субзерна, а измельчение субструктуры (увеличение плотности дислокаций) приводит к росту деформирующих напряжений. Так как корреляция между прочностью горячедеформированного металла при высокой температуре и прочностью этого металла при комнатной температуре является твердо установленным экспериментальным фактом, то следует весьма важный вывод: упрочнение, полученное в результате фиксации образованной в ходе горячей деформации субструктуры, определяется наследованием этой субструктуры при комнатной температуре. Таким образом, достижение высокопрочного состояния предполагает существование развитой мелкофрагментированной субструктуры.

То обстоятельство, что не размер зерна, а характер субструктуры определяет упрочнение термомеханически обработанного металла, объясняет и необходимость видоизменения известного уравнения Холла—Петча [153—154]. Коэффициент k в этом уравнении, связывающем значения предела текучести с размером поперечника соседних объемов металла, характеризует прочность границы раздела. В случае зернограницного упрочнения этот коэффициент постоянный, так как состояние высокоугловой границы мало меняется в зависимости от диаметра зерна. Изменения в размере субзерен существенно влияют на разориентировку смежных

объемов и тем самым вызывают изменение барьерной прочности субграницы.

Действительно, оказывается, что коэффициент k становится функцией от среднего размера субзерен; он оказывается зависимым от угла разориентировки субзерен. Так, изменение субзеренной структуры, например при увеличении скорости горячей деформации, вызывает увеличение угла разориентировки между субзернами в связи с ростом числа оставшихся дислокаций в субгранице, что проявляется в повышении барьерной прочности субграницы [136].

Если в результате горячей обработки создано состояние достаточно сильного горячего наклепа (высокое положение точки 2), а характер дислокаций (тип решетки) определяет к тому же малую вероятность выхода дислокаций из своих плоскостей скольжения (аустенитные сплавы, никель, склонные к сильному деформационному упрочнению), то наиболее вероятным процессом разупрочнения на установившейся стадии (участок 3—4 на кривых B рис. 38) будет не динамическая полигонизация, а динамическая рекристаллизация. Поэтому резко различны значения энергии активации процесса горячей обработки металлов второй группы при больших деформациях и энергии активации II стадии ползучести (самодиффузии) — см. табл. 5.

Процесс динамической рекристаллизации, проходящей в ходе самой горячей обработки, будет отличаться от статической рекристаллизации тем, что образующиеся свободные от дислокаций объемы зерен насыщаются дислокациями на следующем этапе деформации (рис. 45). Это означает, во-первых, что динамическая рекристаллизация не приводит к получению стабилизированной структуры и последующие нагревы определяют протекание после динамической обычной статической рекристаллизации, а во-вторых, что при горячей обработке, идущей во времени, в течение которого набирается деформация, будет происходить чередование (а не компенсация) процессов разупрочнения в связи с рекристаллизацией и упрочнения при наклепе рекристаллизованных объемов. Отсюда, на кривых напряжение—деформация отмечается зубчатость (см. кривые B на рис. 38). Такие же колебания деформирующего напряжения наблюдают при испытаниях на ползучесть, сопровождаемых развитием рекристаллизации, когда

отсутствует установившаяся (II) стадия ползучести (рис. 46).

Следует отличать деформацию, необходимую для начала динамической рекристаллизации ϵ_R в какой-то



Рис. 45. Тонкое строение никелевого сплава после высокотемпературной термомеханической обработки на стадии динамической рекристаллизации; возникающие «чистые» объемы вновь насыщаются дислокациями на следующих этапах горячей деформации, $\times 45000$

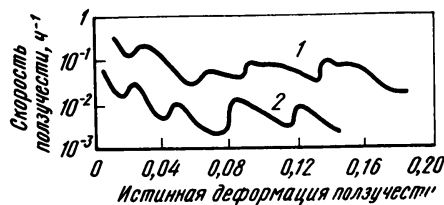


Рис. 46. Зависимость скорости ползучести никеля от времени (истинной деформации ползучести):

1 — температура испытания 900°C , $\sigma = 2,45$ кгс/мм²;
2 — температура испытания 800°C , $\sigma = 2,1$ кгс/мм²

доли объема металла, от деформации, накапливающейся в данном объеме во время его рекристаллизации ϵ_x (учитывая непрерывный процесс деформирования). На рис. 47 показан характер изменения ϵ_R и ϵ_x в зависимости от действующего при горячей деформировании напряжения [124]. Понятно, что периодический характер динамической рекристаллизации при определенном значении напряжения приводит к колебаниям на кривой деформационного упрочнения $\sigma - \epsilon$; если напряжение выше указанного определенного значения, то рекристал-

лизация носит непрерывный характер и определяет монотонное разупрочнение.

Динамическая рекристаллизация может иногда наблюдаться и в металлах первой группы, если в них создано состояние сильного горячего наклепа — например при большой скорости деформации (см. кривые В на рис. 38). Если же состояние сильного горячего наклепа (например, также обусловленное большой скоростью деформации) создано в металлах 2-й группы и температура деформации к тому же высока, то разупрочнение в связи с рекристаллизацией будет преобладать и кривая на участке 3—4 будет непрерывно снижаться (см. кривые Г на рис. 38, б). При некоторых значениях скоростей деформации, когда «пиковое» напряжение еще не столь велико (не столь велико состояние горячего наклепа), а время деформации уже сократилось настолько, что динамическая рекристаллизация не успевает пройти, разупрочнение и в металлах второй группы будет идти по механизму динамической полигонизации, а участок 3—4 на кривой напряжение — деформация будет прямолинейным (см. кривые Д на рис. 38, б).

Из изложенного следует, что для протекания динамической рекристаллизации необходимо, чтобы при горячей обработке было достигнуто состояние сильного горячего наклепа. Это происходит в условиях больших одноразовых деформаций при высоких температурах (обычно, при экструзии или планетарной прокатке). Во многих случаях механизм динамической рекристаллизации при горячей деформации — смешанный: в тех объемах, где велика степень горячего наклепа, можно видеть миграцию участков высокоугловых границ, тогда как в умеренно наклепанных объемах будет наблюдаться коалесценция субзерен (рис. 48), являющаяся преимущественным механизмом процесса. Такая особен-

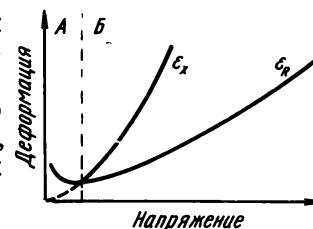


Рис. 47. Схематическое изображение зависимости критической деформации ϵ_R динамической рекристаллизации и деформации, накапливающейся во время рекристаллизации (при продолжающемся формоизменении) в данном объеме металла, ϵ_x от напряжения: А — периодическая рекристаллизация; Б — непрерывная рекристаллизация

ность структурных изменений при динамической рекристаллизации затрудняет ее обнаружение при обычных микроструктурных исследованиях. По-видимому, наличие новых мелких зерен по границам исходных действительно будет надежным объективным доказательством

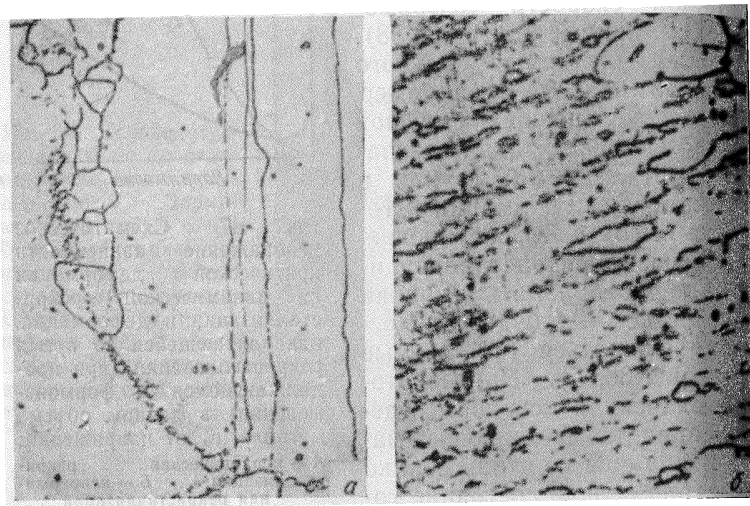


Рис. 48. Микроструктура хромоникельмолибденовой стали 12-18-3, деформированной кручением при 1175°C:

a — объемы у поверхности (максимально деформированные) рекристаллизуются путем миграции локальных участков границ исходных зерен, X500; *b* — остальные, умеренно деформированные объемы рекристаллизуются по механизму коалесценции субзерен, X300

прошедшей динамической рекристаллизации. Наличие же равноосных (со слабыми границами) также мелких субзерен (зерен?) внутри исходного зерна при отсутствии оторочки новых зерен по границам исходных, не может являться свидетельством прошедшей динамической рекристаллизации. Такая структура может быть сформирована либо на стадии динамического возврата (участок 2—3), либо в иных условиях горячей деформации, на установившейся стадии динамической полигонизации, либо в результате динамической рекристаллизации по механизму коалесценции субзерен. Надо иметь в виду, что этот последний механизм (коалесценции субзерен) будет определять сохранение многих несовершенств в

динамически рекристаллизованных объемах. Кроме того, как было сказано выше, продолжающаяся горячая деформация приводит к насыщению динамически рекристаллизованных объемов новыми дислокациями (см. рис. 45). Поэтому в результате динамической рекристаллизации при горячей обработке получают иную структуру, чем в результате статической рекристаллизации, которая, кстати, с успехом идет не только при последующем нагреве динамически рекристаллизованного металла, но, что интересно, в процессе последеформационной выдержки (рис. 49).

Статическая рекристаллизация после окончания горячей деформации на стадии горячего наклепа не может протекать немедленно, так как для ее начала необходимо время (инкубационный период) для перераспределения дислокаций, предшествующего миграции высокоугловых границ. Для развития статической рекристаллизации вслед за динамической рекристаллизацией инкубационного периода не требуется.

Показано, что скорость статической рекристаллизации растет с увеличением температуры горячей деформации и последеформационной выдержки [124]. Если стабилизировать температуру и исследовать изотермические последеформационные выдержки, то скорость рекристаллизации уменьшается с ростом температуры предшествующей деформации [124]. Рост деформации вызывает тенденцию к ускорению статической рекристаллизации, но, как показано в работе [138], ускоряющее влияние степени деформации заметно лишь в области небольших обжатий, когда напряжение течения на кривых деформационного упрочнения сильно зависит от степени деформации. В области высоких деформаций это влияние выражено слабо.

Таким образом, несмотря на кажущуюся внешнюю общность кривых напряжение — деформация при горя-

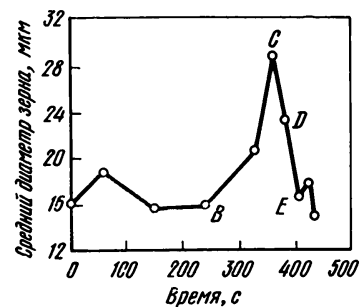


Рис. 49. Зависимость среднего размера зерна сплава Fe+36% Ni от времени выдержки после окончания деформации до закалки

чей обработке различных металлов, структурные изменения в них существенно различаются, особенно на самой протяженной стадии (участок 3—4). Выяснить эти изменения, можно, конечно, не только по изменению вида этого участка кривой (параллельность оси абсцисс или колебания значения напряжения в виде зубчатости, или непрерывное падение напряжения), но и при обязательном сочетании с тонкими структурными исследованиями.

Итак, по окончании горячей обработки, в зависимости от условий деформации, определяемых величинами напряжения, температуры и скорости деформации, тонкая структура металла может быть различной, а именно:

а) отвечать состоянию горячего наклепа (участок 1—2 на рис. 38 и 39) с неупорядоченным распределением дислокаций, когда при последующей закалке наблюдается повышение прочности при одновременном снижении сопротивления хрупкому разрушению;

б) отвечать началу образования субструктуры в результате динамического возврата (участок 2—3), когда происходит смягчение (падение прочности) и повышается пластичность, вязкость, а также сопротивление хрупкому разрушению (хотя иногда может частично сохраняться состояние горячего наклепа); для металлов второй группы, в которых, в связи с их высокой склонностью к деформационному упрочнению, смягчение на установившейся стадии (при больших деформациях) может идти по механизму динамической рекристаллизации, формирование субструктуры на стадии динамического возврата может в ряде случаев приводить к наилучшему (из возможных) сочетанию свойств; для металлов первой группы оптимальное сочетание свойств, т. е. максимальное повышение сопротивления хрупкому разрушению при высокой прочности, будет не на этой, а на следующей стадии;

в) формироваться на установившейся стадии (участок 3—4), в результате динамической полигонизации, совершенной и весьма устойчивой субструктуры, природа которой определяет наиболее высокий комплекс механических свойств, когда наряду с упрочнением созданы предпосылки для релаксации напряжений в местах их концентрации, уменьшающей опасность преждевременного хрупкого разрушения; к такому структурному состоянию всегда стремятся при проведении ТМО;

г) находиться в состоянии динамической рекристаллизации, определяющем смягчение на участке 3—4 в том случае, если в процессе горячего деформирования было создано состояние сильного горячего наклепа (большие деформации при больших скоростях и пониженных температурах, сплавы, склонные к сильному деформационному упрочнению).

Структура после динамической рекристаллизации не будет определять полное разупрочнение (как, например, после статической рекристаллизации), так как не все избыточные дислокации будут уничтожены при коалесценции субзерен и к тому же будут введены в динамически рекристаллизованные объемы новые дислокации при продолжающемся горячем деформировании. Это означает, что и после динамической рекристаллизации может быть получен высокий комплекс механических свойств, однако вряд ли можно ожидать в этом случае устойчивых значений их в связи с неоднородностью и нестабильностью тонкого строения при динамической рекристаллизации.

Отсюда становится ясным, что назначаемые режимы горячей деформации сплавов при осуществлении высокотемпературной термомеханической обработки должны определять создание развитой субструктуры в результате динамической полигонизации или, в крайнем случае, динамического возврата (который можно рассматривать как начальную стадию динамической полигонизации). Именно в этих случаях при закалке в процессе ВТМО будет получен устойчивый комплекс свойств высокой прочности и высокого сопротивления хрупкому разрушению.

Устойчивость созданной при динамической полигонизации (возврате) субструктуры определяет не только ее наследование при «прямой» ВТМО, т. е. при закалке после горячей деформации, но и ее наследование, равно как и наследование комплекса механических свойств при последующей после ВТМО термической обработке. Известно, что в случае образования при ВТМО совершенной субструктуры, созданной при высокотемпературной деформации и оказавшейся устойчивой в этих условиях, рекристаллизация в феррите при нагреве до субкритических температур будет затруднена и субструктура окажется практически полностью устойчивой при температурах, предшествующих фазовой перекристалли-

зации. Последняя, в случае повторной обработки после ВТМО, будет идти по сдвиговому механизму упорядоченным путем, при сохранении в ряде случаев даже формы и размеров исходных зерен (структурная наследственность). Такой переход определяет сохранение субструктуры в γ -области в соответствии с механизмом самопревращения [116], что показано также и экспериментально. Фиксирование этого состояния при повторной закалке и будет определять сохранение (наследование) механических свойств, созданных при ранее правильно проведенной (с созданием развитой субструктуры) ВТМО. Надо к тому же иметь в виду следующие обстоятельства: общепризнано, что высокий комплекс механических свойств, полученный в результате ВТМО, определяется наследованием субструктуры, созданной в горячедеформированном аустените. Тогда и наследование упрочнения должно быть связано с наследованием субструктуры, и структурную наследственность надо понимать в этом прямом смысле, а не только через наследование зерна. Показано, например, что при другой схеме упрочнения — предварительной термомеханической обработке, — происходит преобразование вытянутых зерен в равноосные (при закалке предварительно деформированного металла), причем в них сохраняется состояние предшествовавшего наклепа.

Таким образом, правильный выбор режима ВТМО предусматривает такое сочетание параметров обработки, которые обеспечивают получение в горячедеформированном аустените развитой субструктуры. Совместно с С. Н. Платовой изучалось влияние таких параметров, как степень деформации и продолжительность последеформационных выдержек, на особенности строения сталей 40С2Х и 60С2Х, эффект их упрочнения, его устойчивость и на сопротивление распространению трещины.

Было установлено, что ВТМО способствует сильному измельчению выявляемых при травлении объемов в аустените и иному характеру их распределения по сравнению с обычной закалкой. Для обеих сталей наиболее мелкие (6—9 мкм) и равномерные объемы наблюдались при немедленной закалке после горячей деформации (0,6 с) и в случае последеформационной выдержки в течение 6 с. При обычной обработке размер этих объемов равен 25 мкм. Различен и сам характер кривых распределения (рис. 50 и 51).

Если после обычной обработки наблюдается сильно размытый пологий максимум, характерный для значительной разнотерности, то наличие острого максимума в случае ВТМО свидетельствует о большой однородности выявляемых при травлении объемов. Увеличение

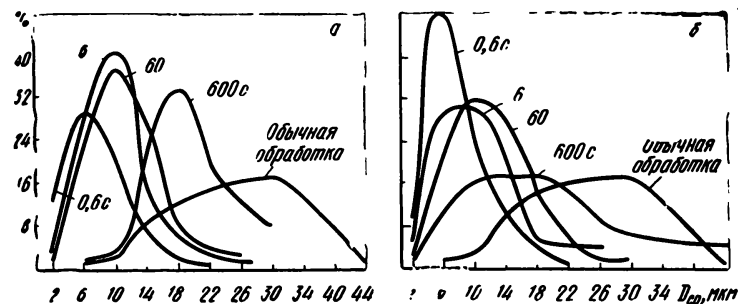


Рис. 50. Кривые распределения вытравленных объемов по размерам в стали 60С2Х после ВТМО с различными последеформационными выдержками (указаны на кривых). Степень деформации, %:
а — 40; б — 60

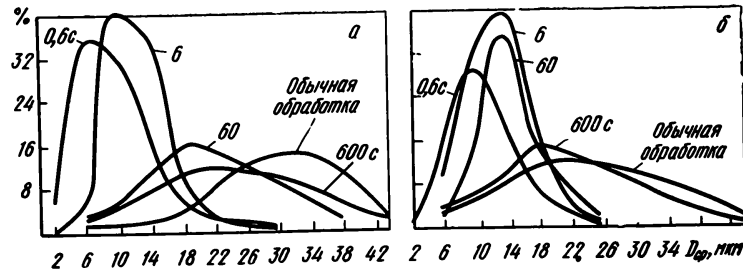


Рис. 51. Кривые распределения вытравленных объемов по размерам в стали 40С2Х после ВТМО с различными последеформационными выдержками (указаны на кривых). Степень деформации, %:
а — 40; б — 60

последеформационных выдержек приводит к укрупнению выявляемых при травлении объемов, причем интенсивность этого влияния определяется степенью горячей наклепа (после 60% деформации укрупнение больше, чем после 40%). Во всех случаях выявляемые объемы

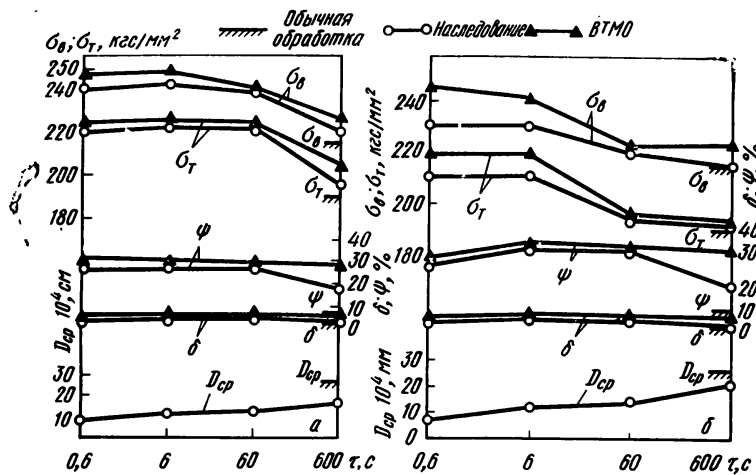


Рис. 52. Механические свойства стали 60С2Х после ВТМО с различными последеформационными выдержками и обработки на наследование. Отпуск 400°С, 1 ч
Степень деформации, %:
а — 40; б — 60

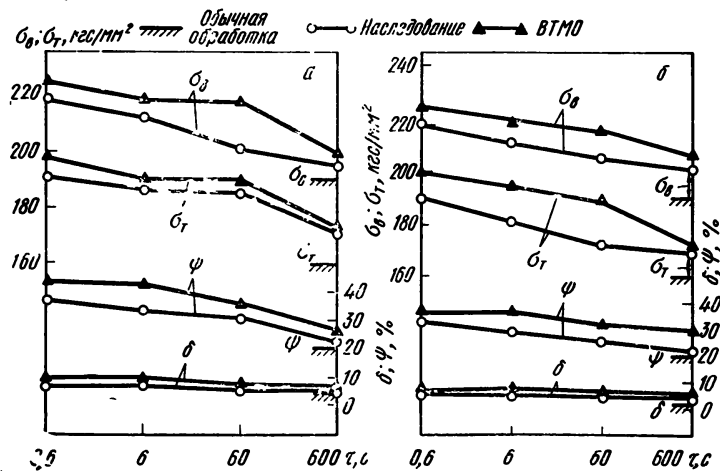


Рис. 53. Механические свойства стали 40С2Х после ВТМО с различными последеформационными выдержками и обработки на наследование. Отпуск 200°С, 1 ч.
Степень деформации, %:
а — 40; б — 60

были равноосными и не было зафиксировано характерного для рекристаллизации образования мелких зерен по границам исходных.

