

Фракто- Графия-

средство
диагностики
разрушенных
деталей

«МАШИНОСТРОЕНИЕ»

ББК 34.2
Ф82
УДК 620.184.6

М. А. Балтер, А. П. Любченко, С. И. Аксенова, А. А. Чернякова,
Л. Я. Гольдштейн, Е. А. Куриц

Рецензент д-р техн. наук, проф. М. Л. БЕРНШТЕЙН

Фрактография — средство диагностики разрушенных деталей/М. А. Балтер, А. П. Любченко, С. И. Аксенова и др.; Под общ. ред. М. А. Балтер.— М.: Машиностроение, 1987.— 160+ (вкладка 1—112 стр.) с.: ил.

(В пер.): 1 р. 20 к.

Рассмотрен опыт использования фрактографии для диагностики характера и причин разрушения деталей машин с учетом влияния способа нагружения, а также структурного состояния стали и прогрессивных способов термического и деформационного упрочнения. Представлены результаты диагностики природы металлургических и других дефектов.

Метод диагностики основан на изучении связи между макро- и микростроением изломов путем сопоставления данных оптической и электронной фрактографии.

Для инженерно-технических работников заводских лабораторий машиностроительных и металлургических предприятий и научно-исследовательских институтов.

Ф 2704070000-282
038(01)-87 282-87

ББК 34.2
6ПЗ.4

© Издательство «Машиностроение», 1987 г.

ПРЕДИСЛОВИЕ

Задачу повышения эксплуатационной надежности и долговечности деталей машин и механизмов невозможно решить без эффективной системы технической диагностики причин разрушения. По многим видам изделий затраты на восстановление работоспособности действующего парка машин очень велики. В частности, в автотракторном и сельскохозяйственном машиностроении 40 % всего потребляемого металла расходуется на изготовление запасных частей.

Развитие и внедрение технической диагностики как способа управления качеством способствует уменьшению расхода дорогостоящего металлопроката, снижению затрат на ремонт и простои действующего парка машин.

Разнообразие и сложность условий нагружения современных конструкций весьма затрудняет диагностику характера повреждаемости и разрушения деталей. В связи с этим весьма актуальна информация об изменении вида изломов конструкционных материалов в зависимости от напряженного состояния и разнообразных способов нагружения.

В книге отражен многолетний производственный опыт по диагностике разрушенных деталей с помощью фрактографии в сочетании с другими современными методами исследований. Изучение изломов с учетом структурного состояния сталей и содержания в них углерода (комплекса прочностных и пластических свойств) выполнено применительно к различным видам напряженного состояния (растяжение, изгиб, кручение) при разнообразных способах нагружения (статическом, динамическом и циклическом). Рассмотрены типичные изломы распространенных конструкционных сталей.

На основе всесторонних материаловедческих исследований, включая изучение макро- и микростроения изломов, проведен анализ эффективности прогрессивных

способов деформационно-термического комбинированного упрочнения.

Способ диагностики основывается на изучении кинетики и механизма разрушения, а также природы разного рода дефектов материала. С этой целью исследуется связь между макро- и микростроением изломов путем прицельного сопоставления данных оптической и электронной фрактографии.

В книге даны не только описания и трактовка фрактограмм, но и приведены результаты исследований различных механизмов разрушения. В частности, предлагается оригинальная интерпретация элементов микрорельефа усталостных изломов, используемая для изучения механизмов разрушения при циклическом нагружении; анализируются особенности микромеханизмов развития трещин замедленного разрушения сталей с мартенситной и бейнитной структурами; подробно рассматривается нетривиальное явление увеличения склонности материала к хрупкому разрушению с понижением скорости нагружения. С новых позиций трактуются возможности фрактографии при диагностике различного типа металлургических и других дефектов материала в зависимости от того, предшествовало или совпадало образование дефектов с возникновением поверхности разрушения.

Достоверность диагностики опирается на информацию, получаемую при электронной фрактографии, без которой зачастую невозможно однозначно определить природу дефектов, характер повреждения и разрушения, особенно у деталей из высокопрочных материалов.

Следует подчеркнуть, что наряду с фрактографией и металлографическим анализом при диагностике большой вклад может внести применение современных металлофизических методов исследования.

Систематизированный обобщенный экспериментальный материал по диагностике причин низкой работоспособности деталей может быть использован в практике лабораторий машиностроительных и металлургических предприятий, а также научно-исследовательских институтов, при анализе характера повреждения и разрушения материалов и деталей и выбора эффективных способов устранения дефектов.

Авторы выражают глубокую благодарность инж. А. Я. Шарнопольской и М. М. Гурарий за участие в электронно-фрактографических исследованиях.

Глава I

ЗАДАЧИ ФРАКТОГРАФИИ ПРИ ДИАГНОСТИКЕ РАЗРУШЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

1. ВОЗМОЖНОСТИ ДИАГНОСТИКИ ПРИ СОЧЕТАНИИ ОПТИЧЕСКОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ ФРАКТОГРАФИИ

Поскольку вид излома в определенной мере представляет собой своеобразную фотографию тех процессов, которые происходили при разрушении исследуемого объекта, фрактография является одним из основных источников информации о причинах и характере разрушения деталей.

Макростроение излома отражает характер действующих напряжений, степень перегрузки, расположение и характер очага разрушения, постоянство или изменение кинетики и фронта развития трещины, влияние остаточных напряжений, внешней среды и др. Расположение очага разрушения позволяет судить о степени влияния конструктивных, технологических и структурных концентраторов напряжений, а также дефектов металла, которые в одних случаях являются причиной поломки, а в других их влияние столь мало, что даже не предопределяет совпадение очага разрушения с дефектом или концентратором. В задачу фрактографии, прежде всего, входит идентификация разновидностей разрушения с учетом всего их многообразия в зависимости от вида нагружения (статическое, повторно-статическое, динамическое, усталостное).

Следует сразу оговорить, что при всем богатстве информации, которую можно извлечь из анализа макростроения излома, обнаруживается и ограниченность данного метода. Затруднена диагностика разрушений под воздействием циклического нагружения. Это обусловлено, с одной стороны, большим разнообразием в проявлении усталостного разрушения, с другой — недостаточным знанием закономерностей кинетики и механизма развития усталостного повреждения в зависимости от свойств материала и условий нагружения. При этом следует учесть, что для повышения надежности и долговечности конструкций в производство широко внедря-

ются различные способы химико-термического, деформационного и термомеханического упрочнения, значительно изменяющие свойства материала и кинетику его разрушения. Это в первую очередь относится к высокопрочным сталям. Излом усталости у высокопрочных сталей иногда трудно отличить от изломов при одноразовом нагружении (рис. 1, 2)*. Сложность диагностики характера разрушения высокопрочных сталей заслуживает особого внимания, так как именно эти материалы в связи с повышенной чувствительностью к концентрации напряжений и малым сопротивлением развитию трещины предрасположены к таким видам разрушения, как хрупкое, замедленное и малоцикловое усталостное.

Макростроение усталостного излома у тонколистовых низкоуглеродистых и аустенитных сталей также не имеет явных признаков усталости. Макростроение изломов, полученных в результате статического и ударного кручения, отражает лишь процесс сдвиговой деформации (весьма гладкая поверхность, рис. 3) и не дает достаточной информации для диагностики.

В названных выше случаях основным методом определения природы и особенностей разрушения является электронная фрактография. В последние десятилетия этот метод все больше используют в дополнение к оптической фрактографии [12, 40, 55, 55].

Именно с помощью электронной фрактографии показано, что в области зарождения и начальной стадии распространения хрупкой трещины разрушение осуществляется посредством вязкого микромеханизма. Это явилось одним из аргументов определяющей роли пластической деформации в развитии процесса хрупкого разрушения, которое реализуется вследствие локализации пластической деформации и образования опасных дефектов.

Электронно-фрактографическое исследование [9] выявило, что микрорельеф усталостных изломов несет в себе информацию не только о процессах, связанных с распространением магистральной трещины как завершающей стадии разрушения, а отражает также накопление микронесплошностей на стадиях, предшествующих возникновению и развитию усталостной трещины.

* Здесь и далее фрактограммы и микроструктуры приведены в приложении.

Поэтому изучение микростроения изломов позволяет составить представление о механизмах, контролирующих процесс повреждаемости.

Очень важно при всех видах нагружения проводить сопоставление макро- и микростроения изломов по зонам. Например, исследование [8] показало, что вид усталостного излома у высокопрочной стали с мартенситной структурой существенно отличается от классического вида усталостного излома, который типичен для материалов с низким и средним уровнем прочности (стали с ферритно-перлитной, перлитной и сорбитной структурами). Типичный излом состоит из четырех плавно переходящих одна в другую зон: зоны развития очаговой трещины, зон медленного и ускоренного роста трещины и зоны долома. Специфика изломов высокопрочных сталей заключается в том, что у них зоны медленного и ускоренного развития не различаются, представляя собой единую область собственно усталостного разрушения. Проведенное прицельно по зонам электронно-фрактографическое исследование позволило объяснить причины образования различных видов излома и особенностей макростроения отдельных зон. В частности, установлено, что различие в макростроении зон медленного и ускоренного развития трещины у сталей низкой и средней прочности отражает смену механизмов усталостного разрушения. Сочетание оптической и электронной фрактографии усталостных изломов конструкционных сталей показало [8, 9], что макростроение изломов определяется типом структуры и комплексом прочностных и пластических свойств, а микростроение изломов фиксирует механизм повреждаемости, свойственный данному материалу.

В целом при всех видах нагружения макростроение изломов отражает характер и кинетику разрушения, а микростроение раскрывает механизмы развития трещины, глубинные причины воздействия различных факторов, в частности условий нагружения и свойств материала на процесс разрушения. Методы изучения вида изломов на макро- и микроуровнях дополняют друг друга, и при решении конкретных задач один из них становится определяющим. В результате стала возможной разработка рекомендаций по использованию методов фрактографии для прогнозирования поведения материалов при эксплуатации и для диагностики разру-

шений. При этом следует подчеркнуть, что изучению микростроения излома должна предшествовать четкая идентификация зон по макростроению. Разнобой в интерпретации электронных фрактограмм зачастую связан с нечетким разделением отдельных зон перед снятием реплик, а иногда и с ошибочной трактовкой природы этих зон. Так, например, в усталостном изломе кручения имеются четко выраженные фронтальные линии, расположенные концентрично относительно зоны долома (рис. 4), которые могут быть приняты за начальную зону усталостного разрушения. Большой накопленный материал по макро- и микрофрактографии, а также разнообразие интерпретаций фрактограмм делает необходимым анализ и обобщение имеющихся данных. Большую роль при этом должна сыграть разработка методик количественной фрактографии [38].

Рассматривая вопрос о сочетании методов макро- и микрофрактографии и о роли каждого из них при изучении разнообразных процессов разрушения, следует отметить методику определения критической температуры хрупкости $t_{хр}$ по микростроению изломов ударных образцов для тех материалов, у которых по макростроению не различаются хрупкая и вязкая составляющие, и, следовательно, невозможно определение $t_{хр}$ данным методом [13]. Для этих материалов на кривых изменения ударной вязкости в зависимости от температуры испытания $t_{хр}$ также не выявляется.

Ряд работ посвящен связи микростроения усталостных изломов с $t_{хр}$ [7, 65]. Число участков хрупкого микростроения в усталостной зоне и зоне долома зависит от положения температуры циклических испытаний относительно $t_{хр}$ [65]. В частности, у стали 60С2 в мартенситном состоянии микростроение усталостной зоны и зоны долома содержит больше элементов хрупкого микро рельефа, чем в сорбитном состоянии, в связи с более высокой $t_{хр}$ мартенсита. При этом необходимо учитывать, что сопоставляется наличие элементов хрупкого микро рельефа в усталостном изломе при принципиально другом напряженном состоянии и ином механизме охрупчивания, чем динамическое нагружение, используемое для определения $t_{хр}$.

Относительно пониженная $t_{хр}$ мартенсита не является причиной охрупчивания при циклическом нагружении; это лишь одно из следствий структурного состоя-

ния, которому присущи большая неоднородность и высокий уровень микроискажений, что предопределяет пониженное сопротивление разрушению как при динамическом, так и при статическом и циклическом нагружении. Этим и объясняется большая степень повреждаемости (обуславливающая охрупчивание при циклических нагрузках) у стали с мартенситной в сравнении с сорбитной структурой, что получило отражение в зависимости охрупчивания усталостного излома от $t_{хр}$, определяемой при динамических испытаниях [65].

Кроме того, следует учитывать различную физическую сущность охрупчивания при различных видах нагружения. При динамическом изгибе понижение сопротивления хрупкому разрушению связано с хладноломкостью, при статическом нагружении — с явлением задержанного разрушения, а при циклическом деформировании охрупчивание обусловлено накоплением микро несплошностей (поры, субмикротрещины) на этапе разупрочения, усиливающимся по мере развития этого процесса [16]. В связи с этим степень охрупчивания увеличивается с ростом амплитуды напряжений и числа циклов нагружения [80].

Поскольку усталостная трещина возникает уже в поврежденных микрообъемах, дальнейшее развитие процесса при прочих равных условиях зависит от степени повреждения у устья трещины и способности материала к релаксации напряжений. На степень охрупчивания влияет и вид напряженного состояния при циклическом нагружении — при изгибе оно сильнее, чем при кручении [1]. Судя по виду усталостных изломов, при циклическом изгибе, независимо от уровня напряжений и числа циклов, разрушение происходит от нормальных растягивающих напряжений даже у самых пластичных материалов. При циклическом кручении процесс разрушения контролируется касательными напряжениями, и только у сталей с ограниченной пластичностью усталостная трещина развивается под действием нормальных напряжений [1].

Рассматривая назначение различных методов фрактографии, необходимо остановиться на возможностях и областях применения растровых (РЭМ) и просвечивающих (ПЭМ) электронных микроскопов.

При использовании ПЭМ для целей фрактографии изображение поверхности изломов получают с помощью

реплик — специальных отпечатков с поверхности разрушения. При этом широко применяется методика изготовления двухступенчатых пластикоуглеродных отпечатков, дополнительно оттененных атомами тяжелых элементов.

В РЭМ исследуемый образец сканируется по точкам узким пучком электронов — электронным зондом, который для создания изображения за период развертки «обегают» всю исследуемую поверхность. Методика РЭМ отличается от методики ПЭМ прежде всего возможностью непосредственного изучения поверхности без снятия реплик, удобством прицельного и обзорного рассмотрения объекта, сопоставления строения различных зон и областей излома, что позволяет получать снимки, отражающие особенности строения переходных зон.

Если по максимальному пределу увеличений, применяемых для фрактографии, возможности обоих методов близки, то минимальный предел увеличений на РЭМ значительно меньше. На РЭМ исследование определенного участка можно начинать с малого увеличения, плавно повышая его в большом диапазоне значений; эта возможность детального изучения выбранного микрообъекта последовательно при разных увеличениях — одно из важных достоинств РЭМ.

Однако по разрешающей способности РЭМ в среднем на порядок уступает ПЭМ. Поэтому мелкие элементы рельефа различаются в ПЭМ значительно лучше. РЭМ уступает ПЭМ также при исследовании малоразвитых (в вертикальном направлении) изломов и тонкой инфраструктуры поверхностей разрушения, особенно усталостного [55]. При наклоне излома в РЭМ могут искажаться размеры и форма деталей рельефа (например, овализация равноосных ямок); такие погрешности в ПЭМ минимальны. Напротив, при использовании реплик могут искажаться элементы с резкими глубокими границами. В связи с этим рельефные поверхности предпочтительно исследовать на РЭМ, который в этом случае отличается и большей рельефностью изображения. На РЭМ исключаются ошибки, связанные с дефектами реплик.

РЭМ обеспечивает экспрессность методики, но так как в приборе нельзя разместить объект размером более 25 мм, то деталь приходится разрезать, что не всегда приемлемо. Реплики же можно снимать с любо-

го участка излома без разрезки детали. Это особенно важно для крупных деталей и когда деталь нужно сохранить. Работа на ПЭМ связана с большой трудоемкостью и высоким операторским мастерством для обеспечения качественных реплик.

РЭМ позволяет сочетать изучение строения объекта с микрорентгеноспектральным анализом, т. е. определением химического состава вещества в приповерхностных микрообъемах. При этом сравнительно просто проводится качественный анализ химического состава избыточных фаз и включений, а для очень крупных частиц и полуколичественный анализ. Изучение с помощью ПЭМ отпечатков с извлеченными из поверхности излома частицами дисперсных фаз и включений (экстрагирующих реплик) также дает возможность методом микродифракции определить атомно-кристаллическую структуру частиц и осуществить идентификацию фаз (при малой толщине включений, когда они «прозрачны» для электронных лучей). Экстрагирование мелких частиц в реплику является трудоемким, но при этом на ПЭМ можно проводить полуколичественный анализ частиц размером в 3—5 раз меньшим, чем на РЭМ.

Весьма плодотворным может быть сочетание обоих методов. РЭМ, как и ПЭМ, широко используют для решения практических задач материаловедения. Так, с помощью РЭМ выявлены неметаллические включения в очагах разрушения, определен их состав и происхождение [20, 28, 51]; исследованы распределение и состав окисных пленок, возникающих в процессе внутреннего окисления при цементации; изучено влияние микрогеометрии режущего инструмента на качество поверхности резания [21]. Весьма эффективно применение РЭМ для изучения рельефа поверхности и строения гальванических покрытий. В работе [60] на основании изучения кинетики осаждения комбинированных покрытий (хромовольфрамовых, свинцовооловяносурьмянистых) уточнены технологические параметры, что помогло оптимизировать процесс нанесения покрытий.

2. ПРИМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЛЯ ЦЕЛЕЙ ДИАГНОСТИКИ

При изучении характера и причин разрушения деталей в дополнение к фрактографическому и металлогра-

фическому анализу в сложных случаях возникает необходимость в применении современных физических методов исследования. К ним относятся рентгеноструктурный и микрорентгеноспектральный анализы, оже-спектроскопия, рентгенографическая фрактография, рентгенографическое определение величины и распределения остаточных макро- и микронапряжений и др.

Рентгеноструктурный и микрорентгеноспектральный анализы. В сочетании с микрофрактографией эффективно применяют метод электронно-микродифракционного анализа [66]. Микроэлектроннограммы получают на просвечивающих электронных микроскопах при исследовании реплик с экстрагированными с поверхности излома частицами.

С помощью этого метода проводится определение атомно-кристаллической структуры и идентификация частиц. Это могут быть неметаллические включения, избыточные и упрочняющие фазы. В случаях, когда разрушение происходит преимущественно по включениям каких-либо фаз, наряду с методом микродифракции для идентификации фаз используют метод рентгенографирования реплик с экстрагированными включениями.

Изучение природы включений, выходящих на поверхность излома, дает важную информацию для определения причин понижения сопротивления разрушению в тех или иных условиях. Этот метод успешно используют в целях диагностики на Волгоградском заводе «Красный Октябрь» [66].

Для этих же целей применяют микрорентгеноспектральный анализ (МАР). Использование его в сочетании с растровой электронной микроскопией открывает широкие возможности при исследовании изломов [20, 21, 39].

Применение МАР целесообразно также для выявления локальной неоднородности химического состава материала вблизи места разрушения, что важно при определении причин разрушения деталей.

Например, на отдельных кольцах наблюдалось местное плохое сцепление металлокерамических накладок со стальной основой и их отслаивание при испытании на изгиб. По месту плохого сцепления в микроструктуре металлокерамики выявили темные вытянутые прослойки в граничной зоне (рис. 5). Исследование на МАР показа-

ло¹, что эти прослойки являются микронесплошностями, заполненными свинцом, который при спекании колец выдавливается из материала накладок в эти пустоты (рис. 6). По данным МАР, количество свинца в прослойках составляет 90—95 %, а стальных компонентов металлокерамики — десятые доли процента.

Это явление устраняют путем качественной подготовки стальной поверхности перед спеканием с целью улучшения сцепления с металлокерамикой и обеспечением равномерности прилегания накладки к стальной основе.

При изучении причин хрупкого разрушения деталей в высокопрочном состоянии было установлено, что одним из факторов, усиливающих склонность стали электрошлакового переплава к хрупкому разрушению, является ее повышенная структурная неоднородность (полосчатость), которая в закаленном состоянии выявляется по величине зерна лучше, чем по микроструктуре; в исследованных случаях величина зерна изменялась от 10—8 номера (балла) в темнотравящихся полосах до 4—6 номера в светлотравящихся полосах (рис. 7, а).

Методом МАР было установлено, что структурная неоднородность стали связана с ликвацией легирующих элементов: хрома, ванадия и марганца (рис. 7, б), и, по-видимому, с особенно сильной ликвацией углерода. В связи с этим лучше всего структурная полосчатость выявляется по микроструктуре в нормализованном состоянии, так как при малой скорости охлаждения резко разграничиваются полосы, обогащенные углеродом и легирующими элементами (где даже при охлаждении на воздухе создаются условия для мартенситного превращения) от обедненных полос, в которых образуется троостит (рис. 8).

По результатам исследований были приняты меры по снижению структурной неоднородности исходного металла путем уменьшения тоннажа слитка. Эффективным способом уменьшения структурной неоднородности является гомогенизация слитков.

Метод электронной Оже-спектроскопии. Метод основан на том, что энергетический спектр Оже-электронов

¹ Рентгеноспектральные определения выполнены Г. П. Уманским и В. В. Варгановым.

(т. е. электронов, возбуждаемых на внутренних оболочках атомов), испускаемых с поверхности образца при падении на нее первичного пучка электронов ($E = 3 \div 10$ эВ), зависит от природы атомов, находящихся на поверхности. Чувствительность метода очень высока. С его помощью можно исследовать состав поверхностных слоев образца. Работа Оже-спектрометров в сканирующем режиме дает возможность получать информацию о распределении отдельных элементов по поверхности образца. Для получения данных о распределении элементов по глубине образца прибегают к последовательному распылению его поверхности с помощью ионной пушки.

Рентгеноструктурная фрактография. Дополнительные сведения о процессах, предшествующих или сопутствующих акту разрушения, могут быть получены с помощью рентгеноструктурного исследования слоев металла, примыкающих к излому. Этим методом получают информацию о степени и глубине пластической деформации, предшествовавшей появлению трещины и развивавшейся при ее распространении, об уровне микронапряжений, об изменении фазового состава в процессе пластического деформирования и разрушения и т. д.

Различают две основные рентгенографические методики исследования изломов: метод микропучков (диаметром 20—200 мкм) и метод обычных пучков, как правило, на дифрактометрических приборах. При использовании рентгеновских микропучков пластическая деформация оценивается по изменению вида рефлексов от отдельных кристаллитов и фрагментов.

Метод микропучков обладает рядом преимуществ — высокой локальностью и возможностью исследовать изломы с весьма грубой и развитой поверхностью. Однако этот метод, информативный при изучении крупнокристаллических объектов, мало пригоден для сталей и технических сплавов, как правило, мелкозернистых. Поэтому для изучения процессов деформирования и разрушения сталей и сплавов более приемлем второй метод. В этом случае, как и при обычных рентгеноструктурных исследованиях деформируемых объектов, можно определять параметр кристаллической решетки, микроискажения, плотность дислокаций, блочность, изучать изменения фазового состава.

В работе [31] с помощью рентгеновской фрактогра-

фии для ряда конструкционных сталей получены данные о степени пластической деформации и глубине деформированной зоны, образующейся в тонких слоях металла, примыкающих к поверхности разрушения. Показано, что каждому виду излома (хрупкому, вязкому, усталостному) соответствует определенная зона пластической деформации металла.

В ряде работ делаются попытки установить связь между рентгеновскими характеристиками и кинетическими или силовыми параметрами разрушения. Так, в работе японских исследователей [76] для высокоотпущенных сталей выявлена связь физического уширения дифракционной линии со скоростью распространения трещины. Авторы работ [31, 76] при рентгенографическом исследовании усталостных изломов выделяют различные зоны в поверхностной пластически деформированной области и считают, что размер одной из них, так называемой монотонной зоны, коррелирует с максимальным коэффициентом интенсивности напряжений K_{max} , а размер второй (циклической) — с размахом коэффициента интенсивности напряжений ΔK . Работы такого рода создают предпосылки для использования рентгеновской фрактографии с целью оценки напряженного состояния, при котором произошло разрушение.

3. РЕКОМЕНДАЦИИ ПО МЕТОДИКЕ ДИАГНОСТИРОВАНИЯ РАЗРУШЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Исследование разрушенных деталей необходимо начинать с тщательного осмотра всей детали (в особенности поверхностей, примыкающих к излому) и изучения вида излома (визуально, на оптическом, а при необходимости на сканирующем и просвечивающем электронных микроскопах). Если разрушение не сквозное, трещины осторожно раскрываются во избежание повреждения их поверхности. Весьма желательно также раскрытие трещин, не получивших развития. Поскольку они соответствуют первой стадии разрушения, их поверхность менее повреждена и строение таких изломов дает полезную информацию о начальных очагах, характере и причинах поломки. Степень окисленности, проникновение покрытий и краски на стенки трещин, а также повреждения и следы деформации помогают определить стадию образования трещин и выявить прихво-

дящие обстоятельства, способствовавшие поломке. Для определения стадии технологического цикла, на которой образовалась трещина, имеет значение характер и степень окисленности ее стенок. При этом следует учитывать, что при одинаковых температуре и продолжительности нагрева поверхности детали и стенок трещины они окисляются по-разному. Это связано с особенностями окисления ювенильной поверхности трещины и малой степенью ее раскрытия.

Определение причины разрушения детали необходимо начинать с изучения качества материала и термической обработки. Целесообразно в самом начале исследования выявить (или исключить) влияние данных факторов, чтобы сосредоточить внимание на поиске основной причины. Методика отбора образцов должна исключать какие-либо структурные изменения в результате разогрева материала. Не следует применять большие скорости резания, желателен вырезку образцов, особенно для высокопрочных сталей, проводить на электроискровом или анодномеханическом станках. Если даже качество материала, термической обработки и других видов упрочнения соответствует всем требованиям технической документации, в связи с происшедшим разрушением и учитывая его характер, необходимо критически оценить правильность выбора материала, способов и параметров термического и других видов упрочнения, технологической схемы изготовления, особенностей технологии, конструкции и характера нагружения. Например, с целью обеспечения значительной долговечности по износу детали, для которых не предполагалось действие высоких циклических нагрузок, закачивали с нагревом ТВЧ на весьма большую глубину, что снижало сопротивление усталости. Преждевременное усталостное разрушение этих деталей обусловило необходимость внесения изменения в ТУ, которое оговорило оптимальное (по соображениям сопротивления усталости и износу) отношение упрочненного закалкой с нагревом ТВЧ слоя к неупрочненному сечению.

При обнаружении отклонений в качестве материала от заданных ГОСТ и ТУ норм необходимо определить степень влияния обнаруженной аномалии с учетом свойств материала и характера разрушения данной детали. Например, при усталостном разрушении деталей с мартенситной структурой обезуглероживание поверх-

ности может существенно снизить сопротивление усталости, а для сорбитной структуры влияние этого фактора незначительно; при хрупком разрушении обезуглероживание тем более не играет отрицательной роли.

Структура и свойства материала должны быть сопоставлены вблизи и вдали от зоны разрушения, чтобы, с одной стороны, исключить вероятные изменения в процессе эксплуатации (или учесть их при анализе), с другой стороны, выявить возможную неоднородность свойств в исходном состоянии. Сопоставление вида излома детали по месту разрушения с изломом, полученным в лабораторных условиях («свежий» излом), дает информацию о качестве материала в исходном состоянии и о характере поломки. Очень важно избежать ошибочной оценки причин разрушения, когда без достаточных оснований признаются ответственными за поломку легко выявляемые исследованием отклонения в качестве материала (в отличие от других трудно обнаруживаемых причин).

Для объективной оценки качества термической и горячей механической обработки, а также природы различного вида дефектов целесообразно создание шкал (макроструктуры, вида изломов, микроструктуры, степени шлифовочных прижогов и др.) применительно к конкретному материалу. Один и тот же показатель определенного параметра для материалов одного класса является кондиционным, а для другого — некондиционным. Так, крупнокристаллический излом — некондиционный для обычных конструкционных сталей — является нормой для жаропрочных сталей. Как правило, перегрев материала оценивают по виду излома, поскольку ослабление в этом случае границ первичных зерен определяет разрушение по поверхностям этих границ. У перегретой при ковке стали микроструктура, которая связана с полученным после перекристаллизации мелким зерном, часто не имеет признаков перегрева. Но в ряде случаев микроструктура отражает перегретое состояние материала — видманштеттова структуры (у стали, ненормализованной послековки), крупногольчатый мартенсит иногда с остаточным аустенитом (у закаленной стали).

Разнообразные методы дефектоскопии (магнитная, цветная, люминесцентная, ультразвуковая, рентгеновская, гаммаграфирование) применяют для выявления

скрытых дефектов или тонких неразвившихся трещин, образовавшихся в процессе работы. Выбор метода определяется типом материала (магнитный — немагнитный; отливка, штамповая заготовка, прокат); видом дефекта (внутренний, наружный); формой и размерами детали. Полученные при дефектоскопии данные иногда позволяют судить о характере основного разрушения. Например, происшедшее в эксплуатации разрушение срезом рессоры, работающей в условиях статического и циклического кручения, по виду излома в одинаковой мере могло быть отнесено к статическому и усталостному (рис. 9). Обнаруженные методом магнитной дефектоскопии на поверхности разрушенной детали неразвившиеся трещины, расположенные вдоль и под углом 45° к оси, свидетельствовали об усталостном характере разрушения от касательных и нормальных напряжений при кручении.

Большое внимание следует уделять очагу разрушения, прежде всего, проверив наличие вблизи него металлургических пороков, «старых» трещин, а также конструктивных и технологических концентраторов. Судя по контактированию начального очага с выявленными дефектами, определяется их роль в возникновении поломки.

С целью изучения особенностей состава, структуры и свойств материала вблизи очага привлекают локальные методы исследования: рентгенографический, микро-рентгеноспектральный, измерение микротвердости и др. Например, с помощью рентгенографического метода определения остаточных макронапряжений на поверхности была установлена причина преждевременного усталостного разрушения детали, упрочненной обкаткой роликами, которая заключалась в местном уменьшении степени упрочнения на участке перекрытия двух зон обкатки. Об этом свидетельствовал резкий спад напряжений в локальной зоне по сравнению с остальной поверхностью.

В другом случае при удовлетворительной основной структуре и высоком уровне твердости и механических свойств измерение микротвердости вблизи очага выявило локальную обезуглероживленность. Было установлено, что обезуглероживание связано с недостаточным местным съемом металла при шлифовании вследствие большой деформации детали после термической обработки.

Это и послужило причиной малоциклового разрушения.

По расположению плоскости, на которой находится начальный очаг, можно узнать, какой вид действующих напряжений (нормальные или касательные) определяет зарождение трещины, а по дальнейшему фронту развития трещины — изменения в соотношении вклада каждого из них.

При исследовании каждого случая разрушения необходимо установить, было разрушение единичным или массовым; одноразовым или повторяющимся (в последнем случае отмечается общность или различия в характере поломки); провести анализ конструкционных, технологических и материаловедческих факторов с учетом происшедших изменений в период, предшествующий поломке.

В случае выявления дефекта материала или других аномалий на разрушенных деталях проверяется, свойственны ли такие же дефекты неразрушенным деталям.

При выходе из строя нескольких деталей узла очень важно знать, поломка какой детали была первичной. Принято считать, что разрушение одной детали от циклических нагрузок является первичным и оно влечет за собой статическое разрушение остальных деталей. Однако известны случаи, когда надрыв от статической перегрузки предшествует и вызывает усталостную поломку.

С целью подтверждения диагноза явления (обратимая или необратимая отпускная хрупкость, недостаточный отпуск после закалки, устойчивый или неустойчивый перегрев при ковке, неудовлетворительный последующий отжиг) желательно воспроизвести дефект, имитируя предполагаемые нарушения. Так, путем воспроизведения всего технологического цикла была установлена причина разрушения рычагов из стали 38ХС, которые после объемной закалки подвергали отпуску при 620°C с охлаждением в воде, а затем после местной закалки с нагревом ТВЧ отпускали при 480°C и медленно охлаждали. Введение быстрого охлаждения после отпуска при 480°C устранило поломки деталей, связанные с обратимой отпускной хрупкостью. Характерно, что излом разрушенных деталей, как и опытных деталей, обработанных по действовавшей технологии, имел хрупкое кристаллическое строение в отличие от излома

быстро охлажденных деталей с волокнистым вязким строением.

В особо серьезных случаях для подтверждения правильности диагноза и выдачи рекомендаций по предотвращению поломок проводят стендовые полунатурные и натурные испытания в условиях, приближающихся к эксплуатационным. Здесь критерием правильности выбранной методики является воспроизведение характера поломки, вида, расположения и направления излома, аналогичного эксплуатационному. Так, была установлена причина эксплуатационных разрушений осей из стали 30ХГСН2А (мартенсит), упрочненных обкаткой роликами. Усталостные трещины образовывались в зоне концентрации напряжений — в местах выхода оси из контакта с напрессованной втулкой, где к тому же имелись повреждения от коррозии трения. Необычным было развитие усталостного разрушения не в зоне растяжения от действующих изгибающих нагрузок, а в зоне сжатия (рис. 10). Установлено, что трещины в зоне сжатия глубиной от 0,1 до 15 мм имеются на многих осях, проработавших длительное время без разрушения. Во всех случаях, когда наступало разрушение, оно развивалось от статических нагрузок, действовавших со стороны зоны растяжения, что вскрывало имевшиеся в зоне сжатия усталостные трещины.

Такой характер разрушения был воспроизведен при полунатурных усталостных испытаниях на пульсаторе, что в сочетании с электронной фрактографией позволило изучить механизм и причины разрушения деталей при эксплуатации.

Преждевременное усталостное разрушение в зоне сжатия обусловлено:

разупрочнением обкатанной поверхности в этой зоне в результате сложных условий нагружения;

высокими сжимающими напряжениями, образовавшимися вследствие концентрации напряжений в местах сопряжения оси с напрессованной втулкой и суммирования их с остаточными напряжениями, наведенными при обкатке роликами, что приводит к релаксации последних;

снижением сопротивления усталости под воздействием коррозии трения.

Естественно, что статическая нагрузка в зоне растяжения, вызывающая долом, тем больше, чем меньше

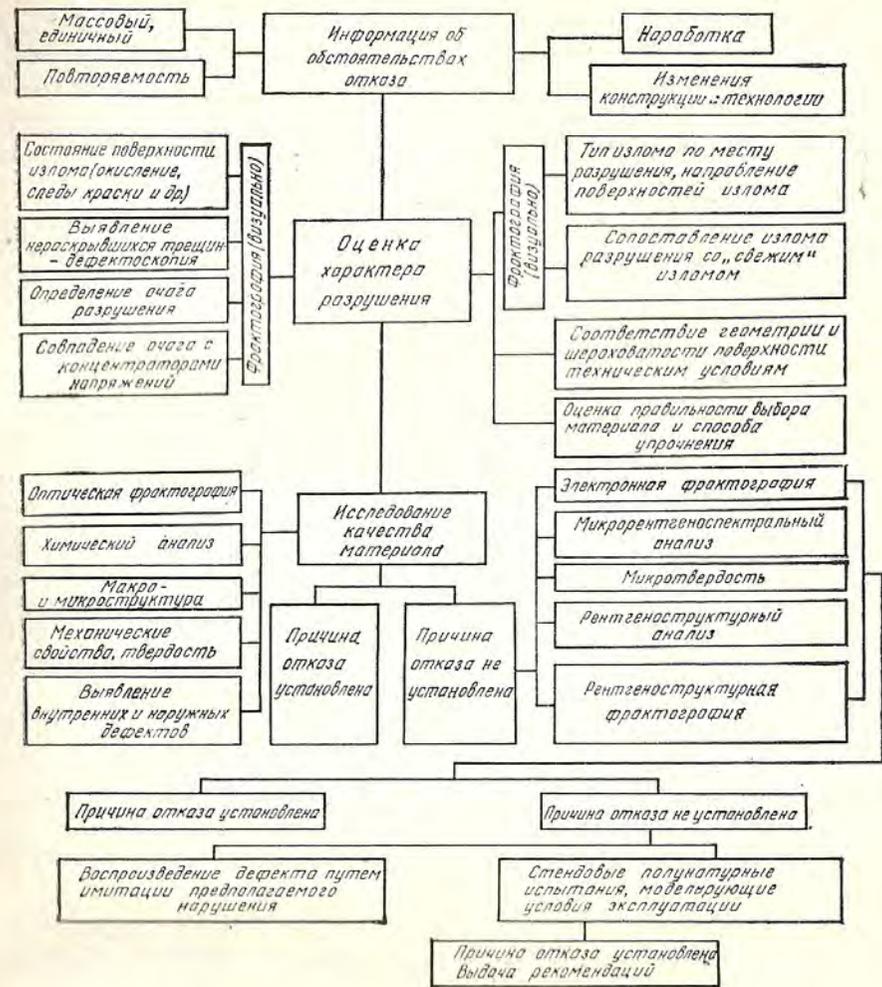


Рис. 13. Алгоритм диагностирования отказов

глубина усталостной трещины в зоне сжатия и чем пластичнее материал.