Изучение механических свойств при растяжении в зависимости от продолжительности последеформационных выдержек показало, что оптимальное сочетание прочности и пластичности (рис. 52 и 53) достигается в случае непосредственной закалки при ВТМО и после 6-с последеформационной выдержки. Важно, что значения пластичности мало изменяются, и даже 10-мин последеформационная выдержка (при температуре 930—950°С) определяет почти трехкратное увеличение относительного сужения по сравнению с обычной термической обработкой. Те режимы ВТМО, которые приводят к созданию мелких и устойчивых при последеформационных выдержках объемов определяют и устойчивое сохранение упрочнения при повторной термической обработке.

Итак, общие закономерности изменения структуры и механических свойств в сталях 40С2Х и 60С2Х при увеличении последеформационных выдержек (см. рис. 52 и 53) следующие:

а) устойчивость механических свойств, достигнутых при ВТМО (как и размер выявленных объемов), выше при 40%-ной деформации, чем при деформации 60%;

б) даже 10-мин последеформационная выдержка, определяющая в ряде случаев получение равной величины выявляемых при травлении объемов для ВТМО и обычной термической обработки, не приводит к выравниванию свойств;

в) проявляется отчетливое наследование термомеханического упрочнения (более значительное в случае деформации 40%, чем после ВТМО с 60%-ной деформацией) при повторном цикле термической обработки;

г) укрупнение выявленных при травлении термомеханически упрочненной стали объемов с ростом последеформационной выдержки на два—три порядка было весьма малым (отметим, что последеформационные выдержки проводили при 920—930°С, а контрольную закалку — при 870°С).

Обсуждая этот последний факт, надо иметь в виду, что такая устойчивость против роста наблюдается обычно в случае субграниц с малой энергией и не наблюдается при возможной миграции высокоугловых границ. Даже тогда, когда происходит сближение в размерах

выявляемых при травлении объемов после обычной термической обработки и после длительной последеформационной выдержки при ВТМО, сохраняется ощутимая разница в свойствах, особенно в пластичности, свидетельствующая о различной природе выявляемых при травлении поверхностей раздела. Наследование оказывается наиболее эффективным тогда, когда после ВТМО выявляемые объемы наиболее мелкие и равномерные. Все это дает основание предполагать, что в ходе ВТМО создаются устойчивые субзерна, которые медленно растут в процессе последеформационных выдержек:

Обнаруженные эффекты изменения свойств в зависимости от последеформационных выдержек находятся в соответствии с данными структурных исследований.

Физическое уширение линии $(110)_\alpha$ характеризующее плотность дефектов, вносимых ВТМО после отпуска при 300—500°C (когда исчезает вклад тетрагональности), плавно и медленно уменьшается (рис. 54). Однако да-

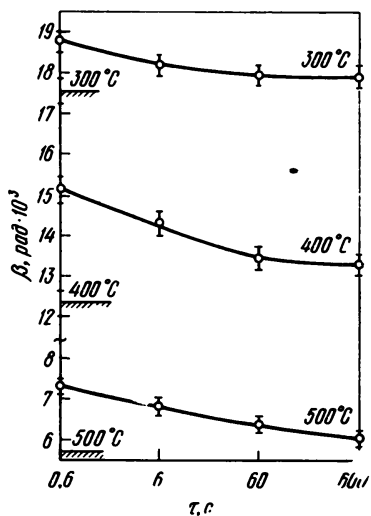


Рис. 54. Изменение физического уширения линии $(110)_\alpha$ стали 60С2Х после ВТМО (60%) с различными последеформационными выдержками и отпуска при 300, 400 и 500°C в течение 1 ч; площадки на ординате — после обычной термической обработки

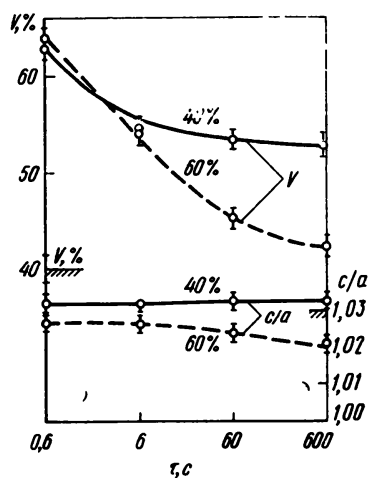


Рис. 55. Изменение состава мартенсита и степени тетрагональности высокоуглеродистой составляющей стали 60С2Х после ВТМО (40% и 60%) с различными последеформационными выдержками; площадки на ординате — после обычной термической обработки

же через 600с последеформационной выдержки не достигаются значения физического уширения, получаемые при обычной закалке.

В общем случае величина физического уширения интегрально отражает плотность и распределение дислокаций в объеме металла. Если принять, что характер распределения дислокаций в процессе последеформационных выдержек меняется существенно (например, в случае развития рекристаллизации), что к тому же должно сопровождаться резким уменьшением плотности дислокаций, то величина физического уширения должна резко падать. Этого не наблюдается, а наоборот, фиксируется постепенное уменьшение физического уширения, свидетельствующее о том, что при сохранении общего характера распределения дислокаций в объеме, с ростом последеформационных выдержек имеет место плавное уменьшение плотности дислокаций. Это характерно для таких условий последеформационных выдержек при горячей деформации, когда происходит коалесценция субзерен.

Стабильные конфигурации дислокаций, образующиеся при горячей деформации по типу динамической полигонизации, оказывают влияние на состав образующегося мартенсита. Было показано (рис. 55), что:

а) степень двухфазного распада после ВТМО больше, чем после обычной закалки;

б) интенсивность влияния ВТМО на усиление степени двухфазного распада мартенсита зависит от степени деформации: при обжатии 40% наблюдается более медленное изменение степени двухфазного распада при практически постоянной величине тетрагональности высокоуглеродистой составляющей по сравнению с ВТМО при обжатии 60%, что согласуется с ранее приведенными данными по изменению размеров выявляемых при травлении объемов;

в) в процессе последеформационных выдержек происходит плавное убывание влияния созданной субструктуры на степень двухфазного распада, однако даже при 600-с последеформационной выдержке (при ВТМО с обжатием 40%) не достигается величины объема малоуглеродистой составляющей, характерной для обычной закалки.

Данные по степени тетрагональности свидетельствуют о близком значении c/a после ВТМО и обычной закалки. В процессе последеформационных выдержек после

ВТМО со степенью деформации 60% наблюдается непрерывное падение c/a (до значений меньших, чем при контрольной закалке), что является косвенным доказательством распада по однофазному механизму в стали с повышенной плотностью несовершенств.

Прямым доказательством того, что при ВТМО создается устойчивая субструктура, которая передается мартенситу при закалке, являются результаты рентгеноструктурного анализа с использованием микропучка. Микропучок диаметром 10 мкм и прицельность съемки при выбранном угле наклона образца к рентгеновскому пучку обеспечивали получение отражения от участка, отвечающего по величине размеру 1—2 зерен (~30—25 мкм), из которых, учитывая высокоугловую разориентировку, в отражающем положении могло оказаться только одно зерно.

Естественным в этих условиях является получение сплошного рефлекса (размытого из-за текстурованности мартенситного превращения), что и наблюдали в случае обычной закалки (рис. 56, *a*). После ВТМО отмечается расщепление на отдельные рефлексы, что свидетельствует об образовании субзерен (примерный угол разориентировки которых 3—5°), имеющих близкое отражающее положение (условия съемки). С увеличением продолжительности последеформационной выдержки происходит коалесценция субзерен, являющаяся предварительной стадией рекристаллизации. Формирования высокоугловых границ, по-видимому, еще не происходит. В связи с ростом субзерен меняется (увеличивается) число рефлексов и субзерна располагаются по всему кольцу, т. е. отсутствует связь с исходным зерном (см. рис. 56). Получается, что исчезают высокоугловые границы и весь объем металла заполнен субзернами, находящимися в отражающем положении. Созданная при ВТМО субструктура и ее изменения при последеформационных выдержках влияют на такую структурно чувствительную характеристику, как сопротивление хрупкому разрушению. Приведенные на рис. 57 результаты подтверждают, что сопротивление хрупкому разрушению после ВТМО остается на более высоком, чем после обычной термической обработки уровне, при тех последеформационных выдержках, которые определяют сохранение созданной при горячей деформации субструктуры. Лишь при увеличении последеформационных вы-

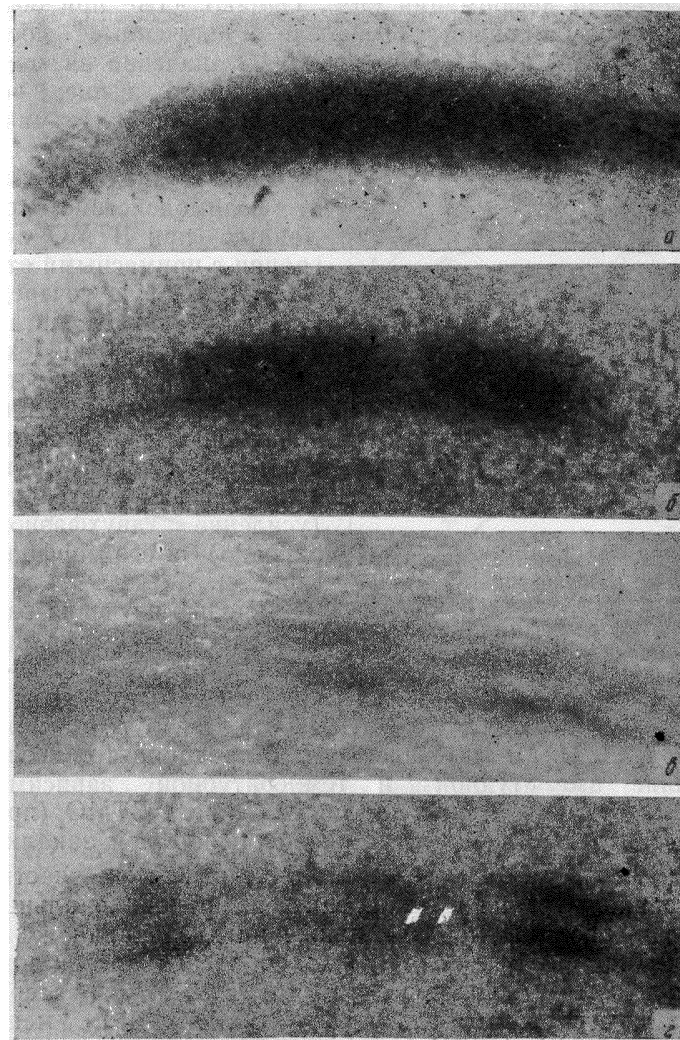


Рис. 56. Микрорентгенограммы образцов стали 60С2Х после обычной термической обработки (*a*), ВТМО с непосредственной закалкой (*b*), с последеформационными выдержками 60 с (*в*), 600 с (*г*)

держек сверх 60 с наблюдается падение $K_{с}$, особенно при степени деформации 60%. Однако даже при 600-с последеформационной выдержке полученные после

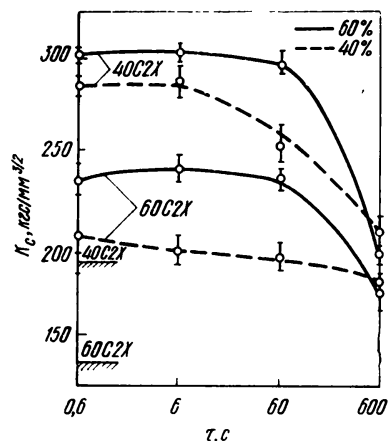


Рис. 57. Изменение параметра вязкости разрушения $K_{с}$ сталей 40C2X и 60C2X после VTMO (40 и 60%) с различными последеформационными выдержками; площадки на ординате — после обычной термической обработки

ским и А. П. Матевосьяном было предпринято исследование амплитудной и температурной зависимостей внутреннего трения стали 38ХС после VTMO (проведена в промышленных условиях) и обычной закалки.

Тангенс угла наклона амплитуднозависимого участка внутреннего трения к оси абсцисс α , пропорциональный энергии, рассеиваемой при движении дислокаций, качественно характеризует степень закрепления дислокаций. В зависимости от температуры отпуска эта характеристика изменяется сложным образом (рис. 58). Уменьшение величины $\text{tg} \alpha$ после отпуска в интервале температур 20—400°C может быть связано с перераспределением дислокаций и углерода в процессе отпуска, дополнительным закреплением дислокаций атомами углерода и, по-видимому, дисперсными карбидами, выделяющимися во время отпуска при температурах выше 260—300°C. В интервале температур отпуска 500—600°C $\text{tg} \alpha$ резко воз-

растает. Можно предположить, что развивающиеся при высокотемпературном отпуске процессы коагуляции карбидов приводят к разблокировке дислокационной структуры, вследствие чего подвижность дислокаций значительно увеличивается. При сравнении кривых, характеризующих зависимость величины $\text{tg} \alpha$ от температуры отпуска после VTMO и обычной термической обработки, можно отметить следующее.

Важное значение имеет взаимодействие созданных при VTMO субграниц с примесными атомами (в первую очередь углеродом). В результате этих процессов происходит, с одной стороны, стабилизация созданных дислокационных построений, а с другой стороны, изменение состава мартенсита (усиление двухфазного распада) и его морфологии.

С целью изучения взаимодействия дислокационной структуры стали с примесными атомами в работе с В. А. Займов-

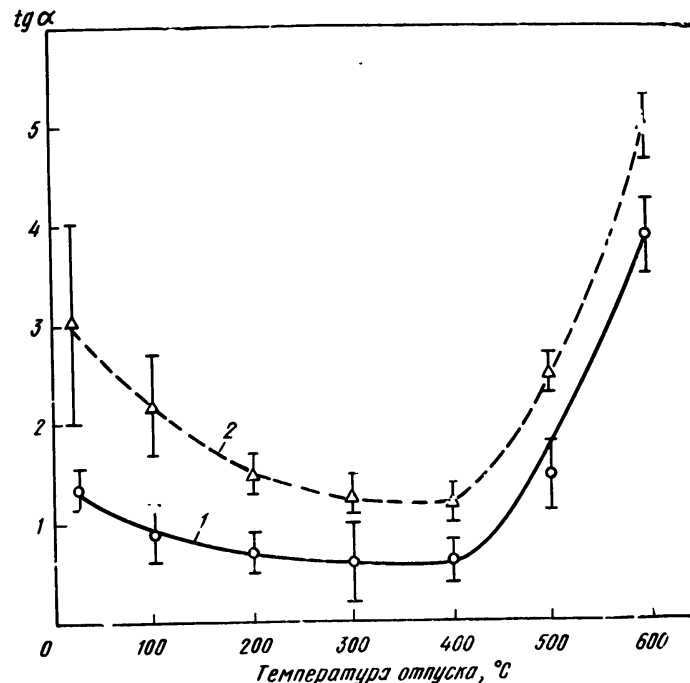


Рис. 58. Зависимость тангенса угла наклона амплитуднозависимого участка внутреннего трения стали 38ХС от температуры отпуска:

1 — VTMO; 2 — обычная термическая обработка

растает. Можно предположить, что развивающиеся при высокотемпературном отпуске процессы коагуляции карбидов приводят к разблокировке дислокационной структуры, вследствие чего подвижность дислокаций значительно увеличивается. При сравнении кривых, характеризующих зависимость величины $\text{tg} \alpha$ от температуры отпуска после VTMO и обычной термической обработки, можно отметить следующее.

В исследованном интервале температур отпуска в стали после VTMO наблюдают меньшую амплитудную зависимость внутреннего трения. Кроме того, по мере повышения температуры отпуска до 400°C величина $\text{tg} \alpha$ после VTMO снижается менее интенсивно, чем после обычной обработки. Вероятно, это связано с более силь-

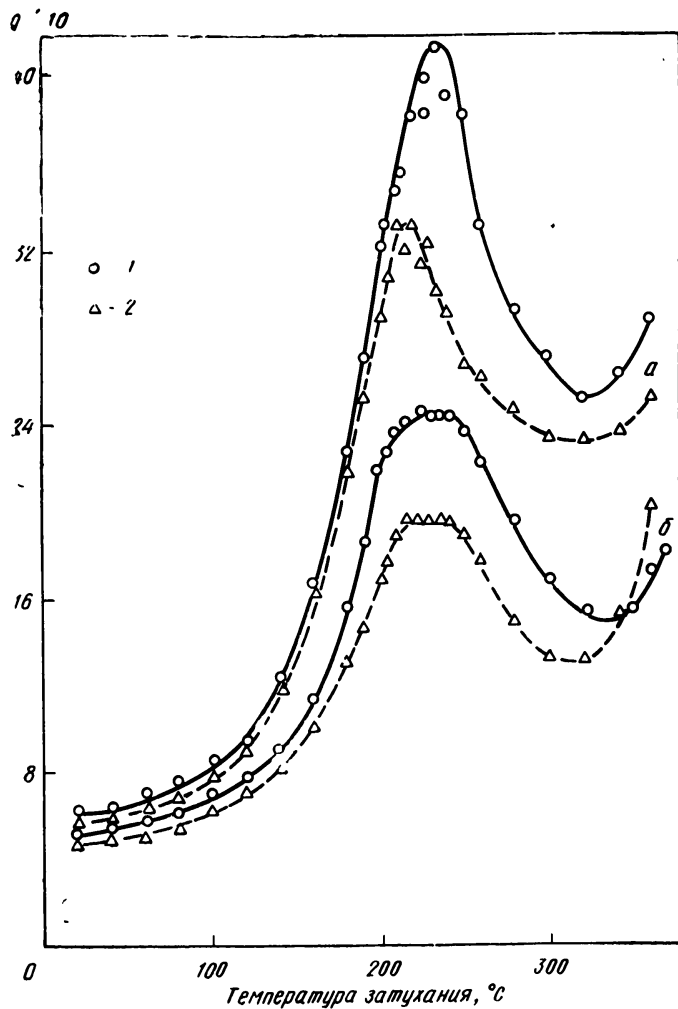


Рис. 59. Температурная зависимость внутреннего трения стали 38ХС. Температура отпуска, °С:

a — 300; *b* — 400;
1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

ным развитием процессов закрепления дислокационной структуры атомами углерода уже в ходе самой ВТМО.

При дальнейшем повышении температуры отпуска их изменение однотипно при сохранении некоторой значимой разницы в величинах $\text{tg}\alpha$. Можно отметить, что начало интенсивной разблокировки дислокационной структуры и увеличение ее подвижности, определяемое по результатам измерения внутреннего трения, совпадает с началом уменьшения прочностных характеристик стали.

Величину «200°-ного пика» можно рассматривать как критерий, качественно характеризующий плотность дислокаций в материале, а также взаимодействие их с углеродом.

Результаты измерения температурной зависимости внутреннего трения стали 38ХС представлены на рис.

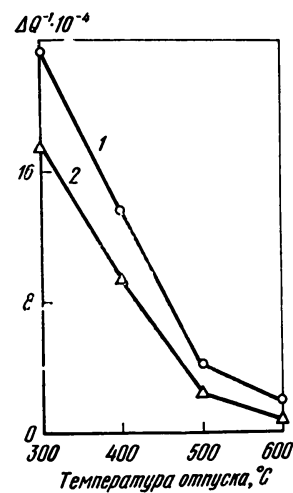


Рис. 60. Зависимость высоты «200°-ного пика» для стали 38ХС от температуры отпуска:

1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

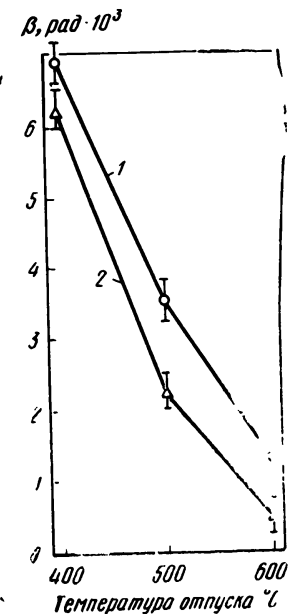


Рис. 61. Влияние температуры отпуска на ширину рентгеновской линии (110)_a стали 38ХА:

1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

59 и 60. Видно, что с повышением температуры отпуска высота пика уменьшается и после отпуска при 500—600°C незначительно отличается от нуля.

Важно отметить, что при одностипности изменения этой характеристики в зависимости от температуры отпуска стали высота «200°-ного пика» после ВТМО значительно выше.

Это свидетельствует о более высокой плотности дислокаций в стали после ВТМО по сравнению с обычной обработкой. Как известно, появление «200°-ного пика» связано с взаимодействием дислокаций и внедренных атомов. Поэтому речь идет не о плотности линейных дефектов вообще, которая в мартенсите весьма высока, а о плотности закрепленных дислокаций, взаимодействие которых с примесями может быть связано с уровнем прочностных свойств стали.

На основании данных, полученных при измерении внутреннего трения, можно заключить, что в случае ВТМО плотность закрепленных дислокаций в материале повышается, а также увеличивается степень их закрепления, т. е. усиливается взаимодействие их с примесями.

Из результатов экспериментов (рис. 61) видно, что во всем исследованном интервале температур отпуска ширина рентгеновской дифракционной линии (110)_a образцов стали 38ХС после ВТМО больше.

Изучение тонкой структуры мартенсита было выполнено совместно с М. Н. Спасским. В стали 38ХС после ВТМО в промышленных условиях и после обычной термической обработки наблюдается в основном, пакетный мартенсит (рис. 62), характерный для сталей такого типа [8]. Соседние пакеты мартенситных кристаллов принадлежат различным вариантам ориентационного соотношения Курдюмова — Закса [85, с. 150—153]. Согласно анализу стереографических проекций с нанесенными выходами полюсов $\{110\}$, пакеты разориентированы более, чем на 10 град. Следовательно, границы пакетов являются как бы высокоугловыми. Пакеты имеют, как правило, неравноосную форму; в направлении длинной оси размер пакета приблизительно вдвое больше, чем в поперечном.