Разрушения осей были исключены после устранения концентрации напряжений и коррозии трения в местах сопряжения с напрессованной втулкой.

Приведем еще один пример из практики исследования причины эксплуатационных разрушений деталей. Изломы разрушенных валов в осевой плоскости имели слоистое строение, напоминающее грубый расслой металла (рис. 11). В связи с этим причиной разрушения

признали наличие металлургических дефектов и повышение стойкости деталей связывали с улучшением качества металла. Однако при испытании на усталостное кручение был воспроизведен описанный выше излом, что дало основание правильно диагностировать разрушение как усталостное. Было установлено, что для усталостного разрушения при кручении (в отличие от усталостного изгиба и растяжения) стали в трооститной структурой типично образование излома от касательных напряжений в нормальной или осевой плоскостях.

Одним из сложных случаев диагностики оказались эксплуатационные разрушения полых осей после весьма малого срока службы. Образовавшийся в поперечном сечении винтовой излом не позволял определить ни очаг, ни характер поломки. При исследовании выявили начальные трещины (развивавшиеся от внутренней, механически не обработанной обезуглероженной поверхности трубчатой заготовки), которые имели усталостный характер (рис. 12). Природу разрушения длительное время не удавалось установить в связи с тем, что фронт основного разрушения распространялся в продольной плоскости на определенную глубину и, не выходя на наружную поверхность, заканчивался винтовым доломом в поперечном сечении. Только после выявления в продольном изломе усталостных трещин на внутренней поверхности детали были устранены преждевременные разрушения путем применения заготовки сплошного сечения вместо трубчатой.

Рекомендации по методике исследования разрушенных деталей могут быть выражены алгоритмом диагностирования (рис. 13).

Глава II

СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

1. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ НА СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ОДНОКРАТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Ниже рассмотрены закономерности изменения макро- и микростроения изломов конструкционных сталей в зависимости от содержания углерода (0,1—1 %) и структурного состояния (сорбит, троостит, бейнит, мартенсит). При этом сопоставляется строение изломов, полученных при различной скорости нагружения и разной жесткости напряженного состояния, обусловленной видом нагружения (растяжение, изгиб, кручение) и концентрацией напряжений (надрез, трещина).

Растяжение. При растяжении гладких образцов из конструкционных сталей со структурами сорбита, троостита, мартенсита образуются преимущественно изломы типа чашка-конус (рис. 14). В первый период нагружения образец деформируется равномерно по всей рабочей длине, а на определенном этапе увеличения нагрузки происходит локализация деформации и, как следствие, местное уменьшение диаметра образца с образованием шейки. Во внутренних областях сечения шейки возникает трехосное растяжение, накладывающееся на внешнее осевое растяжение. В этих условиях зарождение начальной трещины происходит в центральной части сечения образца по месту образования шейки, где нормальные и радиальные растягивающие напряжения достигают максимальных значений. Вследствие такого распределения напряжений перпендикулярно оси образца образуется площадка — дно чашки с расположенным в ее центральной части фокусом излома, от которого расходятся более или менее четко выраженные рубцы (рис. 15, а) [4]. Разновидность такого излома с крупными радиальными рубцами называется звездочкой (рис. 15, б). Изломы «чашечкой» и «звездочкой» типичны для пластичных материалов. Изменение напряженного состояния в связи с ростом трещины в нормальной плоскости (образование дна чашки) приводит к то-

му, что на завершающей стадии разрушение развивается в плоскости под углом 45° к оси образца под действием касательных напряжений, в результате чего образуются конические скосы, окаймляющие излом по всему периметру образца.

На вид изломов конструкционных сталей оказывают влияние уровень и сочетание прочности и пластичности материала, определяемые содержанием углерода, легирующих элементов и структурой стали. Это выражается в относительном изменении площади, занятой дном чашки и скосами, глубины чашки, степени шероховатости дна чашки. Эти особенности изломов растяжения обусловлены различным у каждого класса материалов соотношением сопротивления нормальным и касательным напряжениям. У материалов с высоким сопротивлением касательным напряжениям и низким сопротивлением отрыву скосы почти отсутствуют, глубина чашки мала, а поверхность дна чашки слабо развита. Так, у высокоуглеродистых сталей с мартенситной структурой образуется плоский излом с очагом у поверхности. При прочих равных условиях чем пластичнее материал, тем больше сосредоточенная деформация (рис. 16), глубже чашка, а поверхность ее дна более развита.

При небольших увеличениях ($\sim \times 10$) в центре дна чашки видна область с малоразвитой поверхностью, в фокусе которой просматривается углубление или выступ (см. рис. 15, а).

Микростроение изломов типа чашка-конус при растяжении имеет ямочный характер. Ямочная структура излома является результатом развития трещины по механизму зарождения, роста и слияния микропустот путем разрушения перемычек между ними.

Изучение на РЭМ-200 микростроения очага разрушения, расположенного в центре дна чашечного излома, показало, что фокус очага отличается от основного ямочного рельефа более хрупким строением. В фокусе излома преобладает квазискол (рис. 17, а—в) или более сглаженный, чем основной, ямочный рельеф с отдельными участками квазискола (рис. 17, г). В этом случае фокус несколько заглублен относительно дна чашечного излома. Часто квазискольные участки соседствуют с порами (рис. 17, б, в). В ряде случаев в фокусе обнаруживаются только поры на обеих половинках излома (рис. 17, д). Наличие более хрупкого микро-

рельефа в фокусе излома, очевидно, отражает тот факт, что начальная стадия разрушения происходит в условиях объемного напряженного состояния.

Ямки, образующие структуру дна чашки (за пределами фокуса излома), формируются при деформации отрывом под действием нормальных растягивающих напряжений; они, как правило, равноосны, их размер и глубина зависят от свойств материала, его способности сопротивляться зарождению микротрещин и развитию пластической деформации под действием нормальных напряжений. Боковые скосы излома также имеют ямочное микростроение, однако здесь наблюдаются параболические ямки среза.

Однозначной связи между параметрами ямок и уровнем пластичности материала не установлено. Считается, что мерой пластической деформации, предшествующей разрушению, является высота перемычек между ямками, иными словами, глубина ямок. Это справедливо в случае нормального отрыва [43]; увеличение пластичности материала ведет к увеличению глубины ямок, что сопровождается уменьшением их размера в плане. В случае же разрушения срезом повышение пластичности стали ведет к увеличению размеров ямок и одновременно к некоторому уменьшению их глубины.

Энергию, затраченную на зарождение трещины, оценивать по микростроению затруднительно. В некоторых случаях увеличение размеров ямок может свидетельствовать о большом сопротивлении материала зарождению микропустот (например, при дислокационном механизме их зарождения); в других случаях это является отражением малого числа включений, служащих очагами для возникновения микропустот, однако соотношение твердости матрицы и включения и размеры включений могут быть такими, что зарождение микропустот в материале не потребует высоких затрат энергии.

Энергоемкость процесса развития трещины с некоторыми оговорками можно считать тем большей, чем бо́льшая пластическая деформация была реализована в процессе развития трещины. В дальнейшем для характеристики ямочной структуры используется термин энергоемкость. При этом для изломов нормального отрыва (равноосные ямки) более энергоемким будет считаться излом с более глубокими ямками; для параболи-

ческих ямок среза или внецентренного отрыва за меру энергоемкости принимается степень их вытянутости.

Уровень прочностных и пластических свойств стали влияет на характер ямочной структуры. Для сталей, термически обработанных на структуру сорбита, характерны глубокие ямки, на дне которых наблюдаются следы частиц, инициировавших возникновение микропор (рис. 18); такими частицами могут быть выделения избыточной фазы, неметаллические включения и др. Это свидетельствует о том, что ведущим механизмом образования микропустот в сорбитной структуре является неоднородность пластической деформации в микрообъемах около этих частиц. Для структуры троостита, так же как для сорбита, характерны ямки со следами включений, но энергоемкость их несколько меньше. Неоднородность структуры (различие в размерах частиц и расстоянии между ними) находит свое отражение в неоднородности ямок (рис. 19). Встречаются участки, где на поверхности крупных ямок находится множество более мелких ямок (рис. 19, б). В этом случае можно наблюдать, как постепенно в процесс разрушения включаются все более мелкие частицы, инициирующие возникновение микропустот.

Излом сталей с низким и средним содержанием углерода в мартенситном состоянии также имеет ямочный рельеф. Однако для мартенсита типичны менее энергоемкие ямки, чем для сорбитной и трооститной структур (рис. 20). При высоком содержании углерода (сталь ШХ15) наряду с малоэнергоемкими ямками наблюдаются участки квазискола и межзеренного разрушения (рис. 20, г).

У сталей с высокой пластичностью в мартенситном состоянии (18Х2Н4ВА), так же как и в сорбитном, имеется большое число следов включений на дне ямок (хотя для мартенситных структур нет количественного соответствия ямка — включение; часть ямок имеет гладкую поверхность). С повышением прочности мартенсита число ямок со следами включений уменьшается. Так, для закаленных сталей 30ХГСН2А и 45ХН2МФАШ (отпуск при 200—220 °С) значительное число ямок не имеет включений (различимых при увеличениях 10—20 × 10³). При высоком содержании углерода (сталь ШХ15) число ямок без включений еще более возрастает. Это, по-видимому, связано с тем, что для высоко-

прочного мартенсита ведущими при образовании микропустот часто являются чисто дислокационные механизмы.

На рис. 21 приведены характерные ямочные структуры для дна чашечного излома образцов из стали 30ХГСН2А в мартенситном состоянии. Хорошо видно, что в случае отпуска при 200 °С в ямках лишь изредка встречаются следы включений, а после отпуска при 280 °С включения наблюдаются практически во всех ямках. Этот пример показывает, что механизм зарождения микропустот существенно зависит от структурного состояния стали.

Изгиб. При испытании изгибом разрушение образцов происходит под действием растягивающих нормальных напряжений по типу внецентренного отрыва. Изгиб более мягкий способ нагружения в сравнении с растяжением. В связи с этим при испытании изгибом пластичных материалов обычно применяют образцы с концентратором напряжений — надрезом или трещиной.

Макростроение изломов призматических образцов с концентратором (надрез или трещина) при изгибе характеризуется четырьмя зонами (рис. 22). Разрушение начинается от поверхности надреза и сначала распространяется под углом к оси образца (зона 1). В зависимости от пластичности материала, остроты концентратора напряжений и скорости деформирования при испытании эта зона может иметь различные размеры. С увеличением жесткости напряженного состояния (увеличение остроты надреза) и понижением пластичности материала размеры ее уменьшаются. Так, при статическом изгибе стандартных образцов с надрезом при мартенситной структуре с содержанием углерода более 0,4 % начальная зона излома может вырождаться в очень узкую (десятые доли миллиметра) полоску.

Зона 2 располагается в плоскости, нормальной оси образца, и представляет собой часть излома, образующуюся отрывом. Боковые скосы (зона 3), как и долом (зона 4), располагающиеся под углом 45° к оси образца, образуются от действия касательных напряжений.

Микростроение изломов при изгибе, как правило, представляет собой ямочную структуру. Строение разных зон имеет некоторые различия. В зонах 1, 3 и 4 — преимущественно параболические ямки, характерные

для разрушения срезом. Наиболее вытянутые ямки — на поверхности боковых скосов (зона 3); здесь встречаются участки гладких расслоений, которые тоже являются характерными элементами микрорельефа при разрушении срезом [43]. Для зоны 2 типичны как параболические ямки внецентренного отрыва, так и равноосные ямки нормального отрыва. Изломы сталей со структурами сорбита и троостита при статическом изгибе образцов с надрезом, как и при растяжении, имеют ямочное строение (рис. 23, а). Для сталей с мартенситной структурой характерно появление в зоне 2 участков квазискола на фоне ямочного строения. С увеличением в стали содержания углерода число участков квазискола возрастает и уменьшается их энергоемкость. При содержании углерода более 0,4 % появляются элементы межзеренного разрушения (рис. 23, в), число которых растёт с увеличением содержания углерода.

Обращает на себя внимание факт более хрупкого микростроения излома при изгибе — менее жестком виде нагружения в сравнении с растяжением. Это обусловлено наличием у образцов, испытываемых статическим изгибом, надреза, увеличивающего жесткость напряженного состояния. Ужесточение напряженного состояния вследствие увеличения остроты надреза находит отражение в образовании излома с менее вязким микростроением. Так, при испытании статическим изгибом образцов с наведенной трещиной микростроение изломов сталей в сорбитном состоянии характеризуется уменьшением энергоемкости ямок (рис. 23, б). Для высокопрочного мартенсита влияние остроты надреза, кроме уменьшения энергоемкости ямок, проявляется в увеличении числа участков квазискола и межзеренного разрушения (рис. 23, г).

Сравнение микростроения изломов, полученных при статическом и ударном изгибе образцов со стандартными надрезами, у сталей со структурами сорбита и троостита, как и следовало ожидать, свидетельствует об уменьшении вязкости разрушения этих материалов при динамическом нагружении в сравнении со статическим. Для этих структур ударное нагружение приводит к уменьшению энергоемкости ямок, появлению участков квазискола, а с повышением содержания углерода также хрупкого скола (рис. 24). При этом нужно иметь в виду, что острота надреза у ударных образцов меньше.

Для стали со структурами мартенсита и нижнего бейнита наблюдается принципиально иная закономерность. Для этих материалов, напротив, уменьшение скорости деформирования увеличивает склонность к хрупкому разрушению.

Учитывая специфику микростроения изломов стали с бейнитной структурой, остановимся подробнее на его описании. Для изломов со стандартным надрезом, испытанных статическим изгибом, при бейнитной структуре (сталь 38ХС, изотермически закаленная в нижнем интервале температур промежуточной области превращения) характерно неоднородное смешанное микростроение. Наиболее часто встречающийся элемент микрорельефа — квазискол (рис. 25, а). При этом фасетки квазискола имеют малоразвитое строение, приближающееся к хрупкому сколу. Иногда строение участков квазискола отражает пластинчатую и игольчатую микроструктуру бейнита.

Наряду с квазисколом в бейнитных изломах имеются участки ямочного строения (рис. 25, б), встречаются хрупкий скол и отдельные участки межзеренного разрушения.

Можно полагать, что неоднородное и преимущественно квазискольное микростроение бейнитных изломов связано с особенностями этой структуры и, прежде всего, с ее резко выраженной неоднородностью. Нижний бейнит доэвтектоидных хромокремнистых сталей (рис. 26) представляет собой смешанную структуру, состоящую в основном из пластин низкоуглеродистой α -фазы, образовавшейся по мартенситной кинетике, и остаточного аустенита, обогащенного углеродом [25]. В бейните могут присутствовать также карбиды и продукты мартенситного превращения, реализующегося при охлаждении аустенита, не распавшегося в процессе изотермической выдержки. В связи с этим можно представить, что процесс разрушения происходит путем квазихрупкого отрыва по плоскостям сопряжения резко различных структурных составляющих, что объясняет появление многочисленных фасеток квазискола.

При динамическом нагружении изгибом в стали с бейнитной структурой изломы также имеют смешанное строение с преобладанием квазискола. Однако в этих изломах квазискольные участки (рис. 25, в, г), в отличие от изломов статического изгиба, раздроблены

(рис. 25, в) и имеют, как правило, очень развитое строение (рис. 25, г), утяжки многочисленны, что свидетельствует о значительной степени деформации металла в процессе роста трещины и о большой энергоемкости разрушения. Дополнительная энергоемкость разрушения в этом случае, по-видимому, требуется для преодоления трещиной многочисленных границ раздела между пластинами α - и γ -фазы, а также других составляющих в бейнитной структуре.

Кручение. По макростроению изломы при статическом кручении у сталей с сорбитной и мартенситной структурами представляют собой плоскую поверхность, расположенную перпендикулярно оси образца. На поверхности излома различаются две зоны (см. рис. 3, а): зона среза, занимающая большую часть площади и имеющая очень заглаженную блестящую поверхность, и небольшая округлая зона в центральной области сечения с волокнистым строением-долом. В изломе ударного кручения отмечаются концентрические линии-царапины, покрывающие всю его поверхность вплоть до центральной части — долома (см. рис. 3, б).

Закономерности микростроения изломов среза при кручении закаленной и отпущенной стали изучены в работе [43]. Показано, что основными элементами микро-рельефа зоны среза являются параболические вытянутые ямки и участки гладких расслоений. Вытянутость ямок неоднородна по всей поверхности зоны среза. На ней (преимущественно у поверхности образца) встречаются колонии слабовытянутых мелких ямок. Однако основную площадь на поверхности этой зоны занимают сильно вытянутые ямки. На поверхности таких ямок и участков гладкого расслоения при повышенной температуре испытания наблюдаются следы интенсивной пластической деформации в виде взаимно пересекающихся линий скольжения.

При приближении к зоне долома протяженность параболических ямок среза уменьшается, и микростроение этой зоны характеризуется наличием преимущественно равноосных ямок, что свидетельствует о том, что долом при кручении происходит путем отрыва.

Степень энергоемкости ямочной структуры (вытянутость параболических ямок в зоне среза и глубина равноосных ямок в долоте) при разрушении кручением определяется пластичностью материала.

Для сталей со средним содержанием углерода в сорбитном и трооститном состояниях характерно наличие сильно вытянутых ямок среза и областей гладкого расслоения в зоне среза (рис. 27, а). Области гладкого расслоения в этом случае являются поверхностями своеобразно деструктуризованных, гипертрофированных по величине ямок [43]. В долоте наблюдаются энергоемкие (мелкие и довольно глубокие) ямки, характерные для сорбитной структуры при разрушении отрывом.

Изломы стали с сорбитной структурой при динамическом кручении в сравнении со статическим имеют менее вязкое микростроение (рис. 27, б). Уменьшается протяженность ямок в зоне среза и энергоемкость равноосных ямок в долоте.

У образцов с мартенситной структурой при статическом кручении наблюдается значительно менее пластичное микростроение излома, чем у образцов с сорбитной структурой (рис. 27, в). Однако для мартенсита увеличение скорости деформирования (ударное кручение) приводит к заметному увеличению энергоемкости излома (рис. 27, г).

2. МАКРО- И МИКРОСТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ СТАЛИ С МАРТЕНСИТНОЙ И БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ЗАДЕРЖАННОМ РАЗРУШЕНИИ

Под задержанным (замедленным) разрушением принято понимать хрупкое разрушение, наступающее с течением времени под воздействием статической нагрузки при напряжениях, меньших кратковременной прочности, часто ниже предела текучести материала. Для задержанного разрушения характерно, то что оно может быть реализовано в напряженной системе без дополнительного нагружения внешними силами [57].

Хрупкое разрушение в указанных условиях является задержанным, когда оно происходит в воздушной среде и при нормальной температуре в отличие от коррозии под напряжением (разрушение в коррозионных средах) и от ползучести (разрушение при повышенных температурах).

Для объяснения природы задержанного разрушения выдвинут ряд гипотез. Часть из них связывает развитие задержанного разрушения с воздействием коррозионных или поверхностно-активных сред. Однако результаты

исследований и большой производственный опыт, выявивший повышенную склонность деталей к задержанному разрушению в условиях полной изоляции от воздействия внешней, в том числе и воздушной среды (возникновение трещины задержанного разрушения в центральной части сечения детали) позволяют считать влияние этого фактора второстепенным.

Другие гипотезы предполагают обязательным условием развития задержанного разрушения повышенное содержание в материале водорода. Четко выраженная отрицательная роль водорода, диффундировавшего в металл при нанесении электролитических покрытий, как и тормозящее в этом случае действие обезводораживающего отпуска, широко освещены в литературе [36]. Необходимо учитывать, что в этом случае на склонность к задержанному разрушению большое влияние оказывают высокие остаточные растягивающие напряжения, возникающие в изделиях с электролитическими покрытиями.

Оценка роли водорода, поглощенного металлом в процессе выплавки, в развитии задержанного разрушения затруднена, во-первых, в связи с чрезвычайно большой неоднородностью его распределения в слитке (поковке, прокате) и, во-вторых, со сложностью его количественного определения. Диффузионно-подвижный водород, перемещаясь в наиболее напряженные объемы металла, активно инициирует развитие задержанного разрушения. Особенно опасно наличие диффузионно-подвижного водорода для деформированных деталей.

Согласно концепции Я. Б. Фридмана [57], задержанное разрушение является следствием происходящего во времени перераспределения упругой энергии в напряженной системе, что приводит к повышению локальных напряжений и к уменьшению сопротивления разрушению отдельных микрообъемов материала. В результате локализации деформации наиболее напряженные «слабые» места становятся очагами зарождения трещин задержанного разрушения. В соответствии с этим к задержанному разрушению предрасположены высокопрочные материалы с метастабильной структурой и высоким уровнем микронапряжений (в частности, сталь с мартенситной структурой); способствует задержанному разрушению наличие остаточных растягивающих напряжений и диффузионно-подвижного водорода. Часто глав-

ными причинами повышенной склонности к задержанному разрушению являются неоднородность деформации (обусловленная неоднородностью структуры и свойств по сечению и длине детали) и неравномерное распределение напряжений (градиент напряжений по сечению, наличие концентраторов напряжений). Задержанное разрушение, как процесс, инициируемый микропластической деформацией, является термически активируемым; он подавляется понижением температуры и, напротив, форсируется даже при незначительном нагреве.

Природа и механизм задержанного разрушения сталей в закаленном состоянии изучены С. С. Шураковым [63] и В. И. Сарраком с сотрудниками [45—49]. Высокая склонность закаленной стали к задержанному разрушению связана с локальными остаточными микронапряжениями, возникающими в процессе мартенситного превращения [45]. Вершины мартенситных кристаллов, располагающиеся, как правило, по границам бывших аустенитных зерен, являются своеобразными концентраторами напряжений. В связи с этим для мартенсита характерно протекание локальной микропластической деформации по границам зерен при статических нагрузках, меньших предела текучести. Этот процесс приводит к зарождению и развитию трещин задержанного разрушения. При таком механизме факторы, увеличивающие уровень локальных остаточных микронапряжений в мартенсите (повышение содержания углерода, увеличение размера зерна и т. д.) и ослабляющие прочность границ зерен (повышенное содержание вредных примесей, таких, как фосфор, сера, мышьяк, олово, сурьма и др., образующих сегрегации на границах аустенитных зерен), усиливают склонность мартенсита к задержанному разрушению [33, 46].

Следует подчеркнуть, что такая характеристика, как ударная вязкость KCU , по которой принято оценивать сопротивление хрупкому разрушению, не характеризует склонность материала к задержанному разрушению. Для оценки сопротивления материала задержанному разрушению необходимо проводить специальные испытания [47]. При этих испытаниях образец подвергают действию внешнего напряжения, которое остается постоянным в течение всего испытания; при этом фиксируется время от момента приложения нагрузки до разрушения образца. По результатам испытания образцов

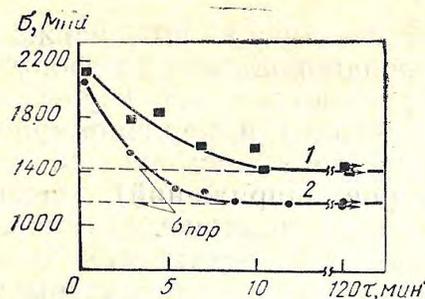


Рис. 28. Кривые задержанного разрушения для двух плавков стали 45ХН2МФА (свежезакаленное состояние); испытание по схеме сосредоточенного изгиба:
1, 2 — номера плавков

при различных напряжениях ($\leq 0,9 \sigma_{0,2}$) строят зависимости приложенное напряжение — время до разрушения — кривые задержанного разрушения (рис. 28). Ниже некоторого предельного напряжения, называемого пороговым, задержанное разрушение не происходит. Ход кривой и величина порогового напряжения позволяют судить о склонности испытываемого материала к задержанному разрушению.

При изучении кинетики задержанного разрушения закаленной стали [48] было установлено, что оно протекает в три стадии: 1 — инкубационный период, т. е. период времени от момента приложения нагрузки до зарождения трещины задержанного разрушения; 2 — стадия медленного, стабильного роста трещины до критического размера; 3 — стадия спонтанного распространения трещины — долом.

В соответствии с этим изломы задержанного разрушения сталей с мартенситной структурой состоят из двух четко выраженных зон. Начальная зона разрушения, соответствующая стадии медленного роста трещины, часто имеет заглаженную поверхность без явно выраженной кристалличности или волокнистости (лишь иногда эта зона имеет кристаллическое строение, и даже при макроисследовании выявляется межзеренный характер разрушения). Вторая зона — долом — имеет более развитое макростроение. Такое макростроение излома задержанного разрушения у стали с мартенситной структурой (наличие двух зон, большая заглаженность начальной зоны, а иногда наличие следов фронта разрушения в виде кольцевых линий) делают его в некоторых случаях трудно отличимым от усталостного.

Электронно-фрактографическое исследование изломов задержанного разрушения стали 45ХН2МФА в мар-

тенситном (без отпуска) состоянии, выполненное на призматических образцах с надрезом (глубина 2 мм, ширина 1 мм и радиус 0,5 мм), испытанных по схеме сосредоточенного изгиба (см. рис. 28), выявило следующие характерные особенности микростроения. Зона медленного развития трещины, т. е. зона собственно задержанного разрушения, имеет преимущественно межзеренное строение. Грани зерен гладкие или покрыты хрупкими трещинами (рис. 29, а). Часто на гранях, выходящих в излом, можно наблюдать следы включений (рис. 29, б). В зоне медленного развития трещины присутствует также и вязкая составляющая в виде небольших обособленных участков ямочного и квазискольного строения. В этих вязких участках трещина распространяется по телу зерна (рис. 29, в); изредка вязкие участки располагаются по границам зерен (рис. 29, г).

Такое микростроение отражает скачкообразное распространение трещины при задержанном разрушении [45]. Продвижение ее происходит преимущественно с большой скоростью по хрупкому механизму вдоль границ исходных аустенитных зерен, что связано с высокой упругой энергией границ (в результате мартенситного превращения). Быстрое распространение трещины по границам зерен чередуется с замедлением или даже остановкой ее роста на участках протекания локальной пластической деформации в вершине трещины. Чаше всего это происходит, когда трещина, распространяясь с большой скоростью (а следовательно, обладая большой кинетической энергией), по инерции уходит от границы и проскальзывает в тело зерна. Долом в изломах задержанного разрушения является фактически изломом под действием однократно приложенной нагрузки и по микростроению ничем не отличается от изломов, полученных при статическом нагружении.

При анализе микростроения зоны собственно задержанного разрушения прослеживается зависимость между количеством вязкой составляющей и длительностью жизни образца над нагрузкой. При этом чем меньше нагрузка при испытании образца на задержанное разрушение, а следовательно, чем больше время до его разрушения (см. рис. 28) и, соответственно, чем меньше скорость развития трещины, тем меньше доля вязких участков в микростроении излома задержанного разрушения. Это объясняется тем, что при меньшей

внешней нагрузке и меньшей скорости распространения трещины реже случайные «инерционные» проскакивания трещин в тело зерна; трещина обладает меньшей кинетической энергией, что облегчает ее остановку, т. е. для ее замедления и остановки требуется меньшая пластическая деформация. Фрактографически это выражается в том, что на пути распространения трещины микровязкие участки встречаются реже и они меньше по размерам.

Склонность стали в закаленном (неотпущенном) состоянии к задержанному разрушению тем больше, чем выше содержание углерода и, как следствие, больше уровень микронапряжений в мартенсите. В неотпущенном состоянии склонность мартенсита к задержанному разрушению наблюдается даже у низкоуглеродистых легированных сталей, например у стали 18Х2Н4ВА, что объясняется относительно высоким уровнем микронапряжений [42]. Отпуск, как известно, существенно снижает склонность стали к задержанному разрушению и затрудняет испытания в лабораторных условиях. Однако в практике часто встречаются случаи задержанного разрушения деталей из сталей в низкоотпущенном состоянии.

Склонность к задержанному разрушению проявляется не только у сталей с мартенситной структурой, но и у других высокопрочных материалов. Так, авторы работы [12] наблюдали задержанное разрушение деталей из стали Х15Н5Д2Т; при этом микростроение изломов представляло собой фасетки квазиотрыва или хрупкого отрыва.

В титановых сплавах ВТ15 и ВТ22, по их наблюдениям, задержанное разрушение проходит внутризеренно по механизму ямочного отрыва и отличается от долома меньшей степенью локальной пластической деформации.

Следует особо отметить повышенную склонность к задержанному разрушению стали со структурой нижнего бейнита, полученной при изотермической закалке, хотя этот материал характеризуется высокой ударной вязкостью и достаточно большой пластичностью. В производственных условиях часто наблюдаются разрушения деталей со структурой нижнего бейнита в процессе выдержки их под статической нагрузкой (болты, пружины). В лабораторных условиях воспроизвести задержан-

ное разрушение стали 38ХС после изотермической закалки удалось лишь для очень неоднородной структуры, состоящей из нижнего пластинчатого бейнита и большого количества мартенсита. Такая структура получена при недостаточной изотермической выдержке (2 мин вместо 20 мин), когда большое количество нераспавшегося аустенита претерпевало мартенситное превращение в процессе промывки в воде. Микростроение таких изломов состоит из участков хрупкого межзеренного разрушения и участков квазискола (рис. 30); фасетки квазискола характеризуются значительными размерами, малоразвиты, часто по строению близки к хрупкому сколу или имеют типичный узор, напоминающий игольчатое строение структуры, образующейся по мартенситному типу.

Итак, в отличие от структуры мартенсита, которой при задержанном разрушении присущ межзеренный излом, для нижнего пластинчатого бейнита характерным элементом микрорельефа трещины задержанного разрушения служит квазискол. Для стали со смешанной структурой нижнего бейнита и мартенсита типичны два вида микрорельефа: межзеренный — на участках, где разрушение шло по мартенситу, и квазискольный — на участках, соответствующих разрушению по бейниту.

Можно полагать, что квазискольное микростроение изломов задержанного разрушения стали со структурой нижнего бейнита является следствием распространения трещины преимущественно по плоскостям стыка пластинчатых составляющих бейнитной структуры α -фазы и аустенита. Повышенная склонность к задержанному разрушению стали с неоднородной бейнитной структурой объясняется неравномерностью микропластической деформации в связи с различным сопротивлением пластической деформации структурных составляющих. При этом большой вклад вносят микронапряжения, возникающие на границах разнородных фаз. Поэтому отпуск после изотермической закалки (при температурах ниже изотермы), снижая микронапряжения, уменьшает склонность к задержанному разрушению. В случае присутствия в структуре неотпущенного мартенсита (при нарушении режимов изотермической закалки) роль отпуска повышается.

Представляет интерес сравнение изломов стали 38ХС с бейнитной структурой, полученных при ударном

изгибе и при задержанном разрушении. И в том и в другом случае основным элементом микрорельефа является квазискол. Однако в случае ударного изгиба квазискольная поверхность значительно более развита, чем при задержанном разрушении. Множество утяжек — следов пластической деформации, раздробленность фасеток говорит о том, что при ударном нагружении границы между α - и γ -фазами в структуре нижнего бейнита затрудняют движение трещины, развивающейся с большой скоростью, и требуются дополнительные затраты энергии на их преодоление. Это находит отражение в высоких значениях ударной вязкости бейнитной структуры. При длительном действии статической нагрузки, меньшей предела текучести (т. е. в условиях развития задержанного разрушения), неоднородность структуры оказывает противоположное влияние — способствует зарождению и распространению трещин по плоскостям сопряжения пластинчатых продуктов бейнитного распада. При этом образуются значительно менее вязкие фасетки квазискола больших размеров.

Предлагаемая модель процесса распространения трещины в стали со структурой нижнего пластинчатого бейнита при задержанном разрушении и при динамическом нагружении представлены на схеме (рис. 31).

Этот механизм объясняет тот факт, что структура нижнего бейнита, обладая высокой ударной вязкостью и довольно высокой пластичностью при скоростях нагружения, применяемых для стандартных испытаний на растяжение и изгиб, значительно хуже сопротивляется действию длительных статических нагрузок.

Проведенные исследования выявили связь между структурой стали и микростроением излома задержанного разрушения (для мартенсита и нижнего бейнита). Это говорит о том, что для данных типов структуры характерны определенные структурные концентраторы напряжений и обусловленные ими области локализации микронапряжений и протекания неоднородной микропластической деформации, приводящей к зарождению и развитию трещин задержанного разрушения. Соответственно микромеханизм распространения таких трещин также определяется характером структуры: в мартенсите это межзеренное разрушение, а в бейните — квазискольное разрушение по плоскостям сопряжения разно-

родных структурных составляющих. Поэтому можно предположить, что в структурах иного типа развитие трещины задержанного разрушения может проходить по другим механизмам. В частности, в этом свете находят объяснение данные авторов работы [12], наблюдавших трещины задержанного разрушения с микростроением хрупкого и малоэнергоёмкого ямочного отрыва.

3. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ МАКРО- И МИКРОСТРОЕНИЯ ИЗЛОМОВ СТАЛИ СО СТРУКТУРАМИ МАРТЕНСИТА И НИЖНЕГО БЕЙНИТА

Основываясь на представлениях о явлении хладноломкости и его связи со скоростью деформирования, можно заключить, что с повышением скорости нагружения при одном и том же виде напряженного состояния энергоёмкость процесса разрушения должна уменьшаться. Это проявляется как в макро-, так и в микростроении изломов. На этом основаны методики определения критической температуры хрупкости по строению изломов ударных образцов [13].

Фрактографический анализ показывает, что для квазиравновесных структур это положение подтверждается полностью. У сталей со структурами сорбита и троостита при ударном изгибе (скорость деформирования 20 мм/мин) излом менее энергоёмкий, чем при статическом изгибе (скорость деформирования 0,2 мм/мин). В этом случае уменьшение скорости деформирования на два порядка оказывает доминирующее влияние на микростроение излома, подавляя действие концентратора напряжений в надрезе (коэффициент концентрации напряжений больше у образца для статического изгиба).

Охрупчивание сталей с квазиравновесной структурой при повышении скорости деформирования изгибом выражается в появлении в изломе хрупких элементов микрорельефа — квазискола и хрупкого скола (см. рис. 24). Такое же соответствие между скоростью нагружения и микростроением изломов (т. е. уменьшение энергоёмкости изломов с повышением скорости деформирования) наблюдается у стали со структурой сорбита

при статическом и динамическом кручении гладких образцов (см. рис. 27, а, б).

Для сталей со структурами мартенсита и нижнего бейнита существует принципиально иная закономерность. Сопоставление изломов сталей с мартенситной структурой, полученных при статическом и динамическом изгибе, свидетельствует, что уменьшение скорости деформирования вызывает не понижение, а, напротив, повышение склонности стали к хрупкому разрушению. Так, при динамическом изгибе среднеуглеродистых сталей со структурой мартенсита излом имеет энергоемкое ямочное строение (рис. 32), в то время как при статическом изгибе наблюдаются значительно менее энергоемкие ямки, участки квазискола и межзеренного разрушения (см. рис. 23, в, г).

Высокоуглеродистые стали (ШХ15) при динамическом изгибе также имеют в основном ямочное микростроение (рис. 33, а), однако встречаются и фасетки хрупкого скола (рис. 33, б). Эти фасетки имеют небольшие размеры, рассредоточены по ямочным полям. При статическом изгибе в микростроении излома этой стали на фоне ямок (менее энергоемких, чем при динамическом изгибе) наблюдаются участки межзеренного и межблочного разрушения (рис. 33, в). Микростроение изломов стали ШХ15 отражает присущую ей склонность одновременно к двум видам хрупкости в связи с высоким содержанием углерода: хладноломкости (хрупкий скол в изломах динамического изгиба) и задержанному разрушению (межзеренное разрушение в изломах статического изгиба).

У стали с мартенситной структурой уменьшение скорости нагружения вызывает качественно иное охрупчивание (появление участков межзеренного строения) в сравнении с наблюдаемым для структур ферритно-перлитного типа при повышении скорости деформирования (появление участков хрупкого скола).

Понижение вязкости излома с уменьшением скорости деформирования выявлено и при кручении сталей с мартенситной структурой (см. рис. 27, в, г).

Изучение строения изломов стали со структурой нижнего бейнита, полученных при статическом и динамическом изгибе, показывает, что снижение скорости деформирования ведет к появлению участков квазискола с заметно меньшей чем при динамическом изгибе,

развитостью и глубиной утяжек (меньшей энергоемкостью); характерно, что размер таких фасеток квазискола пониженной энергоемкостью, как правило, больше, чем размер фасеток с сильно развитой поверхностью.

Из рассмотрения приведенных выше данных следует, что усиление склонности к хрупкому разрушению с уменьшением скорости нагружения при испытании свойственно материалам, предрасположенным к задержанному разрушению, каковыми являются стали со структурами мартенсита и нижнего бейнита. Эти выводы согласуются с данными работы [12].

Авторы работы [49] считают, что повышение склонности мартенсита к хрупкому задержанному разрушению с уменьшением скорости деформирования связано с присутствием этой структуре остаточными локальными микронапряжениями.

Учитывая все эти соображения, увеличение склонности к хрупкому разрушению с уменьшением скорости деформирования у сталей со структурами мартенсита и нижнего бейнита можно объяснить протеканием процессов задержанного разрушения. При изгибе более медленное (в сравнении с динамическим) статическое нагружение приводит к появлению в изломах элементов микрорельефа, типичных для задержанного разрушения: у стали с мартенситной структурой — межзеренного разрушения, а у стали со структурой нижнего бейнита — фасеток квазискола с малоразвитым строением. Из этого следует, что испытания с различной скоростью нагружения дают информацию о склонности материала к задержанному разрушению; при этом микростроение изломов — чувствительный критерий этой характеристики.

Влияние скорости деформирования на проявление склонности материала к задержанному разрушению выявлено и при другом виде напряженного состояния — растяжении. Так, снижение скорости деформирования на порядок (от 2,5 до 0,25 мм/мин) привело к существенному снижению поперечного сужения (ψ) закаленных (без отпуска) или недостаточно отпущенных образцов из стали 45ХН2МФА (табл. 1). С увеличением длительности низкого отпуска (а следовательно, с уменьшением склонности к задержанному разрушению) степень охрупчивания вследствие уменьшения скорости на-

Таблица 1. Влияние скорости нагружения на механические свойства стали 45ХН2МФА при растяжении

Номер плавки	Длительность отпуска, ч, при температуре 220°С	Механические свойства ¹			
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
		МПа		%	
1	Без отпуска	2320	1780	9	34
		2320	1740	4,4	0
	2	2090	1770	8	40
		2100	1740	9	31
	5	2050	1780	9	42
		2080	1770	10	37
	14	2020	1820	9	43
2030		1810	10	40	
2	Без отпуска	2360	1790	3,7	5
		2250	1730	1,1	0
	2	2130	1790	9	40
		2170	1730	10	34
	5	2110	1810	9	41
		2070	1730	12	36
	14	2100	1830	9	42
2100		1850	9	40	

¹ В числителе—при испытании со скоростью деформирования 2,5 мм/мин, в знаменателе—со скоростью деформирования 0,25 мм/мин.

нагружения понижается, а после достаточно длительного отпуска ($\tau=14$ ч) уменьшение скорости нагружения не вызывает охрупчивания.

Следует отметить, что по результатам испытаний на растяжение со стандартной скоростью нагружения (2,5 мм/мин) длительность низкого отпуска 2—3 ч для образцов диаметром 48 мм считалась бы приемлемой, и только сравнительные испытания с малой скоростью нагружения выявили ее недостаточность для подавления склонности к задержанному разрушению.

Изломы закаленных (без отпуска) образцов имеют хрупкое макростроение (рис. 34, а), отличное от обычно получаемого при растяжении типа чашка-конус (рис. 34, г). Характерные для последнего конические сколы отсутствуют. Излом развивается в плоскости, нормальной оси образца, имеет малоразвитое строение с явно выраженным очагом разрушения — светлым заглаженным пятном в центральной части сечения. Микростроение в районе светлого пятна — очага разрушения — характеризуется большими полями межзеренного строения с мелкими вязкими участками. Такое микростроение присуще изломам задержанного разрушения сталей со структурой мартенсита. Причем доля участков межзеренного разрушения больше у изломов, полученных при растяжении с меньшей скоростью (0,25 мм/мин). По мере удаления от очага число вязких участков возрастает и на определенном расстоянии от светлого пятна излом имеет ямочное микростроение.

При малой длительности низкого отпуска вид изломов меняется (рис. 34, б, в). Начальный очаг разрушения перемещается на поверхность образца. Плоская площадка с мало развитым рельефом, нормальная оси образца, имеет овальную форму; появляются боковые сколы, размер которых растет по мере увеличения длительности отпуска. Микростроение площадки в зоне, примыкающей к очагу разрушения, характеризуется участками с межзеренным рельефом. Остальная поверхность площадки имеет преимущественно ямочное микростроение. Как и в предыдущем случае, доля участков межзеренного строения в изломах, полученных при меньшей скорости нагружения, больше.

Для оценки размера области с межзеренным рельефом у очага разрушения использовали РЭМ-200. Размер этой области в центре сечения (при отсутствии отпуска) равен 80—100 мкм.

Результаты проведенного исследования свидетельствуют, что склонность к задержанному разрушению сталей с мартенситной структурой можно выявить при испытаниях статическим растяжением с различными скоростями деформирования. При этом степень понижения поперечного сужения ψ и изменение микростроения излома (т. е. увеличение доли межзеренного разрушения в районе очага) характеризуют склонность материала к задержанному разрушению. У сталей с ограниченной

пластичностью склонность к задержанному разрушению выявляется при обычно применяемых для испытания на растяжение скоростях деформации, и подавляется она лишь при очень высоких скоростях деформирования v . Так, образцы из стали ШХ15 с мартенситной структурой (после закалки отпуск при 150—200 °С) при $v = 2,5 \div 5$ мм/мин разрушаются хрупко ($\sigma_b = \sigma_{0,2}$; $\delta, \psi = 0$), и только при $v = 100$ мм/мин разрушению предшествует незначительная деформация ($\sigma_b - \sigma_{0,2} = 150 \div 300$ МПа; $\delta = 1 \div 4$ %; $\psi = 3$ %).

Следует отметить, что если о степени охрупчивания при уменьшении скорости растяжения можно судить по изменению поперечного сужения ψ , то сведения о причинах такого охрупчивания (в частности, о протекании процессов задержанного разрушения) можно получить при изучении микростроения изломов.

В работе [12] было высказано предположение о возможности использования результатов изучения изломов при изменяющейся скорости нагружения для оценки склонности материала к задержанному разрушению. Приведенные выше экспериментальные данные подтверждают плодотворность такого подхода, особенно эффективного при использовании электронной фрактографии.

Из полученных данных следует также, что приводимые иногда в справочниках показатели поперечного сужения $\psi \leq 30$ % как допустимые для среднеуглеродистых легированных сталей в мартенситном состоянии (при испытании со стандартной скоростью деформирования) в действительности свидетельствуют о некондиционности материала. Такие низкие показатели ψ (≤ 30 %) сопровождаются образованием не обычного чашечного излома, а плоского излома с минимальными скосами или без них, как правило, с очагом на поверхности. При этом часто начальный процесс образования шейки в одном сечении завершается разрушением в соседнем сечении в нормальной плоскости без шейки (рис. 35). В этих случаях на поверхности вблизи изломов наблюдаются поперечные надрывы. Следует отметить, что расчет значения ψ по месту образования шейки, а не по месту разрыва, приводит к искусственному завышению фактически пониженных пластических свойств.

Образование описанных выше изломов с понижен-

ным ψ следует рассматривать как проявление повышенной склонности материала к хрупкому разрушению, в частности к задержанному. Об этом свидетельствует появление таких изломов при следующих условиях: недостаточной длительности или отсутствию отпуска после закалки; наводороживании; перенаклепе в результате объемной деформации.

Анализ большого числа исследований склонности различных материалов к хрупкому разрушению с учетом скорости деформирования при испытании приводит к заключению о существовании двух видов хрупкости; один из них — хладноломкость увеличивается с повышением скорости деформирования и понижением температуры испытания, а другой, реализующийся по механизму задержанного разрушения, напротив, усиливается при уменьшении скорости деформирования и при повышении температуры испытания [49].

Хладноломкость оценивают по ударной вязкости с определением температурного интервала вязкохрупкого перехода и по строению изломов ударных образцов. Вместе с тем характеристика ударной вязкости не пригодна для оценки склонности к хрупкости другого рода (по типу задержанного разрушения), поскольку последняя не проявляется при большой скорости деформации. Чувствительной характеристикой склонности к задержанному разрушению является поперечное сужение при испытании на растяжение с пониженной скоростью деформации. Материал, предрасположенный к задержанному разрушению, может обладать высокой ударной вязкостью, и, напротив, материал, чувствительный к хладноломкости, может быть мало склонным к задержанному разрушению. Чувствительность к обоим видам хрупкости изменяется для одного и того же материала в зависимости от структуры (перлит, сорбит, бейнит, мартенсит). С помощью электронной фрактографии можно дифференцировать разные виды хрупкости и диагностировать природу хрупкого разрушения. Интересно заметить, что для проявления определенного вида хрупкости жесткость напряженного состояния уподобляется скорости нагружения. Влияние этих факторов при разных видах хрупкости противоположно. Так, наибольшая чувствительность к задержанному разрушению наблюдается при мягком напряженном состоянии кручения и малой скорости деформации, а к хладноломко-

сти — при жестком напряженном состоянии и большой скорости нагружения. Вместе с тем наличие концентраторов напряжений усиливает проявление обоих видов хрупкости.

4. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ НА СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ОДНОКРАТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Комбинированные способы обработки, сочетающие термическое и деформационное упрочнение, являются одним из перспективных путей повышения эксплуатационной стойкости деталей. Разработан целый ряд способов деформационно-термической обработки, позволяющих создавать материалы с заданным комплексом свойств.

Особенно высокие показатели достигаются при деформационно-термическом упрочнении сталей со структурой мартенсита. Создаваемые при этом повышенная плотность дефектов кристаллического строения и характер их распределения определяют благоприятное сочетание прочностных и пластических свойств материала.

Ниже будет рассмотрено влияние способов деформационно-термического упрочнения на характер разрушения сталей с мартенситной структурой при различных видах нагружения.

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) — один из способов повышения конструкционной прочности легированных сталей.

ВТМО, выполненная на опытных установках, при определенных режимах позволяет несколько увеличить прочность при одновременном повышении пластических свойств стали. М. Л. Бернштейн [5] объясняет это повышением в результате ВТМО плотности дефектов и созданием полигональной субструктуры, что приводит к упрочнению вследствие усиления торможения движущихся дислокаций барьерами и к увеличению пластичности в результате создания предпосылок для релаксации пиковых напряжений (путем прорыва полупроницаемых барьеров — полигональных субграниц). Сочетание прочностных и пластических свойств стали после ВТМО зависит от технологических параметров, в первую очередь от длительности последеформационной выдержки, определяющей степень развития процессов

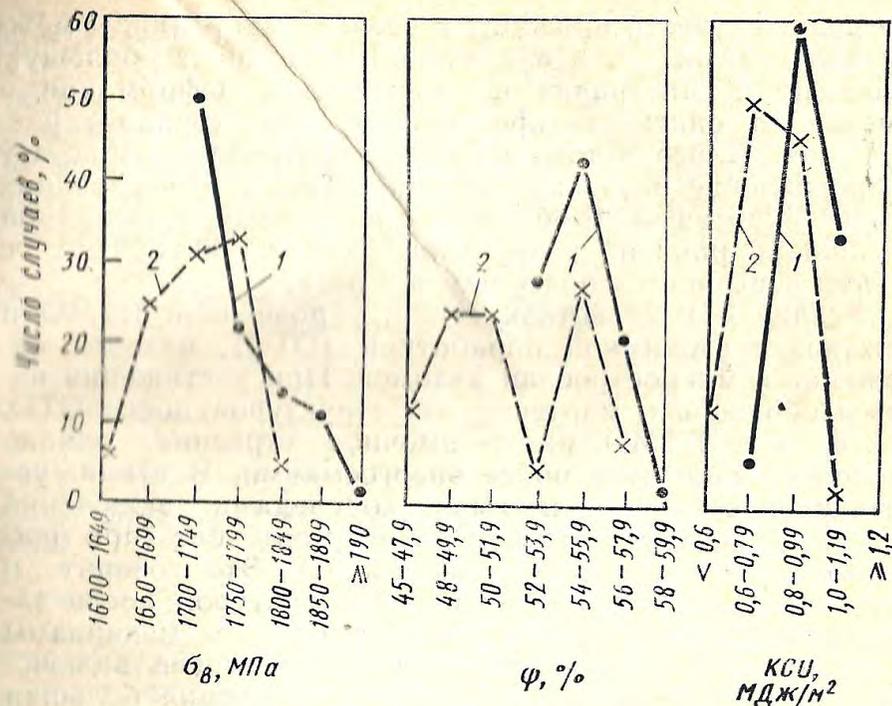


Рис. 36. Механические свойства стали 30XGCH2A:
1 — ВТМО; 2 — ОТО

полигонизации и рекристаллизации в деформированном аустените [6]. Реальное преимущество по конструкционной прочности стали в результате ВТМО можно получить в основном в результате повышения пластичности и сопротивления хрупкому разрушению, что позволяет реализовать истинную прочность мартенсита [18, 41].

Большой фактический материал по сравнительному исследованию используемого в течение ряда лет промышленного проката стали 30XGCH2A с ВТМО и с обычной закалкой на мартенсит позволил сделать обоснованные выводы о среднестатистическом уровне свойств металла обоих вариантов упрочнения [18]. ВТМО, выполненная в промышленных условиях по оптимальным режимам, обеспечивает небольшой прирост прочности и более существенное увеличение пластичности и ударной вязкости (рис. 36). Некоторое повышение временного сопротивления при практически неизменном

пределе текучести приводит к увеличению разницы между значениями σ_b и $\sigma_{0,2}$, что обуславливает большую способность материала к пластической деформации и уменьшает опасность преждевременного хрупкого разрушения. В результате ВТМО существенно возрастает сопротивление развитию трещины. Так, при испытаниях статическим изгибом образцов с наведенной усталостной трещиной работа разрушения стали 30ХГСН2А с ВТМО повышается более чем в 2 раза.

Различия в свойствах стали, упрочненной ВТМО и обычной термической обработкой (ОТО), находят отражение в микростроении изломов. При растяжении изломы образцов с мартенситной структурой после ОТО, как и после ВТМО, имеют ямочное строение, однако последние являются более энергоемкими. В стали, упрочненной ВТМО, доля ямок со следами включений больше, чем в стали после ОТО на мартенсит (при одинаковой температуре отпуска 200 °С). Это говорит о том, что в стали с мартенситной структурой после закалки чаще реализуются дислокационные механизмы возникновения микропустот (ямки без следов включений). Сталь, упрочненной ВТМО, свойственна большая степень пластической деформации, и поэтому чаще деформация протекает до образования микропустот на границе матрица — включение, реже их образование происходит по дислокационному механизму.

В изломах ударных изгибных образцов, упрочненных ВТМО, сохраняется полностью ямочное строение, в то время как после ОТО появляются отдельные участки квазискола.

Изломы после статического изгиба образцов с надрезом, упрочненных ВТМО, имеют преимущественно ямочную структуру с участками квазискола; в них отсутствуют участки межзеренного разрушения, встречающиеся в изломах статического изгиба обычно термообработанной стали. Это дает основание считать, что ВТМО уменьшает склонность к задержанному разрушению в сравнении с ОТО на мартенсит (см. п. 3).

Деформационное старение мартенсита (ДСМ) применяют для повышения прочности и особенно характеристик упругости стали с мартенситной структурой. При оптимальных режимах ДСМ сохраняется удовлетворительный уровень пластических свойств, а превышение оптимальной степени деформации сопровождается

уменьшением пластичности. Так, при упрочнении стали 45ХН2МФА методом ДСМ (холодная деформация раскаткой и последующий отпуск при 150 °С) существенно повышается предел текучести и в меньшей степени временное сопротивление; относительное удлинение и сужение, а также ударная вязкость практически сохраняют прежний уровень (табл. 2). ДСМ приводит к значи-

Таблица 2. Влияние упрочнения способом ДСМ на механические свойства стали 45ХН2МФА¹

Метод упрочнения	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	δ_p	ψ	KCV
	МПа		%			МДж/м ²
Закалка, отпуск при 200 °С	1900—2100	1700—1900	8—12	2,7—4,0	36—51	0,37—0,55
Закалка, отпуск при 200 °С, ДСМ (раскатка, отпуск при 150 °С)	2000—2250	1900—2150	8—12	1,5—2,0	35—48	0,35—0,55

¹ Значения свойств усреднены по результатам 155 испытаний.

тельному снижению равномерного удлинения δ_p и сближению σ_b и $\sigma_{0,2}$ (вследствие большого роста $\sigma_{0,2}$ в сравнении с σ_b), что свидетельствует об уменьшении способности материала к пластическому деформированию.

Изломы растяжения стали 45ХН2МФА с ДСМ и без ДСМ не отличаются по макростроению, но заметно различаются по микростроению. В отличие от закаленной на мартенсит стали (полностью ямочное строение) для ДСМ характерны участки квазискола, отдельные элементы межзеренного разрушения и уменьшение энергоемкости ямок. Эти признаки микростроения подтверждают вывод об уменьшении способности материала к деформированию после ДСМ. Об этом же свидетельствует более хрупкое микростроение изломов, разрушенных при статическом изгибе образцов с надрезом. Так, в изломах стали 45ХН2МФА с ДСМ участки квазискола и межзеренного разрушения занимают значительно

большую площадь, чем у образцов без ДСМ, а микровязкие, ямочные участки (как и в случае растяжения) имеют меньшую энергоемкость.

Увеличение жесткости напряженного состояния при статическом изгибе вследствие использования более острого концентратора напряжений (предварительно наведенная усталостная трещина) приводит к охрупчиванию изломов: доля хрупких составляющих (квазискола и межзеренного разрушения) возрастает и в большей степени у образцов, упрочненных ДСМ (в основном в результате образования участков межзеренного разрушения). Таким образом, проявление охрупчивания под влиянием ДСМ не подавляется даже жесткими условиями испытаний (острый концентратор напряжений). Следует отметить, что в микростроении изгибных ударных образцов как с ДСМ, так и без ДСМ межзеренное разрушение практически отсутствует.

Таким образом, охрупчивание для стали, упрочненной ДСМ, выявляется при сравнительно малой скорости нагружения. Это явление связано с повышением склонности стали к задержанному разрушению.

Отпуск под нагрузкой (ОПН) и программное нагружение (ПН) применяют для повышения пределов текучести и пропорциональности, а также релаксационной стойкости сталей с мартенситной структурой (методы упрочнения, сочетающие деформацию мартенсита с нагревом) [50]. Эти способы, повышая свойства упругости, позволяют сохранить достаточно высокую пластичность.

Проведено исследование влияния упрочнения способами ПН и ОПН на характер разрушения стали 45ХН2МФА. ПН проводили путем отпуска в заневоленном (кручением) состоянии при температуре 140 °С в течение 48 ч и разгрузки образца после охлаждения. Заневоливание выполнено при коэффициенте $K_3=0,25$, где $K_3 = \varphi_{пл}/\varphi_3$. ОПН осуществляли путем нагрева образца до температуры 220 °С, нагружения в нагретом состоянии кручением со скоростью $v=4$ град/мин до напряжения, уровень которого лежит между пределами упругости и текучести при этой температуре ($\tau_{упр} < \tau < \tau_{0,2}$, $\tau = 1000$ МПа), быстрого разгрузки и охлаждения до нормальной температуры.

В соответствии с выбранным видом нагружения при деформационном упрочнении испытания механических

свойств проводили также при статическом кручении (табл. 3).

Таблица 3. Влияние упрочнения методами ПН и ОПН на механические свойства стали 45ХН2МФА

Метод упрочнения	τ_B	$\tau_{0,2}$	$\tau_{пл}$, МПа	γ , %
	МПа			
ОТО	1630	1220	1000	19,6
ОТО, ПН	1695	1680	1580	5,7
ОТО, ОПН	1625	1450	1330	23,6

Существенное возрастание пределов пропорциональности и текучести в результате упрочнения мартенсита методами ПН и ОПН объясняется в основном релаксацией локальных пиковых напряжений [50]. Кроме того, в процессе ПН могут развиваться процессы деформационного старения, чем объясняется более интенсивное (чем при ОПН) упрочнение и сопутствующее ему понижение пластичности стали. Для упрочнения методом ПН с $K_3=0,25$ (как и для ДСМ) характерно сближение временного сопротивления и предела текучести, что говорит об уменьшении способности стали к пластическому деформированию (см. табл. 3). При ОПН существенное возрастание пределов текучести и пропорциональности сочетается с большой разницей значений σ_B и $\sigma_{0,2}$ и некоторым повышением пластичности.

Исследование показало полную идентичность макростроения изломов образцов после статического кручения при всех способах упрочнения. Выявить влияние исследуемых вариантов упрочнения на характер разрушения оказалось возможным только при электронно-фрактографическом исследовании.

У образцов, упрочненных методом ПН с $K_3=0,25$, что привело к сильному сближению значений σ_B и $\sigma_{0,2}$ и уменьшению пластичности (табл. 3), протяженность параболических ямок в зоне среза в сравнении с наблюдаемой для состояния без деформационной обработки уменьшается (см. рис. 27, в; 37, а). Это изменение микростроения отражает понижение способности стали к пластическому деформированию перед разрушением даже при таком виде нагружения, как кручение.

Интересно отметить, что небольшое повышение пластичности стали в результате ОПН (в сравнении с ОТО) нашло отражение во фрактографической картине. Изломы образцов, упрочненных ОПН, отличаются существенным увеличением энергоемкости зоны среза (рис. 37, б); ямки крупные, сильно вытянутые, на их поверхности видны следы протекания пластической деформации.

Поверхностная пластическая деформация (ППД) — один из наиболее эффективных способов повышения сопротивления усталости [24]. Этот эффект достигается в результате создания благоприятной субструктуры, обеспечивающей увеличение сопротивления микропластической деформации поверхностного слоя, и образования высоких остаточных сжимающих напряжений, что обуславливает возникновение асимметрии цикла. Представляет интерес выяснить, как изменяются механические свойства упрочненной ППД стали, которую можно рассматривать как композиционный материал с различными свойствами поверхностного слоя и сердцевины.

Результаты испытаний на растяжение показали, что у всех исследованных сталей в сорбитном состоянии после ППД заметно снижается предел текучести при неизменном временном сопротивлении, а при последующем отпуске по мере повышения его температуры, значения $\sigma_{0,2}$ восстанавливаются до исходного уровня (рис. 38, б). Падение пределов упругости и текучести при растяжении, выявленное впервые И. В. Кудрявцевым и Л. М. Школьниковым для перлитно-ферритной структуры, связано с влиянием возникающих при ППД остаточных напряжений; так как в процессе нагрева после ППД макронапряжения снижаются, естественно, что предел текучести восстанавливается до исходных значений (без ППД). У стали с мартенситной структурой, напротив, прочностные свойства после ППД увеличиваются, а при последующем отпуске снижаются (рис. 38, а). При этом их значения во всем исследованном диапазоне температур отпуска находятся на более высоком уровне, чем у недеформированной стали.

Из этого следует, что изменение предела текучести при растяжении стали с сорбитной структурой после ППД и последующего отпуска определяется влиянием остаточных напряжений, а у стали с мартенситной структурой превалирующими оказываются упрочняющие

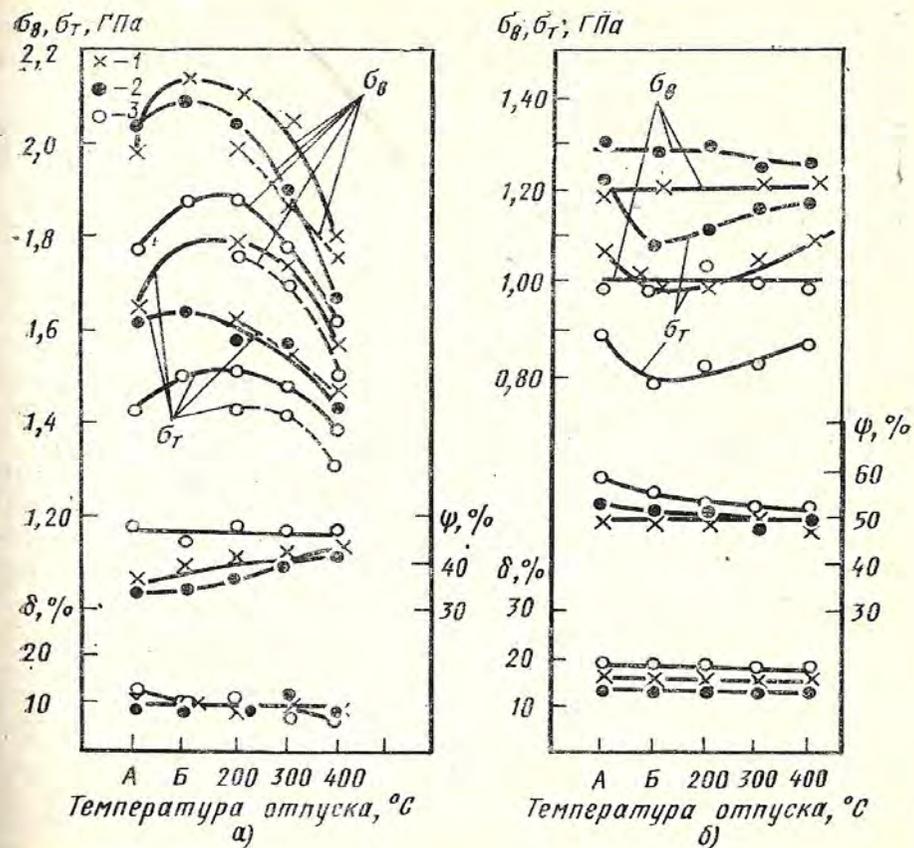


Рис. 38. Влияние ППД и последующего отпуска на механические свойства стали при растяжении:

а — мартенсит; б — сорбит; — ППД; - - - отпуск без ППД; А — без ППД; Б — ППД без отпуска; 1 — сталь 38ХС; 2 — сталь 45ХН2МФА; 3 — 30ХГСН2А

и релаксационные процессы, реализующиеся в поверхностном деформированном слое. Поскольку в результате взаимодействия обоих факторов, влияющих в противоположном направлении, прочностные свойства стали с мартенситной структурой после ППД заметно растут, следует признать, что эффективность упрочняющего действия ППД в этом случае велика. При этом деформированный слой, который ответственен за повышение прочности всего сечения, составляет лишь 40% его площади.

Известно, что мартенситу присущ высокий уровень и большая неоднородность микроискажений, что может

быть проиллюстрировано изменением физического уширения линии мартенсита и соответственно механических свойств сталей различного состава после закалки, отжига и низкого отпуска (табл. 4, 5). Свидетельством этого служат резко пониженные значения прочности и пластичности в свежезакаленном состоянии и существенный их рост после отжига и отпуска. Из табл. 4 следует, что ППД является эффективным способом уменьшения микронапряжений в мартенсите [42]. Эти данные также показывают, что именно релаксационные процессы являются основным фактором, определяющим уменьшение ширины линии мартенсита после ППД в отличие от низкого отпуска, когда превалируют процессы перераспределения и выделения углерода. Это подтверждается, с одной стороны, тем, что для низкоуглеродистой стали отпуск не меняет ширину линии, а при отпуске среднеуглеродистой стали ее изменение в 2 раза меньше, чем в результате воздействия ППД. С другой сто-

Таблица 4. Изменение ширины интерференционной линии мартенсита после ППД и низкого отпуска

Материал	Содержание углерода, %	Ширина линии (220), мрад		Уменьшение ширины линии (220), мрад		
		Закалка, отпуск	Закалка, отпуск, ППД	ППД после отпуска	ППД после закалки	Отпуск после закалки
Железоникелевый сплав	0,02	36	17	19	19	0
18Х2Н4ВА	0,15	37	19	18	18	0
30ХГСН2А	0,33	44	26	18	18	—
40Х1НВА	0,40	53	29	24	—	—
38ХС	0,42	56	31	25	25	14
45ХН2МФА	0,43	(70)	(45)	25	25	13
		(68)	(43)			
ШХ15	0,48	58	30	28	—	—
		1,02	69	44	25	—

Примечание. В скобках приведены значения ширины линии после ППД неотпущенного мартенсита.

Таблица 5. Влияние отжига, низкого отпуска и ППД на механические свойства закаленной стали

Сталь	Обработка после закалки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU , Дж/см ²	$A_{T, Дж}$
		МПа		%			
30ХГСН2А	Отдых продолжительностью, ч:						
	24	1940	1630	7	24	—	—
	72	1960	1630	10	37	—	—
	240	1960	1690	11	38	—	—
	Отпуск при 270 °С	2000	1710	11	48	—	7,0
Отпуск, ППД	2100	1790	10	48	—	15	
38ХС	Отдых продолжительностью, ч:						
	1	1900	1640	5	6,5	—	—
	120	1945	1675	8,5	22	—	—
	Отпуск при 200 °С	2120	1740	10	35	—	3,0
	ППД	1940	1670	5	11,5	—	—
Отпуск, ППД	2150	1800	10	39	—	8,0	
45ХН2МФА	Отдых продолжительностью, ч:						
	24	1840	1670	0,5	1,0	34	0,6
	72	2130	1822	3	4	36	—
	480	2450	2000	10	28	36	—
	Отпуск при 220 °С	2450	2000	11	38	50	2,5
	Отпуск, ППД	2500	2020	11	38	—	7,3

роны, ППД вызывает одинаковое максимальное изменение ширины линии как при упрочнении свежезакаленного, так и отпущенного мартенсита, причем это наблюдается для исследованных материалов независимо от содержания углерода.

Особенно наглядно влияние ППД как релаксационной обработки проявляется при испытании неотпущенного мартенсита. На механические свойства ППД оказывает действие, аналогичное отжигу и отпуску, повышая как прочностные, так и пластические свойства (см. табл. 5).

Исследование влияния ППД на строение изломов разрывных образцов освещает некоторые особенности упрочнения стали с мартенситной структурой.

В отличие от обычного излома типа чашка-конус с очагом в центре дна чашки, образующегося при растяжении низкоотпущенного мартенсита, ППД приводит к образованию излома в виде неправильной чашки с овальным дном и очагом в упрочненной зоне вблизи поверхности образца. При этом излом отличается высокой макропластичностью (судя по глубине скосов и шероховатости дна чашки), а также высокой энергоемкостью ямок дна чашки. И только в начальной зоне разрушения в упрочненном слое у поверхности образца отмечается наличие участков квазискола на фоне ямок пониженной энергоемкости. Такое макро- и микростроение изломов свидетельствует о том, что ППД, повышая прочность поверхностного слоя, в то же время создает условия для зарождения очага разрушения не в сердцевине, а в деформированном слое. Упрочнение ППД вследствие повышения предела текучести всего сечения (см. рис. 38, а) тормозит пластическую деформацию в неупрочненной сердцевине, и поэтому первые микронесплошности возникают в поверхностном слое, но при больших напряжениях, чем это бы произошло в материале сердцевины при отсутствии упрочненного поверхностного слоя.

Отпуск после ППД, начиная от 200 °С, восстанавливает вид излома до типичного (чашка-конус). С повышением температуры отпуска до 300 °С увеличивается макропластичность излома (повышаются глубина скосов и шероховатость дна чашки), а также энергоемкость ямок дна чашки. Итак, сталь с мартенситной структурой, упрочненная ППД с последующим отпуском, является конструкционным материалом с высоким комплексом прочностных и пластических свойств.

Интерес представляет также влияние ППД на вид и микростроение излома образца со структурой неотпущенного мартенсита. Если у свежезакаленных образцов излом с очагом на поверхности происходит полностью от нормальных напряжений без макропластической деформации, то после ППД начальная зона разрушения перемещается с поверхности под обкатанный слой. Примерно с середины сечения плоскость излома из нормальной (дно чашки) переходит в наклоненную к оси образца под углом 45°, т. е. разрушение развивается под действием касательных напряжений, что свидетельствует о повышении сопротивления нормальным напряжениям.

Таким образом, при статическом растяжении ППД

для отпущенного мартенсита приводит к зарождению очага разрушения в упрочненном поверхностном слое при более высоких напряжениях вследствие повышенного (в сравнении с неупрочненной сердцевиной) сопротивления пластической деформации. Для неотпущенного мартенсита ППД производит не только упрочняющее, но и релаксирующее действие, которое проявляется столь сильно, что очаг разрушения перемещается с поверхности под упрочненный слой, т. е. в данном случае ППД влияет аналогично отпуску или отпуску (см. табл. 5).

В заключение следует отметить, что для сталей в высокопрочном состоянии электронно-фрактографическое исследование служит источником информации о природе упрочнения и причинах охрупчивания, помогающей дать физическое толкование изменению механических свойств материала и его поведению при разрушении.

СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

1. МАКРОСТРОЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ИЗЛОМОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ КОМПЛЕКСА ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА

Характерными особенностями усталостного излома при изгибе и растяжении являются развитие его от нормальных напряжений и отсутствие следов макропластической деформации. Ему присуще наличие типичных зон с большой заглаженностью области собственно усталостного разрушения. Зона долома, как правило, обладает признаками статического разрушения. У изломов, полученных при эксплуатации и натуральных испытаниях, часто выявляют линии, концентрически расходящиеся от очага разрушения, так называемые усталостные линии. В изломах, полученных при лабораторных испытаниях образцов при неизменной амплитуде напряжения, они не наблюдаются. Полагают, что появление этих линий вызвано задержкой или уменьшением скорости распространения трещины под воздействием различных внешних и внутренних факторов. При этом линии, подобные усталостным, могут быть обусловлены остановками трещины и при других видах разрушения, а отсутствие этих линий не является доказательством неусталостного разрушения.

Строение и расположение зон усталостного излома весьма разнообразны и зависят от величины и характера приложенной нагрузки, свойств материала, температуры, агрессивности окружающей среды и др. Усталостные изломы классифицируют по ряду признаков: по характеру приложенной нагрузки (растяжение — сжатие, односторонний и двусторонний изгиб, чистый изгиб, кручение); по долговечности (малоцикловая и многоцикловая усталость); по состоянию поверхности (наличие концентраторов напряжения и упрочненных слоев); по условиям нагружения (обычная усталость, коррозионная, термическая, усталость при повышенных температурах).