Определенная доля упрочнения стали после ВТМО может быть связана с размером пакета. С этой целью проведено измерение габаритных размеров пакетов мартенсита, результаты которого представлены на рис. 63

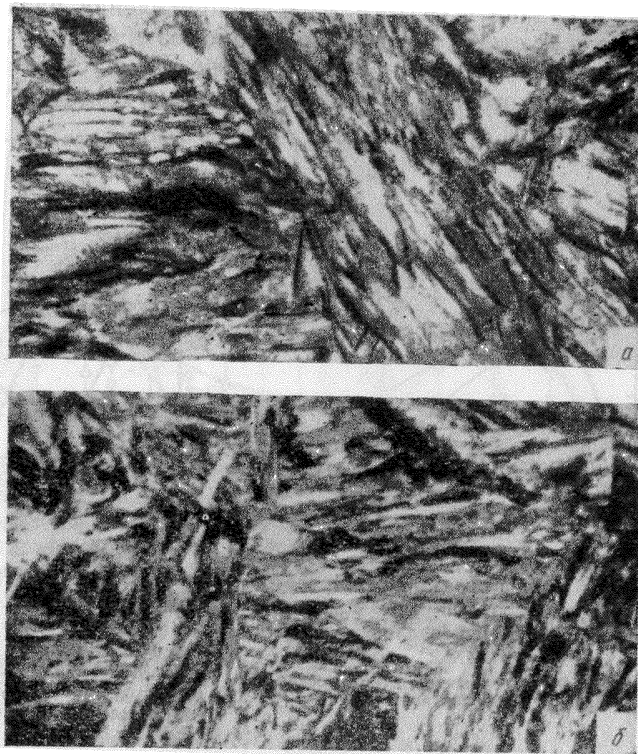


Рис. 62. Мартенсит стали 38ХС:
а — после обычной термической обработки, $\times 10000$; б — после ВТМО, $\times 8000$

На рис. 64 приведено распределение так называемого форм-фактора пакета, который определяли отношением максимального размера пакета (длины) к минимальному (ширине). Видно, что ВТМО приводит к измельчению пакетов мартенситных кристаллов за счет уменьшения доли крупных пакетов. В результате примерно на 25% уменьшается средний размер ширины пакета (4,5 мкм против 5,90 мкм для обычной термической обработки). Вследствие этого внутри аустенитного зерна в результате ВТМО формируются дополнительные барьеры для движения дислокаций, что отражается на результатах механических испытаний.

Если сравнить гистограммы распределения размеров пакетов и аустенитного «зерна» (рис. 65 и 63), то обращает на себя внимание их сходство. По наблюдениям М. Н. Спасского при изучении структуры стали методом

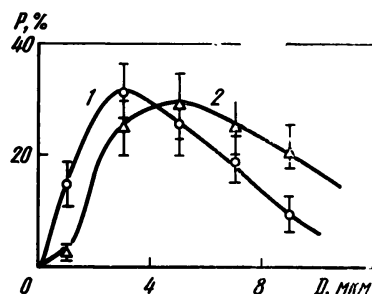


Рис. 63. Гистограмма распределения размеров ширины пакетов мартенситных кристаллов стали 38ХС:

1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

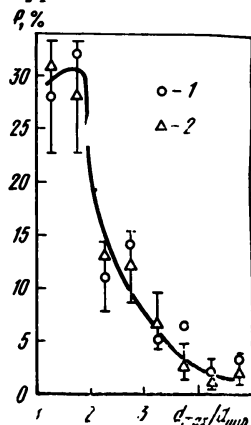


Рис. 64. Гистограмма распределения значений форм-фактора пакетов мартенситных кристаллов стали 38ХС:

1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

дифракционной электронной микроскопии, в одном аустенитном зерне формируется обычно 5—6 пакетов. В связи с этим было проведено более подробное изучение так называемой зеренной структуры стали, выявляемой при травлении водным раствором пикриновой кислоты. Были подсчитаны габаритные размеры ячеек сетки вытравливаемых границ в плоскости шлифа, перпендикулярной направлению прокатки, т. е. в той, параллельно которой отрезали диски для приготовления тонких фольг.

Результаты подсчета представлены на рис. 66. На рис. 67 приведена гистограмма распределения значений форм-фактора этих областей. Видно, что гистограммы распределения размеров пакета и областей, выявляемых при травлении пикриновой кислотой, еще более сблизились. Средние размеры ячеек, подсчитанные по гистограммам, составляют для ВТМО 4,5 и для обычной обработки 6,2 мкм. Травление отпущенной при 500°C

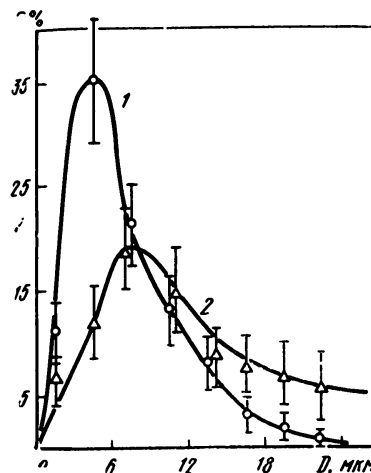


Рис. 65. Гистограмма распределения размеров «зерна» (вытравленных объемов), исходного перед закалкой аустенита

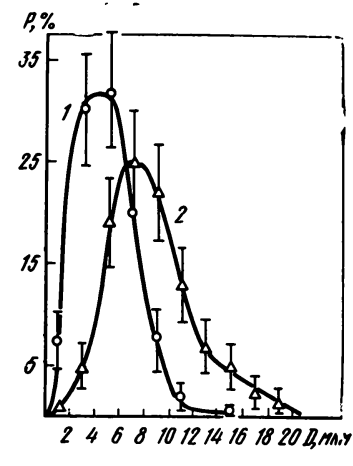


Рис. 66. Гистограмма распределения размеров ячеек сетки границ в стали 38ХС. Отпуск при 200°C:

1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

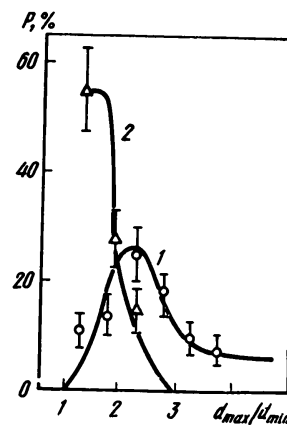


Рис. 67. Гистограмма распределения значений форм-фактора ячеек сетки границ в стали 38ХС. Отпуск при 200°C:

1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

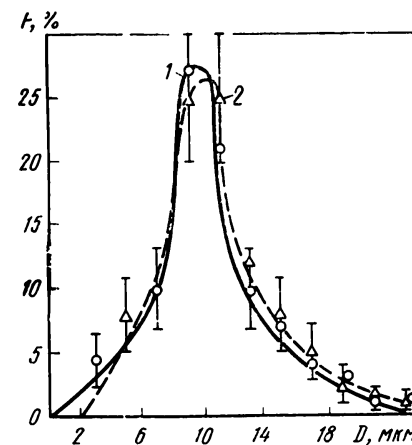


Рис. 68. Гистограмма распределения размеров ячеек сетки границ в стали 38ХС. Отпуск при 500°C:

1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

стали выявляет иное распределение размеров ячеек (рис. 68); на рис. 69 приведена гистограмма распределения значений форм-фактора ячеек сетки границ в стали 38ХС после указанного отпуска при 500°. Мода гистограммы на рис. 68 смещается в сторону больших размеров; средний размер областей, подсчитанный из этих гистограмм, составляет 8 мкм и для ВТМО и для обычной обработки. Если принять, что вытравливаемые этим методом границы являются высокоугловыми границами исходного аустенитного зерна, то можно прийти к выводу, что при отпуске размеры аустенитного зерна изменяются. Подобный эффект наблюдали авторы работы [7]. Между тем этого происходить не может. Следовательно, в одном из рассматриваемых случаев (а, возможно, и в обоих) вытравленная сетка границ не соответствует сетке границ исходного аустенитного зерна. В то же время близость интервалов наиболее вероятных размеров вытравленных областей и измеренных при электронномикроскопическом исследовании пакетов мартенситных кристаллов показывает, что пикриновая

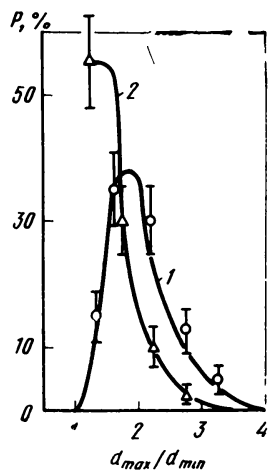


Рис. 69. Гистограмма распределения значений форм-фактора ячеек сетки границ в стали 38ХС. Отпуск при 500°С:

1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

кислота (во всяком случае, после низкого отпуска), кроме границ зерен, может вытравливать и границы пакетов или их групп. Это явление можно наблюдать при одновременном выявлении на шлифе зеренной и мартенситной структуры стали. Можно пред-

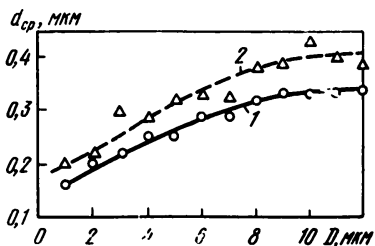


Рис. 70. Зависимость ширины пластин от размеров составленного из них пакета мартенситных кристаллов в стали 38ХС: 1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

положить, что пикриновая кислота чувствительна и к границам внутри аустенитного зерна, причем ее избирательность в выявлении сетки границ практически оценить невозможно.

Была измерена ширина составляющих пакет пластин; установлено, что размеры пластин зависят от размера пакета, который из них составлен. Из данных рис. 70 видно, что под влиянием ВТМО пластины, составляющие пакет, измельчаются, причем особенно сильно (по сравнению с обычной обработкой) в крупных пакетах. Дополнительно проведенные измерения ширины пластин в пакетах 3 ± 1 и 11 ± 1 мкм (рис. 71), показали, что в

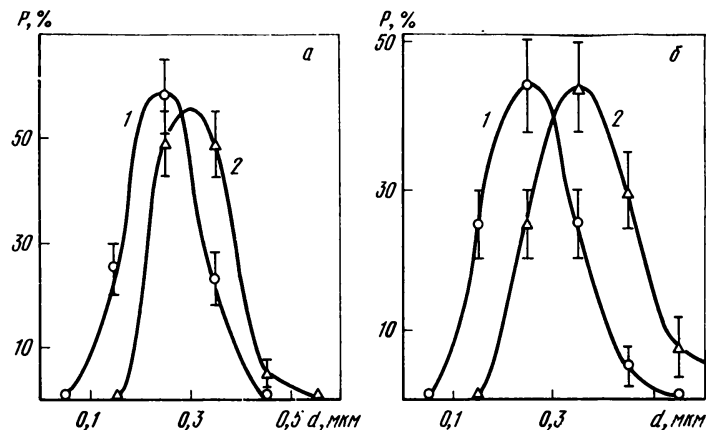


Рис. 71. Гистограммы распределения ширины пластин в пакете стали 38ХС:

а — 3 ± 1 мкм; б — 11 ± 1 мкм; 1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

случае ВТМО в пакете малого размера средняя ширина пластины уменьшается приблизительно на 20, а в пакете большого размера на 30%.

На основании изложенного можно отметить, что при ВТМО в результате измельчения пакетов мартенситных кристаллов и составляющих пакет пластин возрастает удельная поверхность границ и субграниц, которые могут тормозить движение дислокаций, вызывая тем самым повышение комплекса механических свойств. Благодаря уменьшению размеров объемов, в которых могут накапливаться дислокации при нагружении, пиковые напряжения в структуре после ВТМО становятся меньше,

вследствие чего сопротивление стали воздействию динамических нагрузок повышается и увеличивается стойкость ее против разрушения, в частности против коррозионного растрескивания.

Почти во всех фольгах (после низкотемпературного отпуска и без отпуска) в зонах, прозрачных для электронов, возникают трещины с весьма прихотливой траекторией. Параметры траектории этих трещин, естественно, весьма чувствительны к структуре. Косвенно они характеризуют эффективность барьеров, препятствующих развитию трещины разрушения. Поэтому изучение траектории трещин представляет значительный интерес. Искривление следа трещины на поверхности фольг есть результат наложения многих факторов, поэтому траек-

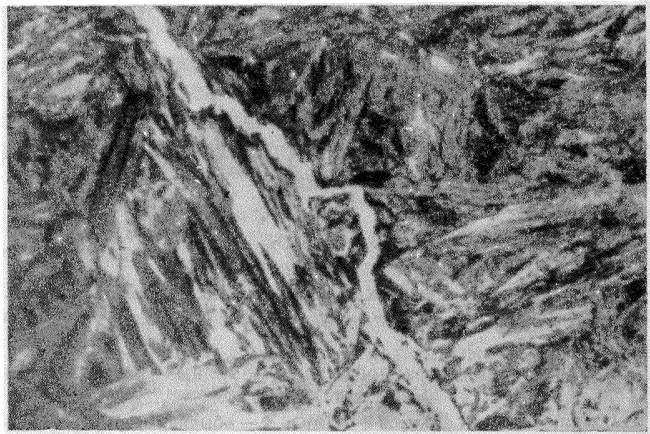


Рис. 72. Трещина в фольге стали 38ХС, $\times 10000$

торию трещины можно рассматривать как реализацию некоторой случайной функции. В связи с этим для описания микрогеометрии следа трещины, а также для сопоставления статистических размерных и угловых параметров искривления ее траектории при распространении в фольге из обычно закаленной и упрочненной ВТМО стали использовали аппарат теории случайных функций.

Исследование распространения трещины в фольге мартенсита (рис. 72) позволило установить, что ни общему направлению трещин в пределах нескольких пакетов или одного пакета, ни участкам ее следа на поверх-

ности длиной свыше 0,1 мкм нельзя приписать рациональные кристаллографические индексы. Ни в одном из исследованных случаев трещина не проходила по границам пакетов или по границам пластин, составляющих пакет. Переход трещины через внутренние поверхности раздела (границы пакетов, пластин) сопровождается, как правило, изломом ее траектории. Максимальная извилистость наблюдается у трещин, пересекающих пакет поперек его пластин, минимальная — у трещин, пересекающих пакет вдоль пластин. В последнем случае след трещины не выходит за пределы пластины пакета.

Чтобы установить закономерности распространения трещины в фольге, вычисляли автокорреляционную функцию (АКФ) отклонений траектории трещины от средней линии и первой производной ее траектории.

Статистические параметры коротких и длинных трещин, вычисленные с помощью АКФ, представлены в табл. 6. На рис. 73 приведена автокорреляционная функ-

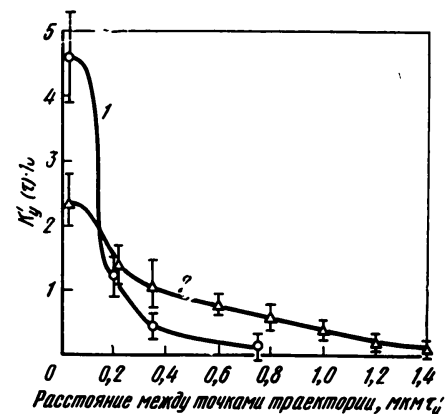


Рис. 73. Автокорреляционная функция наклонов микроучастков траектории трещины к ее средней линии:
1 — ВТМО; 2 — обычная термическая обработка

ция первой производной траектории трещины. Из приведенных данных видно, что под влиянием ВТМО заметно изменяются величины, характеризующие угловые параметры траектории трещины, $K'_y(0)$ и $\tau'_y(0)$, которые, как уже отмечалось, имеют смысл соответственно среднего квадрата тангенсов углов наклона микроучастков траектории трещины к средней линии и интервала корреляции наклонов (следует отметить, что эти характеристики нечувствительны к длине исходной реализации и выбору

Таблица 6

Статистические параметры, мкм, коротких и длинных трещин
(вычисленные с помощью АКФ) в фольге стали 38ХС

Режим обработки	Длина трещины	$\sqrt{K_y(0)}$	$\tau_y(0)$	$\sqrt{K'_y(0)}$	$\tau'_y(0)$
ВТМО	6±1,5	0,17±0,14	1,07±0,2	0,68±0,05	0,70±0,40
	12,2±0,8	0,37±0	1,91±0,7		
Обычная термическая обработка	6,8±1,0	0,26±0,22	1,17±0,17	0,49±0,05	1,6±0,3
	12,4±0,5	0,41±0,26	2,23±0,83		

средней линии, поэтому полученные значения их более достоверны).

Так, среднеквадратичное значение тангенса углов наклона микроучастков траектории трещины к средней линии возрастает в результате ВТМО с 0,24 (обычная обработка) до 0,46. Это соответствует увеличению среднего значения модуля наклона траектории трещины от 26° (контрольная обработка) до 34° (ВТМО). Интервал корреляции при этом уменьшается от 1,6 мкм (контрольная обработка) до 0,7 мкм.

Среднеквадратичное значение тангенсов углов наклона микроучастков траектории к ее средней линии (или, при выражении в угловых единицах, среднего модуля наклона траектории) характеризует крутизну изгибов траектории трещины, например, под действием барьеров, т. е. ее «микроизвилистость». Интервал корреляции определяет, как долго (или на какое расстояние) распространяется трещина под влиянием однажды подействовавшего на нее условно одного фактора (например, барьера, под действием которого определилось какое-то направление ее развития). Естественно, что это направление будет сохраняться до воздействия на траекторию следующего барьера, расстояние до которого определится как раз величиной интервала корреляции (в данном случае наклонов). Тогда из анализа полученных результатов следует, что в случае ВТМО заметно увеличивается «микроизвилистость» траектории трещины, т. е. переход через барьеры более затруднен.

Кроме того, значимое уменьшение в результате ВТМО интервала корреляции наклонов свидетельствует о том, что растет число барьеров (уменьшается расстояние между ними), препятствующих развитию трещины.

Таким образом, в случае ВТМО эффективность сопротивления барьеров распространению разрушения возрастает, а число их увеличивается (расстояние между ними уменьшается). Это означает, что при одинаковой длине средней линии трещина имеет большую поверхность при распространении ее в мартенсите упрочненной ВТМО стали, чем при развитии в стали после обычной обработки. Следовательно, для роста трещины в стали, упрочненной ВТМО, должна затрачиваться большая работа.

* *

*

Положительное влияние ВТМО на сопротивление высокопрочной стали хрупкому разрушению связано прежде всего с воздействием горячей деформации на строение аустенита и мартенсита в связи с созданием развитой субструктуры по механизму полигонизации.

Возникновение зародыша хрупкой трещины связано с образованием опасных пиковых напряжений в нагромождении дислокаций, скопившихся у препятствий. В зависимости от характера препятствия изменяется вероятность появления очага опасного хрупкого разрушения. Так, если препятствие *непропускаемо* (высокоугловая граница, частица второй фазы с иной решеткой), пиковые напряжения могут релаксировать преимущественно путем образования трещины, на поверхность которой уходят дислокации из скопления. Если же препятствие *полупропускаемое* (мало- и среднеугловые границы, частица, когерентная матрице), то релаксация пиковых напряжений может происходить путем эстафетной передачи деформации в соседние объемы, когда дислокации из скоплений переходят через препятствие в эти объемы. В этом случае опасность возникновения хрупкой трещины уменьшается.

Общая фрагментация структуры (образование мелких субзерен) уменьшает количество дислокаций, приходящих к препятствию и образующих локальные скопления, что также снижает опасность возникновения хрупкого разрушения. Этому способствует и меньшая степень затрудненности в развитии пластической деформации.

ции, наблюдающаяся при общем диспергировании структурных составляющих.

При горячей деформации аустенита в процессе ВТМО формируется (в случае оптимального сочетания температуры, степени и скорости деформации) развитая субструктура с полигональными мало- и среднеугловыми границами. В формировании субструктуры динамической полигонизации участвуют дислокации высокоугловых границ; это предопределяет возможность «россыпи» этих границ при развитии динамической полигонизации, чему будет способствовать непрерывно прикладываемое напряжение. В сочетании с коалесценцией субзерен, происходящей в процессе последовательных выдержек, когда на стадии «рекристаллизации на месте» субзерна выходят за пределы исходного зерна, это приводит к тому, что при определенных режимах ВТМО возможна ситуация, при которой исходных высокоугловых границ уже нет, а новые высокоугловые границы (нормально рекристаллизованная структура пока не сформировалась) еще не образовались. Это подтверждается нашими данными по рентгеновскому изучению тонкого строения с помощью микропучка. Тогда весь объем металла, прошедшего ВТМО, заполнен в основном среднеугловыми границами. Устойчивость и достаточное барьерное влияние этих субграниц, определяющее упрочнение в результате ВТМО, обусловлено взаимодействием углерода с созданными дислокационными построениями. В свою очередь, такое взаимодействие приведет к усилению двухфазного распада мартенсита и возникновению тонкого расслоения по углероду.

Будучи полупроницаемыми препятствиями в мартенсите термомеханически упрочненной стали, эти субграницы обуславливают возможность релаксации опасных напряжений путем эстафетной передачи деформации. Уменьшению опасности хрупкого разрушения способствует также малый размер субзерен, меньшая искаженность приграничных объемов, более тонкий мартенсит и высокодисперсные карбиды в стали после ВТМО. Совокупность структурных изменений, вносимых в аустенит при горячей деформации, передаваемых в мартенсит при закалке в процессе ВТМО и сохраняющихся при отпуске, и определяет влияние этой обработки на упрочнение при одновременном уменьшении склонности к хрупкому разрушению.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПРОВЕДЕНИЯ (ПАРАМЕТРОВ) ВТМО НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ

Исходя из сформулированных положений о происходящих структурных изменениях во время, а также непосредственно после окончания горячей деформации, можно понять многие ранее трудно объяснимые явления при ВТМО сталей и сплавов.