Данные о строении изломов систематизированы и

обобщены в ряде классификационных схем [23, 55, 58]. Эти схемы отражают следующие характерные для усталостных изломов закономерности.

1. Очаги разрушения обычно находятся на свободной поверхности. Подповерхностные очаги наблюдаются при наличии крупных недеформирующихся включений (рис. 39, а) и при поверхностном упрочнении (рис. 39, б).

2. При многоцикловой усталости трещина возникает от одного очага и разрушение наступает в результате роста этой трещины. При малоцикловой усталости или при наличии концентраторов напряжений происходит многоочаговое разрушение. Микротрещины, развивающиеся от этих очагов, при своем распространении сливаются в магистральную трещину, образуя на поверхности излома ступенчатый («храповый») узор.

3. При отсутствии концентраторов напряжений распространение трещины в глубь образца опережает ее рост по поверхности в связи с большим стеснением пластической деформации в средней части образца. Об этом свидетельствует выпуклая форма трещины. Наличие концентратора напряжений в виде надреза изменяет соотношение скоростей развития трещины в сторону увеличения ее вдоль поверхности, что проявляется в W-образном или кольцевом характере фронта трещины.

4. С ростом напряжения при прочих равных условиях площадь зоны долома увеличивается.

Классификационные схемы [23, 55, 58], фиксируя влияние на строение усталостных изломов внешних факторов, не отражают роль структурного фактора. Между тем исследование [8] показало, что строение усталостного излома существенным образом зависит от типа структуры материала, величины и распределения внутренних макро- и микронапряжений в детали. По-разному проявляется у различных структур влияние амплитуды приложенных напряжений и наличие на поверхности упрочненных слоев. В связи с этим актуальны ниже приведенные результаты исследования большой группы конструкционных сталей (широкого диапазона химического состава и разных типов структур), которые дали возможность не только учесть влияние химического состава и структурного состояния стали, но и оценить влияние разнообразного комплекса прочностных и пластических свойств на строение усталостных изломов. Исследование изломов образцов, упрочненных

поверхностной пластической деформацией (ППД) методом обкатки роликами, позволило установить влияние этого вида упрочнения на фрактографическую картину усталостного разрушения.

Приведенный анализ относится к изломам, полученным при симметричном усталостном изгибе.

В неупрочненном состоянии для всех исследованных материалов (сталей 18Х2Н4ВА, 30ХГСН2А, 38ХС, 45ХН2МФА, 65С2ВА, ШХ15) разрушение происходит в плоскости, нормальной оси образца; при этом наблюдаются две разновидности изломов. В изломах сталей со структурой сорбита и троостита, а также сталей с малым содержанием углерода (18Х2Н4ВА и 30ХГСН2А) в мартенситном состоянии (рис. 40, а) различают зону медленного развития трещины 1 — заглаженную, с очагом на поверхности образца; зону ускоренного развития трещины 2 с более шероховатой поверхностью, примыкающую без резкой границы к зоне 1, и зону долома 3 волокнистого строения с утяжкой со стороны, диаметрально противоположной очагу (первая разновидность).

В изломах среднеуглеродистых легированных сталей (38ХС и 45ХН2МФА) со структурой мартенсита (рис. 40, б) области медленного и ускоренного развития трещины не разделяются; здесь наблюдаются менее развитая зона усталостного разрушения с очагом на поверхности и зона долома мелкокристаллического строения (вторая разновидность).

Обкатка роликами (ППД) существенным образом изменяет строение усталостных изломов. При этом влияние обкатки проявляется по-разному, в зависимости от состава и типа структуры стали, режимов обкатки и амплитуды приложенного напряжения. Однако при всем многообразии наблюдаемые изломы можно разделить на два типа. К типу 1 относятся одноочаговые изломы, очаг у которых располагается под упрочненным обкаткой слоем. Выделяют два вида этих изломов. Один из них (тип 1а) — изломы весьма заглаженные, расположенные в плоскости, нормальной оси образца (рис. 41, а, б), за исключением очень тонкой кольцевой утяжки (~1 мм) вдоль всего периметра излома, представляющей собой срез от касательных напряжений. Очаг расположен в центре зоны усталостного разрушения, которая имеет вид светлого заглаженного пятна эллиптической формы, расположенного в основном в не-

упрочненном металле и частично захватывающего упрочненный слой. Области медленного и ускоренного развития трещины в этой зоне не различаются. Пятно не выходит на поверхность образца; со стороны упрочненного слоя оно имеет резкую границу. Вся остальная поверхность излома представляет зону долома мелкокристаллического строения, т. е. в нее входит большая часть неупрочненного сечения и весь упрочненный слой по контуру излома.

С изменением усилия обкатки (степени упрочнения ППД) и амплитуды циклического напряжения характер этого типа изломов остается постоянным. Изменяются лишь размеры и положение эллиптического пятна. С увеличением усилия обкатки оно смещается в глубь сечения и размеры его уменьшаются. Оно как бы сжимается концентрично относительно очага; в результате тот отрезок контура пятна, который располагается в упрочненном слое, удаляется от поверхности образца. Это расстояние изменяется в зависимости от усилия обкатки в пределах 0,1—1 мм. Такая разновидность изломов типична для высокопрочных сталей ($\geq 0,4\%$ С) в мартенситном состоянии.

Другой вид изломов типа 1 (тип 1б) характерен для среднепрочных сталей с мартенситной структурой (0,2—0,3 % С) и бейнитной структурой (рис. 42). Это одноочаговые изломы, очаг магистральной трещины которых также расположен под упрочненным слоем (см. рис. 42). Кроме этого очага у них, в отличие от изломов типа 1а, на поверхности наблюдается множество вторичных очагов, которые не получают развития.

Основной очаг находится в центре зоны медленного развития трещины. Эта зона имеет заглаженную поверхность со складками, расходящимися в виде лучей во все стороны от очага. Часть этой зоны расположена в упрочненном слое и выходит с этой стороны на поверхность образца. Она нормальна оси образца за исключением тонкой кромки у поверхности, наклоненной к оси под углом 45° , образованной вторичными очагами, идущими от поверхности, и выглядит гладкой блестящей. Другая часть этой зоны расположена в неупрочненном металле; она светлая, матовая. Ориентация ее зависит от усилия обкатки. При минимальном усилии она целиком находится в нормальной плоскости (рис. 42, а) так же, как и следующая за ней зона ускоренного разви-

тия трещины. Увеличение усилия обкатки сопровождается искривлением поверхности излома (см. рис. 42, б), так что часть зоны медленного и зона ускоренного развития располагаются в плоскости, составляющей угол 45—60° с осью образца. Долом у изломов типа 1б происходит от касательных напряжений с образованием утяжки со стороны, противоположной очагу, и захватывает как упрочненные, так и неупрочненные слои металла.

Кроме рассмотренных, наблюдается принципиально иной тип изломов (тип 2, рис. 43, а, б), который присущ всем сталям в сорбитном состоянии. Это многоочаговые изломы с очагами на поверхности образца. В отличие от изломов типа 1б, где поверхностные очаги не получают существенного развития, в изломах типа 2 именно эти очаги определяют распространение магистральной трещины. Зона медленного развития трещины располагается в упрочненном слое и имеет вид кольца с очень гладкой, блестящей поверхностью. Ширина его примерно соответствует толщине упрочненного обкаткой слоя. Зоны ускоренного развития трещины и долома, так же как зона медленного развития, располагаются в плоскости, нормальной оси образца, и занимают неупрочненную часть сечения. С изменением усилия обкатки и величины циклической нагрузки характер излома остается таким же, изменяется лишь строение зоны медленного развития: с увеличением степени перегрузки (уменьшение долговечности) она не имеет вид замкнутого кольца, а состоит из отдельных, не связанных между собой участков, получивших развитие от ряда очагов на поверхности образца. Очаги образуются с интервалом во времени, и преимущественное развитие получает один из них или группа рядом расположенных очагов.

2. ВЛИЯНИЕ ППД НА КИНЕТИКУ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Весь спектр рассмотренных выше изломов систематизирован в виде схемы-шкалы макростроения усталостных изломов конструкционных сталей (рис. 44), подвергнутых упрочняющей обработке ППД. Эта схема позволяет проследить влияние ППД на кинетику усталостного разрушения в зависимости от структуры и

Структура	Упрочнение	Многоцикловая усталость	Малоцикловая усталость
Мартенсит ($\sigma_B = 1900 - 2400$ МПа)	Без ППД		
	ППД		
Мартенсит ($\sigma_B = 1400 - 1800$ МПа)	Без ППД		
	ППД		
Троостит ($\sigma_B = 1200 - 1500$ МПа)	Без ППД		
	ППД		
Сорбит ($\sigma_B = 1000 - 1350$ МПа)	Без ППД		
	ППД		

Рис. 44. Шкала макростроения усталостных изломов конструкционных сталей:

I — зона медленного развития трещин; II — зона ускоренного развития трещин (если зоны I и II не разделяются, указана только зона II), III — зона долома, S_A — амплитуда цикла

свойств материала, степени упрочнения и величины циклической нагрузки.

В материалах, обладающих высокой прочностью и ограниченной пластичностью (низкой работой развития трещины), — к ним относятся стали с мартенситной структурой 45ХН2МФА, 65С2ВА и 38ХС отдельных плавок (с малым сопротивлением развитию трещины) — усталостное разрушение в упрочненном ППД состоянии происходит с образованием изломов только типа 1а. У них очаговая усталостная трещина возникает на гра-

нице между упрочненными и неупрочненными слоями материала; здесь напряжения от приложенной нагрузки достаточно велики, остаточные сжимающие напряжения, наведенные при ППД, равны нулю или меняют знак, прочностные свойства ниже, чем в деформированном слое. В ближайших к фокусу излома зернах трещина развивается от касательных напряжений. Затем происходит смена напряженного состояния — разрушение переходит в плоскость действия максимальных нормальных напряжений; последние определяют развитие магистральной трещины на всем оставшемся ее пути.

В области усталостного пятна трещина представляет собой замкнутую плоскую полость, разрастающуюся в радиальных направлениях от очага излома как из центра; при этом в неупрочненном объеме она распространяется с большей скоростью, чем в упрочненном слое (эллиптичность пятна). После того, как напряжения перед фронтом трещины достигают критического значения, происходит окончательное разрушение (долом), завершающееся в тонком поверхностном слое срезом от касательных напряжений. Упрочненный слой в изломах типа 1а практически не принимает участия в собственно усталостном разрушении; он служит как бы каркасом, сдерживающим продвижение трещины к поверхности образца. Усталостная трещина развивается без контакта с окружающей средой, что вносит дополнительный вклад в повышение долговечности материала при обкатке [79]. Основной вклад вносят возникновение асимметрии цикла в результате суммирования рабочих напряжений с остаточными сжимающими и изменение комплекса свойств деформированного слоя, обуславливающие повышенное сопротивление зарождению и развитию трещины [1, 24]. Как следствие этих двух факторов, очаг разрушения перемещается под поверхность, т. е. в зону меньших рабочих напряжений, где к тому же отсутствует влияние поверхностных концентраторов.

У сталей с сорбитной структурой в упрочненном ППД состоянии образуются изломы типа 2. Разрушение их начинается на поверхности и, распространяясь по всему периметру, захватывает упрочненный слой, а затем переходит в неупрочненную часть сечения. Повышение сопротивления усталости для этих материалов обусловлено наличием остаточных сжимающих напряжений в деформированном слое и повышенной его прочностью.

ПРИЛОЖЕНИЕ

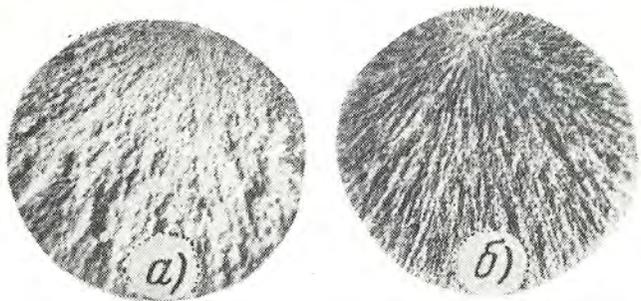


Рис. 1. Вид излома стали ШХ15 (мартенсит) $\times 6$:
a — статическое растяжение; *b* — циклический изгиб



Рис. 2. Вид излома сломавшейся фрезы; сталь Р6М5. $\times 1$

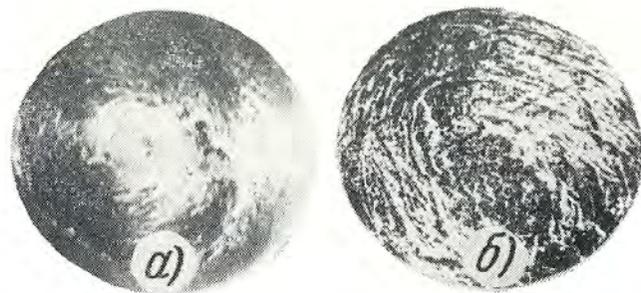


Рис. 3. Вид излома стали 45ХН2МФА (мартенсит) $\times 3$:
a — статическое кручение; *b* — динамическое кручение



Рис. 4. Вид излома стали 18Х2Н4ВА (мартенсит); циклическое кручение, $\times 3,5$

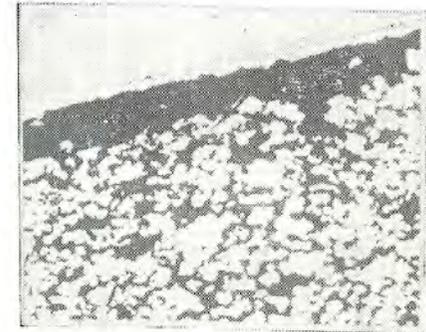


Рис. 5. Микроструктура металллокерамической накладки на границе со стальной основой, $\times 100$

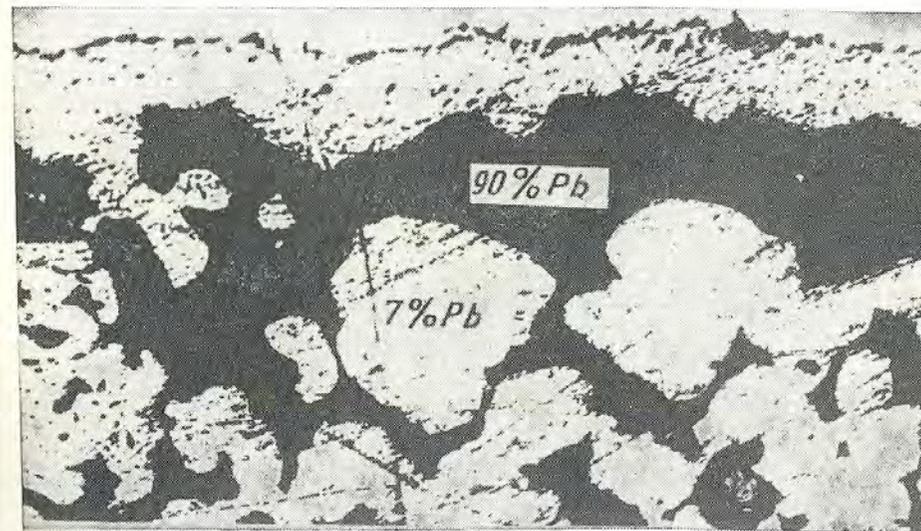


Рис. 6. Распределение свинца на границе металллокерамика — сталь, $\times 500$

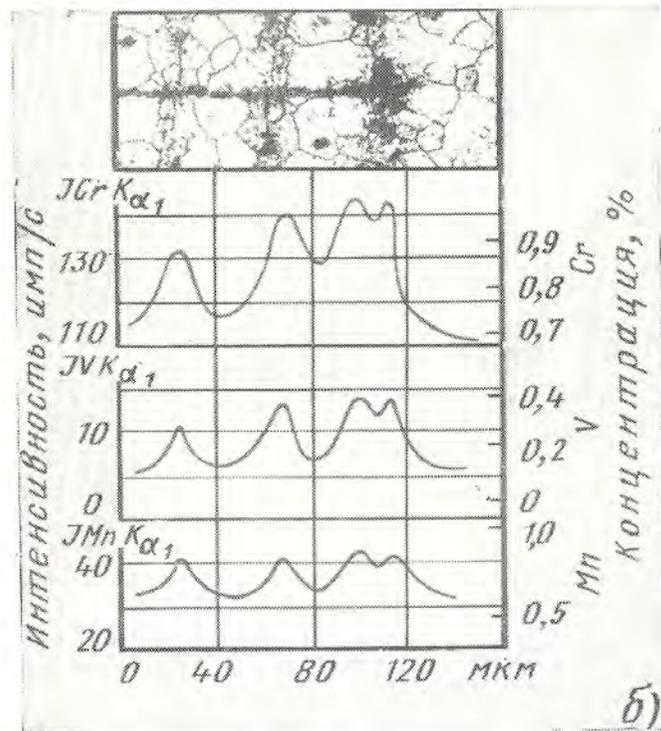
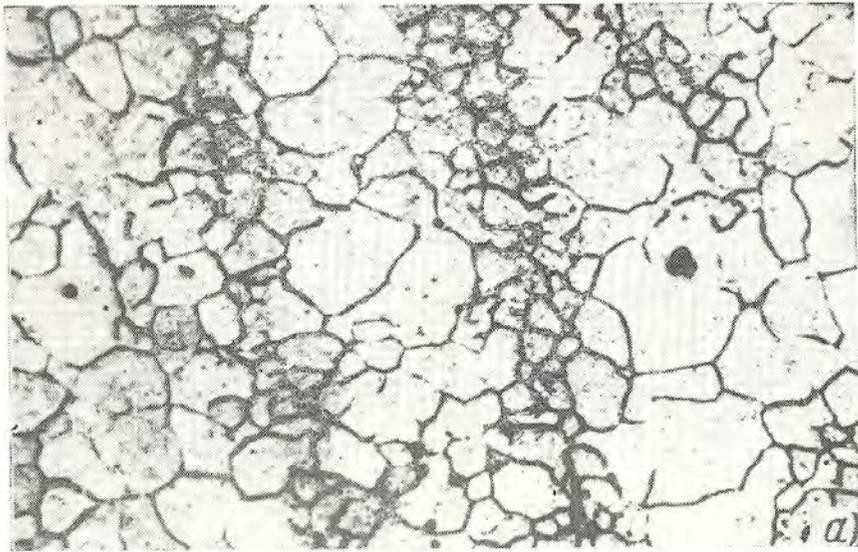


Рис. 7. Структурная неоднородность стали 45XN2MΦAШ (мартенсит):
 а — величина зерна, $\times 300$; б — распределение хрома, ванадия и марганца
 (по интенсивности линий $K\alpha_1$)

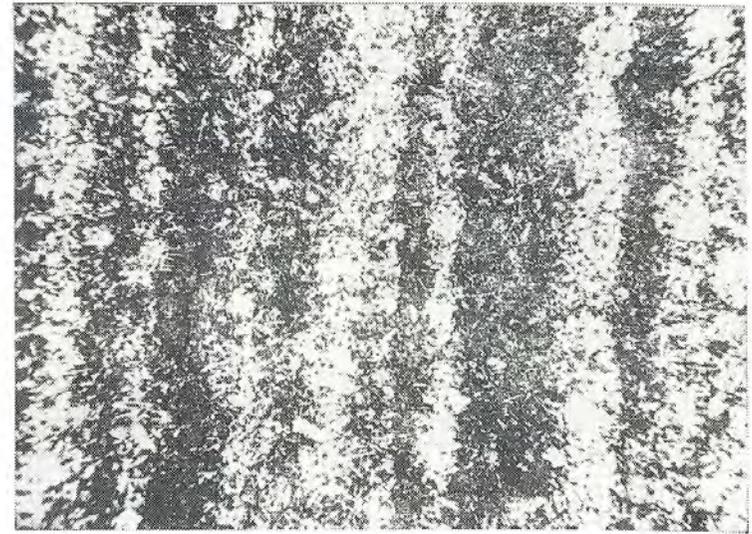


Рис. 8. Структурная неоднородность стали 45XN2MΦAШ в нормализованном состоянии, $\times 300$



Рис. 9. Усталостное разрушение рессоры из стали 45XN2MΦA при кручении (троостит). $\times 3$



Рис. 10. Усталостное разрушение оси в зоне действия сжимающих напряжений, $\times 2$

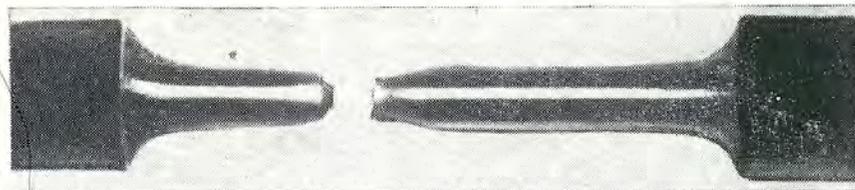


Рис. 14. Разрушение по типу чашка-конус

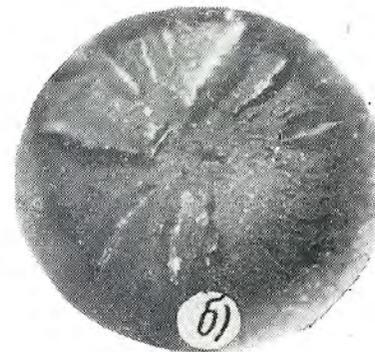
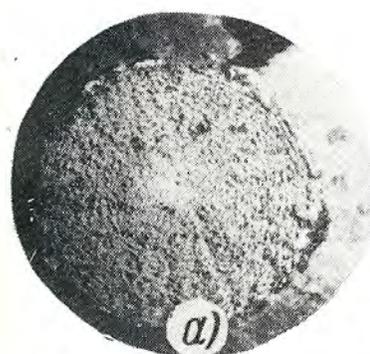


Рис. 15. Изломы растяжения, $\times 10$:
а — чашка; б — звездочка



Рис. 11. Усталостное разрушение рессоры из стали 45ХН2МФА в осевой плоскости при кручении от действия касательных напряжений (троостит), $\times 2$

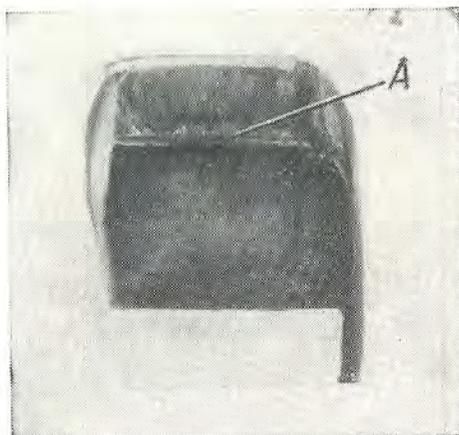


Рис. 12. Усталостная трещина (А), развивавшаяся от внутренней поверхности детали, $\times 1$

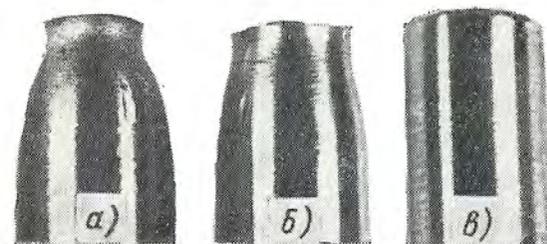


Рис. 16. Изломы растяжения сталей (мартенсит), $\times 3,5$:
а — 18Х2Н4ВА; б — 45ХН2МФА; в — ШХ15

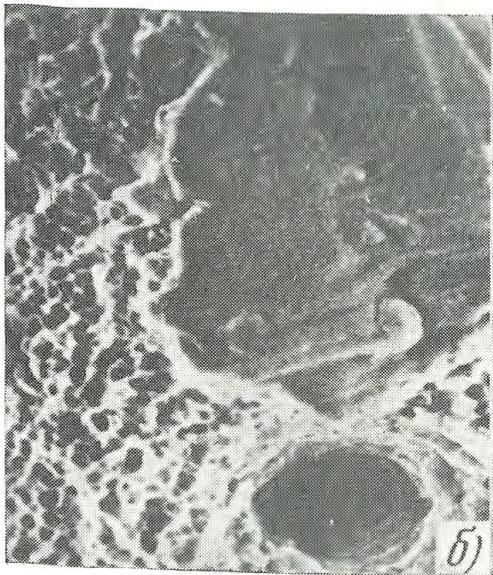
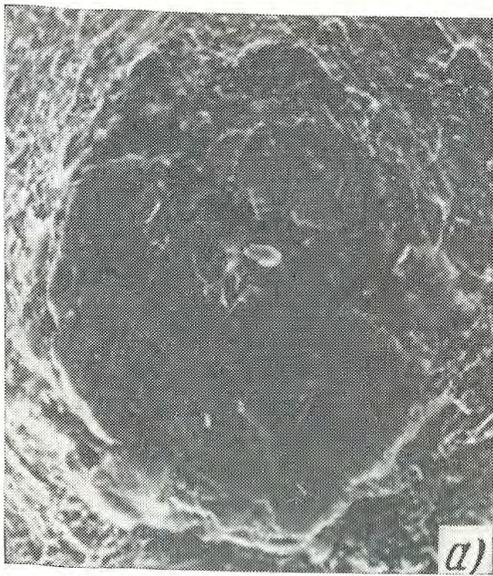
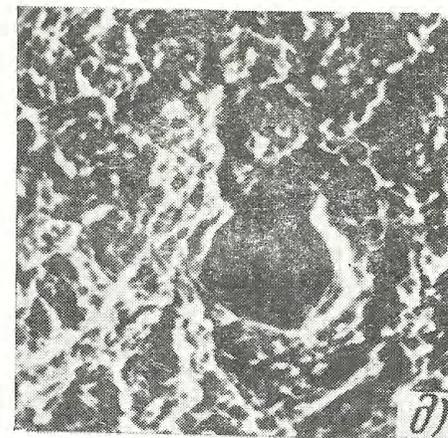
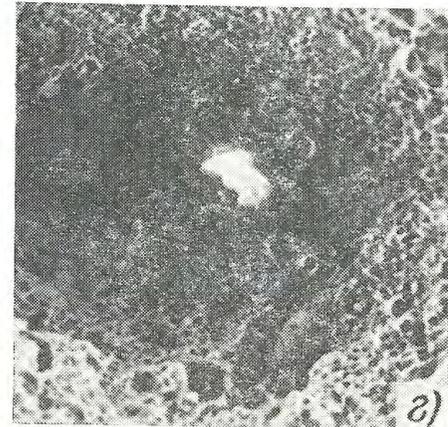
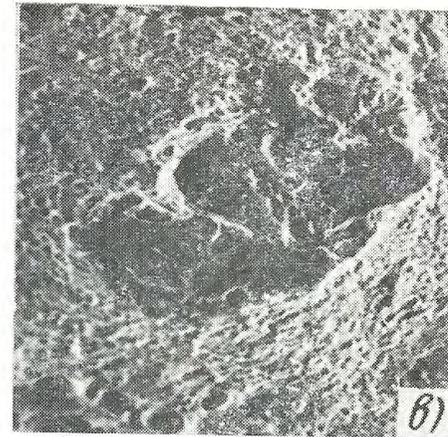


Рис. 17. Очаг излома
разрывного образца ти-
па чашка-конус, РЭМ:
а, б — сталь 45ХН2МФА;
в — сталь 30ХГСН2А; г,
д — сталь 18Х2Н4ВА; а,
б, г, д — мартенсит; в —
сорбит; а, г — $\times 500$; б —
 $\times 300$; б, д — $\times 1300$



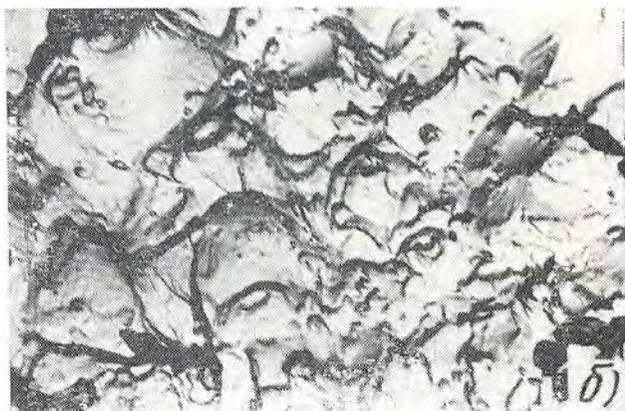
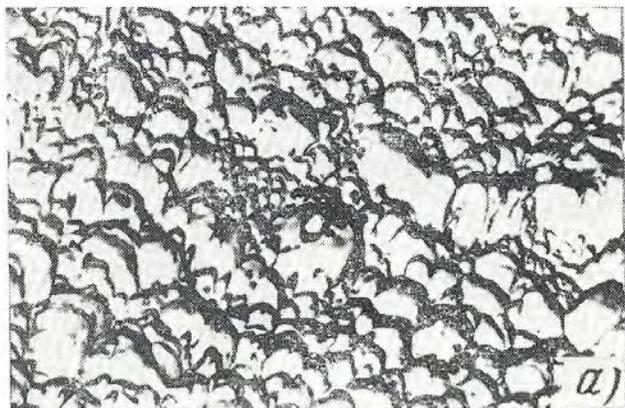


Рис. 18. Микростроение изломов растяжения сталей (сорбит), $\times 6000$:
а — 18X2H4BA; б — ШХ15

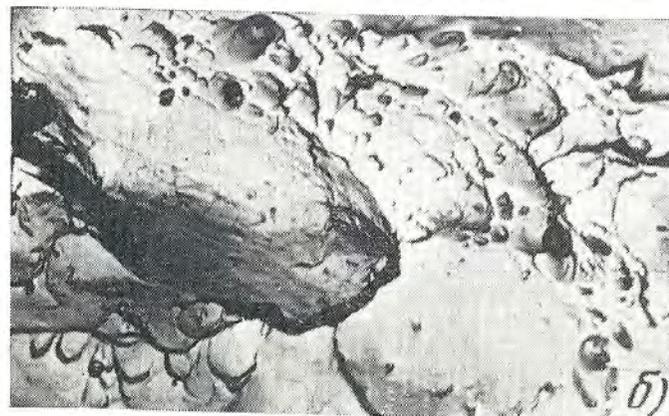


Рис. 19. Неоднородность размера ямок; $\times 10\,000$:
а — сталь 20X2H4A (троостит); б — сталь 45XН2МФА (мар-
тенсит)

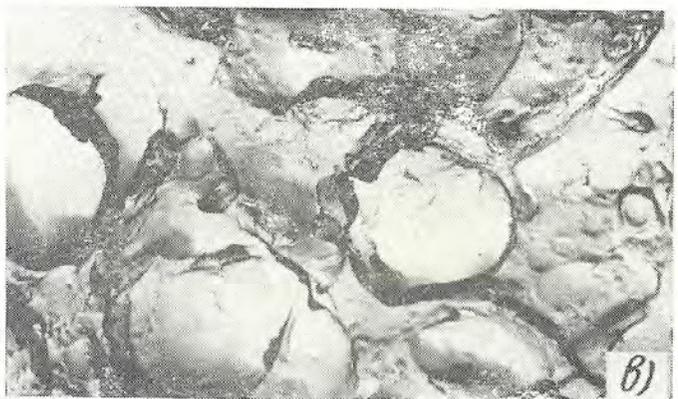
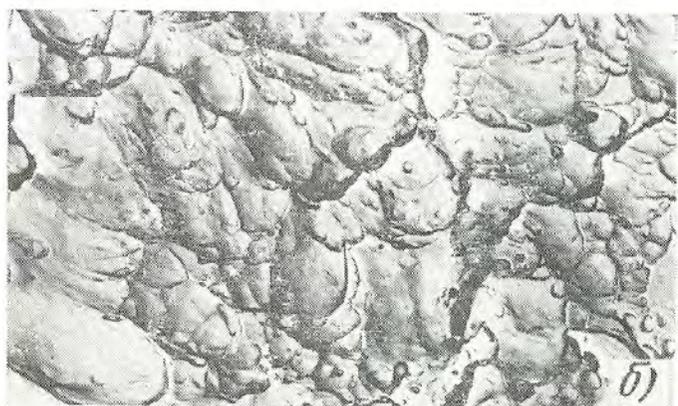
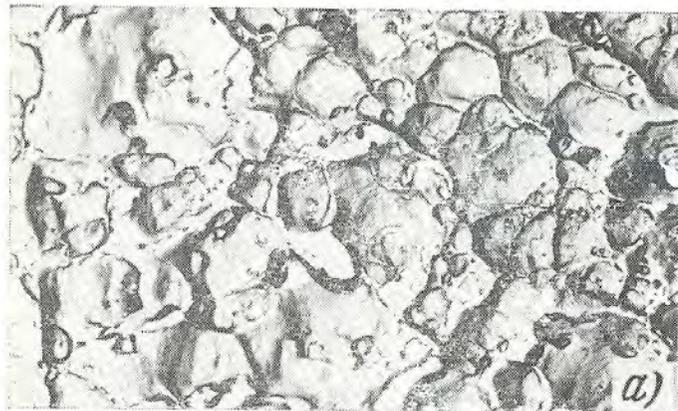


Рис. 20. Микростроение изломов растяжения сталей (мартенсит):
a — 18X2H4BA, $\times 6000$; *б* — 45XH2MΦA, $\times 8000$; *в*, *г* —
 ШХ15, *в* — $\times 20\ 000$; *г* — $\times 12\ 000$

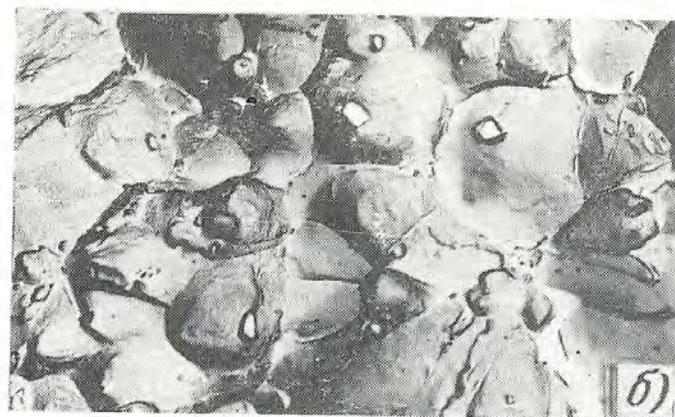
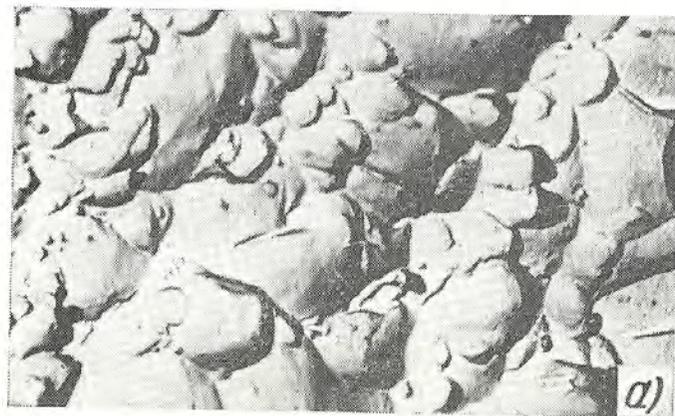
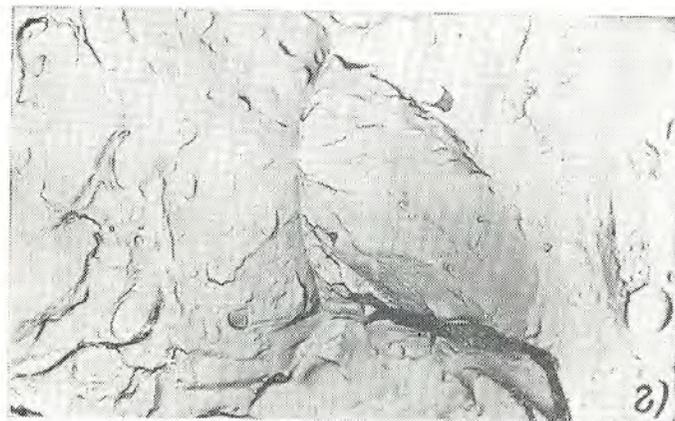


Рис. 21. Микростроение изломов растяжения стали 30XГСН2A после закалки и отпуска, $\times 6000$:
a — 200 °C; *б* — 280 °C

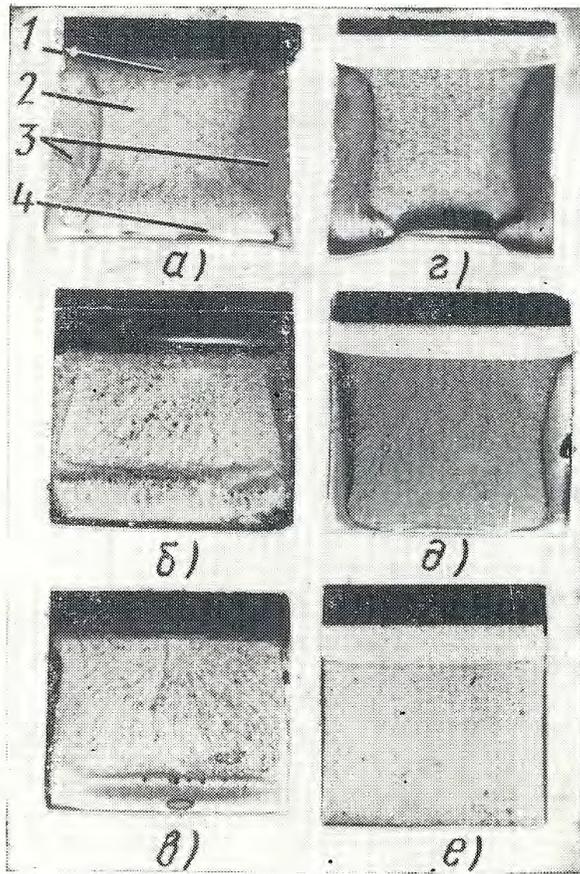


Рис. 22. Изломы статического изгиба (мартенсит), $\times 2,5$:
a-v — образцы с надрезом; *г-е* — образцы с трещиной; *а, г* — 18Х2Н4ВА; *б, д* — 45ХН2МФА; *в, е* — ШХ15



Рис. 23.

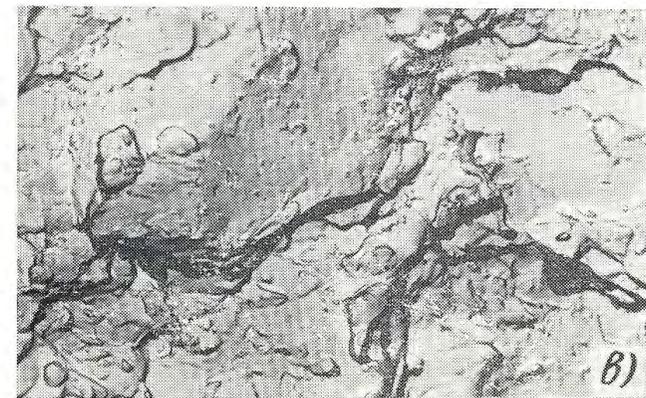
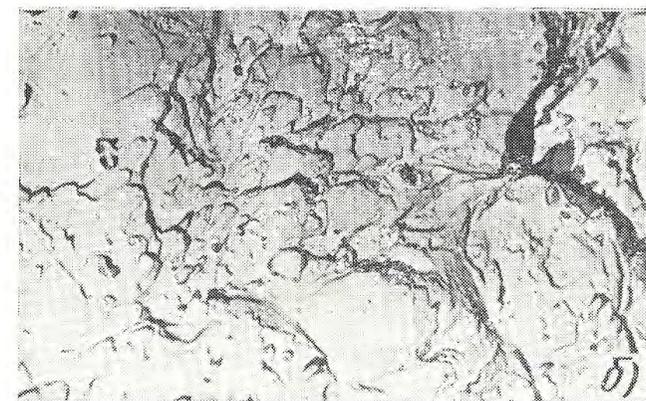


Рис. 23. Влияние концентратора напряжений на микростроение изломов сталей при статическом изгибе:
а, в — образцы с надрезом; *б, г* — образцы с трещиной; *а, б* — 30ХГСН2А, сорбит; *в, г* — 45ХН2МФА, мартенсит; *а-в* — $\times 15\ 000$; *г* — $\times 10\ 000$



Рис. 24. Микростроение изломов стали 38ХС (сорбит) при статическом (а) и динамическом (б) изгибе:
а — $\times 9000$; б — $\times 6000$

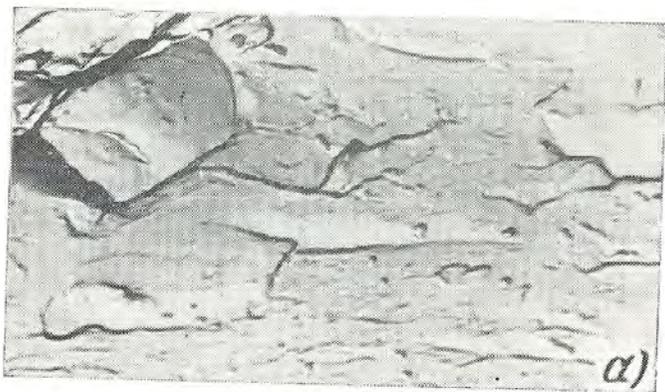


Рис. 25

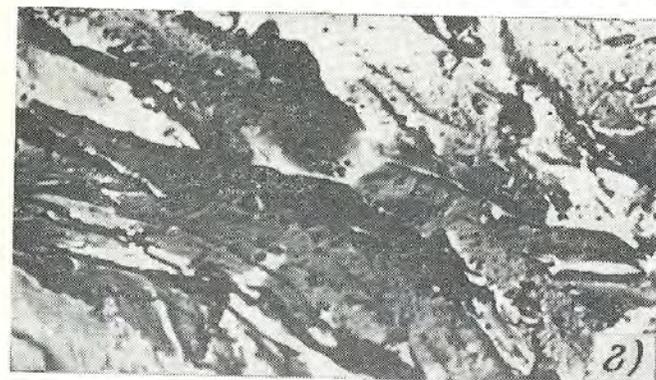


Рис. 25. Микростроение изломов стали 38ХС (нижний бейнит) при статическом (а, б) и динамическом (в, г) изгибе:
а, б — $\times 7000$; в — $\times 10\ 000$; г — $\times 8000$

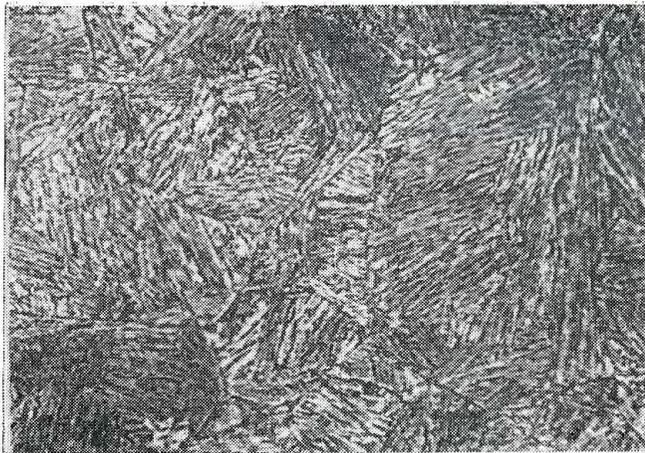


Рис. 26. Микроструктура стали 38ХС после изотермической закалики (нижний бейнит), $\times 450$

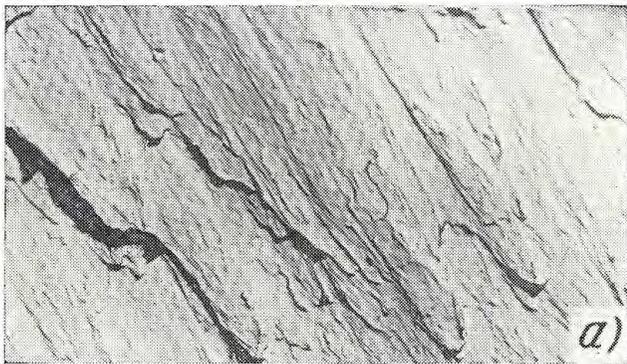


Рис. 27. Строение ямок в изломах статического (а, в) и динамического (б, г) кручения стали 45ХН2МФА, $\times 10\ 000$:
а, б — сорбит; в, г — маргенсит

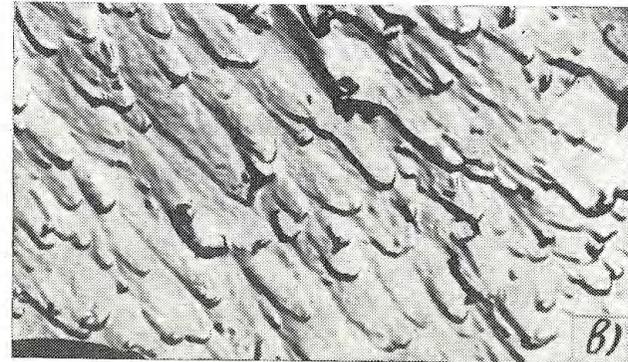
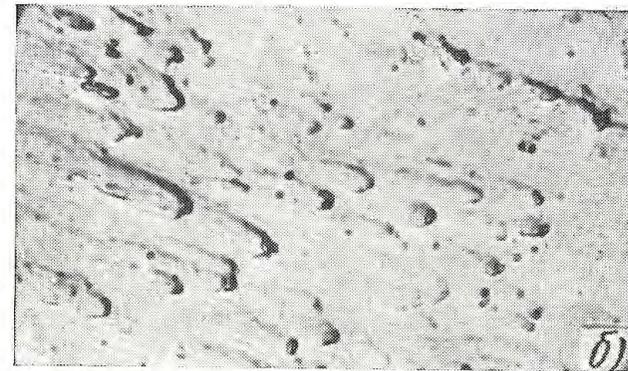


Рис. 27



Рис. 29



Рис. 29. Микростроение изломов задержанного разрушения стали 45XN2MФА (закалка без отпуски):

a — $\times 7000$; *b* — $\times 9000$; *v* — $\times 8000$; *z* — $\times 5000$

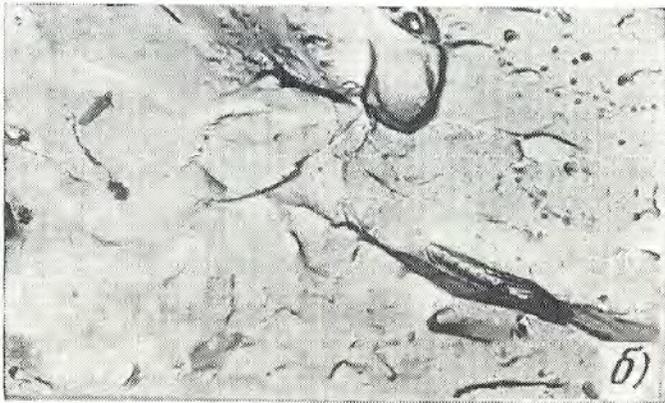
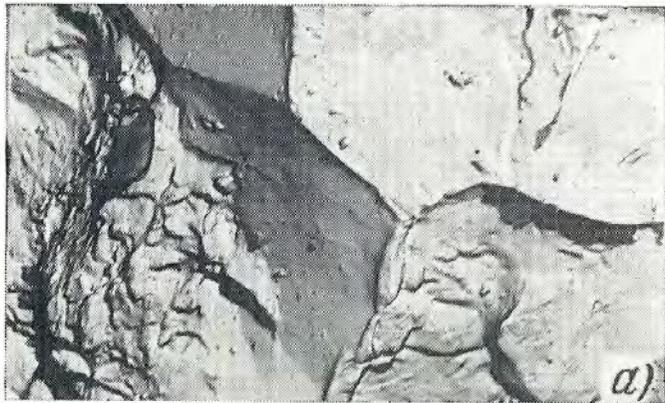


Рис. 30. Микростроение изломов задержанного разрушения стали 38ХС со смешанной структурой (нижний бейнит и мартенсит):
а — $\times 8000$; б — $\times 4500$

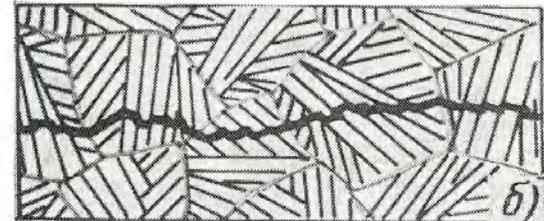
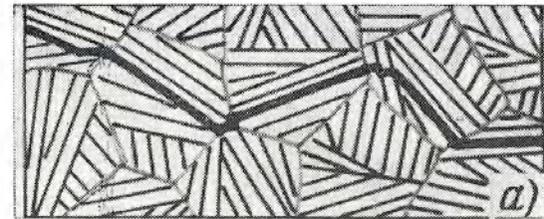


Рис. 31. Схема распространения трещины в стали со структурой нижнего бейнита при задержанном разрушении (а) и при динамическом нагружении (б)

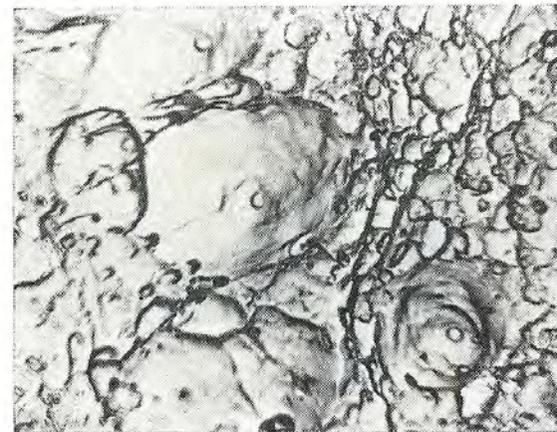


Рис. 32. Микростроение излома стали 45ХН2МФА при динамическом изгибе,
 $\times 9000$

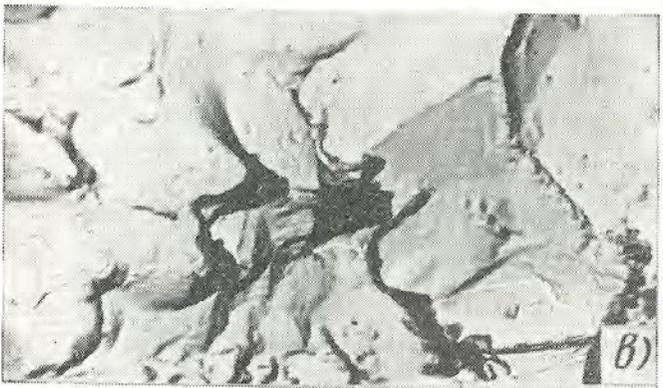


Рис. 33. Микростроение изломов стали ШХ15 (мар-тенсит) при динамическом (а, б) и статическом (в) изгибе, $\times 9000$

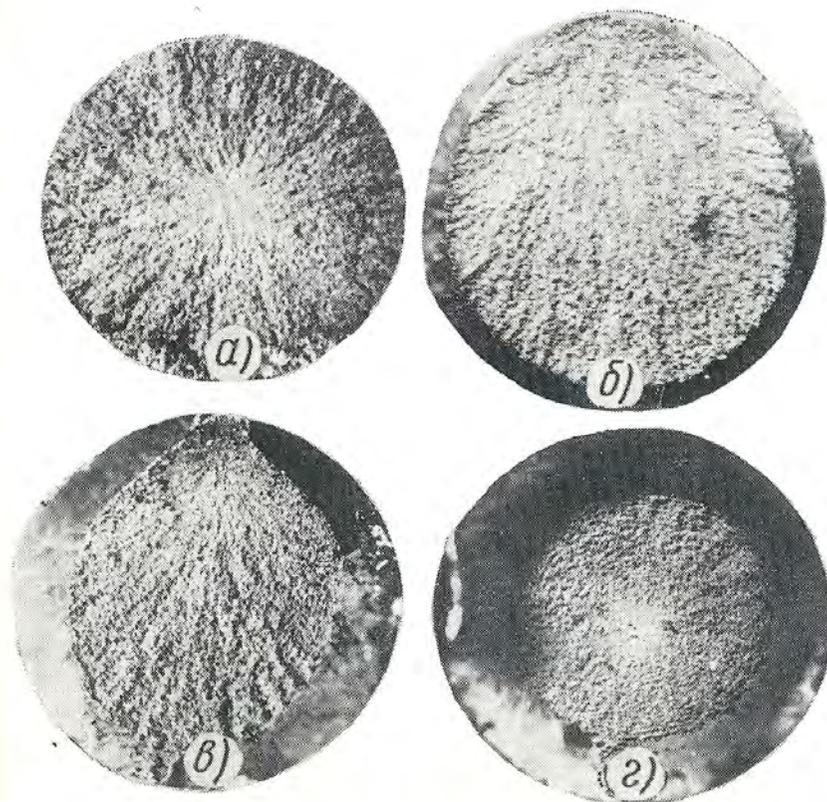


Рис. 34. Влияние длительности низкого отпуска после закалки на вид изломов растяжения стали 45ХН2МФА при скорости деформирования 0,25 м/мин, $\times 10$:
а — без отпуска; б—г — отпуск в течение 0,5; 2 и 5 ч соответственно

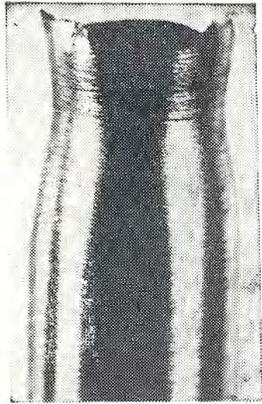


Рис. 35. Вид разрывного образца, разрушившегося не по шейке, $\times 4,5$

Рис. 37. Микростроение зоны среза изломов статического кручения стали 45ХН2МФА после упрочнения, $\times 8000$:
а — ПН; б — ОПН

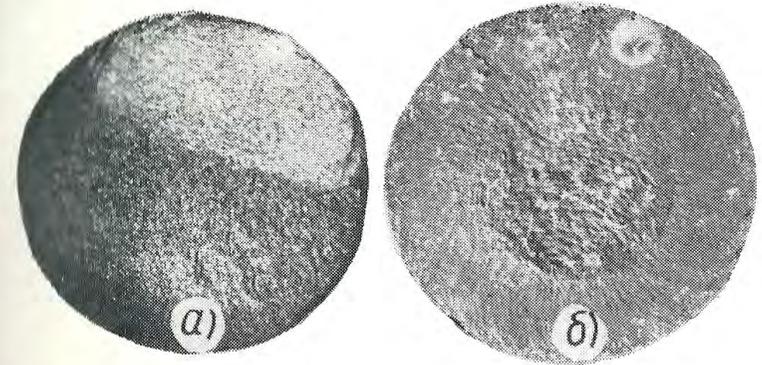
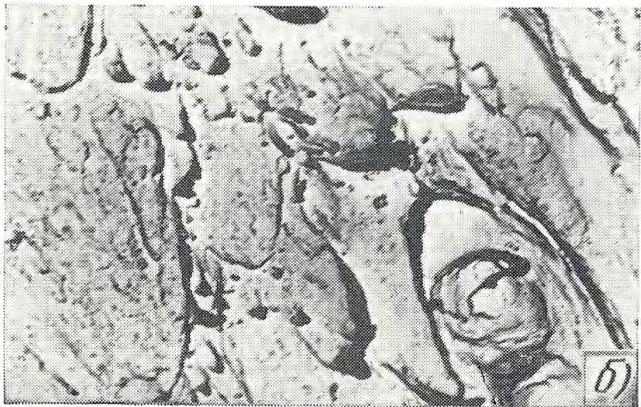


Рис. 39. Расположение очага усталостного разрушения под поверхностью:

а — сталь 38ХС, мартенсит (в очаге неметаллическое включение); $\times 5$; б — цементованная сталь 20Х2Н4А, упрочненная обкаткой роликами, $\times 7$

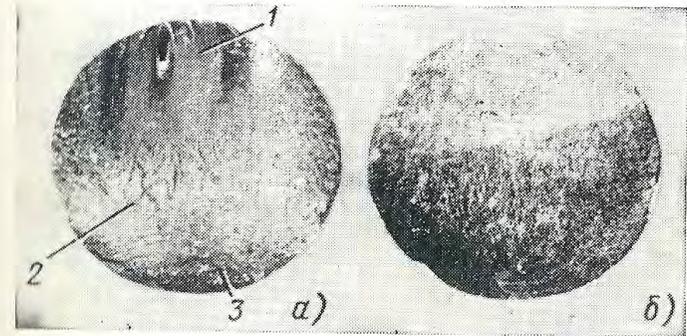


Рис. 40. Усталостные изломы неупрочненных образцов первой (а) и второй (б) разновидностей, $\times 4$

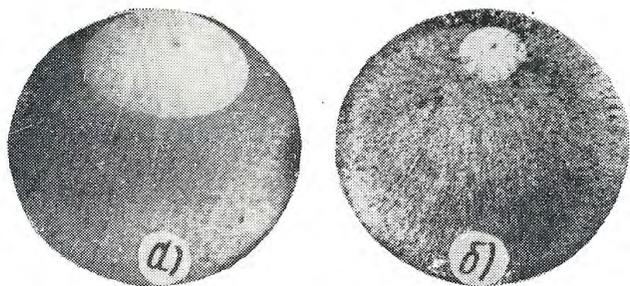


Рис. 41. Усталостные изломы образцов типа 1а, упрочненных обкаткой роликами, $\times 4$:
 а — усилие обкатки 3528 Н; б — усилие обкатки 5880 Н

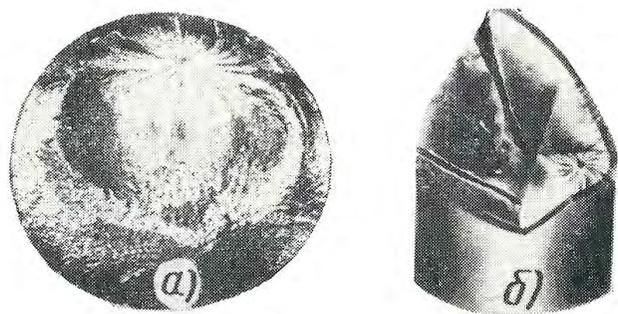


Рис. 42. Усталостные изломы образцов типа 1б, упрочненных обкаткой роликами, $\times 4$ (усилие обкатки то же, что и на рис. 41)



Рис. 43. Усталостные изломы образцов типа 2, упрочненных обкаткой роликами, $\times 4$:
 а — усилие обкатки 1666 Н; б — усилие обкатки 3528 Н

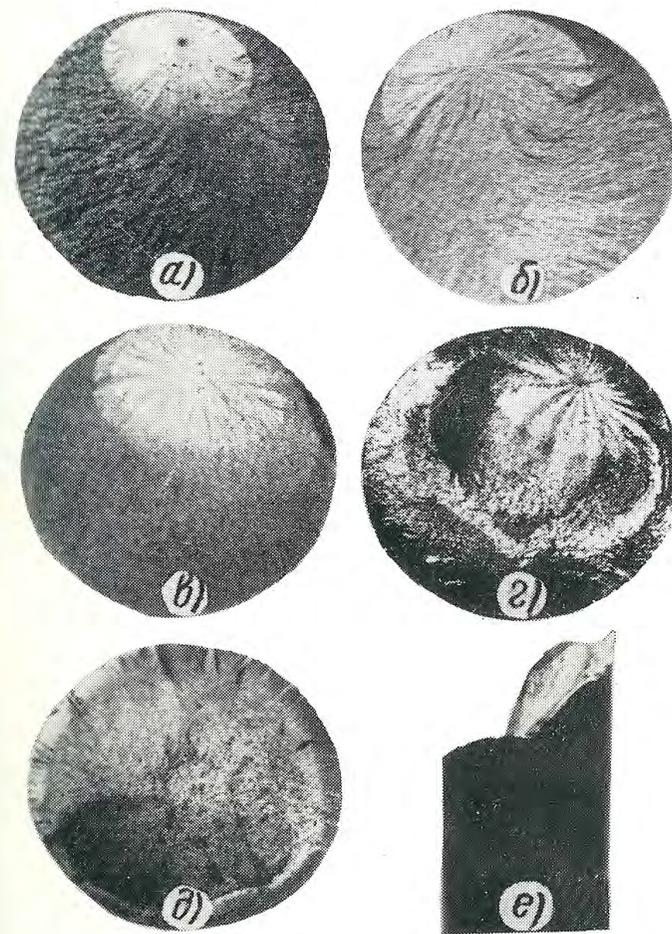


Рис. 47. Влияние температуры и длительности отпуска после ППД на вид усталостных изломов, $\times 4$:

Сталь 38ХС:

а — ППД без отпуска; б — 200 °С 2 ч; в — 400 °С 2 ч; г — 400 °С 5 ч; д — 400 °С 10 ч; сталь 45ХН2МФА: а — ППД без отпуска; б — 200 °С 2 ч; д — 300 °С 2 ч; е — 400 °С 2 ч; сталь 30ХГСН2А: г, е — ППД без отпуска



Рис. 48. Фестончатое расположение бороздок в зоне ускоренного развития усталостной трещины (железо), $\times 9000$

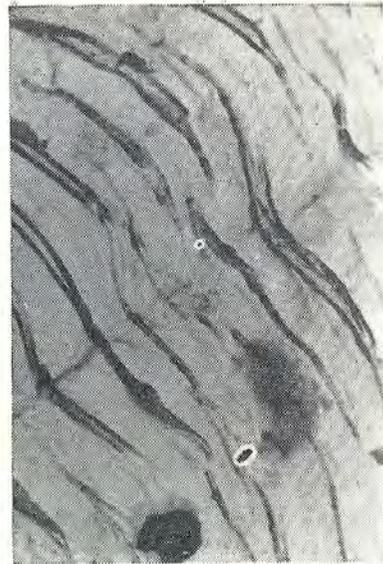


Рис. 49. Рельфные изогнутые бороздки в зоне ускоренного развития усталостной трещины (железо), $\times 20\ 000$



Рис. 53. Микростроение зоны медленного развития усталостной трещины (железо), $\times 10\ 000$:
a — сложная структура; *b* — гладкие поля расслоений по плоскостям скольжения



Рис. 50

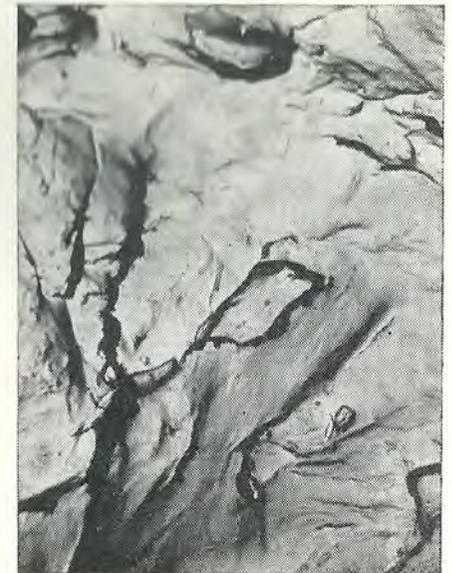


Рис. 52

Рис. 54. Развитый хаотичный рельеф в зоне ускоренного развития усталостной трещины (железо), $\times 9000$

Рис. 50. Рельфные сплошные бороздки в зоне ускоренного развития усталостной трещины (железо), $\times 9000$

Рис. 52. Прерывистые бороздки в зоне медленного развития трещины (железо), $\times 9000$



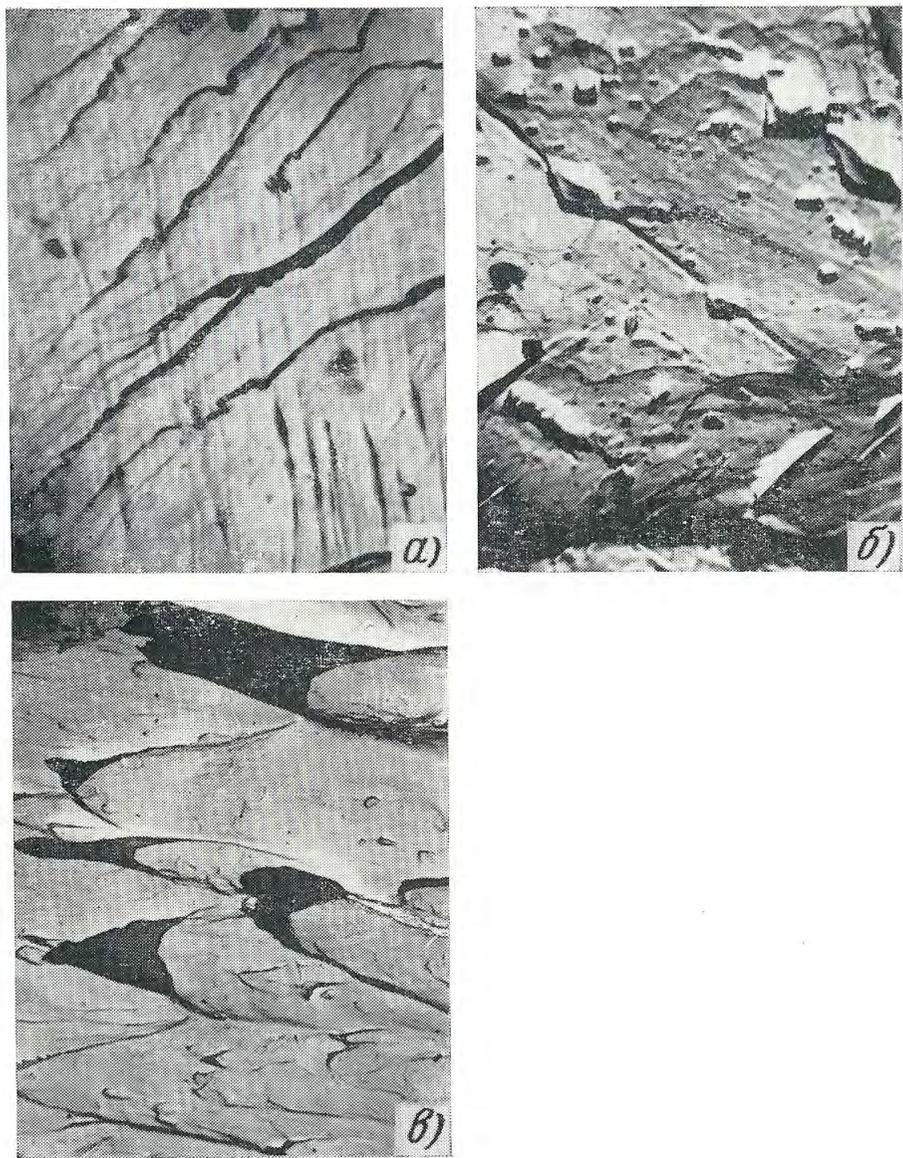


Рис. 55. Микростроение зоны долома в усталостном изломе армко-Fe, $\times 10\ 000$:
a — речной узор на фасетке скола; *б* — гребешки на фасетке скола; *в* — ямки среза

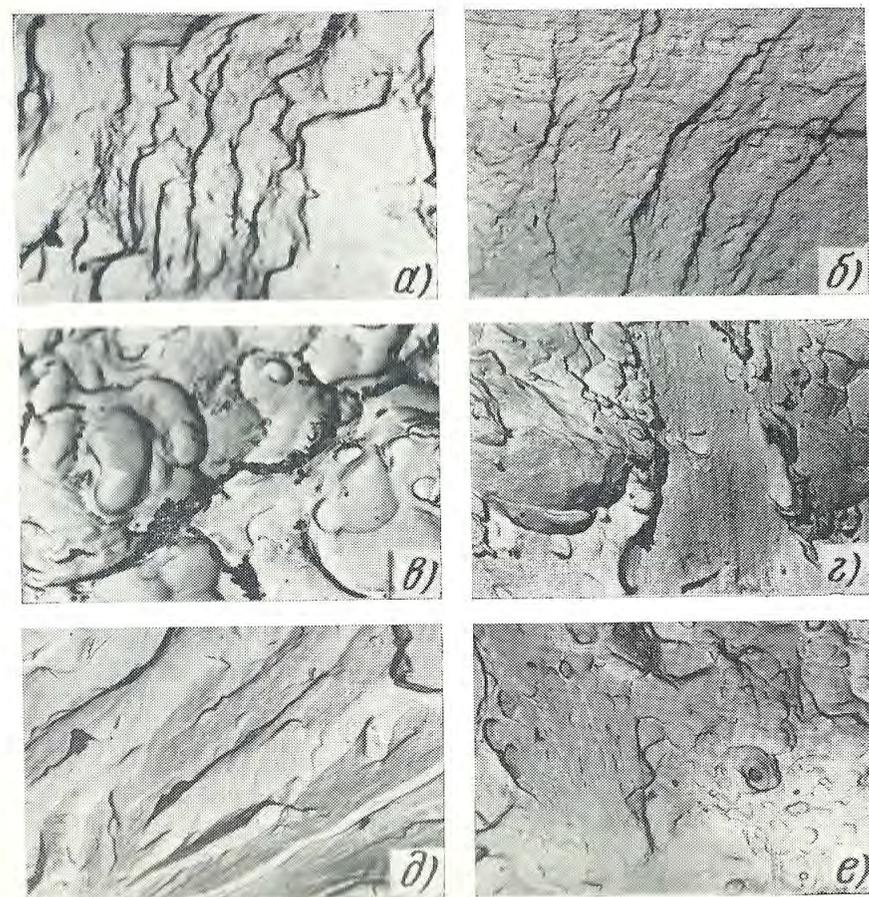


Рис. 56. Микростроение усталостных изломов изотермически закаленной стали:

a, б — ступени хрупкого скола в зоне очага и медленного развития трещины; *в* — участки ямок в зоне ускоренного развития трещины; *г* — зона долома; *д, е* — хрупкий скол в зоне долома после отпуска при 400°C ; *a, б, д* — $\times 5000$; *в, г* — $\times 7000$; *е* — $\times 4000$

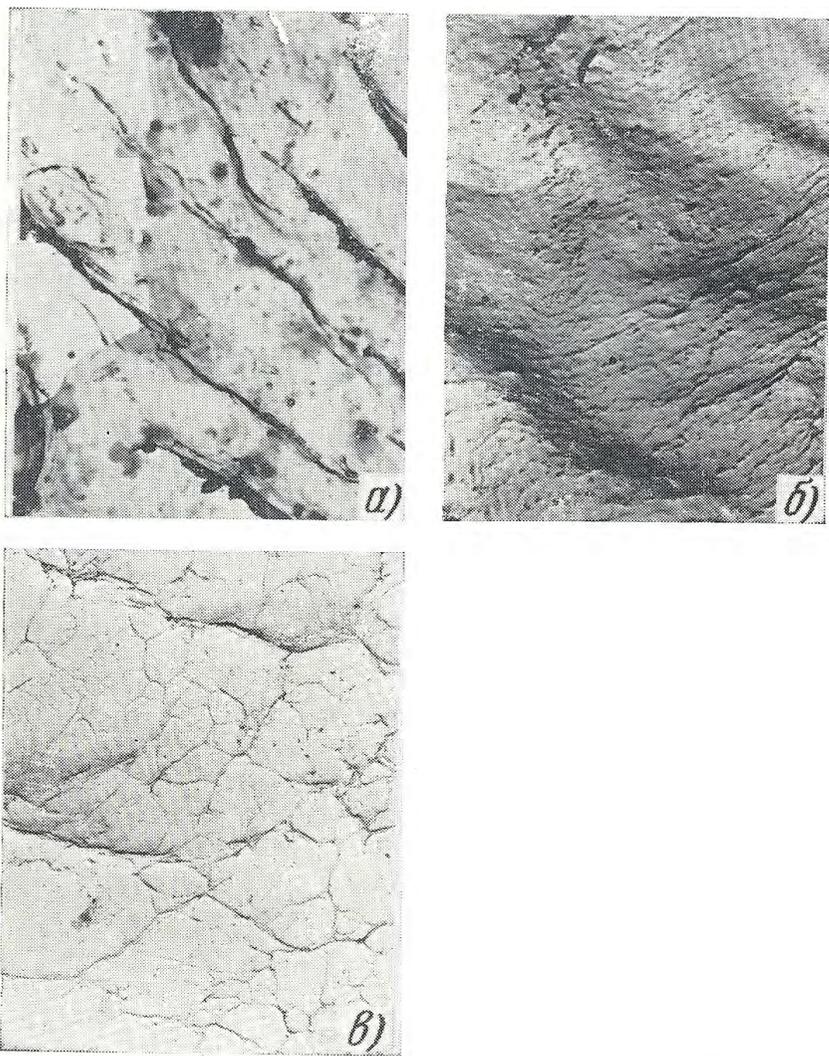


Рис. 57. Микростроение усталостного излома стали 18X2H4BA (сорбит), $\times 20\ 000$:

а, б — сплошные и прерывистые бороздки; в — сетчатая структура

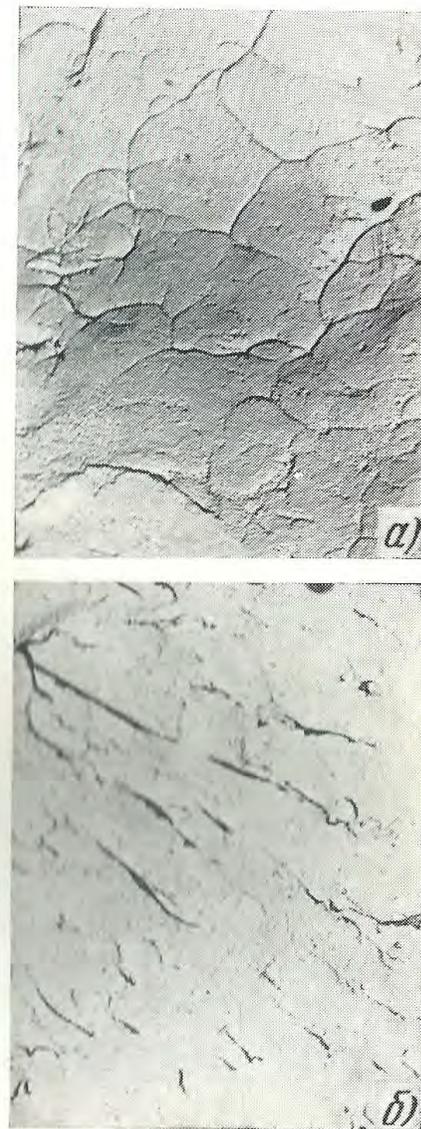


Рис. 58. Электронные фрактограммы усталостных изломов неупрочненных образцов первой разновидности, сталь 45XH2MФЛ (сорбит), $\times 18\ 000$:

а — зона медленного развития трещины, б — зона ускоренного развития трещины



Рис. 59. Электронные фрактограммы усталостных изломов неупрочненных образцов второй разновидности, сталь 45ХН2МФА (мартенсит), $\times 20000$:

a — скопление микропор; *б* — бороздки в районе очага

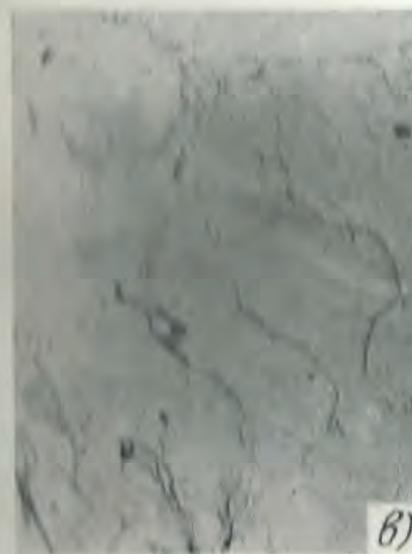


Рис. 60. Электронные фрактограммы усталостных образцов, упрочненных ППД, $\times 20\ 000$:

a, б — зона медленного развития трещины, располагающаяся в неупрочненном (*a*) и упрочненном (*б*) металле; *б, z* — зона ускоренного развития трещины; *a, б* — вид излома типа 1б; *в, z* — вид излома типа 2

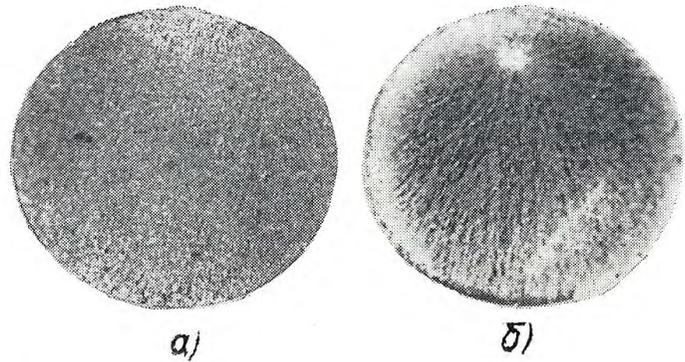


Рис. 61. Вид усталостного излома, сталь 3Х15 (мартенсит):
a — без ППД, $\times 8$; *b* — после ППД, $\times 6$

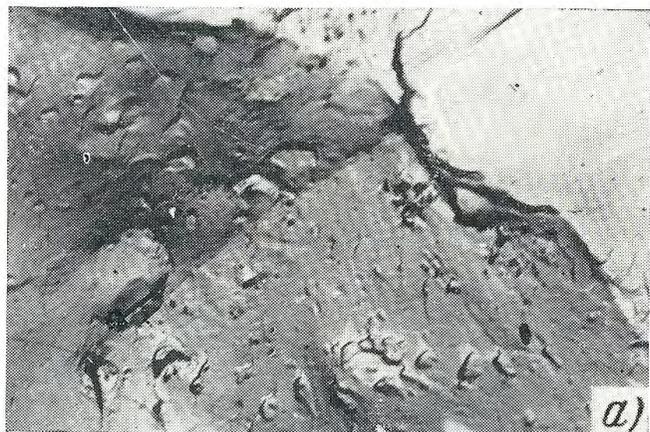


Рис. 62



Рис. 62. Микрофотографии усталостных изломов
 стали 3Х15 (мартенсит), $\times 8000$:
a, б — усталостная зона; *a* — зона долома

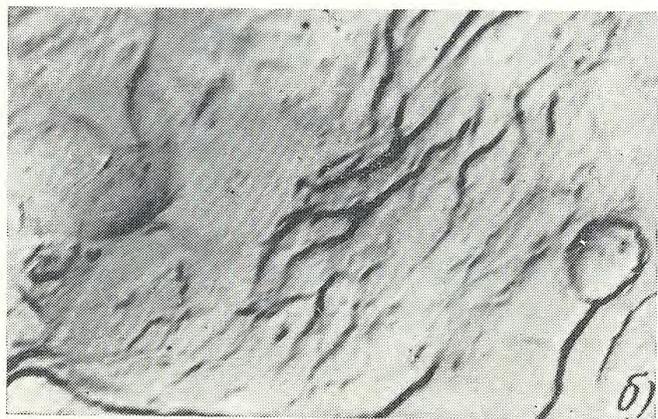


Рис. 63. Микростроение усталостных изломов образцов, упрочненных ППД, $\times 10\,000$:
a — сталь 65С2ВА; *б* — сталь ШХ15

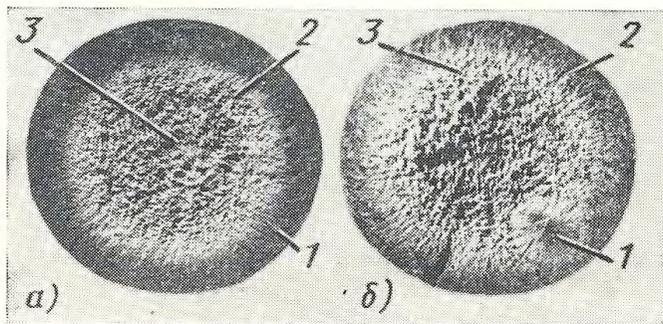


Рис. 64. Вид усталостных изломов цементованных образцов, $\times 5$:
a — без ППД; *б* — после ППД

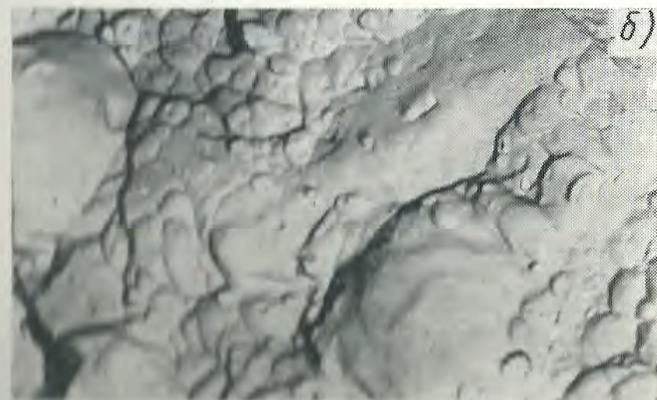
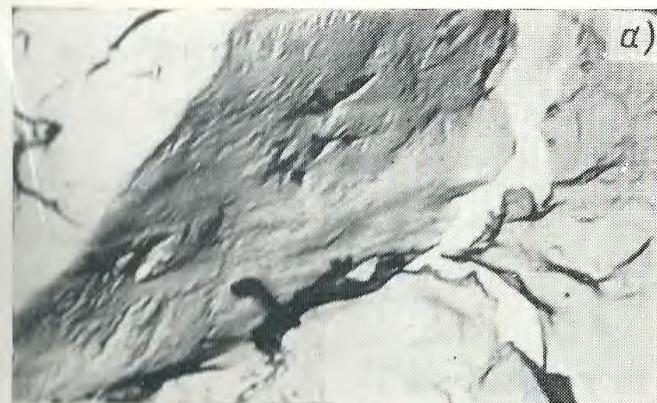


Рис. 65

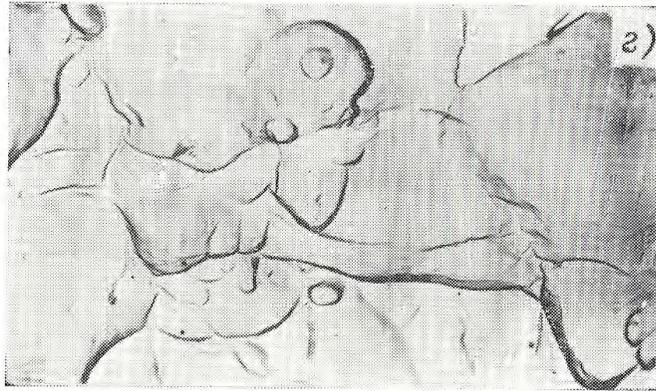


Рис. 65. Микростроение усталостных изломов цементованной стали 18X2H4BA:

a-b — зона медленного развития трещины; *z* — зона долома; *a* — $\times 16\ 000$; *b*, *z* — $\times 5000$

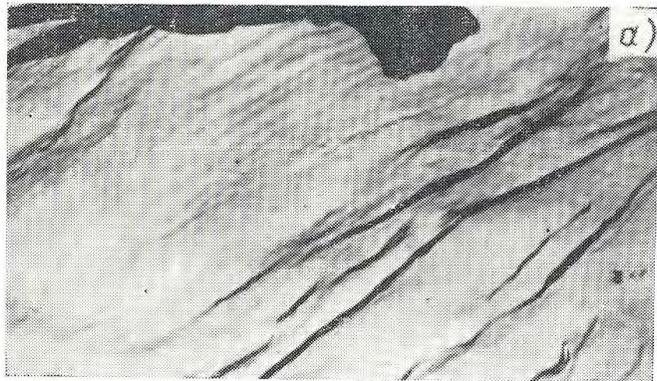


Рис. 66. Микростроение усталостных изломов цементованной стали, упрочненной ППД:

a, *b* — очаговая трещина; *z* — зона медленного развития трещины; *z* — зона ускоренного разрушения; *a* — $\times 10\ 000$; *b-z* — $\times 8000$; *z* — $\times 16\ 000$

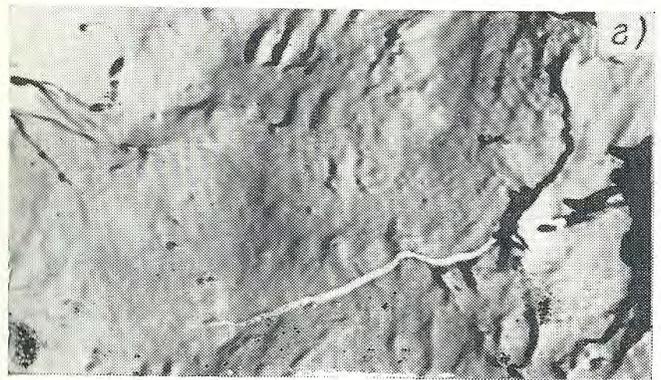


Рис. 66.

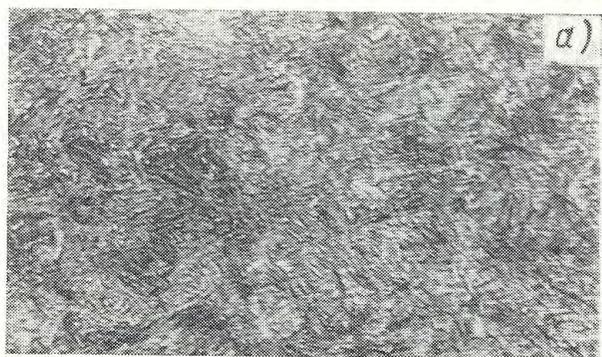


Рис. 68. Микроструктура цементованного слоя стали 18X2H4BA, $\times 900$:
a — высокий отпуск, закалка от 800 °C; *б* — закалка от 850 °C; *в* — закалка от 850 °C, обработка холодом

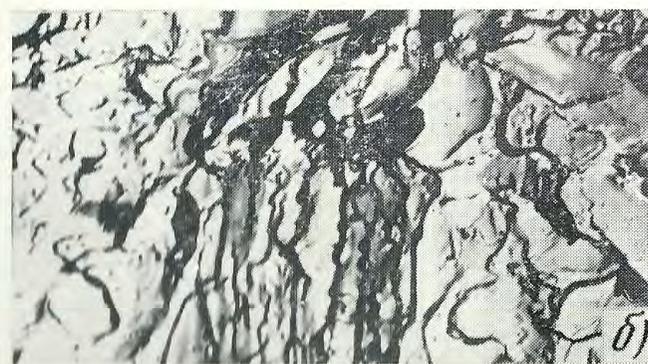


Рис. 69. Микростроение изломов статического изгиба цементованной стали 18X2H4BA (структура приведена на рис. 68, *a*), $\times 5500$:
a — поверхностная зона излома; *б*, *в* — зона излома на расстоянии 0,4–0,5 мм от поверхности

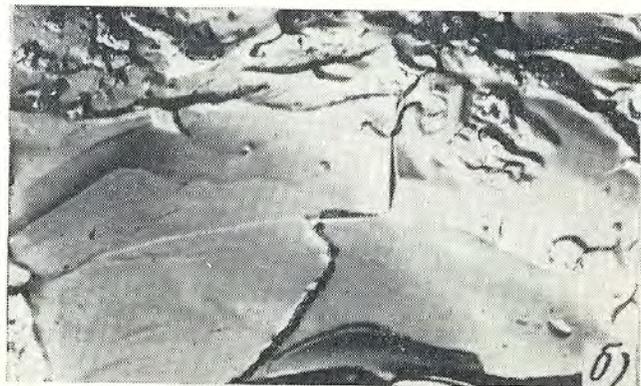


Рис. 70. Микростроение изломов статического изгиба цементованной стали 18X2H4BA:
a — структура приведена на рис. 68, *б*; *б*, *в* — структура приведена на рис. 68, *в*; *a*, *б* — $\times 7500$; *в* — $\times 5500$

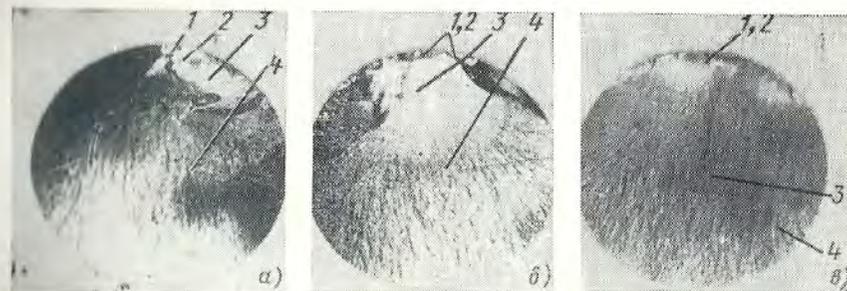


Рис. 73. Вид усталостных изломов при плоском циклическом изгибе; сталь 30XГСН2А (мартенсит), упрочненная ППД, $\times 1$:
a — без предварительного статического изгиба; *б* — $\sigma_c = 1.4$ ГПа; *в* — $\sigma_{цикл} = 1.4$ ГПа, $N = 2 \cdot 10^4$ циклов

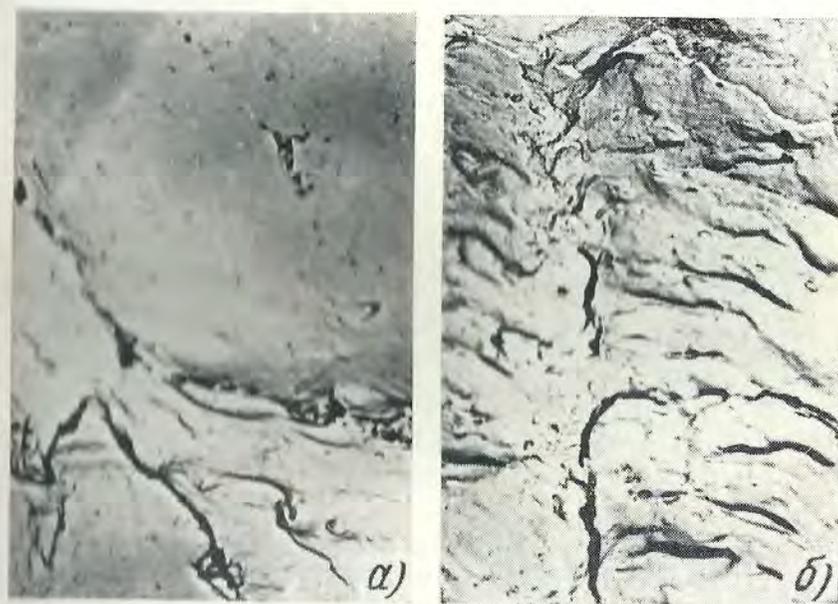


Рис. 74. Микростроение усталостных изломов упрочненной ППД стали при плоском изгибе, $\times 8000$:
a, *б* — упрочненная и неупрочненная области начальной усталостной зоны соответственно

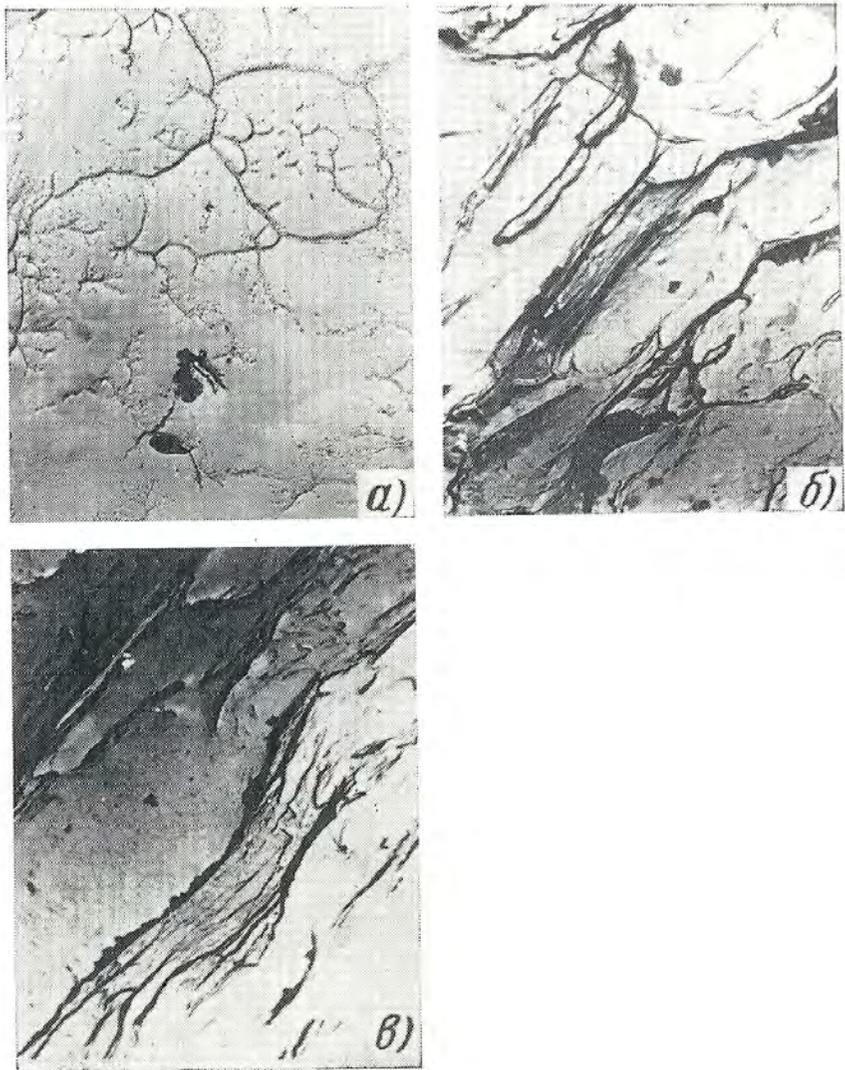


Рис. 75. Микростроение усталостных изломов упрочненной ППД стали при плоском изгибе с предварительным статическим нагружением $\sigma_c=0,7$ ГПа, $\times 8000$:
a — очаг; *б, в* — зоны ускоренного развития трещины в упрочненной и неупрочненной области соответственно

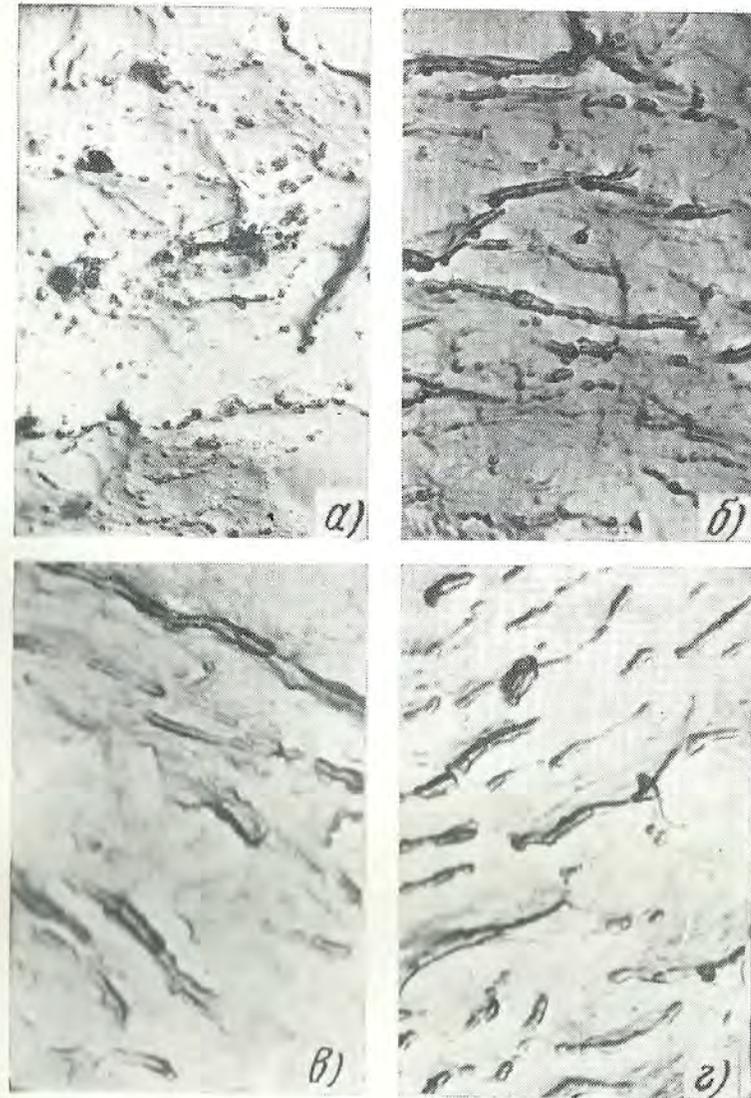


Рис. 76. Микростроение усталостных изломов упрочненной ППД стали при плоском изгибе с предварительным статическим нагружением при $\sigma_c=1,4$ ГПа, $\times 8000$:
a — очаг; *б* — вблизи очага в упрочненном слое; *в, г* — зоны медленного и ускоренного развития трещины соответственно

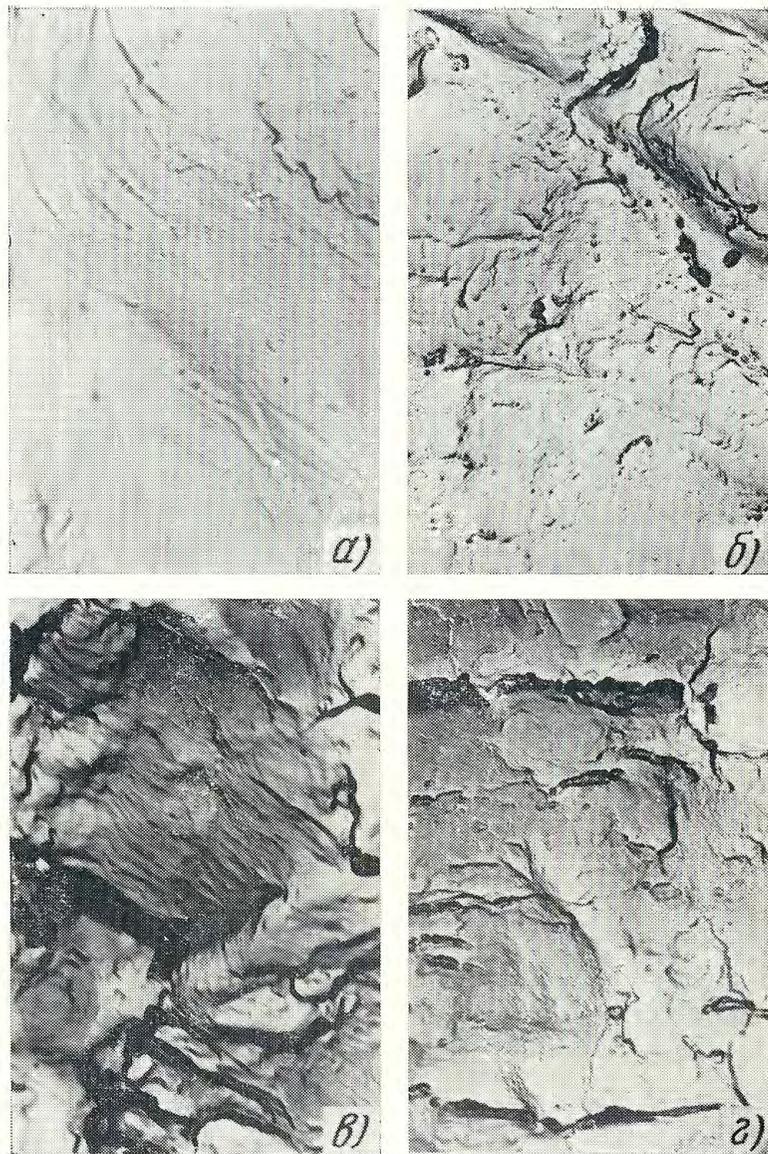


Рис. 77. То же, что и на рис. 76, но после ППД образцы подвергнуты отпуску при 300 °С, $\times 8000$:
а, б — район очага; *в, г* — зоны медленного и ускоренного развития трещины соответственно

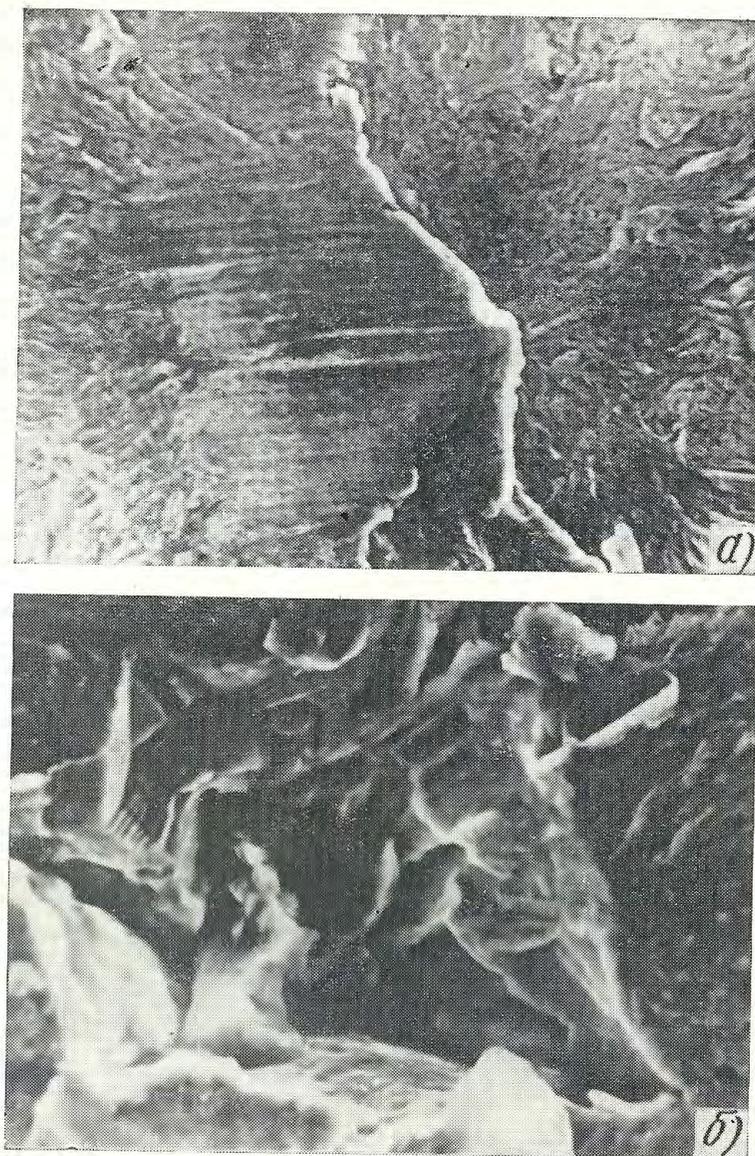


Рис. 78. Фокус усталостного излома:
а — без включения, $\times 500$; *б* — с выкрошившимся включением, $\times 2000$



Рис. 79. Фокус усталостного излома стали 38ХС плавки 1, $\times 2000$:
a — во вторичных электронах; *б* — в K_{α} -излучении титана



Рис. 81. Фокус усталостного излома стали 38ХС плавки 2, $\times 1000$:
a — во вторичных электронах; *б-г* — в K_{α} -излучении алюминия, магния, кальция соответственно

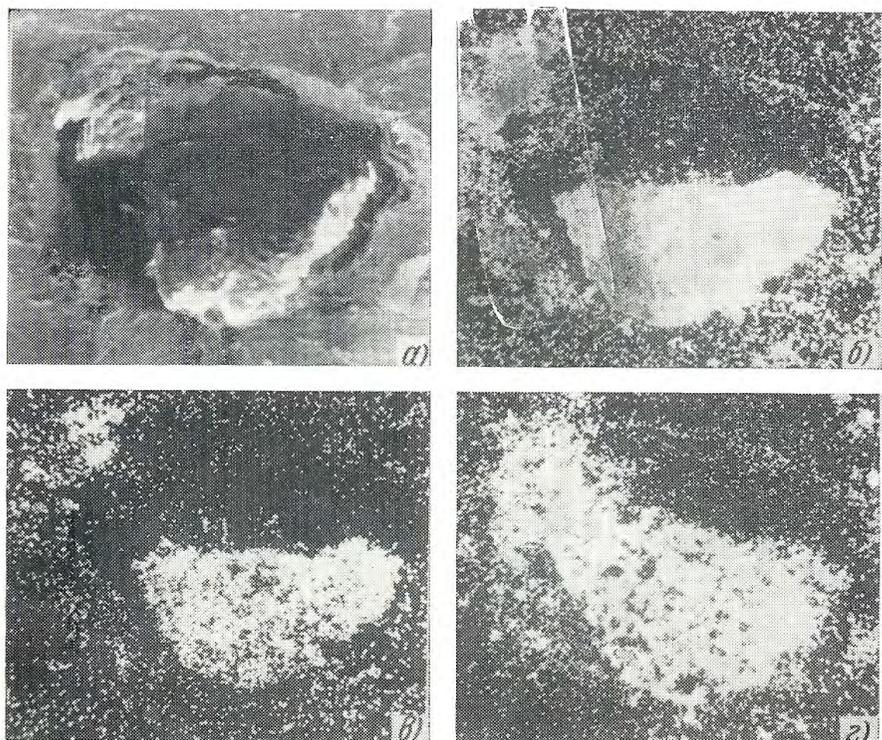


Рис. 82. Фокус усталостного излома стали 38ХС плавки 3, $\times 500$:
 а — во вторичных электронах; б—г — в K_{α} -излучении алюминия, магния,
 кальция соответственно

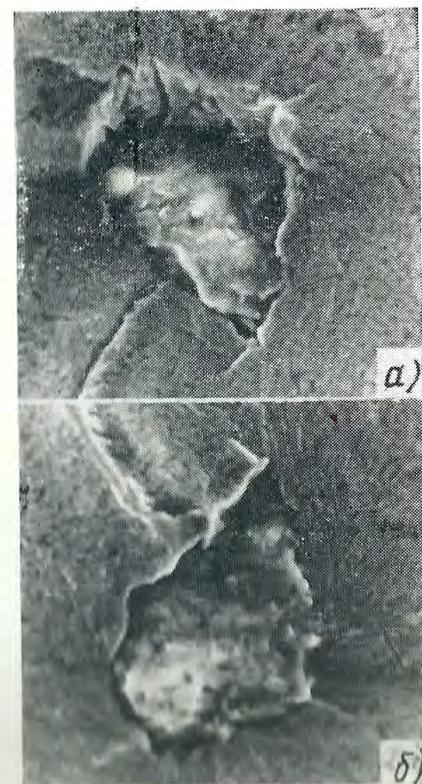


Рис. 83. Фокус усталостного излома стали 38ХС плавки 2;
 ППД без отпуска:
 $\sigma = 820$ МПа; $N = 1,8 \cdot 10^6$ циклов;
 $S_{\text{вкл}} = 10 \cdot 10^{-6}$ см², $\times 1000$:
 а, б — половинки одного излома