Условия аустенитизации в общей схеме ВТМО во многом предопределяют структурные изменения в ходе горячей пластической деформации. Это связано со степенью легирования (и однородности) твердого раствора, которая определяет кинетику диффузионных процессов, энергию дефектов упаковки, а также с размером исходного зерна аустенита. Как правило, легирование приводит к снижению энергии дефектов упаковки; так, например, действуют аустенито-стабилизирующие элементы марганец и углерод. В работах [136, 139] показано, что с увеличением содержания углерода от 0,06 до 0,49% в нелегированных углеродистых сталях растет как высота пика напряжения на кривой деформационного упрочнения (при ковке) в области температур 700—1100°C, так и скорость разупрочнения за пределами пика. С одной стороны, повышение содержания углерода в твердом растворе приводит к большему расщеплению дислокаций, что и вызывает рост пикового напряжения, а с другой стороны, происходит ускорение диффузионных перемещений атомов углерода в решетке γ -железа и снижение энергии активации самодиффузии железа с ростом концентрации углерода¹, что и объясняет увеличение скорости разупрочняющих процессов.

Карбидообразующие элементы хром, вольфрам, молибден, ванадий и, в еще большей степени, ниобий (при микролегировании 0,01—0,02%), растворяясь в аустените, определяют сильное торможение диффузионных процессов, приводящих к разупрочнению в ходе и после го-

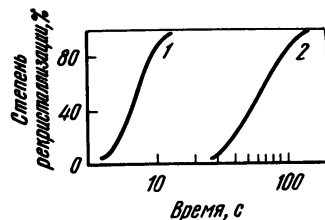
¹ Правда, большая ширина (меньшая энергия) дефектов упаковки затрудняет выход краевых компонент дислокации, но, видимо, это перекрывается общим повышением диффузионной подвижности в решетке при повышении содержания углерода. Исследование влияния содержания углерода на сопротивление разрушению легированных и углеродистых сталей в зависимости от температуры отпуски при различных условиях испытаний проводилось О. Н. Романиным с сотрудниками [100, 104] и подробно описано в работе [120].

рячей пластической деформации. Кроме того, нужно отметить благоприятное влияние микролегирования редкоземельными металлами, а также цирконием и бором, заключающееся в их адсорбции на границах зерен или в местах скопления дислокаций, что повышает устойчивость созданной при горячей деформации развитой субструктуры [140]. Влияние марганца и никеля на замедление разупрочнения проявляется главным образом в практически безуглеродистых сплавах, когда затрудняется диффузионный обмен атомов. Необходимо учесть, что после растворения специальных карбидов ($\sim 1000^\circ\text{C}$) начинается интенсивный рост аустенитного зерна. По данным Грейнджа и Мюльхаусера, с ростом температуры аустенитизации от 930 до 1200°C (с ростом размера исходного зерна аустенита от балла 7 до балла 4—5) продолжительность рекристаллизации после деформации стали 51В60 (0,64% С, 0,28% Si, 0,88% Mn, 0,83% Cr, 0,0006% В) при 815°C увеличивается на порядок (рис. 74).

Однако чрезмерное укрупнение исходного зерна аустенита нецелесообразно. Так, Ленерт [141] исследовал стали типа ХГС с содержанием от 0,2 до 0,7% С, дополнительно легированные молибденом, вольфрамом и ванадием, и установил, что высокотемпературная аустенитизация ($\geq 1050^\circ\text{C}$), в результате которой получается крупное зерно, значительно снижает деформируемость, наблюдается трещинообразование. Надо к тому же иметь в виду, что пластическая деформация стали с крупным зерном определяет более неравномерное распределение введенных дислокаций [142], возможность образова-

Рис. 74. Влияние размера первоначального зерна (температуры аустенитизации) на рекристаллизацию стали 51В60 при 815°C :

1 — после нагрева при 930°C , зерно балла 7; 2 — после нагрева при 1200°C , зерно балла 4—5



ния длинных, «мощных», скоплений дислокаций около границ крупных зерен, способных вызвать миграцию локального участка высокоугловой границы зерна. Тогда становится понятным, что с ростом обжатия тенденция к рекристаллизации в аустените с крупным зерном больше, чем в аустените со средним зерном.

Термомеханическая обработка будет эффективна только в том случае, если после горячей деформации до момента закалки не успеют пройти процессы собирательной рекристаллизации, связанные с интенсивной миграцией высокоугловых границ. Назначение правильной температуры деформации с целью предотвращения собирательной рекристаллизации имеет особое значение при ВТМО низколегированных и углеродистых сталей. Это показано на примере арматурных сталей Ст5 и 35ГС [143], а также пружинной стали 55ХГР, в которой интенсивный рост рекристаллизованного зерна (при температурах выше 1000 — 1100°C) вызывает резкое снижение прочности, пластичности и вязкости из-за исчезновения субструктуры. Интенсивная миграция высокоугловых границ и связанное с ней резкое падение плотности дислокаций отражается особенно на изменении структурно чувствительных свойств [144]. С повышением температуры деформирования при ВТМО стали 30ХГСА с 900 до 1200°C хрупкая прочность (растяжение при -196°C) снижается со 150 до 130 кгс/мм², а пластичность с 18 до 10% .

Обращает на себя внимание полученный во многих работах разных авторов экстремальный характер изменений структурно чувствительных свойств в зависимости от температуры деформации при ВТМО. На рис. 75 показано, что кривая, выражающая зависимость предела усталости стали 55ХГР при ВТМО с обжатием 50% от температуры прокатки, имеет при 950°C максимум [15]. Качественно подобный результат был получен при проведении ВТМО пружинной стали 35ХГСФА (ЭП464) [163] с деформацией 30% при прокатке в интервале температур 1100 — 750°C (аустенитизация 1100 — 1150°C) (рис. 76). Понижение уровня свойств, особенно пластичности и вязкости при снижении температуры деформации с 900 до 850°C , авторы работы [145] объясняют уменьшением пластичности стали при снижении температуры деформации и увеличением вероятности возникновения микротрещин. Однако не исключено, что природа явления заключается в углублении состояния горячего наклепа при снижении температуры деформации аустенита, характеризующегося недостаточным развитием процессов перераспределения введенных при пластической деформации дефектов, что выражается в падении пластичности и вязкости. Эта тенденция должна усиливаться,

Если применять более жесткие методы испытаний. Действительно, в работе [146] способность сталей типа хромансиль сопротивляться хрупкому разрушению после ВТМО с обжатием 60% за два прохода оценивали по чувствительности к надрезу при статическом изгибе. На

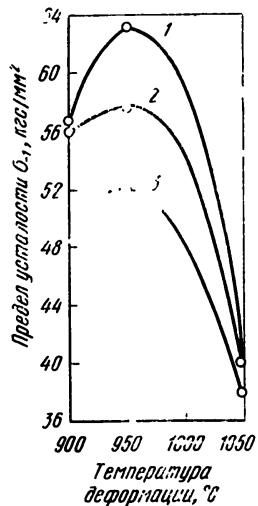


Рис. 75. Влияние температуры деформации на предел устойчивости стали 55ХГР:

1 — ВТМО, обжатие 50%, отпуск при 250°C; 2 — ВТМО, обжатие 50%, повторная закалка с 870°C, отпуск при 250°C (обработка на наследование); 3 — обычная термическая обработка

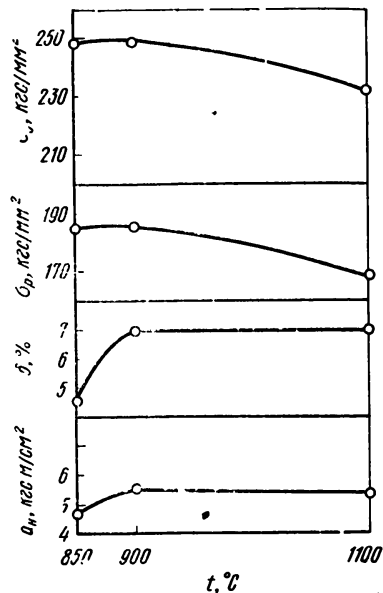


Рис. 76. Изменение механических свойств стали ЭП464 в зависимости от температуры деформации при ВТМО [163]

рис. 77 показано, что при температуре деформации 900°C предел прочности при изгибе постоянно увеличивается с ростом концентрации углерода. Эта характеристика оказывается всегда выше, чем после деформации при 780°C, когда прочность при статическом изгибе проходит через максимум в области содержания углерода 0,5%. В этой же работе показано, что сопротивление распространению трещины после ВТМО с деформацией при 780 и 820°C мало отличается от значений, полученных после прямой

закалки. При ВТМО с деформацией при 900°C эффект повышения работы распространения трещины значителен. Представляется, что понижение энергии дефектов упаковки с ростом содержания углерода препятствует перераспределению введенных при пластической деформации дефектов и при пониженной температуре деформации (780°C) сильно углубляет состояние горячего наклепа, определяя низкое сопротивление разрушению. Повышение температуры до 900°C ускоряет все элементарные акты перераспределения дислокаций по типу полигонизации — образуется развитая субструктура, которая приводит к высокому сопротивлению хрупкому разрушению.

Влияние температуры аустенитизации на эффект термомеханического упрочнения было изучено совместно с В. И. Пустоваловым на примере хромомарганцевых и кремнистых сталей с разным содержанием углерода. Основное внимание уделяли композициям, отвечающим сталям, применяемым в рессорном производстве. Деформацию при ВТМО осуществляли прокаткой. Исследовали влияние температуры аустенитизации (900, 950 и 1000°C), степени деформации (15, 25 и 50%) и температуры отпуска (от 100 до 600°C) на изменение комплекса механических свойств, в том числе усталостной прочности.

С повышением (в указанных пределах) температуры аустенитизации (деформирования) отмечается общая тенденция к снижению прочности, сопровождающаяся одновременным ростом пластичности (поперечного сужения) или сохранением ее на одном уровне. Однако механические свойства исследуемых сталей, содержащих 0,2—0,7% С, даже после ВТМО с деформированием при высокой температуре (1000°C) остаются выше, чем после

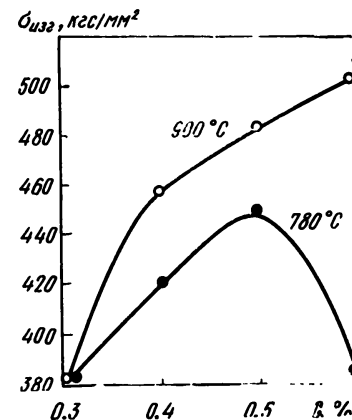


Рис. 77. Зависимость предела прочности при изгибе от содержания углерода в стали типа хромансиль после ВТМО с обжатием 60% при 780 и 900°C

обычной закалки с оптимальной температуры и одинакового (сравниваемого) отпуска.

Наблюдалась существенная разница в изменении механических свойств в зависимости от температуры деформирования в интервале 900—1000°C между кремнистыми и хромомарганцевыми сталями. В кремнистых сталях при всех исследованных содержаниях углерода повышение температуры деформирования ведет к заметному увеличению пластичности при сохранении высокой прочности. Если после деформирования (на 25%) при 900°C, закалки и низкого отпуска стали с 0,4—0,55% С (типа 40С2 и 55С2) имеют невысокую пластичность, а сталь с 0,7% С (70С2) разрушается хрупко, то после ВТМО при 1000°C и соответствующего отпуска они имеют следующие механические свойства:

	40С2	55С2	70С2
Предел прочности, кгс/мм ²	225	250	270
Поперечное сужение, %	30	25	20

В хромомарганцевых сталях рост пластичности с повышением температуры наблюдается только при содержании 0,2—0,4% С. В стали с 0,5% С (50ХГ) с повышением температуры деформации поперечное сужение не изменяется, а сталь с 0,7% С (70ХГ) и в этом случае практически не имеет запаса пластичности и разрушается хрупко.

Металлографический анализ показал, что в сталях, легированных хромом и марганцем, особенно при содержании углерода 0,5—0,7%, с повышением температуры деформации более 900°C интенсивно протекает рекристаллизация, сопровождающаяся укрупнением зерна. В то же время в кремнистых сталях в интервале 900—1000°C она существенно замедлена и в ряде случаев фиксируется лишь на начальных стадиях. Если повышение температуры вызывает интенсивное развитие рекристаллизации, то при этом понижаются как прочностные, так и пластические свойства (стали 50ХГ, 70ХГ). Если же с повышением температуры деформации (в определенных пределах) интенсивность рекристаллизации невысокая (в кремнистых сталях 40С2, 55С2, 70С2), то это определяет сохранение развитой субструктуры, созданной при горячей деформации, и при этом растет пластичность при сохранении высокой прочности. Указанное особенно важно для высокоуглеродис-

тых сталей, для которых в результате сильного деформационного и фазового наклепа наблюдается снижение пластичности и хрупкое разрушение даже после ВТМО с прокаткой при относительно невысоких температурах (что наблюдалось на сталях 55С2 и 70С2 после деформации при 900°C).

Полученные результаты показывают что с увеличением содержания углерода в стали для создания оптимального сочетания прочности и пластичности требуется повышать температуру деформации, если закалку проводят немедленно после окончания деформации, либо должна быть выбрана последеформационная выдержка определенной продолжительности при температуре окончания деформации.

Однако для каждой стали в зависимости от легирования, определяющего скорость развития рекристаллизации и склонность к росту зерна, существует определенный интервал температур деформации при ВТМО (строго ограниченный наивысшей температурой), при котором достигаются оптимальные свойства.

Для применяемых на практике пружинных сталей 50ХГ и 55С2 установлено (рис. 78), что наиболее высо-

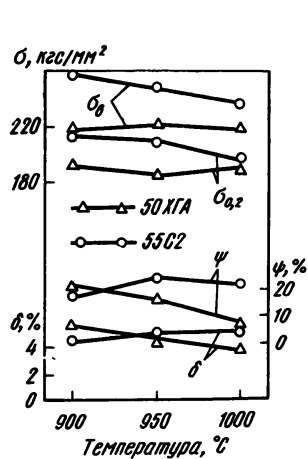


Рис. 78. Влияние температуры деформации на механические свойства сталей 50ХГ и 55С2. Степень деформации 25%, отпуск 250°C, 1 ч

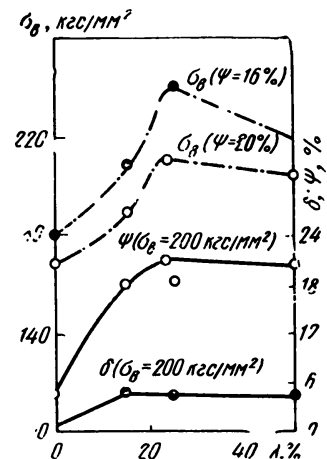


Рис. 79. Зависимость предела прочности (при постоянном поперечном сужении) и показателей пластичности (при постоянном пределе прочности) стали 55ХГР от степени деформации при ВТМО; отпуск 200°C, 1 ч

кий комплекс механических свойств получается после деформации чуть ниже пороговой температуры начала интенсивного роста зерна (900 и 950°C, соответственно). Поддержание определенного температурного уровня при ВТМО для благоприятного перераспределения дислокаций особенно важно при термомеханическом упрочнении легированных сталей. Авторы работы [147] подчеркивают, что при высокотемпературной деформации основное значение имеют процессы перестройки дислокаций путем переползания и перпендикулярного скольжения. Повышение температуры деформации до оптимального значения благоприятно влияет не только на упорядоченность дислокационной структуры и степень ее совершенства, которые увеличивают устойчивость субструктуры [147], но и на однородность пластической деформации по объему. Повышение температуры (а также степени деформации) при горячем кручении, растяжении и прокатке армо-железа, углеродистой стали, а также электротехнических сталей (1,5—3,2% Si) увеличивает степень однородности деформации. На необходимость корректировки режима деформации в сторону некоторого повышения температуры деформирования многие исследователи обратили внимание при осуществлении промышленно важной схемы «наследственности высокотемпературного термомеханического упрочнения». Поэтому температуру деформации при ВТМО необходимо выбирать так, чтобы, с одной стороны, не получили сильного развития процессы рекристаллизации, а с другой стороны, при формоизменении обеспечивалась наиболее равномерная деформация, по объему и наиболее полно проходили процессы перераспределения дислокационных скоплений в развитую субструктуру.

Получение максимально высокого и наиболее стабильного комплекса механических свойств после ВТМО во многом зависит от степени горячей деформации. Нами [15] было указано, что наиболее целесообразной при ВТМО является деформация 25—40%. В случае слишком больших одноразовых деформаций может возникнуть состояние значительного горячего наклепа, а также разогрев металла, что будет усиливать стимул к протеканию динамической рекристаллизации. Поэтому в случае углеродистых, мало- или среднелегированных сталей нецелесообразно использование больших степеней обжатия при ВТМО (рис. 79).

Наибольший прирост предела прочности и текучести сталей типа ХГ и С2 с содержанием 0,2—0,55% С отмечается при невысоких степенях деформации (~25%). При возрастании степени деформации до 50% прочностные свойства существенно не увеличиваются, а в некоторых случаях даже проявляются тенденции к их понижению, что, как подтвердил металлографический анализ, связано с рекристаллизацией (особенно в сталях с невысоким содержанием углерода).

Подтверждение немонотонного, экстремального характера зависимости механических свойств от степени деформации при ВТМО получили при исследовании многих сталей. Изменение значений относительного удлинения и ударной вязкости стали 55ХГСФА в зависимости от степени обжатия проходят через максимум в области степеней обжатия около 40% [145]. Максимальное сопротивление распространению трещины после ВТМО сталей типа хромансиль (0,3—0,5% С) наблюдается при обжатии 45% [146]. Оптимальные свойства при испытании на растяжение сталей 50ХГА, 55С2 и 55ХГР получили после ВТМО с деформацией 25—50%. В работах В. С. Ивановой с сотрудниками [101, 107] найден экстремальный характер изменения пределов прочности, усталости и особенно предела текучести, а также критерия Ирвина в зависимости от степени деформации при ВТМО для сталей СтЗкп, 35ГС и 14Г2. Важно отметить, что в районе оптимальной степени деформации получается не только максимальный уровень свойств после прямой ВТМО, но отмечается и наибольшая их стабильность при последующей термической обработке. Так, превышение степени деформации более оптимального при ВТМО значения ускоряет уменьшение ширины рентгеновских интерференционных линий при последующем отпуске, что указывает на пониженную стабильность обработанной в этом случае субструктуры.

В отдельных случаях зависимость структурно чувствительных свойств сталей и сплавов от степени обжатия при ВТМО не описывается простым экстремальным законом, а бывает более сложной. Так, результаты определения ограниченной выносливости (амплитуда цикла 65 кгс/мм²) стали 55ХГР после ВТМО с обжатием при прокатке 15, 25 и 50% (отпуск при 250°C) обнаруживают провал при деформации 25%:

Степень обжатия, %	0	15	25	50
Число циклов до разрушения	$2 \cdot 10^4$	$75 \cdot 10^4$	$19 \cdot 10^5$	$27 \cdot 10^5$

Если при горячей деформации 10—15% образуется весьма тонкая полигональная структура, то в результате деформации 20—25% наблюдается неравномерное распределение дислокаций; это состояние близко к состоянию при горячем наклепе. Тогда при последеформационной выдержке происходит рекристаллизация путем миграции локального участка исходной высокоугловой границы (характерная для условий неравномерности деформации по объему). При дальнейшем повышении степени деформации происходит развитие динамической полигонизации и последующая рекристаллизация развивается по механизму коалесценции субзерен.

В случае более легированной стали характер изменения механических свойств от деформации при ВТМО несколько отличается от выше описанного и во многом подобен схеме НТМО, как это показано на рис. 80 для

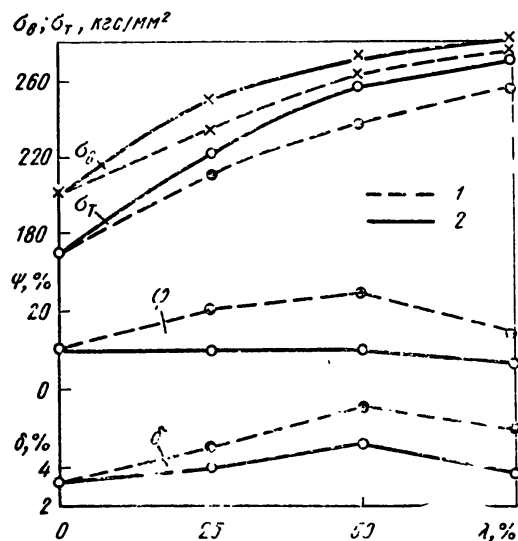


Рис. 80. Влияние степени деформации при ВТМО (1) и НТМО (2) на механические свойства стали 47Х8В4, отпуск 250°С, 1 ч

стали 47Х8В4. Повышенное содержание легирующих элементов затрудняет протекание процессов перераспределения дислокаций при горячей деформации. Состояние горячего наклепа становится весьма устойчивым (например, рекристаллизация не наступает в сплаве 47Х8В4 даже при степени деформации 75%). Наряду с ростом прочности оно вызывает снижение пластичности.

Часто указывается, что увеличением дробности де-

формации удается снизить тенденцию к рекристаллизации при ВТМО и тем самым повысить комплекс механических свойств. При этом следует иметь в виду, что субструктура, образованная за много проходов при снижающейся температуре (в достаточно большом интервале) в условиях, когда затруднены процессы рекристаллизации, неоднородна. Поэтому необходимо обращать внимание на выбор паузы между проходами.