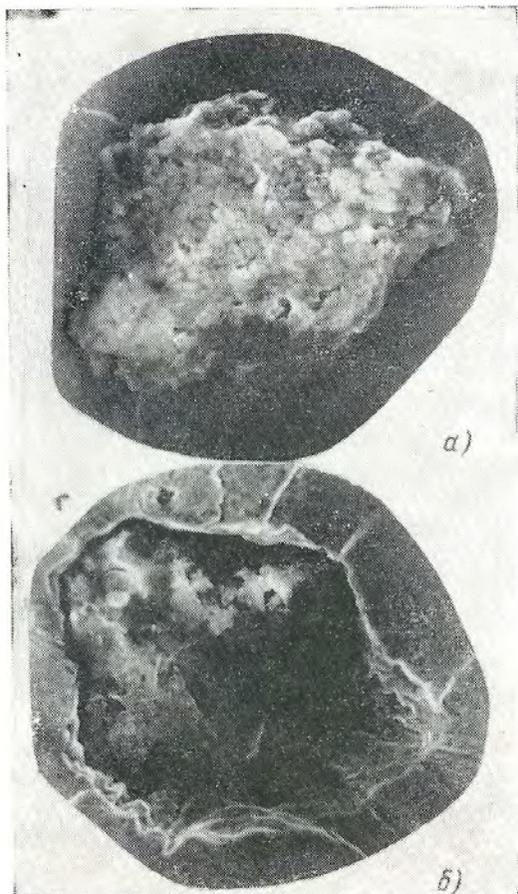


Рис. 84. Фокус усталостного излома стали 38ХС плавки 2; после ППД отпуск при 400 °С; $\sigma = 820$ МПа; $N = 4,2 \cdot 10^6$ циклов, $S_{\text{вкл}} = 21 \times 10^{-6}$ см²;

а, б — половинки одного излома, $\times 1000$



Рис. 85. Фокус усталостного излома стали 38ХС плавки 3; после ППД отпуск при 400 °С; $\sigma = 570$ МПа; $N = 2,1 \cdot 10^6$ циклов; $S_{\text{вкл}} = 50 \cdot 10^{-6}$ см²;

а, б — половинки одного излома, $\times 1000$

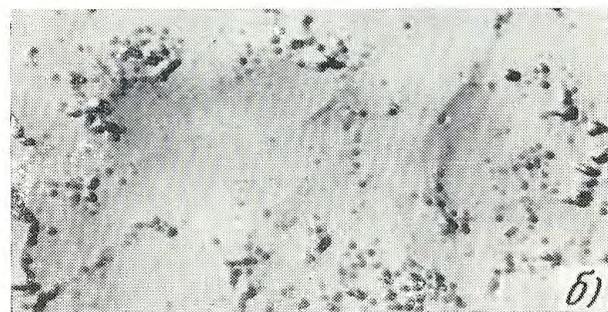
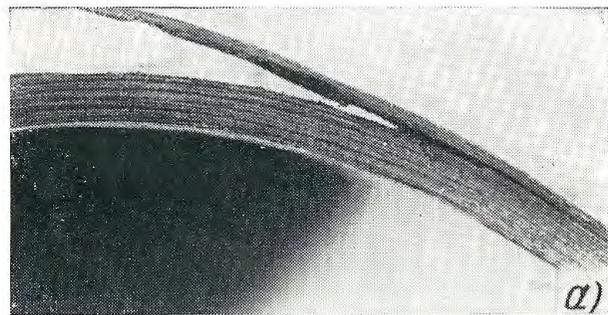


Рис. 86. Расслой в листовой стали 85:
a — вид дефекта, $\times 1$; *б* — микростроение, $\times 8000$

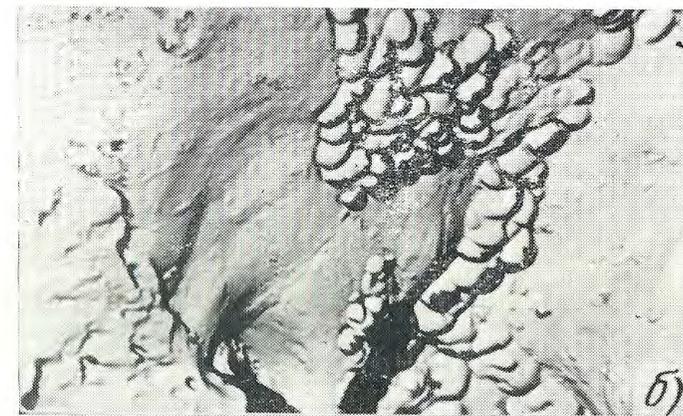
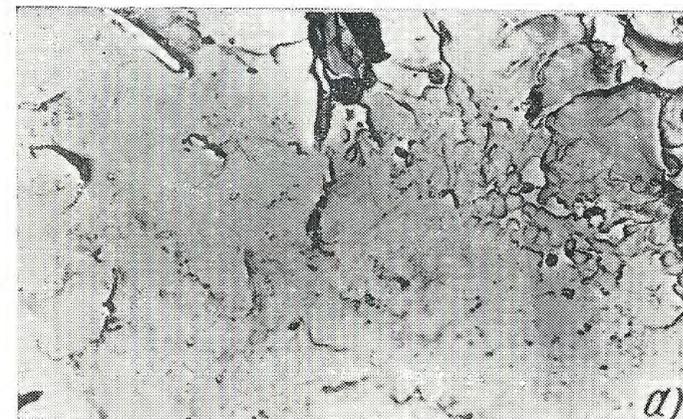


Рис. 87. Микростроение поверхности расслоя в
стали 20X2H4A:
a — $\times 4000$; *б* — $\times 8000$

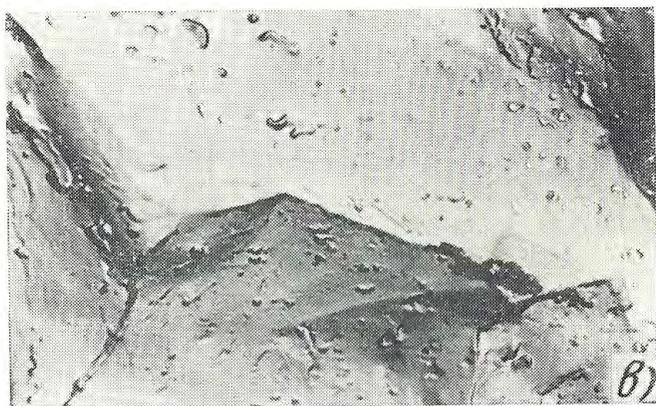
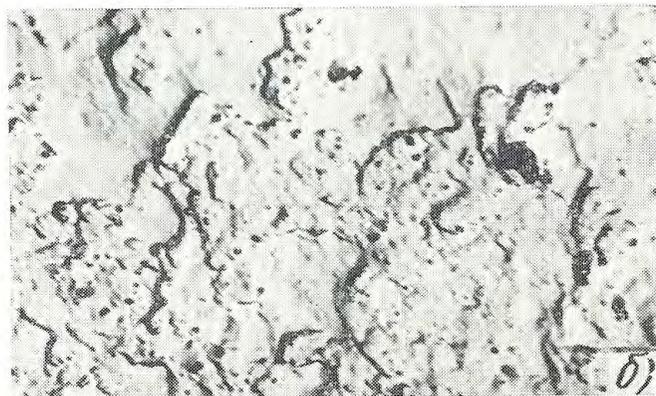
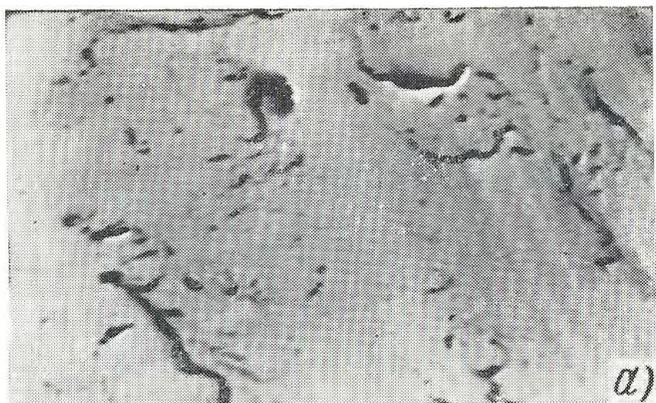


Рис. 88. Микростроение поверхности раскола в стали 45XN2MFA, $\times 10\ 000$

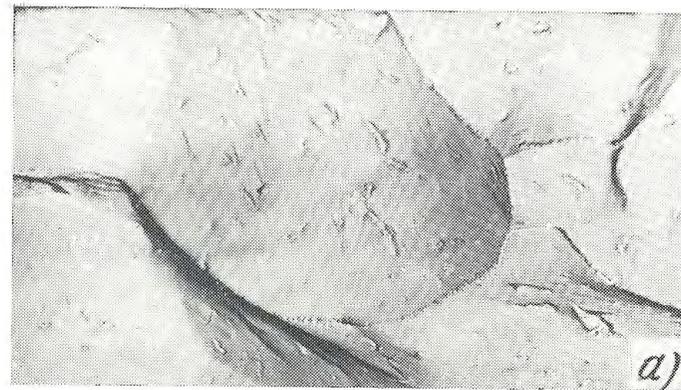


Рис. 89. Микростроение поверхности трещины, $\times 12\ 000$:

a — в исходном состоянии; *б, в* — после специального наклепа поверхности

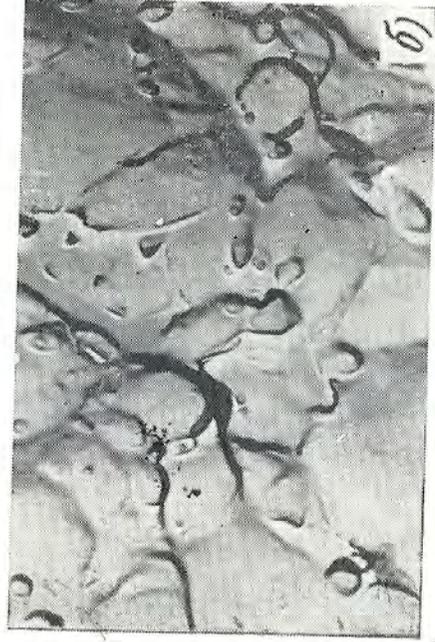


Рис. 90. Ложный расслой в изломе стали 40ХФА:
а — вид дефекта, $\times 1$; *б* — микростроение, $\times 7000$

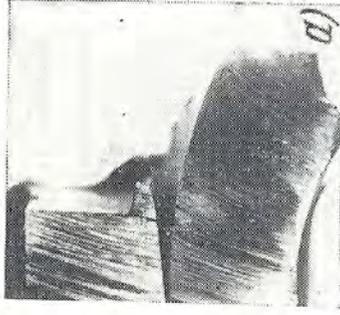


Рис. 91. Ложный расслой в изломе стали 20Х25Н20С2:
а — вид дефекта, $\times 1$; *б* — микростроение, $\times 9000$

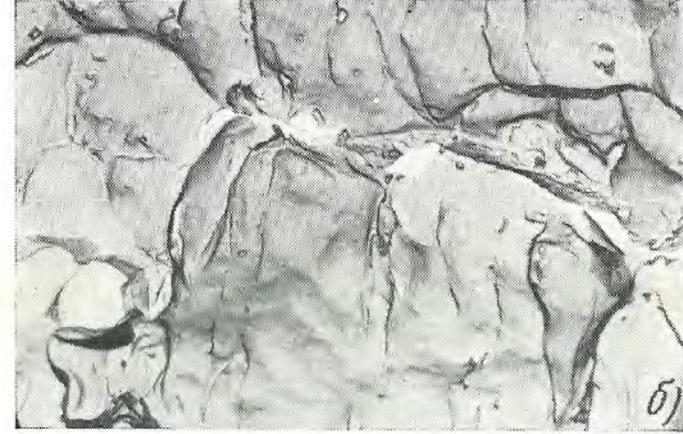
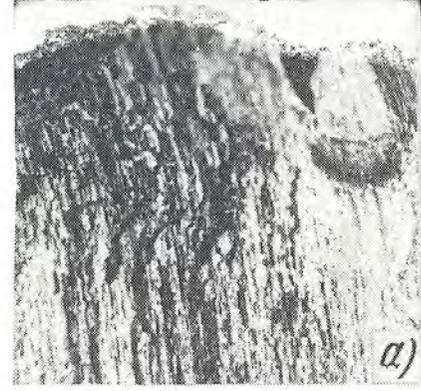


Рис. 92. Грубослойный излом стали 20Х2Н4А:
а — макростроение, $\times 2$; *б* — микростроение заглаженной полосы, $\times 8000$



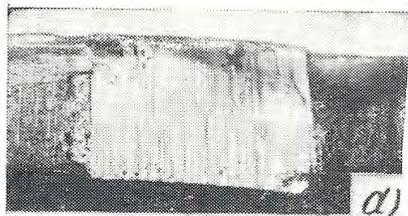


Рис. 93. Ложный рас-
слой (широкая полоса)
в изломе стали
18X2H4BA:

a — вид дефекта, $\times 1$;
b — микростроение, $\times 8000$

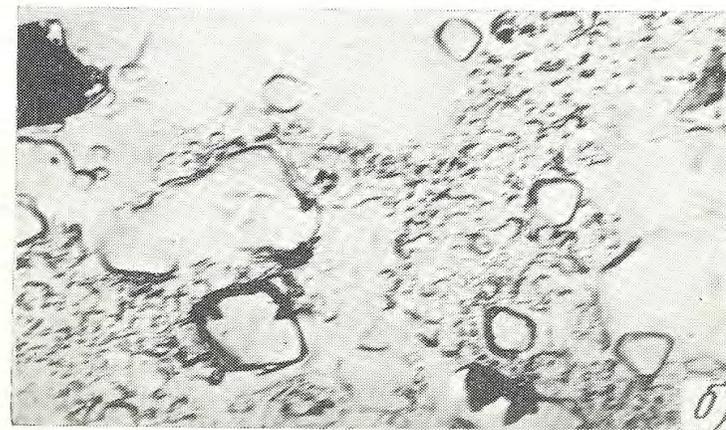
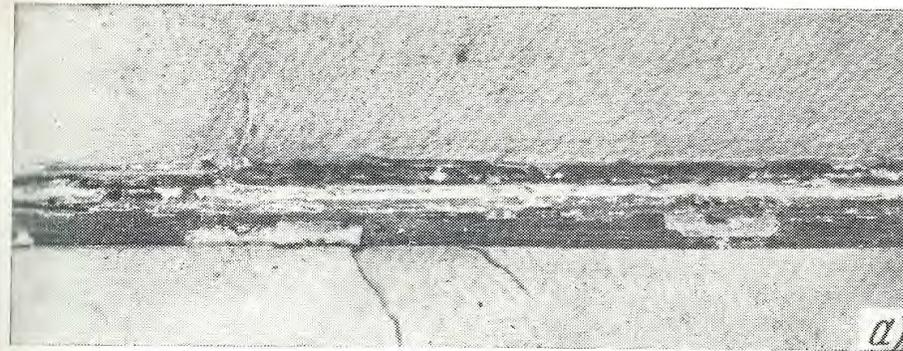
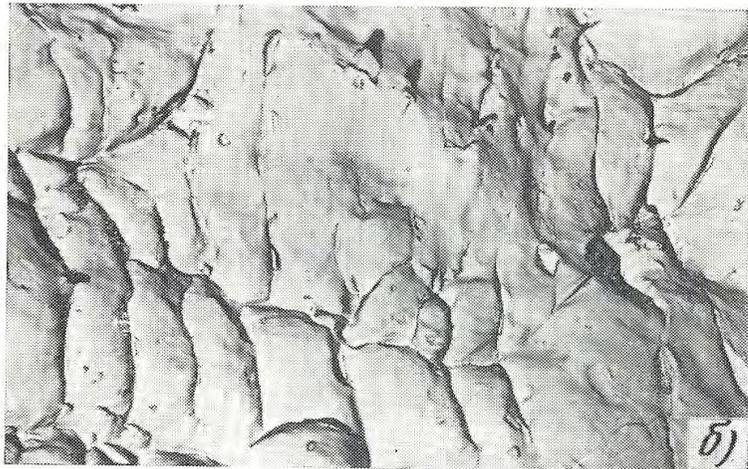


Рис. 95. Осевой засор в прутке стали 45XH2MФА:

a — вид дефекта, $\times 3$; *b* — микростроение, $\times 5500$

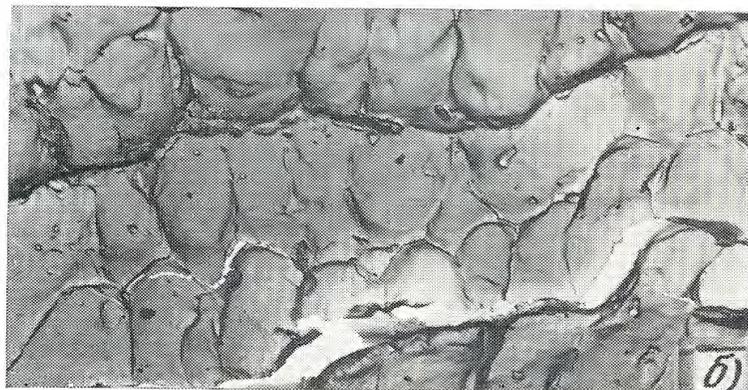
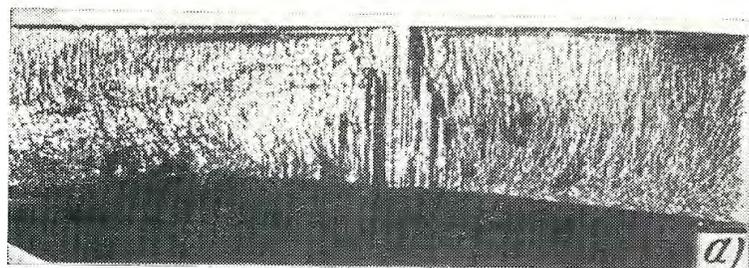


Рис. 94. Тонкие «серебряные» нити в изломе стали
18X2H4BA:

a — вид дефекта, $\times 1$; *b* — микростроение, $\times 8000$

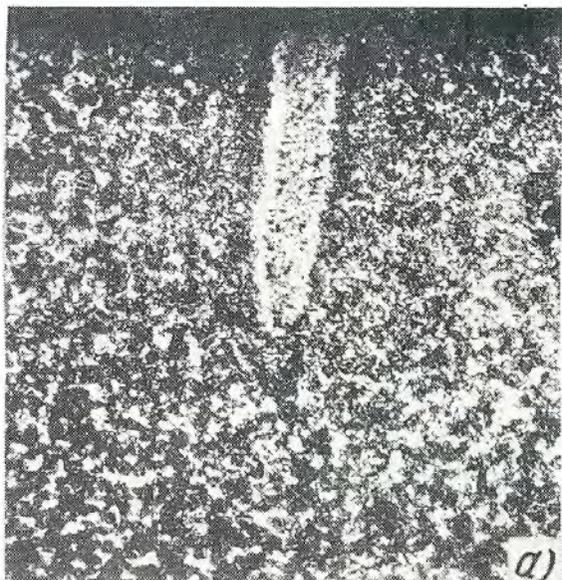


Рис. 96. Трещина в обезуглероженном «мешке» (а) и скопление включений вблизи трещины (б), $\times 100$

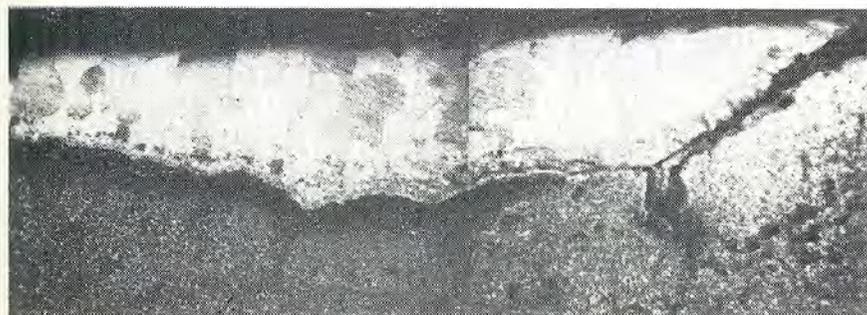


Рис. 97. «Инородное тело» в прокате стали 45ХН2МФА, $\times 70$

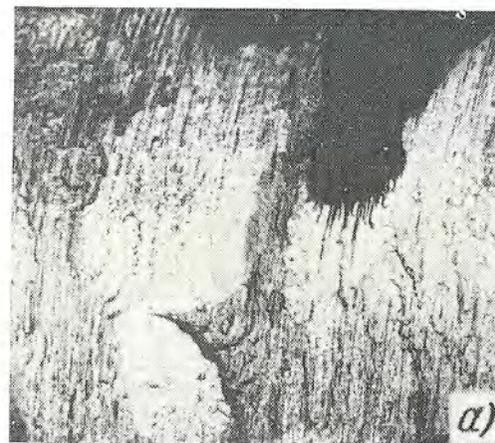


Рис. 98. Межкристаллитные прослойки:
а, в — вид дефектов в изломе, $\times 1$; б — то же, что и на «а» при $\times 6000$

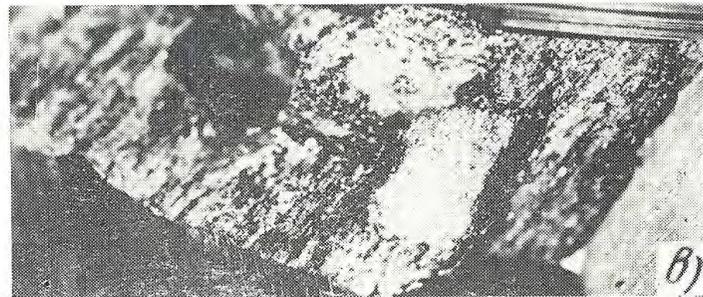


Рис. 98

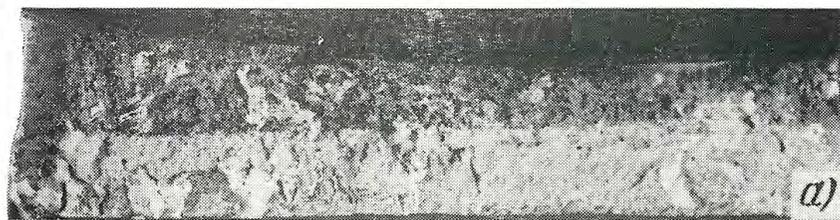
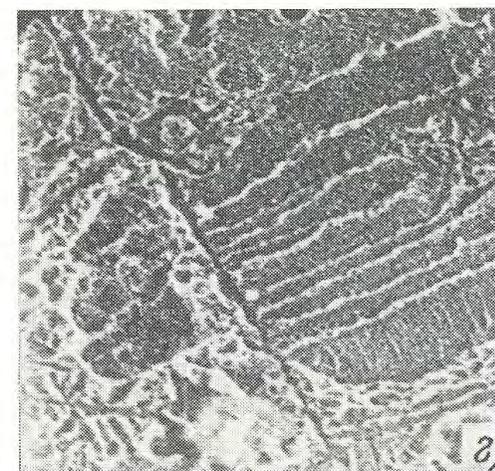
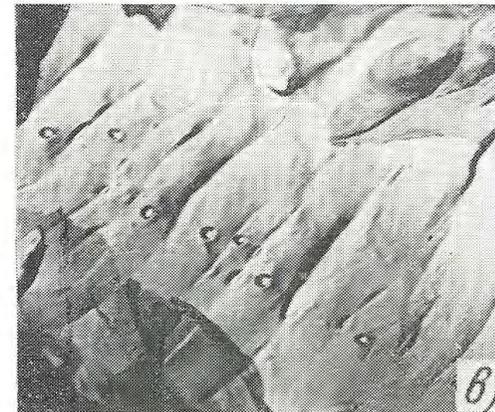
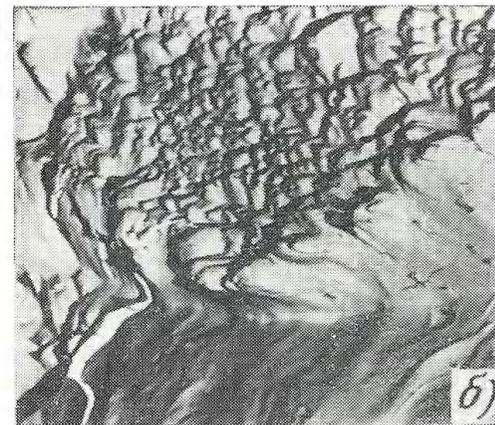


Рис. 99. Излом стали 32X06Л (термическое улучшение):
a — макростроение, $\times 2$; *б, в* — микростроение, ПЭМ, $\times 5500$; *г* — фасетка
 РЭМ, $\times 540$ \longrightarrow



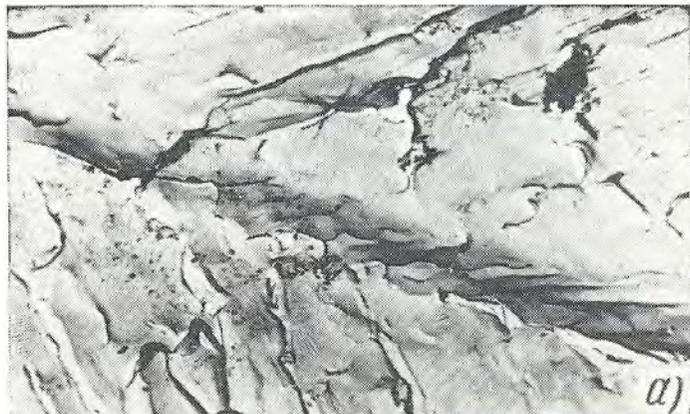


Рис. 100. Микростроение излома литого алюминиевого сплава АЛ26 по месту рыхлот:
а, б — хрупкое разрушение металла; *а* — микрогеометрический рельеф на поверхности рыхлот, $\times 6000$

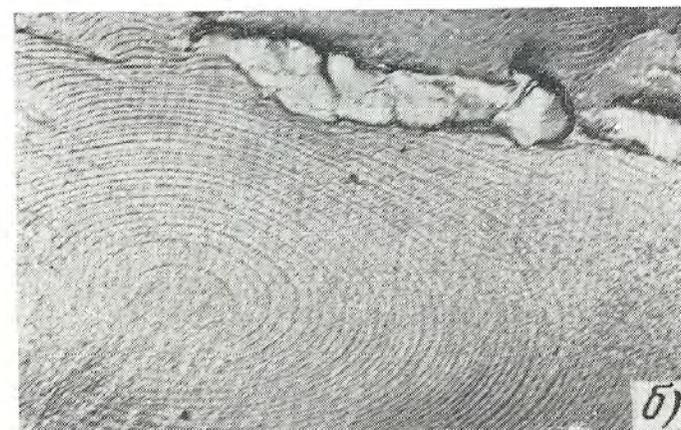
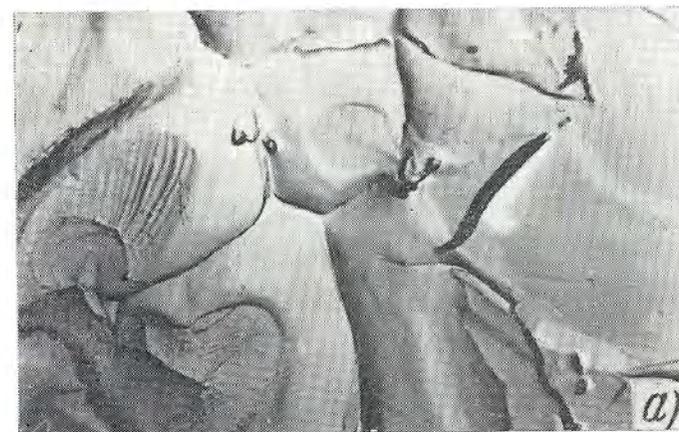


Рис. 101. Самопроизвольное разрушение литого сплава АЛ9 с распределенной пористостью:
а — $\times 5000$; *б* — $\times 7000$



Рис. 102. Геометрический рельеф на поверхности шлифа армко-железа, подвергнутого ионному травлению, $\times 500$



Рис. 103. Дефекты водородного происхождения, $\times 1$:
a — флокены; *б* — водородная трещина

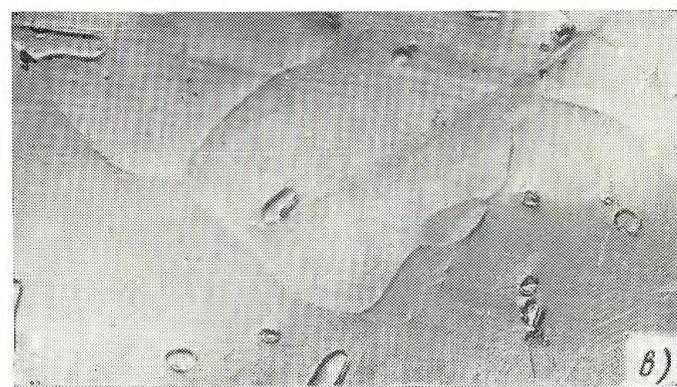
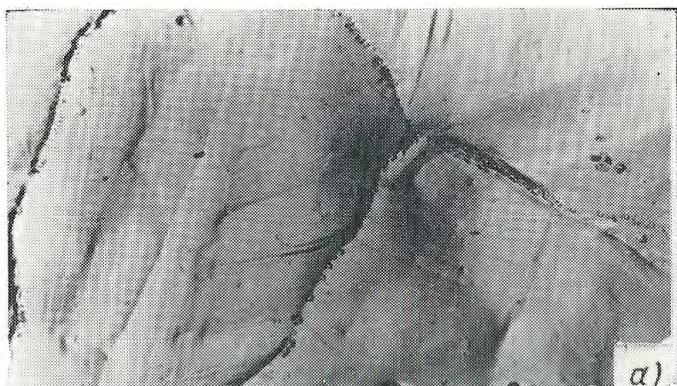


Рис. 104

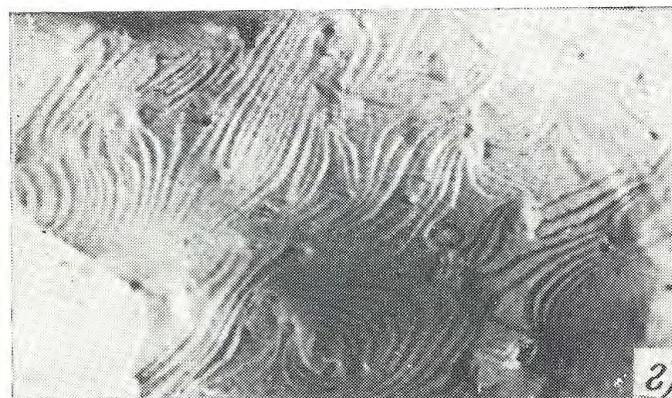


Рис. 104. Микростроение поверхности флокенов:

a–*в* — сталь 35; *z* — сталь 38ХС; *a*, *в* — $\times 15\ 000$, *б* — $\times 20\ 000$; *z* — $\times 18\ 000$

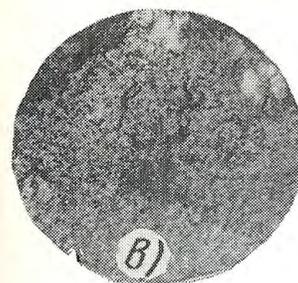
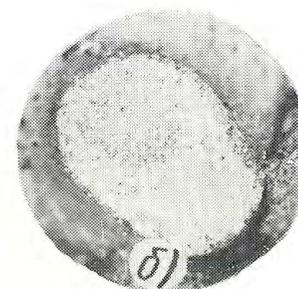
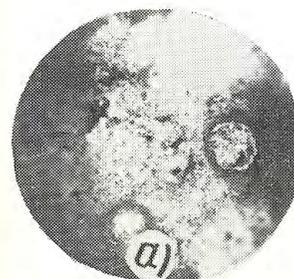


Рис. 105. Водородные пятна в изломах разрывных образцов, $\times 6$:

a, *б* — сталь 30ХГСН2А (мартенсит), нагрев под закалку в атмосфере эндогаза, поперечное сужение образцов 20 и 6% соответственно; *в* — сталь 35, насыщенная водородом в процессе выплавки

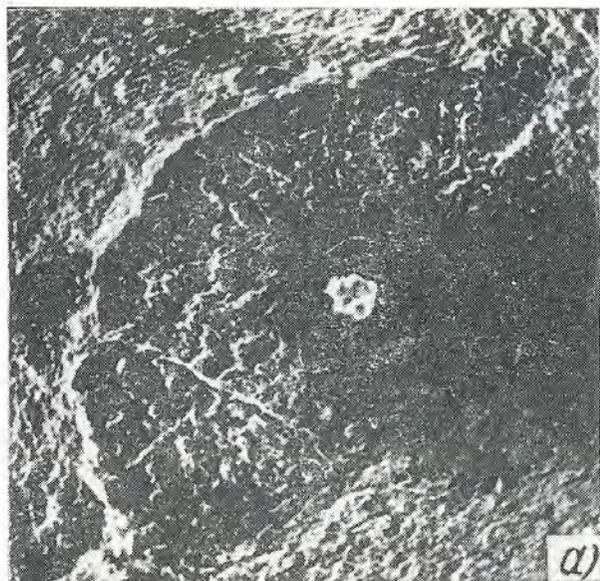


Рис. 106

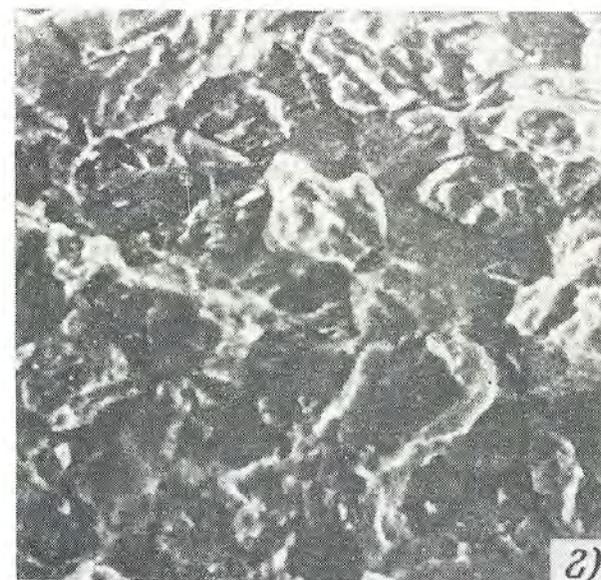
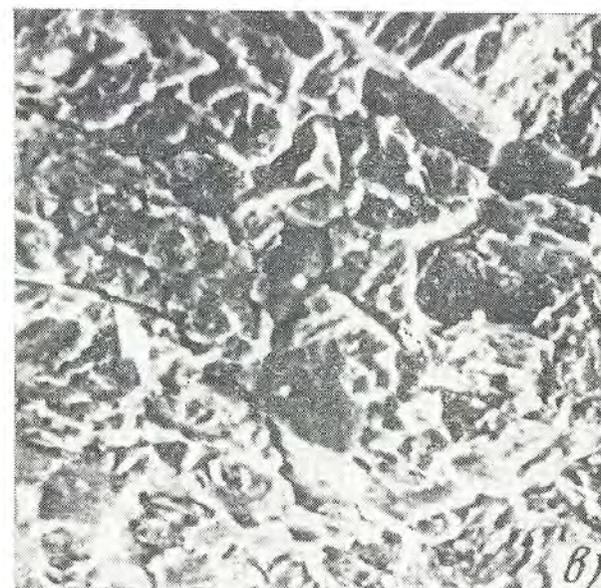


Рис. 106. Строение водородных пятен в изломах разрывных образцов из стали 30XГСН2А (мартенсит); РЭМ:
а — $\times 78$; б — $\times 520$; в, г — $\times 1300$

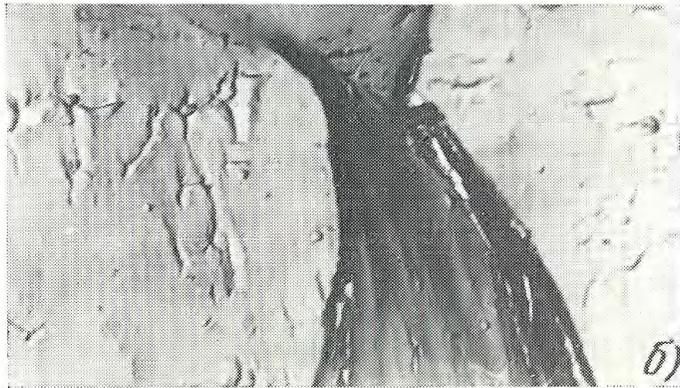


Рис. 107. Микростроение водородных пятен в изломах разрывных образцов (мартенсит), $\times 15\ 000$:
a — сталь 30XГСН2А; *b* — сталь 45ХН2МФА