Для создания устойчивой субструктуры в результате динамической полигонизации при ВТМО большое значение имеет выбор оптимальной скорости деформации. В общем случае становится понятной известная рекомендация, которая заключается в том, что для создания субструктуры в больших сечениях требуется применение малых скоростей деформации [119]. При переходе к большим скоростям деформации следует ожидать, что в определенных условиях горячей обработки (степень и температура деформации) должна существовать оптимальная скорость деформации, при которой с наибольшей полнотой будет возникать субструктура динамической полигонизации. При более высоких скоростях должно возникать состояние большего горячего наклепа, что в сочетании с повышением температуры при деформации с большой скоростью может привести к развитию рекристаллизации. При еще больших скоростях деформации будет наблюдаться рост прочности и одновременное падение пластичности в связи с тем, что созданное состояние высокого горячего наклепа не успеет видоизмениться, так как процессы разупрочнения не могут пройти при столь кратковременной деформации. Действительно, именно такой немонотонный ход изменения свойств в зависимости от скорости деформации был зафиксирован в экспериментах на стали ряда марок (рис. 81).

Важное значение имеет выбор способа деформирования при осуществлении ВТМО, который в ряде случаев может привести, например, к анизотропии получаемых свойств — см. работы О. Н. Романива при использовании деформации кручением, описанные в [90, с. 272—298]. Изучение влияния различных методов деформирования (прокатка, экструзия, ковка) на свойства сталей 40Х, 40ХН, 40ХНМ, 40ХНМВ и 40ХНМВФ после ВТМО проведено автором и Г. Г. Пецовым [102]. Установлено, что способ деформирования существенно влияет на величину K_{1c} и на характер изменения этого критерия в за-

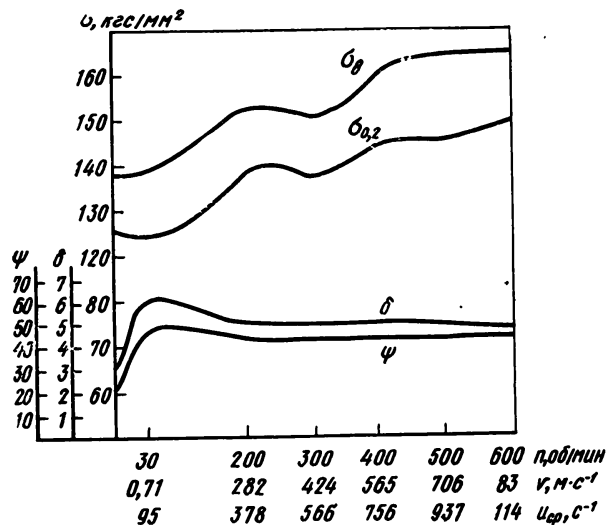


Рис. 81. Влияние скорости деформации при VTMO на механические свойства стали 45; температура деформации 950°C, обжатие при прокатке 37%, отпуск 350°C, 40 мин

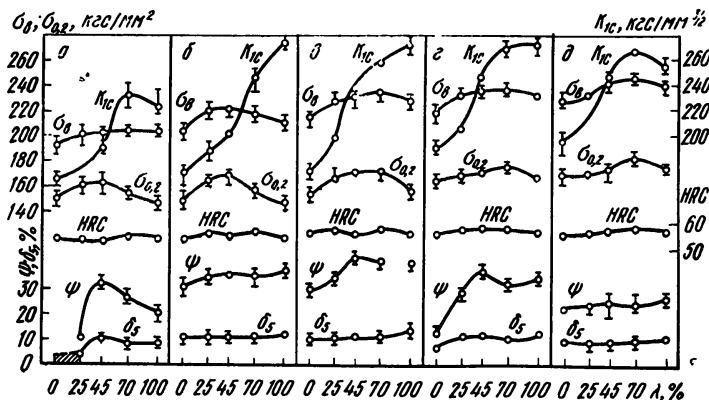


Рис. 82. Механические свойства сталей 40X (а), 40XН (б), 40XНМ (в), 40XНМВ (г) и 40XНМВФ (д) в зависимости от степени деформации при VTMO экструзией. Отпуск при 150°C, 2 ч

зависимости от степени деформации. Наибольшее сопротивление распространению трещины достигается при VTMO, проведенной в условиях экструзии (рис. 82 — оптимальная степень деформации 70%). Максимальное значение K_{Ic} в условиях штамповки существенно ниже и достигается в результате VTMO со степенью деформации 45% (рис. 83).

VTMO с деформацией прокаткой дает более высокий прирост прочности, чем после VTMO в условиях экструзии (рис. 84). Изменение пределов прочности и текучести сталей 40X и 40XН в зависимости от величины деформации ϵ прокаткой характеризуется экстремумом при степени обжатия 35% (для стали 40X и ближе к $\epsilon=25\%$ для 40XН). Для стали 40X максимальные приросты пределов прочности и текучести при растяжении составляют 40 и 25 кгс/мм², соответственно. Металлографический анализ обнаруживает развитие рекристаллизации при $\epsilon > 35\%$, что определяет снижение прочности.

С увеличением степени деформации при прокатке пределы прочности при растяжении и особенно пределы текучести сталей 40XНМ, 40XНМВ и 40XНМВФ возрастают. При обжатии 50%* пределы прочности и текучести при растяжении образцов, деформированных прокаткой, на 5—12 кгс/мм² выше по сравнению с образцами, деформированными прессованием. По-видимому, в условиях прокатки при сравнимых степенях обжатия рекристаллизационные процессы проходят менее интенсивно, чем при экструзии. Максимальное увеличение пластичности после VTMO в условиях прокатки наблюдается при степени обжатия около 25%. Из полученных результатов следует, что пластичность сталей, подвергнутых деформации экструзией, при VTMO выше, чем после деформации прокаткой. Этот результат не является неожиданным, если иметь в виду характер течения металла в условиях экструзии (более простая текстура в случае прессования и более сложная в случае прокатки).

При VTMO с деформацией штамповкой изменение пределов прочности и текучести при растяжении сталей

* Это соответствует деформации $\lambda=70\%$ по логарифмической формуле. Степень деформации при экструзии составляла 25, 45, 70 и 100% по логарифмической формуле; при штамповке 15, 25, 45 и 70% (также по логарифмической формуле); степень деформации при прокатке — по разности высот — 15, 25, 35 и 50%; последним двум обжатиям отвечают 45 и 70% по логарифмической формуле.

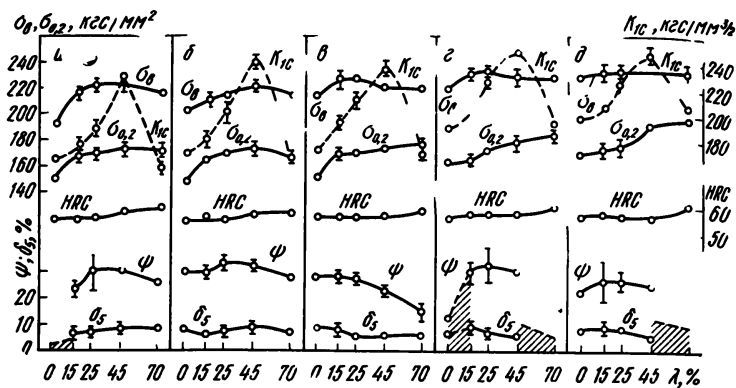


Рис. 83. Механические свойства сталей 40X (а), 40XН (б), 40XНМ (в), 40XНМВ (г), 40XНМВФ (д) в зависимости от степени деформации при ВТМО штамповкой. Отпуск 150°C, 2 ч

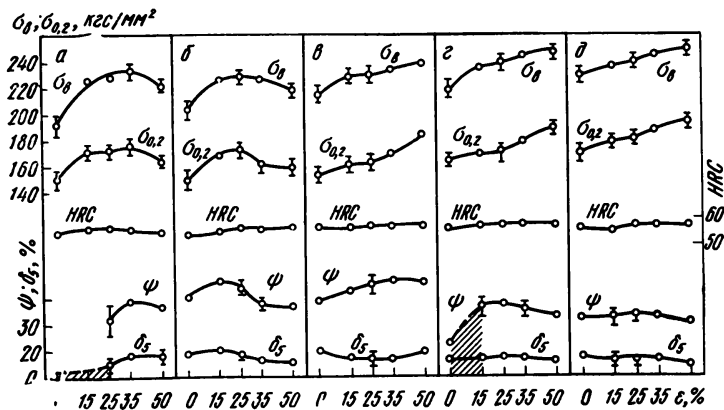


Рис. 84. Механические свойства сталей 40X (а), 40XН (б), 40XНМ (в), 40XНМВ (г), 40XНМВФ (д) в зависимости от степени деформации при ВТМО прокаткой. Отпуск 150°C, 2 ч

40X и 40XН в зависимости от степени деформации характеризуется наличием экстремума (см. рис. 83). Максимальный прирост этих свойств по сравнению с обычной термической обработкой наблюдается при деформации $\lambda=45\%$ *. Для стали 40X максимальный прирост преде-

* По логарифмической формуле.

ла прочности при растяжении составляет 30 и предела текучести 25 кгс/мм². Примерно такой же рост предела текучести стали 40X наблюдается в результате ВТМО с применением прокатки (при сравнимой степени обжатия). Однако прирост предела прочности при ВТМО с применением штамповки меньше на 10 кгс/мм². Безусловно, некоторое влияние на снижение этой характерис-

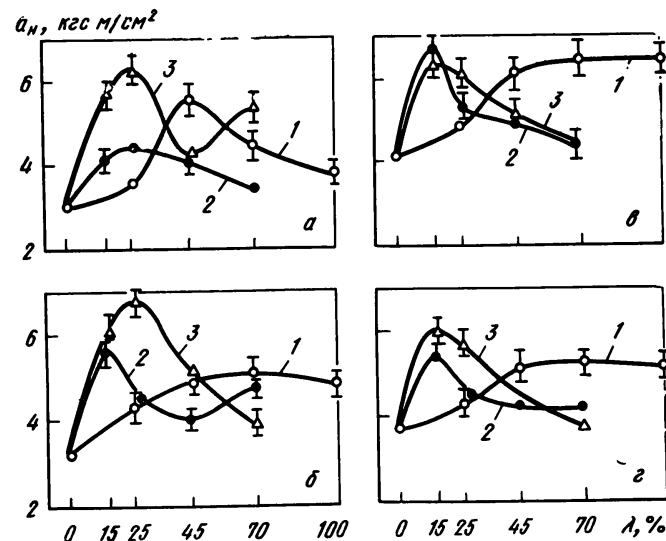


Рис. 85. Ударная вязкость сталей 40X (а), 40XН (б), 40XНМ (в) и 40XНМВФ (г) в зависимости от степени обжатия при ВТМО экструзией (1), прокаткой (2) и штамповкой (3). Отпуск при 150°C, 2 ч

тики оказывает более интенсивное протекание рекристаллизации обработки в штампованных заготовках, но несоответствие между ростом предела прочности при растяжении и предела текучести связано главным образом с увеличением разнородности при повышении степени деформации штамповкой. Эти результаты подтверждаются испытаниями сталей 40XНМ, 40XНМВ и 40XНМВФ.

После ВТМО с деформацией экструзией (отпуск при 150°C) ударная вязкость стали 40X выше, чем после обычной термической обработки. Максимум достигается после деформации с обжатием 45% (рис. 85). С ростом

степени деформации значения a_n снижаются в связи со структурными изменениями, наступающими при развитии рекристаллизации. Для сталей 40ХНМВ и 40ХНМВФ высокие значения ударной вязкости сохраняются и при степени деформации более 45%. Максимальное повышение этой характеристики наблюдается при степени деформации 70%.

Максимальное увеличение a_n после ВТМО с деформацией прокаткой и штамповкой обнаруживается при степенях обжатия 15—25%, т. е. значительно меньших, чем необходимые для достижения максимальной прочности. При ВТМО в условиях штамповки максимальные значения a_n находятся в пределах 6—7 кгс·м/см² (повышение в 1,5—2 раза по сравнению с обычной термообработкой).

Таким образом, предложенный механизм упрочнения в результате ВТМО, основанный на прямых экспериментальных результатах, позволяет дать естественное объяснение и привести в определенную стройность то обилие фактов, которое накоплено при исследовании и промышленном опробовании этой обработки.

Правильное построение технологической схемы ВТМО, обеспечивающее максимальное повышение комплекса механических свойств, требует детального знания кинетики последеформационных структурных изменений деформированного аустенита. Необходимо определить оптимальное время последеформационной выдержки после последней деформации до закалки, и паузы между несколькими циклами деформации в промышленных линиях горячей обработки металлов давлением. По материалам таких исследований в ряде случаев удается получить представление о характере структурообразования во время самой деформации. Подавляя рекристаллизацию аустенита или регулируя степень ее развития, можно существенно влиять на уровень получаемых свойств при комнатной температуре.

Чаще всего для сокращения времени пребывания материала в аустенитной области и подавления рекристаллизации или роста аустенитного зерна рекомендуют быстрое охлаждение горячедеформированной стали.

Обычные углеродистые стали для получения оптимальных свойств при ВТМО, по-видимому, действительно следует закалывать немедленно после окончания высокотемпературной деформации, так как рекристаллизация в этих сталях при температуре горячего деформиро-

вания проходит сравнительно быстро (рис. 86). Отметим, что даже после 30-с выдержки (940°C), при которой как будто бы полностью проходит рекристаллизация обра-

ботки. прочность после ВТМО превышает прочность, полученную в результате обычной термической обработки. Структурные изменения в стали типа AISI 1010 (0,10% С; 0,10% Si; 0,72% Mn) и стали типа 20Г (0,20% С; 1,2% Mn; 0,10% Ni; 0,02% Mo; 0,04% Cr) в случае последеформационных выдержек после горячей растяжения изучали в работах [148, 149]. Выдержки в изотермических условиях (870 и 950°C) осуществляли на специальной разрывной машине. За критерий прохождения рекристаллизации принимали разность между первичным L_1 и вторичным L_2 (после определенной изотермической выдержки) нагружением. Первичное нагружение образца проводили до величины относительного сужения 30% (сталь AISI 1010) и 35% (сталь 20Г), вторичное — до разрушения. Кривые смягчения представлены на рис. 87 и 88. Видно, что процесс рекристаллизации стали без микролегирования (рис. 87, а) заканчивается через 5 с (870°C), а при легировании

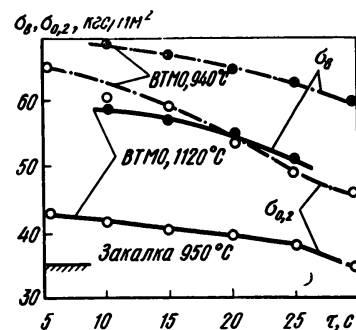


Рис. 86. Зависимость характеристик прочности стали Ст3 после ВТМО от паузы τ между деформацией при двух температурах и закалкой (средние значения из 20 измерений)

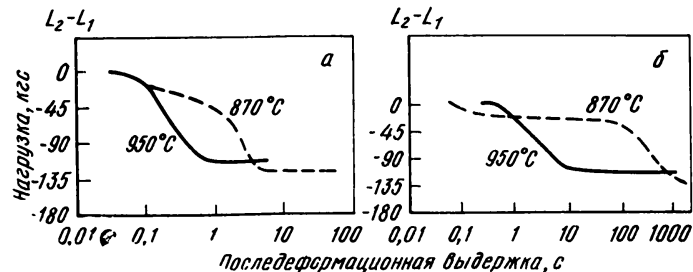


Рис. 87. Кривые смягчения стали AISI 1010 (а) и стали AISI 1010 с добавкой 0,02% Nb (б)

стали микродобавками (ванадием и, особенно, ниобием) начало рекристаллизации сдвигается в сторону больших выдержек (до 60 и 120 с, см. рис. 87 и 88). Если обратить внимание на экспериментальные точки на рис. 88, а не на проведенные исследователями кривые, то можно

Рис. 88. Кривые смягчения аустенита стали типа 20Г с добавками 0,059% V (1) и 0,011% Nb (2)

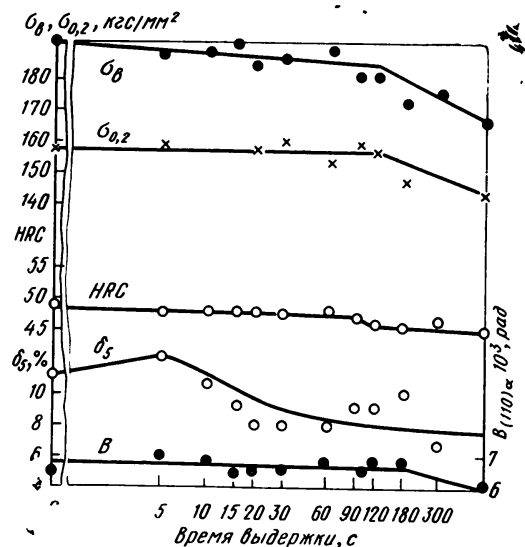
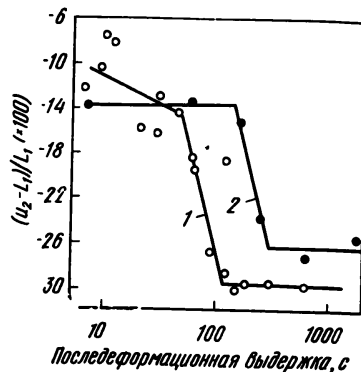


Рис. 89. Влияние изотермической выдержки при температуре конца деформации 850°C на свойства стали 23X12HBMΦA (ЭП65) и ширину линии (110) α

В работе [26] изучали структуру аустенита сталей 18X5H2MBΦCB, 34X5H2MBΦOB и 50X5H2MBΦCB после ВТМО с деформацией прокаткой на 70 и 50%. При установлении границ начала рекристаллизации в зависимости от условий термомеханической обработки, в том числе от продолжительности последеформационной паузы, была установлена высокая устойчивость против развития этого процесса в высоколегированной стали. Так, в стали 18X5H2MBΦCB после деформации на 70% рекристаллизация при 980°C начинается после 5 с, а при 880°C — более чем через 10 мин. Уменьшение степени деформации до 50% при 980°C замедляет начальные стадии рекристаллизации до 120 с. Увеличение содержания углерода при этих же значениях температуры и степени деформации ускоряет начало рекристаллизации при последеформационных выдержках; это было установлено и в работе [15]. Аналогичные данные о высокой устойчивости аустенита легированной стали против рекристаллизации в процессе последеформационных выдержек при ВТМО получены Я. И. Спектором.

Изучение склонности к рекристаллизации при последеформационных выдержках в процессе ВТМО другой высоколегированной стали 23X12HBMΦA (ЭП65) проводилось нами с А. А. Черкасовым на примере изготовления конкретных деталей (колец) [27]. Заготовки, деформированные на 70% при 850°C, подвергали изотермическим последеформационным выдержкам в течение 600 с. Полученные результаты (рис. 89) показывают, что выдержка до 2 мин почти не снижает прочности стали по сравнению с ВТМО при немедленном охлаждении. Следует отметить некоторое увеличение пластичности при определенной последеформационной выдержке, что может быть связано с формированием субструктуры полигонизации из исходного состояния горячего наклепа. Высокая устойчивость против рекристаллизации в условиях ВТМО обусловлена, по-видимому, высокой легированностью стали ЭП65, особенно карбидообразующими элементами, например, хромом, положительное влияние которого показано в работе [15].

В случае средне- и высоколегированных сталей сразу после окончания деформации еще имеется состояние горячего наклепа и для протекания полигонизации целесообразна некоторая, в каждом отдельном случае регламентированная последеформационная выдержка. На

заметить тенденцию к упрочнению в интервале последеформационных выдержек до 10 с (для стали с ванадием). Подобное явление наблюдали во многих других работах.

примере сталей 40X1HBA и 30XГСНА показано (рис. 90), что после немедленной закалки получают низкие значения механических свойств, характерные для горяченаклепанного состояния, а оптимальных значений

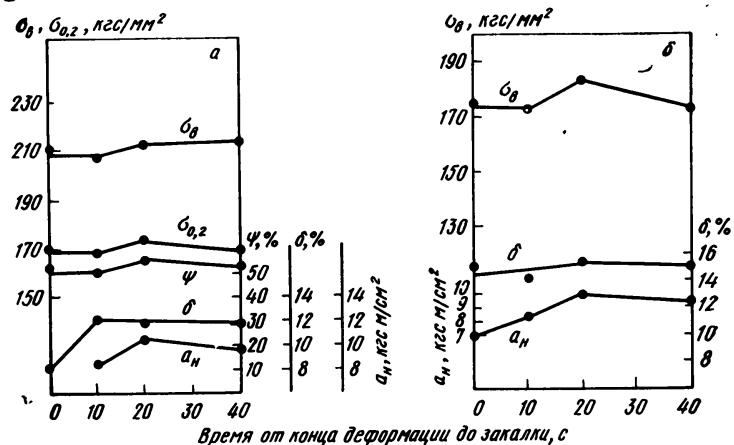


Рис. 90. Влияние времени выдержки после окончания деформации до закалки при ВТМО стали 40X1HBA (а) и стали 30XГСНА (б) на механические свойства; условия ВТМО: температура аустенизации 1050°C, температура начала деформации 900°C; дробная деформация на линейном стане, отпуск 200°C, 1 ч

этих свойств достигают при ВТМО с последеформационной выдержкой 35—40 с. В случае более продолжительных выдержек, когда протекает рекристаллизация, свойства снова падают.

Становится ясным, почему при осуществлении требования немедленной закалки после деформации при ВТМО углеродистых и малолегированных сталей получали наибольший эффект повышения механических свойств по сравнению с эффектами, которые наблюдались при ВТМО средне- и высоколегированных сталей.

Получает естественное объяснение и достижение более высоких свойств при проведении ВТМО с дробной деформацией (когда с большей полнотой протекают процессы динамической полигонизации) по сравнению с однократной деформацией при тех же обжатиях.

В сталях с более высоким содержанием углерода (учитывая его влияние на уменьшение энергии дефекта

упаковки, а также на повышение предела текучести аустенита) при деформации в процессе ВТМО возникает состояние высокого горячего наклепа. По этим причинам в результате ВТМО высокоуглеродистых сталей, проведенной по обычным технологическим режимам, не получают ожидаемого эффекта повышения свойств. По-видимому, для высокоуглеродистых сталей обязательным является применение дробной и малой деформации; в этих условиях ВТМО можно ожидать повышения комплекса механических свойств и для этой категории сталей.

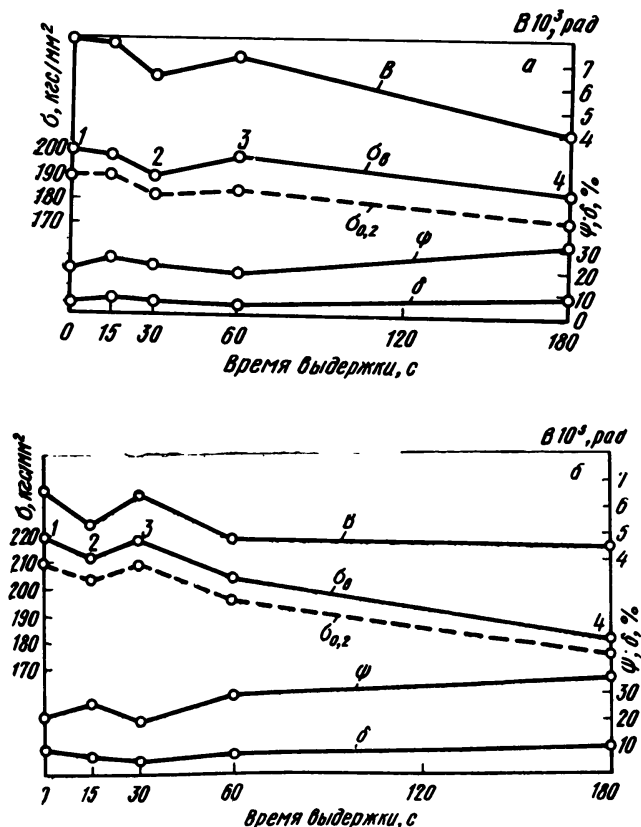


Рис. 91. Влияние изотермической выдержки после окончания деформации при ВТМО на свойства стали 60С2Ф; отпуск 400°C, 1 ч. Деформация при ВТМО, %: а — 20; б — 50

В опытах по влиянию последеформационных выдержек при температуре горячего деформирования (до закалки) многими исследователями на мало- и среднедеформированных сталях отмечено немонотонное изменение свойств (рис. 91). Теперь представляется возможным дать достоверное объяснение найденным закономерностям, отметив этапы возврата (1—2), полигонизации (2—3) и начальных стадий рекристаллизации (3—4). Получает естественное объяснение и сдвиг этих этапов к меньшим последеформационным выдержкам при увеличении степени деформации в случае ВТМО. Иными словами, имеем как бы те же кривые напряжение — деформация, характерные для горячей деформации (см. рис. 38), но начинающиеся с точки 2 и протекающие не в динамических условиях (без одновременного приложения нагрузки). Высокая устойчивость субструктуры, образующейся и в этих условиях, проявляется в том, что при повторной закалке воспроизводится ход кривых изменения свойств и физического уширения (рис. 92, 93).

Как уже было сказано, в случае высоколегированных сталей созданная в процессе горячей деформации тонкая структура оказывается весьма устойчивой и рекристаллизация в этих сталях наступает лишь при больших последеформационных выдержках (1—2 мин).

При исследовании тонкой структуры сталей 50ХГ и 55С2 после ВТМО было показано, что изменения физической ширины рентгеновских линий (110) α и (220) α при изотермической выдержке до 15 с не происходит. Не наблюдается также рекристаллизации, а характер изменения свойств при увеличении паузы определяется процессами типа возврата. В работах [150, 151] исследовали кинетику изменений структуры и механических свойств после ВТМО сталей типа 55ХГ (с 0,03% Ti) и 40Х2Н2ГСМ. Прокатку проводили при 900°C на 85% за 7 и 3 прохода соответственно. Развитие рекристаллизации в стали 55ХГ начинается при $\tau \geq 30$ с, а в стали 40Х2Н2ГСМ при $\tau \geq 60$ с, где τ — последеформационная выдержка. С увеличением длительности изотермической выдержки возрастает тенденция к хрупкому разрушению, что указывает на постепенное устранение субструктуры развивающейся рекристаллизацией, однако важно отметить, что даже 10-мин выдержка не снижает свойств до уровня, полученных после обычной обработки.

Исследования на стали 55ХГР показали, что заметное

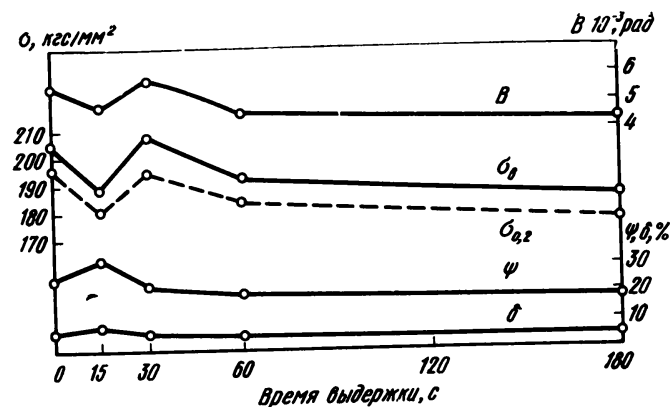


Рис. 92. Влияние длительности изотермической выдержки после окончания деформации при ВТМО (50%) на свойства стали 60С2Ф после повторной термической обработки (ВТМО + промежуточный отпуск 200°C, 1 ч + 700°C, 1 ч + закалка 870°C + отпуск 400°C, 1 ч)

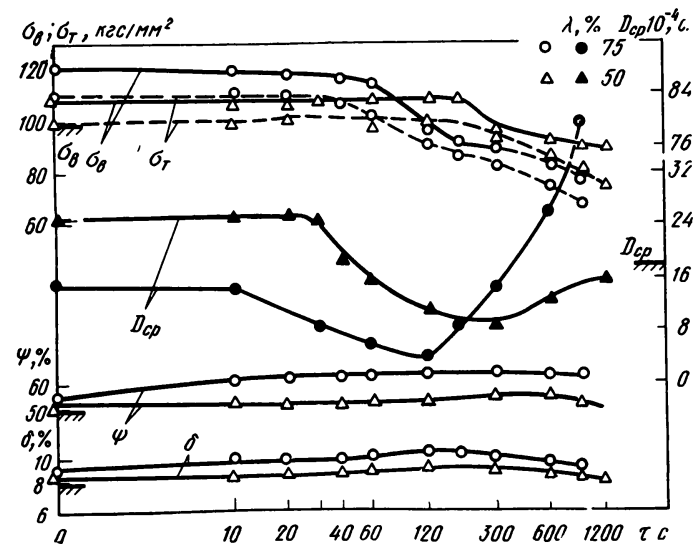


Рис. 93. Зависимость механических свойств и средней величины зерна от продолжительности последеформационной выдержки при ВТМО стали 03Х8 (степень деформации $\lambda = 50$ и 75%); отпуск 100°C, 1 ч. Площадки на ординате — свойства после обычной термической обработки

ухудшение свойств при ВТМО в результате изотермической выдержки (930°C) наступает после паузы не менее 5 мин. Микродобавки циркония (0,12%) увеличивают этот интервал вдвое, а после 30-мин выдержки сталь 55ХГР с добавками полностью рекристаллизована [140].

Приведенные примеры показывают благоприятное влияние весьма небольшого количества легирующих элементов на стабильность созданной при горячей деформации субструктуры. Однако при ВТМО высоколегированных сталей (а также сталей с поверхностно активными добавками) необходимо иметь в виду затрудненные условия самого образования субструктуры в процессе горячей деформации. При ВТМО стали 40Н27 и сплава Н30Ф2 было замечено [152], что благоприятное перераспределение дислокаций с образованием структуры полигонизации в большинстве случаев происходит только в течение сравнительно больших последеформационных выдержек, после этого эффект высокотемпературного термомеханического упрочнения характеризуется исключительной стабильностью. При ВТМО стали 35ХН3М (аустенитизация 950°C, температура прессования 750 и 800°C, степень деформации 70%) показано [153], что работа распространения трещины увеличивается при последеформационных выдержках вплоть до 15 мин (рис. 94).

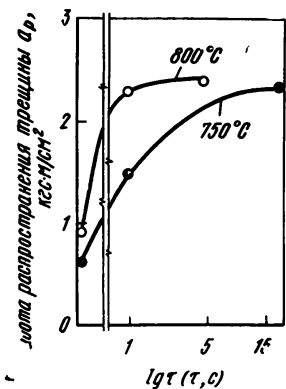


Рис. 94. Влияние изотермической выдержки при ВТМО стали 35ХН3М на работу распространения трещины

В нашей работе с К.-Э. Хенсгером были изучены механизм и кинетика структурообразования при ВТМО стали 50ХГА в зависимости от температуры и степени деформации, а также от величины последеформационных выдержек. Если ВТМО стали 50ХГА проводится по оптимальным режимам, то для развития рекристаллизации требуется значительное время: в случае нагрева до 900°C и деформации на 40% 100-с выдержка до закалки не вызывает рекристаллизации путем миграции высокоугловых границ (рис. 95).

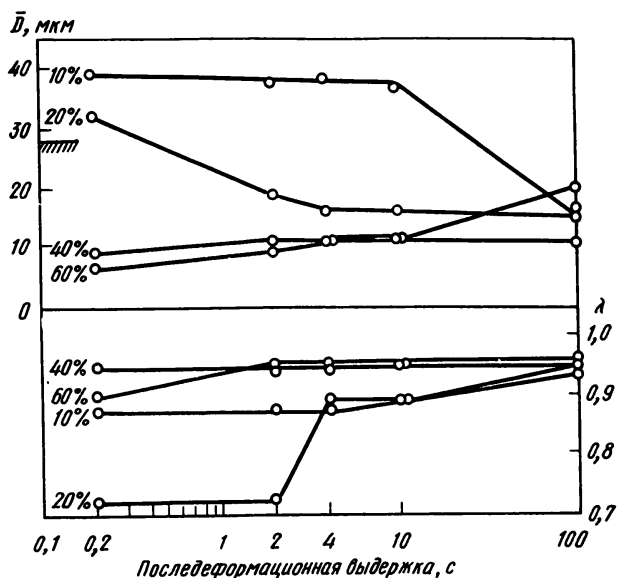
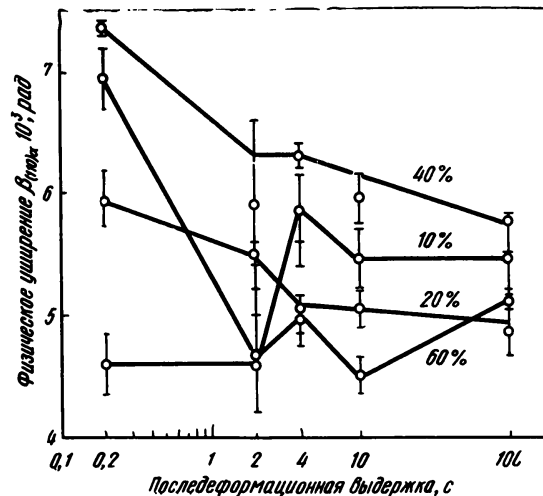


Рис. 95. Зависимость среднего диаметра вытравленных объемов аустенита (\bar{D}) и коэффициента неравномерности (λ) от степени деформации (указана на кривых) и продолжительности последеформационной выдержки при ВТМО стали 50ХГА; температура деформации 900°C

Рис. 96. Зависимость физического уширения линии (110)_α от последеформационной выдержки при ВТМО стали 50 ХГА с разным обжатием (указано на кривых) при 900°C



Деформация на 40% создает условия для протекания динамического возврата и полигонизации. Несмотря на почти монотонное снижение физического уширения при последеформационных выдержках, которое объясняется (особенно в интервале (0,2—2с) снятием оставшихся после немедленной закалки некоторых признаков горячего наклепа за счет «рекристаллизации на месте», значения β (110) $_{\alpha}$ после всех исследованных режимов обработки оказываются максимальными (рис. 96). Таким образом, высокая стабильность образованной субструктуры проявляется не только в постоянстве среднего размера травленных объемов (рис. 95), но и в сохранении значительной доли введенных во время горячей пластической деформации дислокаций при длительных выдержках: после 100-с паузы до закалки β (110) $_{\alpha}$ превышает значение, отвечающее контрольной термической обработке, больше, чем в 1,5 раза.

Данные по измерению плотности стали 50ХГА после ВТМО с деформацией 40% при 900°C представлены на рис. 97. В результате ВТМО после немедленной закалки

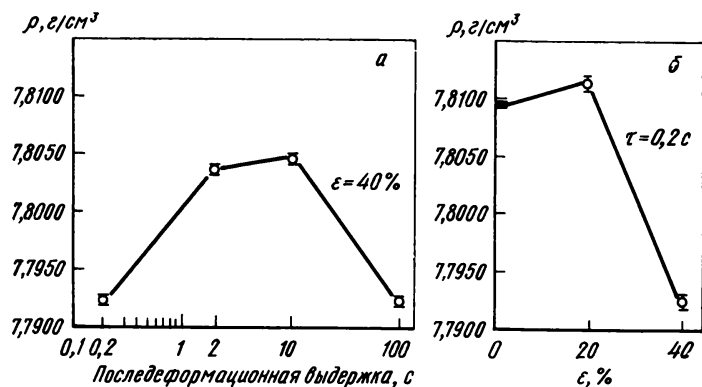


Рис. 97. Зависимость плотности ρ стали 50ХГА от длительности последеформационной выдержки (а) и степени деформации ϵ (б) при ВТМО; температура прокатки 900°C

($\tau=0,2$ с) фиксируется высокая дефектность строения решетки, что приводит к значительному уменьшению плотности стали по сравнению с плотностью ее после обычной обработки (на $1,7 \times 10^{-2}$ г/см³). Выше было отмечено, что в этом случае в созданной при горячей де-

формации субструктуре сохраняются некоторые признаки горячего наклепа. Измерение плотности показало, в частности, присутствие повышенного количества вакансий, которые в интервале выдержек до 2с способствуют некоторому укрупнению субзерен по механизму коалесценции (см. рис. 95), т. е. происходит «рекристаллизация на месте»: при этом имеет место сток вакансий и наблюдается заметный рост плотности (см. рис. 97,а). Дальнейшее небольшое увеличение плотности при выдержках до 10 с является, по видимому, следствием выхода дислокаций из тела субзерен в среднеугловые границы с их частичной аннигиляцией. Отметим, что после 10-с выдержки при 900°C плотность стали 50ХГА на 5×10^{-3} г/см³ ниже значения, отвечающего контрольной обработке стали, что указывает на высокую стабильность созданного дефектного строения (субструктуры). Несколькими неожиданным оказался результат измерения плотности после 100-с выдержки. Однако на основе теоретических соображений Люкке [154] и С. С. Горелик [118] показали, что перераспределение и аннигиляция дислокаций во время развития первичной рекристаллизации сопровождаются возникновением вакансий. Это предположение нашло экспериментальное подтверждение в работе [155]. Наши данные также указывают на уменьшение плотности стали из-за образования избыточных вакансий после 100-с последеформационной выдержки, когда для данной стали ожидается довольно интенсивное перераспределение и частичная аннигиляция введенных при горячей пластической деформации дислокаций.

Выявленные при травлении мелкие равноосные объемы аустенита не являются доказательством завершения рекристаллизации после горячей деформации, а могут быть связаны с образованием развитой субструктуры, которая фиксируется закалкой.

Наиболее высокий уровень механических свойств стали 50ХГА получается в результате проведения ВТМО по режимам, определяющим преимущественное развитие процессов образования субструктуры по типу полигонизации. При этом наряду с повышением прочности, пластичности и ударной вязкости одновременно достигается значительный рост (больше чем в два раза по сравнению с обычной термической обработкой) сопротивления распространению трещины (рис. 98) и оказывается возмож-

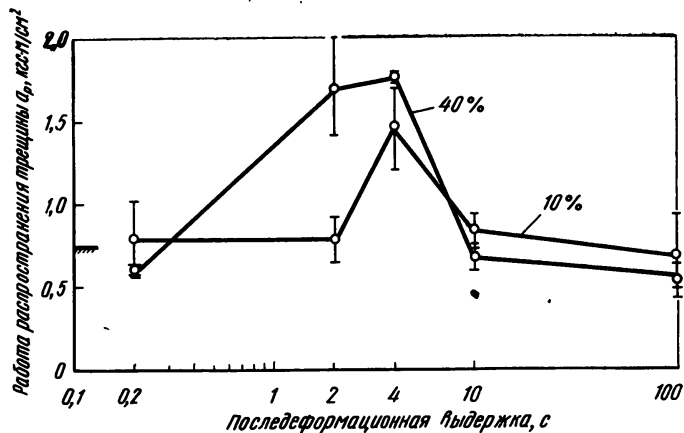


Рис. 98. Зависимость работы распространения трещин от продолжительности последеформационной выдержки при ВТМО стали 50ХГА (степень деформации 10 и 40%); температура прокатки 900°C

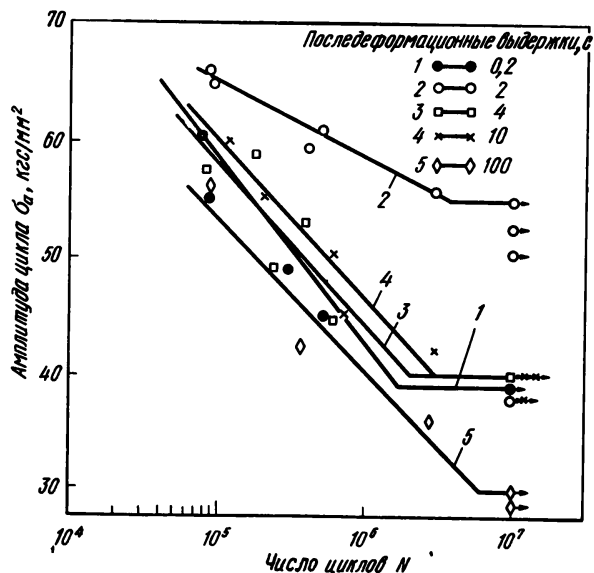


Рис. 99. Циклическая прочность стали 50ХГА после ВТМО с разной продолжительностью последеформационной выдержки; температура прокатки 900°C; степень деформации 40%

ной наиболее полная реализация высокопрочного состояния при циклических нагрузках (рис. 99).

Установлена связь между повышением работы распространения трещины и увеличением ограниченной выносливости в результате ВТМО стали 50ХГА (рис. 100).

Не удалось найти причинно-следственной связи между изменением размеров выявленных при травлении объемов аустенита и достигнутыми значениями прочности в результате проведения ВТМО стали 50ХГА (рис. 101).

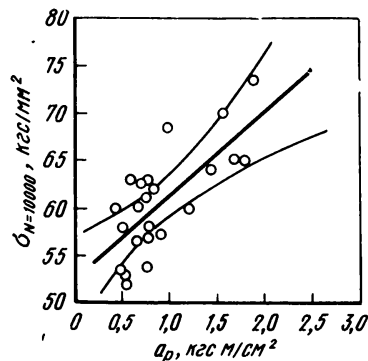


Рис. 100. Связь между работой распространения трещины σ_p и пределом ограниченной выносливости $\sigma_{N=10000}$ стали 50ХГА после ВТМО

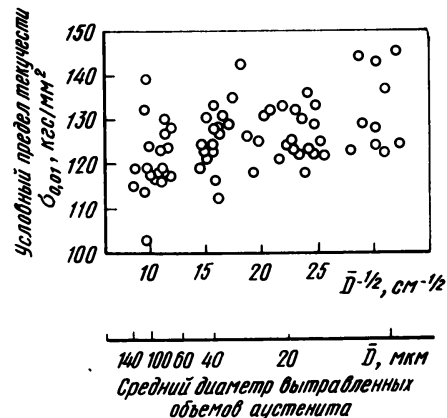


Рис. 101. Предел текучести при разной величине вытравленных объемов аустенита в стали 50ХГА после ВТМО

Показано, что существует корреляционная связь между характеристиками прочности и тонкого строения — физическим уширением рентгеновской линии $(110)_\alpha$, что указывает на субструктурную природу упрочнения стали 50ХГА при ВТМО (рис. 102).

Проведенный в работе В. И. Пустовалова анализ данных о влиянии температуры и степени деформации при ВТМО сталей 50ХГ и 50С2 промышленной выплавки на величину и форму аустенитных зерен в трех взаимно перпендикулярных плоскостях позволил сделать следующие выводы:

1) горячая деформация при ВТМО по-разному влияет на величину и форму зерен в трех взаимноперпендикулярных плоскостях. Наибольшее изменение претерпе-

вают зерна, расположенные в плоскости, параллельной направлению прокатки, наименьшее — в плоскости прокатки. Даже после обжатия на 50% зерна в плоскости

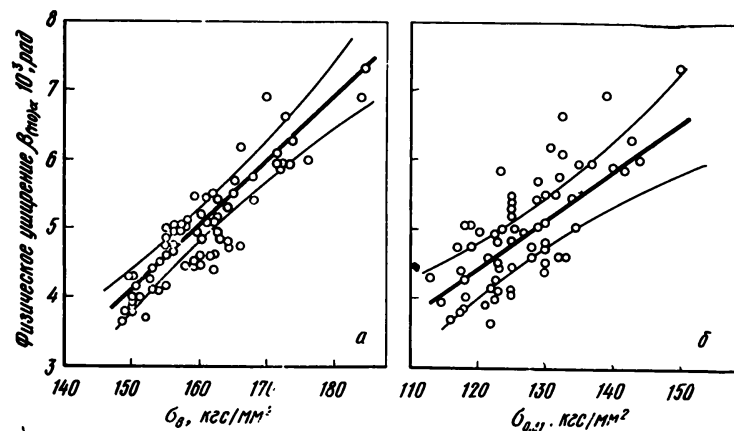


Рис. 102. Связь между физическим уширением рентгеновской интерференционной линии (110) *а* и пределом прочности (*а*) или условным пределом упругости (*б*) стали 50ХГА после VTMO

прокатки остаются по форме такими же, какими они были до деформации.

2) при степенях деформации более 25% величина зерна по всем направлениям уменьшается;

3) повышение температуры деформации способствует росту зерен, особенно это заметно в хромомарганцевой стали. Однако рост зерен не связан с развитием рекристаллизации (согласно металлографическому исследованию). Следует предположить, что увеличение диаметра зерен после деформации при повышенных температурах связано с ростом исходного (до деформации) зерна, заметно проявляющегося для стали 50ХГА выше 900—950°C. Последующая небольшая деформация (примерно 25%), осуществленная к тому же за один проход, существенно не измельчает зерно;

4) между величиной зерна, выявляемого в различных плоскостях (вдоль, поперек, или в плоскости прокатки), и эффектом повышения механических свойств в результате VTMO нет соответствия.

Применительно к рессорно-пружинным сталям особое значение имеет влияние VTMO на усталостную прочность. Испытание стали 60ХС на усталость при кручении в закаленном состоянии (без отпуска) после обычной термической обработки и VTMO (с деформацией также кручением), которое провел О. Н. Романив с сотрудниками, показало очевидное преимущество VTMO (рис. 103) [104].

Влияние режимов VTMO на усталостную прочность рессорной стали 55ХГР в наших работах [15] изучалось при испытаниях плоских шлифованных образцов в симметричном цикле нагружения (рис. 104 и 105). Согласно полученным данным, VTMO позволяет повысить предел усталости рессорной стали на 5—11 кгс/мм², или на 10—20%, по сравнению с оптимальным режимом обычной термической обработки. Следует особо отметить существенное повышение усталостной прочности стали после VTMO (в 9 раз и более) в области ограниченной выносливости, т. е. при напряжениях выше предела усталости.

В соответствии с этим находятся наши данные с В. И. Пустоваловым по исследованию усталостной прочности рессорных сталей 50ХГА и 55С2, подвергнутых VTMO по различным режимам. Для указанных сталей предел усталости после VTMO повышается по сравнению с обычной обработкой на 14—16%. Надо подчеркнуть, что в этом исследовании испытанию подвергали образцы с «черной» поверхностью, вырезанные непосредственно из рессорных листов, т. е. имеющие на поверхности обе-

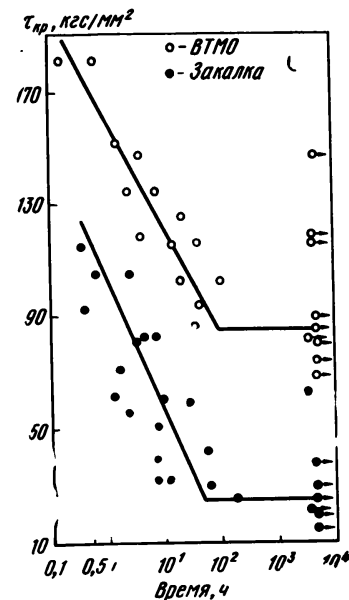


Рис. 103. Влияние VTMO (с деформацией кручением) стали 60ХС на повышение сопротивления усталостному разрушению. Закаленное состояние (без отпуска), испытание на усталость при кручении

зуглероженный слой. Кроме того, дополнительного увеличения усталостной прочности исследуемых сталей достигали поверхностным упрочнением стальной дробью. В результате такой обработки предел усталости повы-

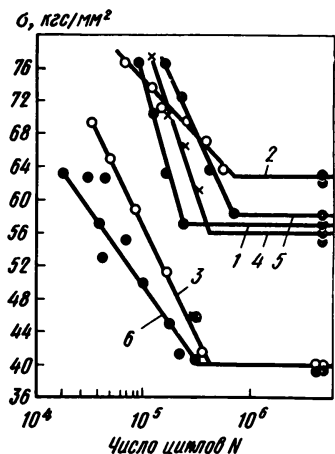


Рис. 104. Влияние температуры аустенитизации при ВТМО со степенью деформации 50% на усталостную прочность стали 55ХГР в зависимости от последующей обработки (образцы шлифованные, без надреза); отпуск 250°C, 1 ч. Кривые 1, 2, 3 (прямой эффект) — температура аустенитизации соответственно 900, 950 и 1050°C; кривые 4, 5, 6 (повторная закалка) — температура аустенитизации при ВТМО соответственно 900, 950 и 1050°C

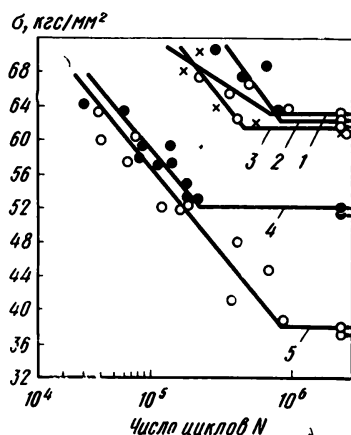


Рис. 105. Влияние режимов ВТМО (кривые 1—3) и обычной термической обработки (кривые 4, 5) на циклическую прочность стали 55ХГР. Температура аустенитизации 950°C, образцы шлифованные, без надреза:

Номер кривой	Обработка
1	ВТМО ($\epsilon = 15\%$), отпуск 250°C
2	ВТМО ($\epsilon = 25\%$), отпуск 250°C
3	ВТМО ($\epsilon = 50\%$), отпуск 250°C
4	Обычная термическая обработка, отпуск 500°C
5	Обычная термическая обработка, отпуск 250°C

шался на 35% при существенном возрастании ограниченной выносливости (рис. 106 и 107).

ВТМО значительно снижает чувствительность к коррозионному растрескиванию. Как показал О. Н. Романив, это проявляется в росте несущей способности сталей 60ХС и 9ХС в коррозионной среде (3%-ный водный раствор NaCl) в широком интервале выдержек, в том

числе соответствующих условному пределу усталости на базе 170 ч (который повышается почти в два раза). Изменение чувствительности к коррозионному растрескиванию¹ в зависимости от уровня прочности хромосилицистых сталей иллюстрируется кривыми на рис. 108; видно существенное благоприятное влияние ВТМО. Структурные изменения, достигаемые в результате ВТМО, ослабляют адсорбционное влияние среды. Это подтвердилось в работе О. Н. Романива испытаниями на замедленное разрушение не только гладких образцов,

но и образцов с наведенными трещинами. На сталях 20ХНЗА и 37ХНЗА показано, что ВТМО значительно ослабляет склонность к водородной хрупкости. После наводороживания по идентичным режимам пластичность стали, подвергнутой ВТМО, была в 4—5 раз выше, чем после обычной термической обработки.

В нашей работе с Н. П. Жуком и Л. А. Плавич [108] было исследовано влияние ВТМО сталей, используемых при изготовлении труб нефтяного сортамента, на их стойкость против водородного охрупчивания.

Существующие в настоящее время воззрения сводятся к тому, что хрупкость сталей, обусловленная водородом, проявляется тем резче, чем выше прочность материала. В связи с этим для борьбы с водородной хрупкостью предлагается ограничивать применение сталей с прочностью выше некоторого предельного значения, величина которого определяется отдельно в каждом кон-

¹ Обозначается как $\Delta\sigma$, при этом $\Delta\sigma = \sigma_{170} - \sigma_{170}^{CP}$, где σ_{170} — максимальное безопасное растягивающее напряжение в условиях замедленного разрушения на базе 170 ч; σ_{170}^{CP} — то же, но в коррозионной среде.

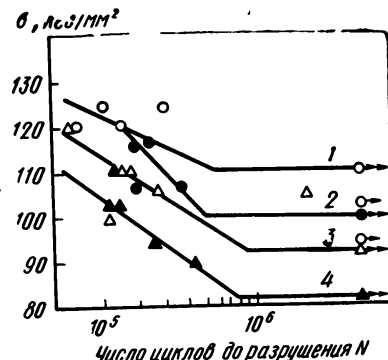


Рис. 106. Кривые усталостной прочности сталей 50ХГА и 55С2:

Номер кривой	Сталь	Обработка
1	55С2	ВТМО ($\epsilon = 25\%$), отпуск 250°C, 1 ч, наклеп дробью
3	50ХГА	То же
2	55С2	Закалка, отпуск 250°C, 1 ч, наклеп дробью
4	50ХГА	То же

кретном случае. При этом совершенно не учитывается, каким методом обработки достигается указанная прочность сталей. Между тем установление каких-либо предельных значений прочности требует объективного обоснования и дифференцированной оценки в зависимости от

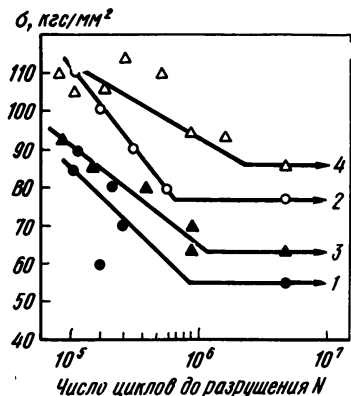


Рис. 107. Кривые усталостной прочности стали 50ХГА: 1 — закалка, отпуск 450°C, 1 ч; 2 — VTMO ($\lambda=25\%$), отпуск 450°C, 1 ч; 3 — закалка, отпуск 450°C, 1 ч, наклеп дробью; 4 — VTMO ($\lambda=25\%$), отпуск 450°C, 1 ч, наклеп дробью

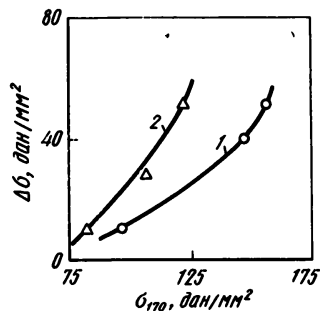


Рис. 108. Зависимость чувствительности к коррозионному растрескиванию от уровня прочности хромокремнистых сталей: 1 — VTMO; 2 — обычная термическая обработка

вида упрочнения. Следует иметь в виду, что при одинаковой прочности сталей большое влияние на их водородную хрупкость, являющуюся структурно чувствительным свойством металла, должна оказывать структура металла, его тонкое строение.

Данные, приведенные в табл. 7, позволили установить, что склонность к водородному охрупчиванию стали Д после VTMO и обычной обработки без отпуска практически одинакова, тогда как прочность после VTMO значительно выше. При температуре отпуска 200°C наблюдается аналогичная картина. Следовательно, при близком уровне прочности водородное охрупчивание стали Д после VTMO должно быть меньше. Действительно, уже после отпуска при 400°C, когда разница в прочности стали после VTMO и обычной термической обработки начинает уменьшаться, образцы после VTMO при

больших значениях прочностных свойств охрупчиваются значительно слабее, чем после обычной термической обработки. Сталь 36Г2С после VTMO без отпуска и с отпуском при 200 и 400°C обладает значительно меньшей склонностью к водородной хрупкости, чем после обычной термической обработки, при уровне прочности, большем после VTMO.

Таблица 7

Механические свойства, ширина рентгеновских дифракционных линий (110)_α и (211)_α, а также склонность к водородной хрупкости сталей Д (40Г) и 36Г2С после VTMO (числитель) и контрольной термической обработки (знаменатель)

Марка стали	Температура отпуска, °С	Механические свойства			Ширина линий		Склонность к водородной хрупкости ¹ угол изгиба, град.
		σ_v	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	(110) _α	(211) _α	
					кгс/мм²		
Д(40Г)	—	229	205	3,5	—	—	16
		178	151	4,0	—	—	17
	200	209	173	4,0	25	57	25
		150	122	5,5	20	47	26
	400	149	140	6,0	18	25	40
		111	97	6,5	15	22	28
36Г2С	—	221	189	3,0	—	—	22
		180	155	4,5	—	—	14
	200	210	186	4,0	22	58	25
		173	145	5,5	22	50	15
	400	142	138	6,5	12	32	46
		128	121	6,0	7	25	33

¹ Склонность к водородной хрупкости определяли после катодной поляризации и испытаний на специальном приборе с фиксированием угла изгиба до появления трещины.

Повышение механических свойств, а также снижение склонности сталей к водородной хрупкости после VTMO, естественно, связаны с изменениями в структуре и тонком строении мартенсита, унаследованными им от де-

формированного аустенита. Горячая деформация способствует образованию развитой сетки субграниц в аустенитном зерне в связи с развитием процессов полигонизации; при этом создается повышенное количество препятствий для роста мартенситной пластины.

Возможно, что определенную роль в снижении склонности стали к водородной хрупкости играет торможение роста мартенситных пластин, имеющих большую дисперсность. Это уменьшает искаженность объемов вблизи границ бывших аустенитных зерен, являющихся основными местами охрупчивания, и у которых скапливаются заторможенные и имеющие меньшую протяженность мартенситные кристаллы.

Однако аналогично тому как возрастание комплекса механических свойств сталей при ВТМО нельзя объяснить одним лишь измельчением их структуры, неравномерно свести причину уменьшения склонности стали к водородной хрупкости только к измельчению пластин мартенсита. В частности, решающее значение может иметь перераспределение углерода в пределах субзерна, что приводит, как показано в некоторых исследованиях, к меньшим искажениям в мартенсите. Значительное влияние оказывает собственно тонкая структура сплава, характеризующаяся плотностью и распределением дислокаций. Полученные при рентгеноструктурном анализе данные показали, что плотность дефектов для всех температур отпуска после ВТМО больше, чем после контрольной термической обработки, тогда как склонность к водородной хрупкости при ВТМО существенно меньше. Следовательно, склонность стали к водородной хрупкости определяется не столько плотностью дефектов, сколько характером их распределения. Равномерное распределение дислокаций в полигонизованные сетки в случае ВТМО и уменьшение при этом полей напряжений снижает склонность стали к водородной хрупкости (даже при значительном насыщении ее водородом).

Следовательно, решающим фактором, определяющим большую или меньшую склонность сталей к водородной хрупкости (при сравнительно одинаковом уровне прочности) является характер созданного в них строения. Таким образом, при оценке склонности к водородной хрупкости сталей следует учитывать не столько абсолютные значения прочности, сколько способ достижения данного уровня прочности.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ЗАВОДСКИХ УСЛОВИЯХ

Переход к ТМО в промышленных условиях сопровождается рядом особенностей. Главные из них: повышение температуры аустенитизации, применение высоких скоростей деформирования, ограничение степеней деформации в связи с условиями формообразования при прокатке (особенно сложных профилей), дробность деформации.

Термомеханическое упрочнение, как это следует из результатов промышленных испытаний изделий (см. с. 190), является в настоящее время наиболее эффективным способом экономии широко распространенных в технике сталей. Использование ТМО позволяет уменьшить расход металла при производстве массовых видов металлоизделий, уменьшить сечения, сократить количество запасных частей (в связи с увеличением долговечности), заменить легированные стали на углеродистые.

Первые опыты по термомеханическому упрочнению сортового проката были выполнены с целью улучшения свойств рессорной стали. Полосу стали 55ХГР 7,5×63×1400 и 9,5×76×5500 мм подвергали ВТМО при 950°С с суммарным обжатием 70%. Обработку осуществляли на Челябинском металлургическом заводе на сортопрокатном стане непрерывной прокатки. Опробовали схему ВТМО и в условиях Чусовского металлургического завода на линейном сортопрокатном стане.

На заводе им. Лихачева из рессорной полосы, упрочненной методом ВТМО, были изготовлены рессоры с использованием эффекта наследственности термомеханического упрочнения. Комплекты рессор были установлены на автомобилях «ЗИЛ-164» и «ЗИЛ-130» для ходовых испытаний. Рессоры, упрочненные ВТМО, показали повышенную долговечность (на 25%) и надежность в эксплуатации. Дальнейшее развитие этих работ определило решение о создании опытно-промышленной установки на Чусовском металлургическом заводе.

Имеются данные о проведении подобных работ и за рубежом, в частности на фирме «Форд мотор компани». ВТМО подвергали рессорную полосу из сталей SAE 1052 и SAE 5150 (стали типа 60Г и 50ХГ). При испытании рессор из стали SAE 5160 обнаружено, что ВТМО

повышает их долговечность в 7 раз. Вес рессорного комплекта снижается на 24%, количество рессор в комплекте уменьшается вдвое и на 60% повышается усталостная прочность комплекта.

Промышленное опробование высокотемпературной схемы ТМО, предусматривающей распад деформированного аустенита в близких к изотермическим условиям (ВТМИЗО), проведено на заводе «Днепроспецсталь» в потоке сортопрокатного стана 325 на специально сконструированной установке при прокатке рессорной полосы 6×45 мм с параболической кромкой.

Стендовые испытания рессорных комплектов показали, что в случае ВТМИЗО число циклов до разрушения составляет 150 тыс., тогда как серийные рессорные комплекты разрушаются после 100 тыс. циклов.

Использование схемы ВТМИЗО (с охлаждением водо-воздушной смесью) для упрочнения труб нефтяного сортамента на установке Никопольского Южнотрубного завода позволяет поднять прочность на 2—3 категории (заменить сталь 38ХНМ малолегированной сталью 36Г2С). Испытания на промыслах установили возможность уменьшения веса колонны на 20—30%.

ВТМО сортового проката (прутки диаметром 28 мм из стали Х18Н10Т) проводили в потоке стана 400 на Златоустовском металлургическом заводе. После обработки предел текучести этой стали увеличился в 2,5 раза по сравнению с пределом текучести по ГОСТу. Коррозионная стойкость стали в результате ВТМО не понизилась.

На заводе «Серп и молот», в условиях сортопрокатного стана 300 проводили ВТМО прутков из сталей 55С2Х, 55С2С для бурового инструмента. Испытания, проведенные на Хрустальненском горно-обогатительном комбинате, показали возрастание стойкости этих штанг в 6—12 раз по сравнению со штангами, прошедшими обработку по контрольному режиму.

Цикл работ по внедрению ВТМО с деформацией поперечно-винтовым протягиванием для упрочнения сортового проката проводится на Ижевском металлургическом заводе. Разработана и построена специальная установка, с помощью которой были изготовлены опытные партии торсионов (сталь 60С2) и рабочих валков (диаметр 20 мм, сталь 9Х) двадцативалкового стана 400 для прокатки ленты. В результате ВТМО долговеч-

ность торсионов возросла в пять раз, а эксплуатационная стойкость валков увеличилась в 3,5 раза.

Был проведен цикл работ по термомеханическому упрочнению сортового проката из сталей 38ХС, 30ХГСА, 30ХГСНА, 55С2 и 40 на специально сооруженной установке в линии сортопрокатного стана 325 завода «Красный Октябрь»; сортамент проката приведен в табл. 8. Работы вели совместно: лаборатория термомеханической обработки Московского института стали и сплавов и ЦЗЛ завода «Красный Октябрь».

Таблица 8

Сортамент проката, упрочненного на установке для ВТМО завода «Красный Октябрь»

Сталь	Профиль проката	Назначение
38ХС 30ХГСА 30ХГСНА	Прутки диаметром 17, 20, 22 мм Пустотелые прутки диаметром 26—28 мм Пруток с отверстием 10 мм	Пустотелые и сплошные по сечению оси, работающие в сложных условиях
55С2	Шестигранник 25 мм с отверстием 7 мм («буровая сталь»)	Буровые штанги для горной промышленности
40	Пруток 19 и 22 мм	Нефтенасосные штанги

Результаты испытаний в научно-исследовательском горно-рудном институте (г. Кривой Рог) свидетельствуют о повышении эксплуатационной стойкости штанг, изготовленных из термомеханически упрочненного проката, в 2—3 раза по сравнению с изготовленными по обычной технологии:

	ВТМО+ +отпуск 400°С	Обычная термическая обработка
Время работы, мин	200±20	63±10
Проходка шпура, мм	5000±50	1800±200

Необходимо отметить, что упрочненные штанги по достижении двух-трехкратного превышения времени работы (по сравнению с серийными штангами) снимали со стана неразрушенными.

Оси из проката сталей 38ХС, 30ХГСА и 30ХГСНА, подвергнутые высокотемпературной термомеханической обработке, обнаружили долговечность, в 3—4 раза превосходящую стойкость деталей, обработанных по серийной технологии.

Была получена большая опытно-промышленная партия сортового проката стали 40, упрочненного ВТМО (см. табл. 8); прокат отпускали при 500°C в течение 2 ч.

На заводе им. лейтенанта Шмидта (г. Баку) были изготовлены нефтенасосные штанги по технологии, разработанной совместно с Азербайджанским институтом нефтяного машиностроения.

Проведено испытание опытных комплектов на ряде скважин. Были выбраны скважины с тяжелыми условиями работы, в которых обычно эксплуатируют штанги из стали 20НМ. Во время работы комплекты подвергались воздействию острокоррозионной среды (сероводородные пластовые воды) и высоким напряжениям.

Результаты испытаний свидетельствуют о том, что штанги из стали 40, упрочненные высокотемпературной термомеханической обработкой, при работе в сложных условиях, имеют в среднем такие же показатели, как и штанги из стали 20НМ, легированной дефицитными никелем и молибденом.

Из термомеханически упрочненных на установке завода «Красный Октябрь» прутков стали 60С2Ф была изготовлена опытно-промышленная партия пружин опрокидывания кабины автомобиля «МАЗ-500» с использованием эффекта наследования. Из данных технологических и стендовых испытаний видно, что упрочненные пружины имеют преимущество перед пружинами, изготовленными по серийной технологии, как по усадке при трехкратном обжатии до соприкосновения витков, так и по усадке при длительном заневоливании на стенде. Дорожные испытания показали, что остаточная деформация пружин, изготовленных по схеме наследования из термомеханически упрочненных прутков, по крайней мере, в 3 раза меньше остаточной деформации пружин, изготовленных по серийной технологии. Для ряда других автомобильных пружин (автомшины «Колхида», «Волга-24» и др.) выигрыш в стойкости оказался еще более значительным (до 7 раз). При этом была осуществлена технология прямой высокотемпературной термомеханической обработки.

1. Макклиток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. Пер. с англ. М., «Мир», 1970. 443 с. с ил.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. Пер. с англ. М., «Мир», 1972. 408 с. с ил.
3. Финкель В. М. Физика разрушения. М., «Металлургия», 1970. 376 с. с ил.
4. Stroh A. — «Proc. Roy. Soc.», 1954, v. 223A, p. 404—406.
5. Stroh A. — «Advances in Physics», 1957, v. 6, p. 418—427.
6. Petch N. — «J. Iron and Steel Inst.», 1953, v. 173, p. 25—31.
7. Бернштейн М. Л. — ФММ, 1971, т. 32, вып. 4, с. 213—218.
8. Marger A. R. — «Trans. ASM», 1969, v. 62, p. 1—13.
9. Орован Е. — В кн.: Атомный механизм разрушения. Пер. с англ. М., Metallurgizdat, 1963, с. 170—184 с ил.
10. Фридель Ж. — В кн.: Атомный механизм разрушения. Пер. с англ. М., Metallurgizdat, 1963, с. 504—434 с ил.
11. Тетелмен А. — В кн.: Разрушение твердых тел. Пер. с англ. «Металлургия», 1967, с. 261—301 с ил.
12. Atkinson C., Kay T. R. — «Acta Metallurgica», 1971, v. 19, July, p. 679—683.
13. Саррак В. И. УФН, 1959, т. 7, вып. 2, с. 339—361 с ил.
14. Красовский А. Я., Зосимчук Е. Э., Маковецкая И. А. — «Проблемы прочности», 1972, № 11, с. 44—47.
15. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1968. 1171 с. с ил.
16. Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. М., «Металлургия», 1973. 206 с. с ил. (Сер. «Успехи современного металловедения»).
17. Потак Я. М. Высокопрочные стали. М., «Металлургия», 1972. 208 с. с ил. (Сер. «Успехи современного металловедения»).
18. Иванова В. С. Усталостное разрушение металлов. М., Metallurgizdat, 1963. 272 с. с ил.
19. Гуляев А. П. Чистая сталь. М., «Металлургия», 197. 473 с. с ил.
20. Бичем К. Д. — В кн.: Разрушение. Т I Пер. с англ. М., «Мир», 1973, с. 265—375.
21. «Mat. Sci. Eng.», 1972, v. 10, p. 235—249.
22. Rosenfield A. R., Hahn G. T., Embury J. D. — «Metalls. Trans.», 1972, v. 3, № 11, p. 2997—2811.
23. Grange R. A. — «II Internat. Conf. of Strenghth Metals and Alloys, 30 Aug. — 4 Septem.», 1970, v. III, p. 861—876.
24. Cairns P. L., Charles J. A. — «Iron and Steel Inst.»,

25. Георгиев М. Н. Вязкость малоуглеродистых сталей. М., «Металлургия», 1973. 224 с. с ил.
26. Башенко А. П., Мельниченко Н. Д., Поповская Т. П. — МитОМ, 1973, № 8, с. 20—24 с ил.
27. Черкасов А. А., Кузьминская Л. Н., Бернштейн М. Л. — МитОМ, 1970, № 9, с. 29—33 с ил.
28. Джаффи Р., Мейкет Д., Дуглас Р. Рений и тугоплавкие металлы платиновой группы. Пер. с англ. М., ИЛ, 1963. 115 с. с ил.
29. Richards E. — «Acta Metallurgica», 1971, № 7, с. 583—596.
30. Агеев Н. В. — В кн.: Современные проблемы металлургии. М., изд. АН СССР, 1958, с. 556—563.
31. Пресняков А. А., Даутова Л. И. — ДАН СССР, 1960, т. 132, № 2, с. 333—335.
32. Bolgin O. — «Studii Si cercetari metalurgie», Academia R P. R., 1962, № 2, p. 7—10.
33. Vason D. — «Scripta Metallurgica», 1969, v. 3, p. 735—748.
34. — «J. Japan Inst. Metals», 1968, № 11, p. 320—325.
35. Спектор Я. И., Саррак В. И., Энтин Р. И. — ДАН СССР, 1964, т. 155, № 5, с. 1054—1057.
36. Smith R. B. — «J. Metals», 1958, v. 9, p. 857—864.
37. Пресняков А. А. Хладноломкость. Алма-Ата, «Наука», 1967, 199 с. с ил.
38. Smith R. B. — «J. Metals», 1957, v. 9, p. 857—865.
39. Гридннев В. Н., Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А. и др. — «Стальные канаты». Киев, «Техника», 1968, № 5, с. 295—298; 1969, № 6, с. 258—264; 1970, № 7, с. 237—239.
40. Tagg A. L. — «Machine Design», 1956, v. 28, p. 11—18.
41. Одесский П. Д. — МитОМ, 1969, № 5, с. 26—31.
42. Навроцкий И. В., Дрюкова И. Н. — ФММ, 1968, т. 26, вып. 5, с. 894—899.
43. Араки Т., Нанба А., Аоки Т., Канао М. — Тэцу то Ханэн, 1970, № 12, т. 210, с. 13—18.
44. Miller L. E., Smith G. S. — «J. Iron and Steel Inst.», 1970, v. 208, № 11, p. 998—1005.
45. «Harterei, Technische Mitteilungen». 1968, № 1, с. 47—53.
46. Edwards D. — «J. Iron and Steel Inst.», 1969, v. 207, № 11, p. 1494—1502.
47. Haarmann K. — «VDI Zeitschrift», 1969, № 3, S. 189—199.
48. Бернштейн М. Л. Технология термомеханической обработки. ИТО Машпром, 1972. 31 с. с ил.
49. Baird J. D. — «Iron and Steel», 1963, v. 36, № 10, p. 450—457.
50. Baird J. D. — «Metals and Materials», 1971, v. 5, № 2, p. 1—18.
51. Marder A. R., Beuscoter A. O., Krauss G. — «Metallurgical Transactions», 1970, № 6, p. 1545—1549.
52. Ronald T. M. F. — «Metallurgical Transactions», 1970, № 9, p. 2583—2592.
53. Гликман Т. Э., Брувер Р. Э. — ФММ, 1969, т. 28, вып. 2, с. 323—331.
54. Береснев Г. А., Клейнер Л. М., Саррак В. И., Энтин Р. И. — ФММ, 1967, т. 24, вып. 3, с. 540—545.
55. Vo Van Tan, Dibi A. — «C. R. Acad. Sci. Paris», 1969, Ser. C, v. 269, № 4, p. 280—293.
56. Steigerwald E. A., Hann G. L. — «Trans. ASM», 1963, v. 56, p. 668—688.
57. Shoichi Fukui, Chiaki Asada. — «J. ISI, Japan», 1968, v. 54, № 12, p. 92—99.
58. «Iron Age», 1970, v. 205, № 22, p. 106—108.
59. «Trans. ISI, Japan», 1966, № 2, p. 78—85.
60. Wayman M. L., Smith G. S. — «Metallurgical Transactions», 1970, № 5, p. 1189—1193.
61. Fridelle J. P., Bonz C., Rapin M. — «Bull. Cercle etudes metaux», 1969, v. XI, p. 140—148.
62. Wilkins M. A., Smith G. S. — «Acta Metallurgica», 1970, v. 18, Sept. p. 1035—1043.
63. Bathias C. — «Mem. Scient. Rev. metallurgie», 1971, v. LXIII, № 4, p. 233—245.
64. Miller G. A. — «Trans. Quart. ASM», 1968, № 3, p. 442—448.
65. Tomkins B. — «Phil. Mag.», 1971, v. 23, № 183, p. 687—703.
66. Laird C. — ASTM, 1967, v. 415, p. 131—168.
67. Tomkins B., Biggs W. D. — «J. Mater. Sci.», 1969, v. 4, p. 544—549.
68. Cottrell A. H. — «The Mech. Properties of Mater.» (Wiley), 1964, p. 353—396.
69. Shives T. E., Bennet J. A. — «Ligh Metal Age», 1968, № 5—6, p. 16—18.
70. Spitzig W. A. — «Trans. ASM», 1968, v. 61, p. 344—359.
71. Griffith C. A., Spretnan J. W. — «Trans. ISI Japan», 1969, v. 9, № 5, p. 372—387.
72. Anthony S. R., Congleton J. — «Metal Sci. J.», 1968, v. 2, July, p. 158—160.
73. Congleton J., Petch V. J. — «Phil. Mag.», 1957, № 16, p. 749—752.
74. Beachem C. D., Lupton T. C., Broen B. E. — «Metal. Trans.», 1971, v. 2, Jan., p. 141—143.
75. Pellissier G. — «Engng. Fract. Mech.», 1968, № 1, p. 18—24.
76. Baver A. J. — ASTM, 1965, № 370, p. 3—29.

77. Krafft J. M. — «Appl. Mater. Res.», 1964, № 13, p. 88—94.
78. McCartney R. F., Richard R. C., Trozzo P. S. — «Trans. ASM», 1967, v. 60, p. 384—394.
79. Саррак В. И., Энтин Р. И. — ДАН СССР, 1962, т. 146, № 4, с. 810—813; — В кн.: Физическая природа хрупкого разрушения металлов. Киев, «Наукова Думка», 1965, с. 120—125; «Изв. АН СССР, Металлы», 1965, № 6, с. 111—118; ДАН СССР, 1966, т. 167, № 2, с. 372—374; МитОМ, 1967, № 6, с. 56—58; ФММ, 1967, т. 24, № 2, с. 540—547; «Проблемы металловедения и физики металлов». М., «Металлургия», 1968 (ЦНИИЧМ. Сб. № 8); с. 142—149; МитОМ, 1969, № 10, с. 20—25; ФММ, 1971, т. 31, вып. 1, с. 152—158.
80. Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов. Изд. МДНТП им. Дзержинского, 1970, т. 1.
81. «Сталь», № 3, 1972, с. 259—262; «Проблемы физики металлов и металловедения». Сб. № 1. М., «Металлургия», 1972, (МЧМ СССР), с. 50—53.
82. Курдюмов Г. В., Верещагин Л. Ф., Энтин Р. И. и др. — «Проблемы металловедения и физики металлов». Сб. № 1. М., «Металлургия», 1972 (МЧМ СССР), с. 107—113.
83. Зубко А. М., Малкин В. И., Медведев Э. А. и др. — «Проблемы металловедения и физики металлов». Сб. № 1, М., «Металлургия», 1972 (МЧМ СССР), с. 199—205.
84. Бащенко А. П., Малкин В. И., Мельниченко Н. Д. и др. — «Проблемы металловедения и физики металлов». Сб. № 1. М., «Металлургия», 1972 (МЧМ СССР), с. 119—124.
85. Легирование и хрупкость стали. Киев, Институт проблем литья АН УССР, 1971.
86. Орехов Н. Г., Певзнер Л. М., Тарантова А. С., Андреева Е. Н. — В кн.: Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов. М., МДНТП им. Дзержинского, т. 2, с. 84—88.
87. Васильева А. Г., Прокошкин Д. А., Складов Н. М. — В кн.: Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов. М., Изд. МДНТП им. Дзержинского, т. 2, с. 81—83.
88. Береснев Г. А. — ФММ, 1967, № 3, с. 540—549.
89. Тарасенко А. В., Ульянова Н. В. — «Изв. вуз. Машиностроение», 1968, № 7, с. 146—150.
90. Вязкость разрушения высокопрочных материалов. Пер. с англ. М., «Металлургия», 1973.
91. Крещановский Н. С., Иодковский С. А., Трекало А. С. — «Литейное производство», 1972, № 3, с. 25—27; № 11; с. 22—26.
92. Астров А. Е. Плакированные и многослойные материалы. М., «Металлургия», 1965. 239 с.
93. Ткачев Р. К., Явор А. Л., Ярошенко А. П. — В кн.: Конструктивная прочность сталей и сплавов и методы ее оценки. М., Изд. МДНТП им. Дзержинского, 1972, с. 99—103.
94. Yen C. M., Stunels C. A. — «Metallurgical Transactions», 1970, v. 1, Nov., p. 3037—3047.
95. Cox A. R., Jones P. — «Metal Sci.», 1969, v. 4, № 10, p. 890—894.
96. Nideo T., Keijiro N., Tomoaki K. — «J. Iron and Steel Inst. Japan», 1971, v. 34, № 9, p. 977—982.
97. Andrews W. R. — «Trans. AIME», 1970, B92, № 4, p. 785—791.
98. Садовский В. Д., Богачева Г. Н., Умова В. М. — МитОМ, 1969, № 4, с. 10—12.
99. Гуляев А. П., Ким-Хенкина А. М. — МитОМ, 1969, № 12, с. 28—32.
100. Романив О. Н., Дудин В. А. — ФХММ, 1968, № 3, с. 75—79.
101. Приданцев М. В., Иванова В. С., Кудряшов В. Г., Котик Э. М. — В кн.: Прочность металлов при циклической нагрузке. М., «Наука», 1967, с. 21—27.
102. Бернштейн М. Л., Пецов Г. Г. — В кн.: Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов. М., Изд. МДНТП им. Дзержинского, 1970, т. 2, с. 112—117.
103. Блантер М. Е., Куманин В. И. — «Изв. вуз. Черная металлургия», 1966, № 3, с. 21—24.
104. Романив О. Н., Кукляк Н. Л. — МитОМ, 1969, № 4, с. 30—33.
105. Бабук В. В., Бернштейн М. Л., Яковлев Г. Н. — «Вестник машиностроения», 1967, № 7, с. 49—51.
106. Böhm H., Hauck H., Lanc H. J. — «Metall», 1968, № 12, S. 1192—1197.
107. Приданцев М. В., Кудряшов В. Г., Котик Э. М. — В кн.: Прочность металлов при циклической нагрузке. М., «Наука», 1967, с. 11—20.
108. Плавич Л. А., Жук Н. П., Бернштейн М. Л. — ФХММ, 1970, № 3, с. 30—35.
109. Duckworth W. E. — «Metallurgia», 1964, v. 70, № 412—418.
110. Hispecka L., Rahuta P., Mazanec K. — «Mem. Scient. Rev. metallurgie», 1970, v. LXVII, № 2, p. 71—86; 1971, v. LXVIII, № 5, p. 305—312.
111. Hispecka L., Tupdy M., Mazanec K. — «Hutnicke listy», 1970, № 6, s. 305—318.

112. Pellissier G. — «Engng. Fract. Mech.», 1968, № 1, p. 12—18.
113. Бернштейн М. Л., Платова С. Н. — ФХММ, 1972, № 1, с. 19—25.
114. Бернштейн М. Л., Платова С. Н. — «Бюл. ин-та «Черметинформация», 1972, № 10, с. 54—57.
115. Priest A. H., May M. J. — In: Fracture Toughness of High-Strength Materials. Theory and Practice. London, 1970, p. 128—149.
116. Бернштейн М. Л., Штремель М. А. — ФММ, т. 15, вып. 1, 1963, с. 82—85.
117. Спасский М. М., Утевский Л. М., Хашимов Ф. Р. — ФММ, 1965, т. 20, с. 614—618.
118. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М., «Металлургия» 1967. 403 с. с ил.
119. Сурков Ю. П., Береснева Ф. П. — ФММ, 1971, т. 31, вып. 2, с. 1—2.
120. In: «Deformation under Hot Working, Conditions Proceedings of the Conference, ISI. Publication», 1968, p. 21—44.
121. Qeen H. J. — «J. Metals», 1968, April, p. 31—38.
122. Siebel E. — «Stahl und Eisen», 1956, Bd 76, H. 7, S. 393—397.
123. Sellars C. M. — «J. Sheffield Metal. Soc.», 1969, v. 8, p. 43—47.
124. Jonas J. J., Sellars C. M., Tegart W. J. Mc. Gr. — «Metals and Mater. and Metallurgical Rev.», 1969, v. 130, January, p. 1—24.
125. Hardwick D., Sellars C. M., Tegart W. J. Mc. Gr. — «J. Inst. Metals», 1961—1962, v. 90, p. 17—72.
126. Бокштейн С. З. Строение и свойства металлических сплавов. М., «Металлургия», 1971. 496 с. с ил.
127. Гордиенко Л. К. — ФХОМ, 1970, № 4, с. 59—74.
128. Табло Ж. — В кн.: Возврат и рекристаллизация металлов. Пер. с англ. М., «Металлургия», 1966, с. 243—272.
129. Borchers H., Jordan H., Schwazwälder R. — «Metall», 1959, Bd 13, H. 1, S. 12—19.
130. Stüve H.-P. — «Acta Metallurgica», 1965, v. 13, p. 1137—1142.
131. Stüve H.-P. — «Härtereitechn. Mitteilungen», 1969, Bd 24, H. 1, S. 1—5.
132. Stüve H.-P. — «Deformation under Hot Working Condition Proceedings of the Conference. ISI Publication», 1968, p. 1—6.
133. Qeen H. J., Wong W. A., Jonas J. J. — «Acta Metallurgica», 1967, v. 15, p. 586—588.
134. Бернштейн М. Л. — «Сталь», 1972, № 2, с. 157—165.
135. Luton M. J., Jonas J. J. — «Acta Metallurgica» 1970, v. 18, p. 511—517.
136. Abson D. I., Ionas J. J. — «Metal Sci.», 1970, v. 4, p. 24—28.
137. Садовский В. Д., Бухвалов А. Б., Смирнов Л. В. — В кн.: Структурные и фазовые превращения при нагреве стали и сплавов. Пермь, Книжное издательство, 1969, с. 93—99.
138. English A. T., Backofen W. A. — «Trans. Metals. Soc. AIME», 1964, v. 230, p. 396—403.
139. Fink K., Lueg W., Bürger G. — «Arch. Eisenhüttenwesen», 1955, Bd 26, H. 11, S. 665—668.
140. Рахштадт А. Г., Сулов А. В. — МитОМ, 1971, вып. 7, с. 40—48.
141. Lehnert W. — «Neue Hütte», 1968, Bd 13, H. 12, S. 716—722.
142. Иванова В. С., Гордиенко Л. К. Новые пути повышения прочности металлов. М., «Наука», 1964. 117 с. с ил.
143. Термическое упрочнение проката. М., «Металлургия», 1969 (ИЦМ. Сб. № 30), с. 165 с ил.
144. Криштал М. А., Рязанцев И. Я. — МитОМ, 1966, № 9, с. 28—29.
145. Матвеева М. П., Чуян А. М. — ФХОМ, 1967, № 3, с. 37—42.
146. Приданцев М. В., Иванцова Э. И. — МитОМ, 1967, № 12, с. 27—30.
147. Прокошкин Д. А., Васильева А. Г., Акимов В. В., Шинкаревич Ю. Б. — МитОМ, 1966, № 9, с. 51—54.
148. Wilner G. A., Bell I. R., Bucher J. H., Childs W. J. — «Trans. Metals Soc. AIME», 1968, v. 242, p. 2305—2308.
149. Cordea I. N., Hook R. E. — «Metallurgical Transactions», 1970, v. 1, p. 111—118.
150. Hyspecka L., Orzovy V., Mazanec K. — «Freiberger Forschungs-Heft», 1970, v. 8, H. 153, S. 33—46.
151. Hyspecka L., Necas O., Mazanec K. — «Trans. Iron and Steel Inst. Japan», 1971, v. 11, № 2, p. 116—120.
152. Коган Л. И., Пилецкая И. Б., Саррак В. И., Спасский М. Н., Утевский Л. М., Хашимов Ф. Р., Энтин Р. И. — «Проблемы металловедения и физики металлов». М., «Металлургия», 1968 (ЦНИИЧМ, Сб. № 58), с. 107—122.
153. Куманин В. И. — МитОМ, 1967, № 12, с. 37—40.
154. Lücke K. — «Z. Metallkunde», 1961, Bd 52, H. 1, S. 1—12.
155. Горелик С. С., Ковалева Л. А., Блантер М. С. — ФММ, 1972, т. 33, вып. 3, с. 658—660.

УСПЕХИ СОВРЕМЕННОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

МАРК ЛЬВОВИЧ БЕРНШТЕИН

ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ

Редактор издательства *А. И. Зимица*
Художественный редактор *Д. В. Орлов*
Технический редактор *Г. Н. Каляпина*
Корректоры *Н. А. Дымина* и *Г. Л. Копперойнен*
Обложка художника *Е. Н. Волков*

Сдано в набор 30/V 1974 г. Подписано в печать 24/X 1974 г.

T-17372 Формат бумаги 84×108¹/₃₂. Бумага типографская № 1

Усл.-печ. л. 10,50 Уч.-изд. л. 10,87

Тираж 5300 экз. Заказ № 282 Изд. № 2126 Цена 1 р. 09 к.

Издательство «Металлургия», 119034. Москва Г-34,
2-й Обыденский пер., 14
Подольская типография Союзполиграфпрома
при Государственном комитете Совета Министров СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
г. Подольск, ул. Кирова, д. 25.