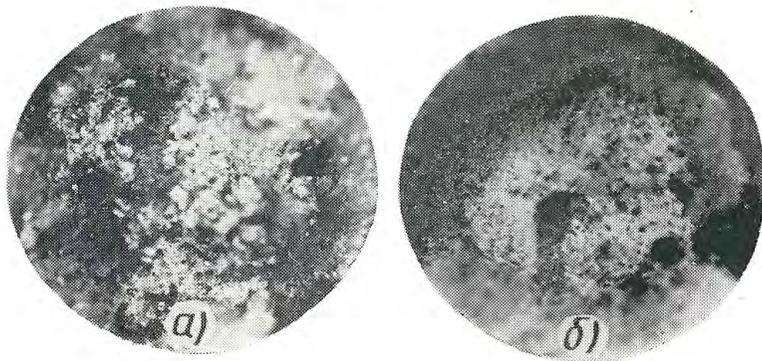


Рис. 108. Мелкие пятна — сыпь (*a*) и порты (*b*) в изломах разрывных образцов с повышенным содержанием водорода, $\times 8$

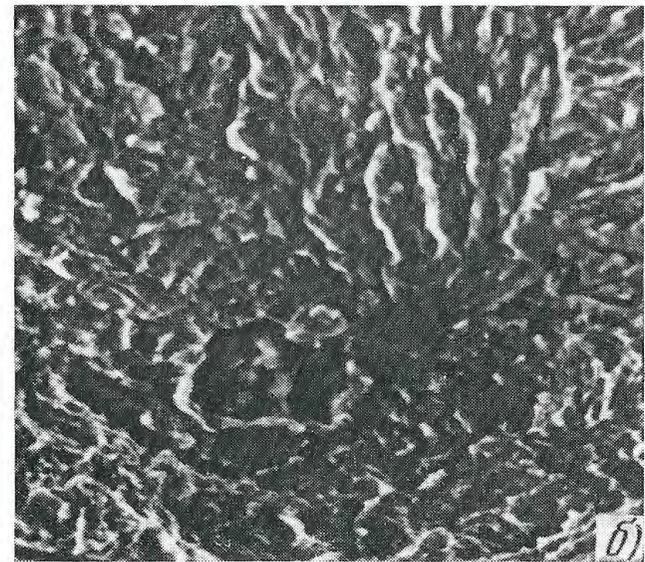
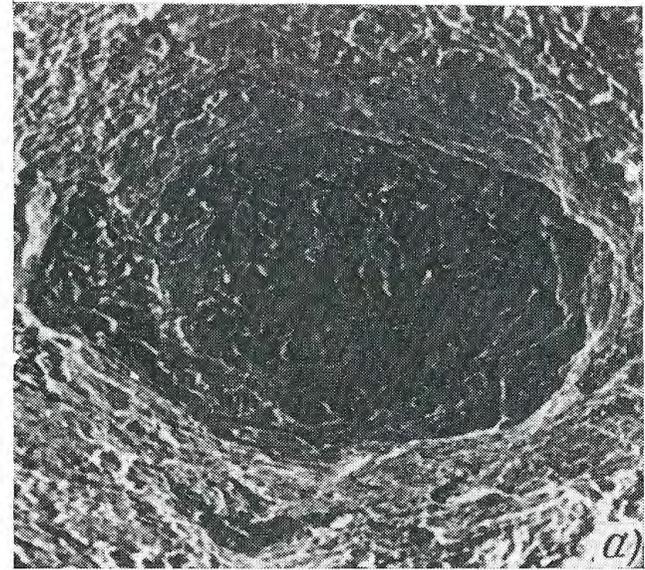


Рис. 109. Строение мелких пятен в изломах разрывных образцов стали, насыщенной водородом, РЭМ:
a — $\times 540$; *b* — $\times 1300$

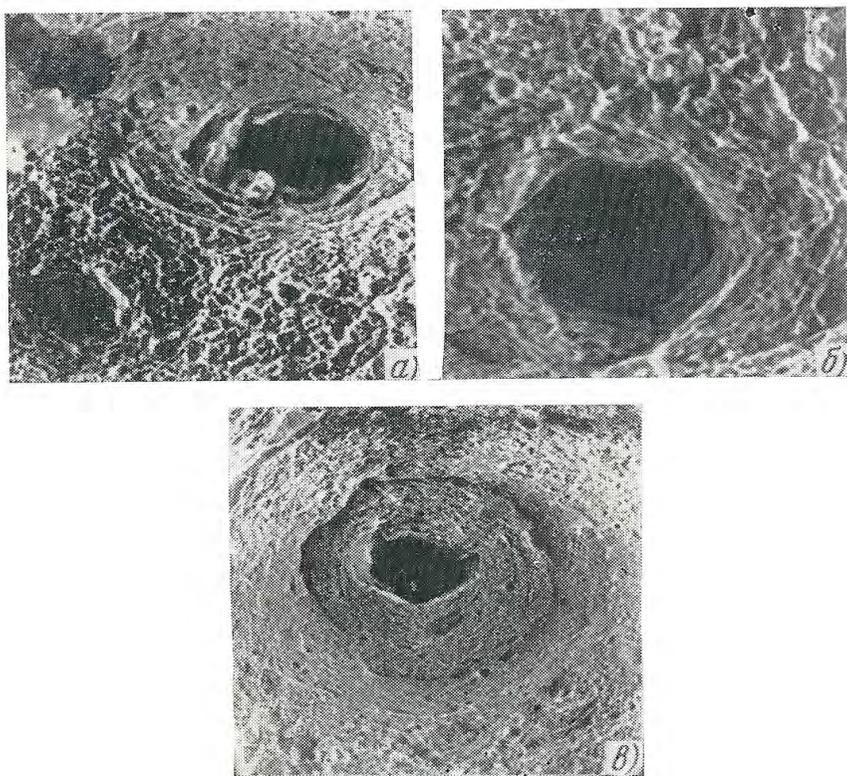


Рис. 110. Глубокие поры в изломах разрывных образцов стали, насыщенной водородом, РЭМ:
a — $\times 260$; *b* — $\times 780$; *в* — $\times 1300$

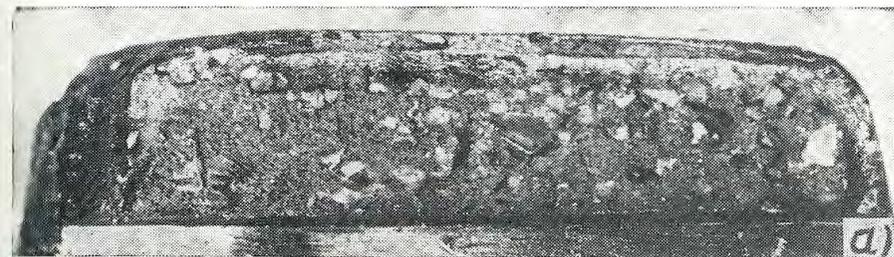


Рис. 111. Камневидный излом стали 18Х2Н4ВА:
a — $\times 1.5$; *б* — $\times 2000$

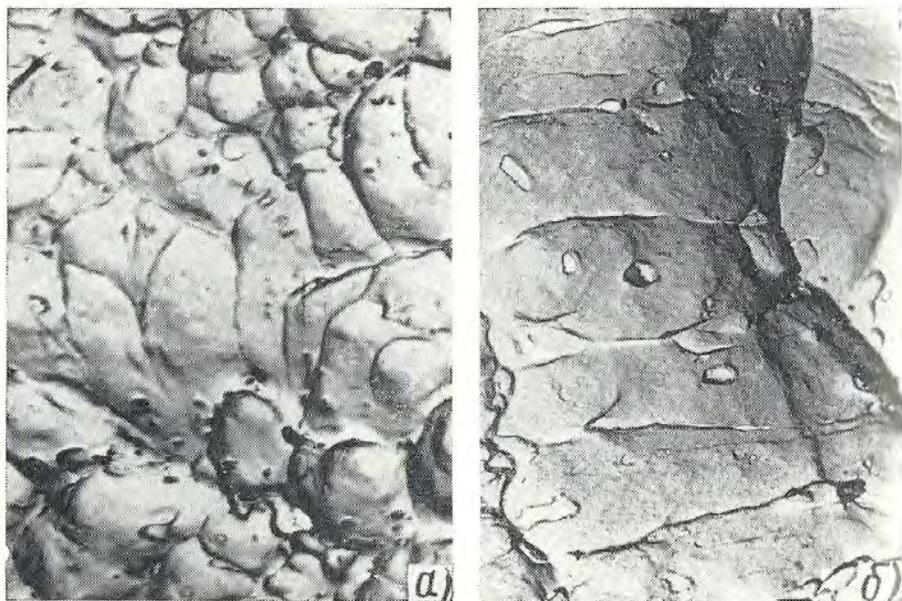


Рис. 112. Микростроение камневидных фасеток:
a, б — сталь 18X2H4BA; *в, з* — сталь 30XГСН2А; *a* — нормализация, *б-з* — закалка с низким отпуском; *a* — $\times 6000$, *б-з* — $\times 12\ 000$



Рис. 113. Излом детали из аустенитной стали 40Г18Ю3Ф:

a — макростроение, $\times 1$; *б* — мочное строение граней зерен, выходящих в излом, $\times 8000$

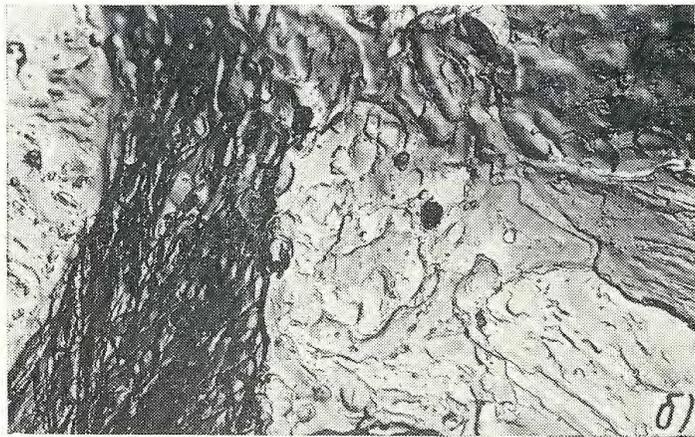
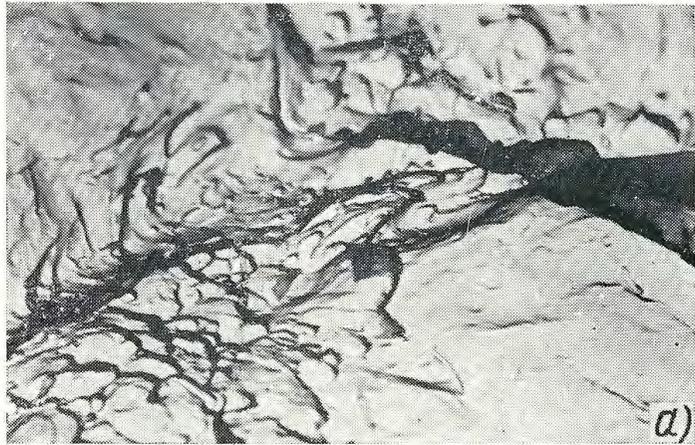


Рис. 114. Микростроение изломов перегретой стали 18X2H4BA (закалка с высоким отпуском) с игольчатым (а) и кристаллическим (б) макростроением, $\times 5000$

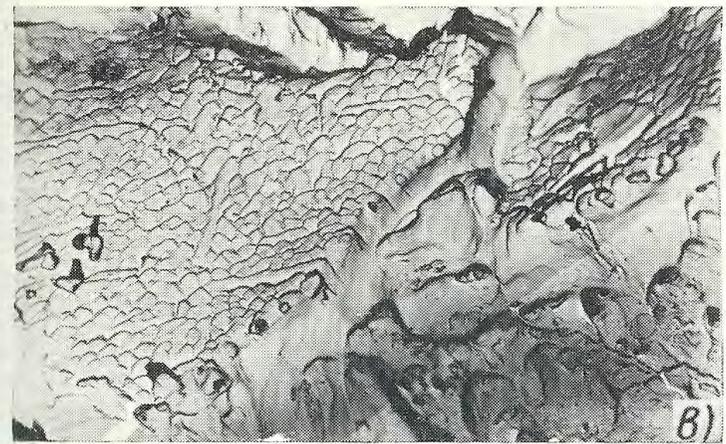
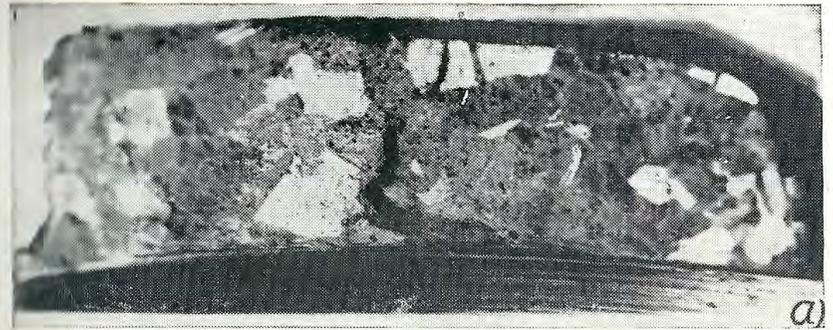


Рис. 115. Нафталинистый излом:
 а — макростроение, $\times 3$; б, в — микростроение, $\times 5000$ и $\times 4000$ соответственно

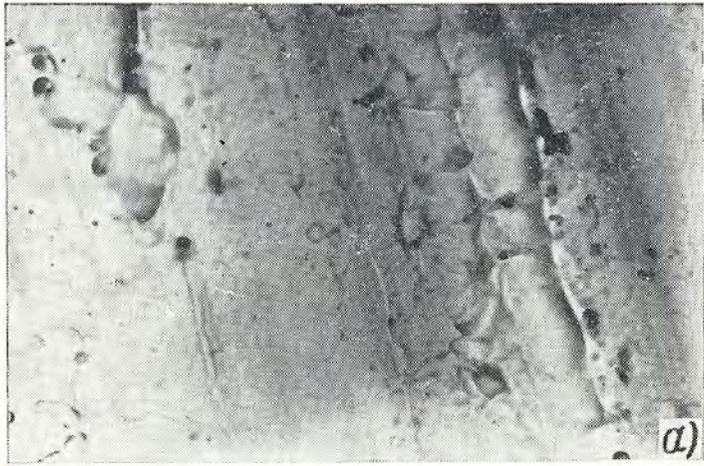


Рис. 116. Микростроение поверхности волосовин в стали 12ХН3А:

a — после прокатки (без термической обработки), $\times 4000$;
б — после цементации, закалки и отпуска, $\times 7000$

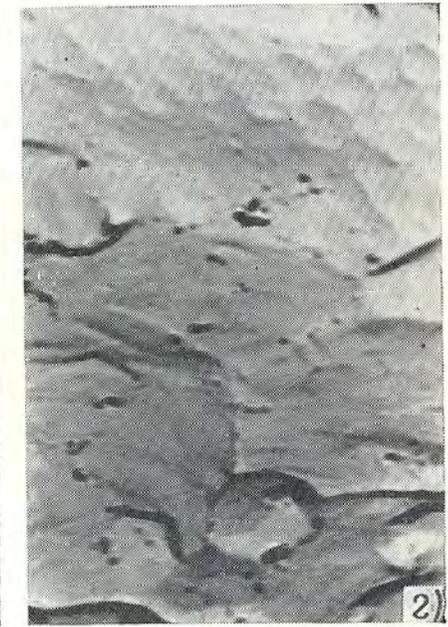
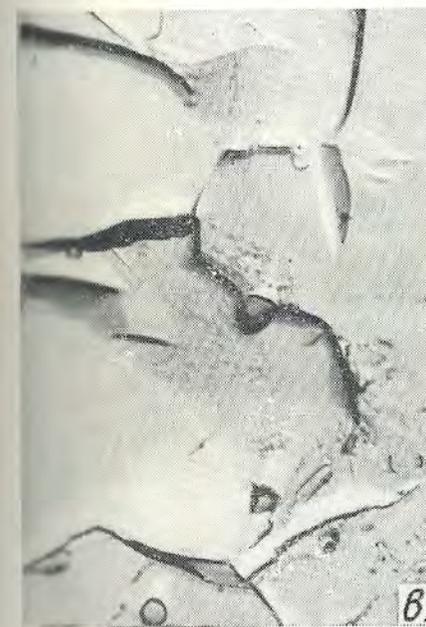
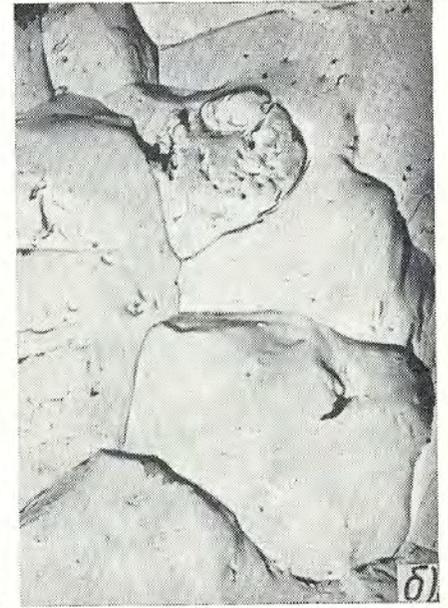


Рис. 117. Микростроение поверхности закалочных трещин:
a — сталь 38ХС; $\times 16\ 000$; *б* — сталь 45ХН2МФА, $\times 14\ 000$; *в* — сталь 40ХН2МА, $\times 8000$; *г* — фасетки закалочной трещины после нагрева ТВЧ, $\times 12\ 000$

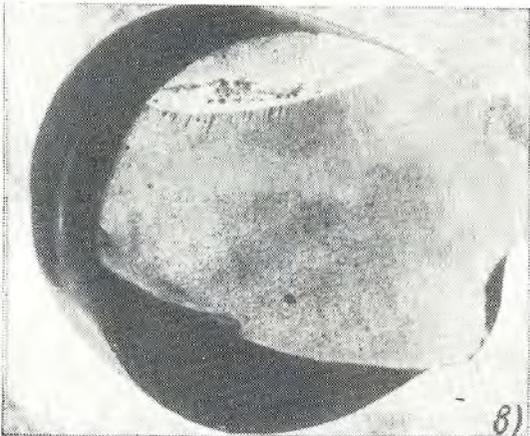
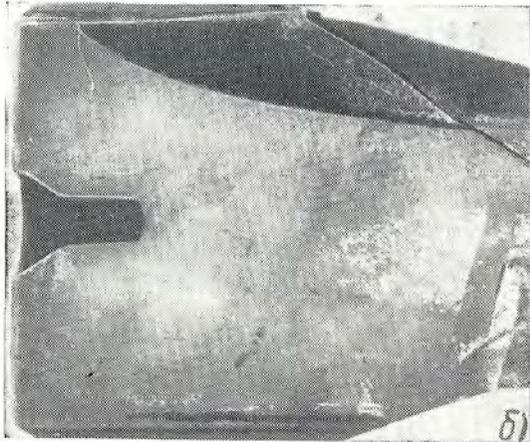
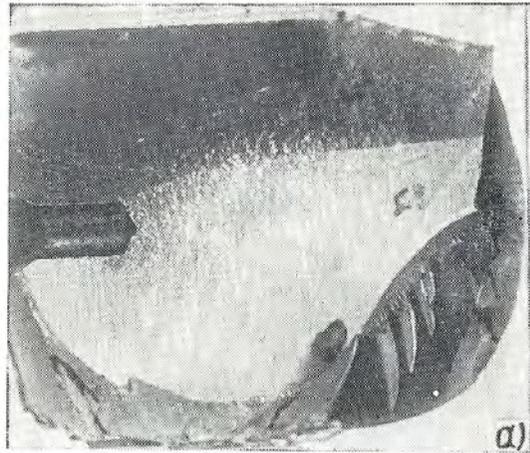


Рис. 118

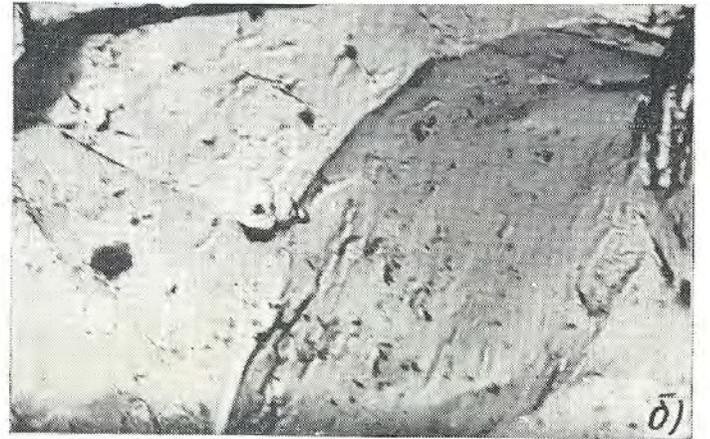
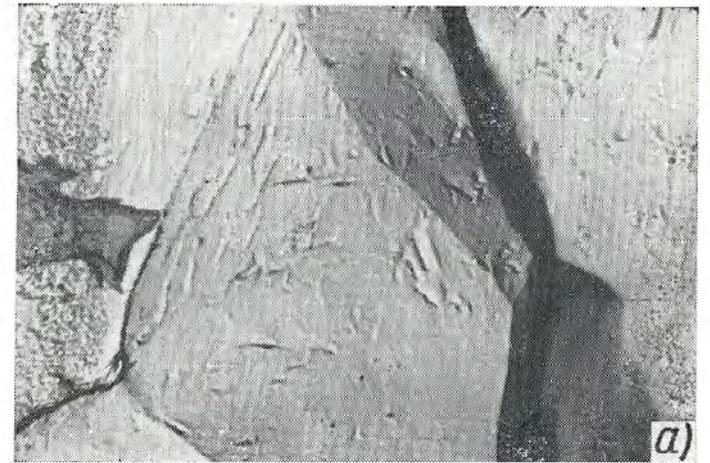


Рис. 119. Микростроение трещин, показанных на рис. 118:
a — $\times 20\ 000$; *б* — $\times 16\ 000$

← Рис. 118. Трещины в продольном (*a*, *б*) и поперечном (*в*) сечении детали, $\times 2$

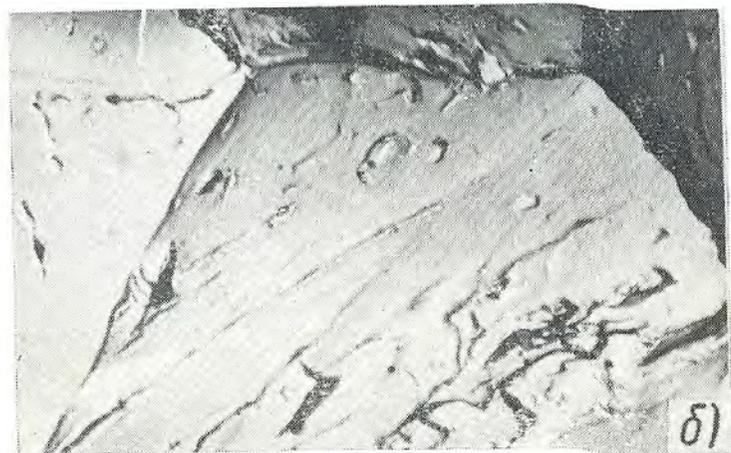
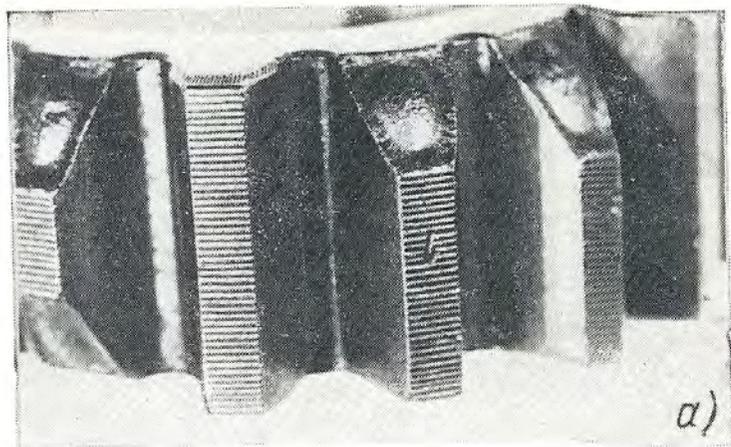


Рис. 120. Сколы на цементованных зубчатых колесах:
a — общий вид сколов, $\times 1$; *б, в* — микростроение излома; *б* — центральная зона; *в* — цементованный слой нафталин-
 стого строения; *б, в* — $\times 5000$

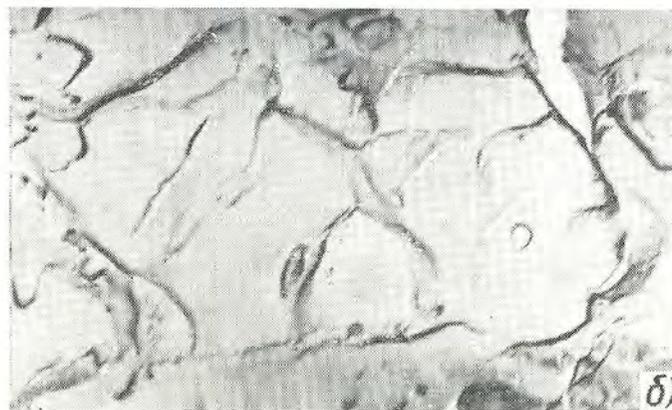


Рис. 121. Микростроение принудительных изломов сердцевины зубчатых колес с волокнистым (*a*) и камневидным (*б, в*) макростроением;
a, б — $\times 7000$; *в* — $\times 5000$

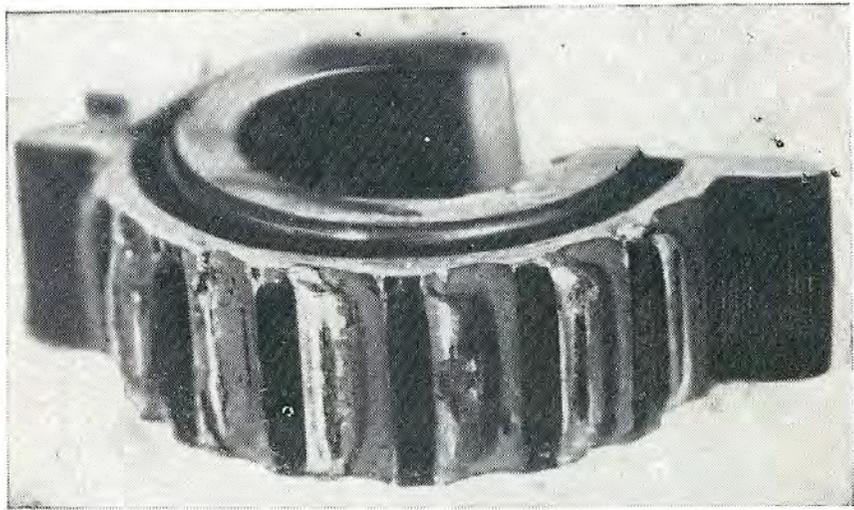


Рис. 122. Разрушение цементованного зубчатого колеса из стали 18X2H4BA при статической перегрузке, $\times 1$



Рис. 123



Рис. 123. Микростроение трещин, полученных в образцах из стали 45XН2МФА при циклическом изгибе, $\times 10\ 000$:
 $a - 10^2$ циклов; $b - 10^3$ циклов;
 $c - 10^4$ циклов; $z - 10^5$ циклов

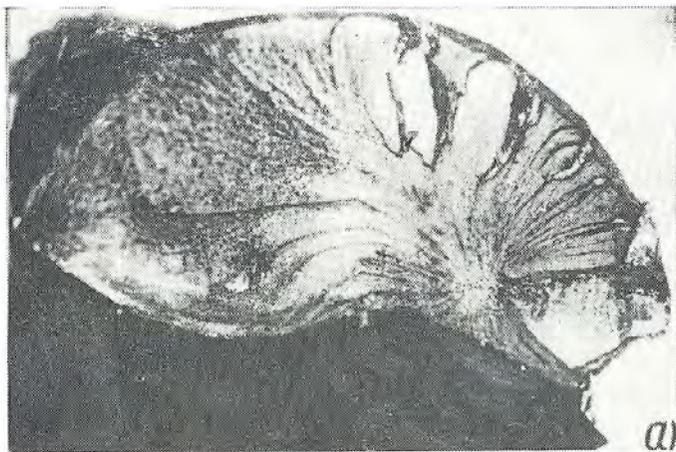


Рис. 124. Малоцикловое усталостное разрушение вала (0,4 % С, мартенсит):
a — вид излома, $\times 1$; *b* — межзеренный рельеф в очаге разрушения, $\times 5000$



Рис. 125. Микростроение зоны медленного развития усталостной трещины в изломе муфты из стали 20Х2Н4А (сорбит), $\times 9000$

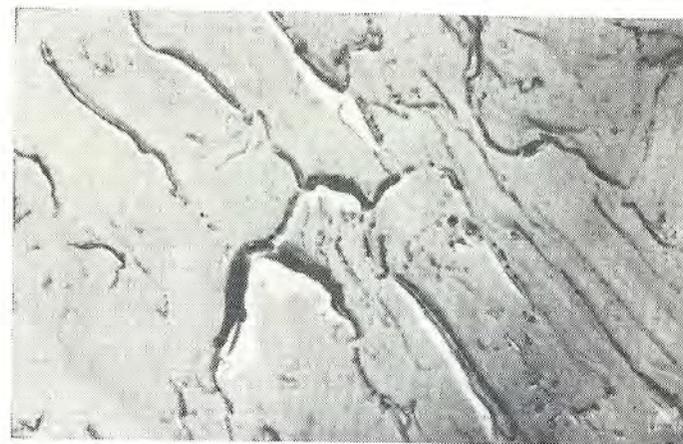
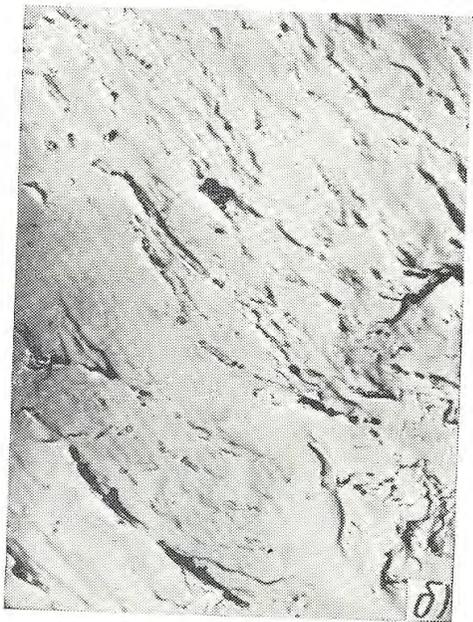


Рис. 126. Рельефные бороздки в очаге излома вала шестерни из стали 20Х2Н4А (мартенсит), $\times 9000$



а)

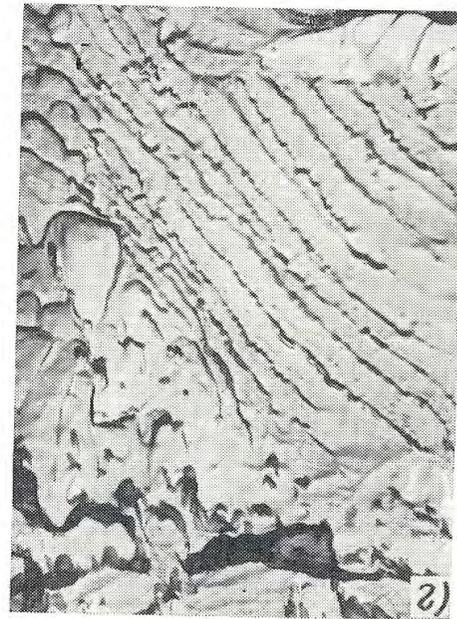


б)

Рис. 127. Микростроение усталостного излома анти-вибратора из стали 40, разрушившегося при эксплуатации (нормализация):



б)



г)

а — очаг; б, в — зоны медленного и ускоренного развития трещины соответственно; г — долом; а, в — $\times 15\ 000$; б, г — $\times 10\ 000$

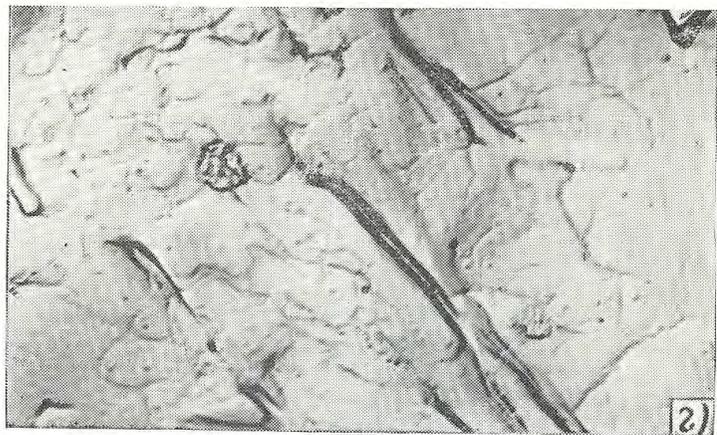
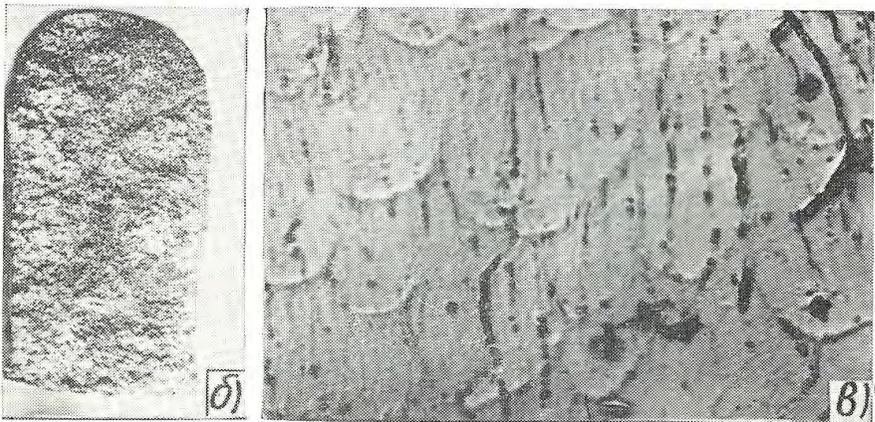
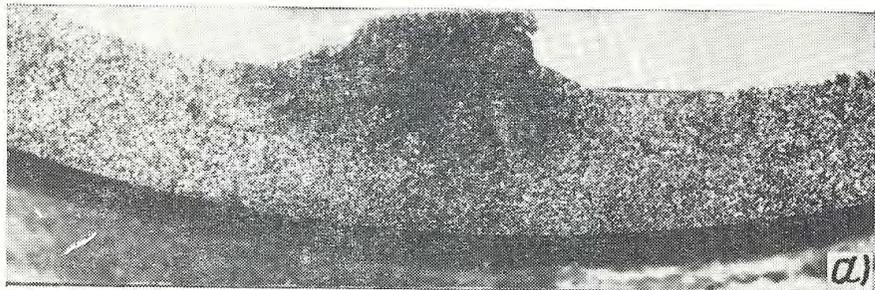


Рис. 128. Разрушение чугунного поршня:
a — излом эксплуатационного разрушения; *б* — излом усталостного разрушения на стенде; *в, г* — элементы усталостного рельефа в изломе; *a, б* — $\times 1$; *в, г* — $\times 6500$



Рис. 129. Излом статического разрушения валика из стали ШХ15 (мартенсит), $\times 1$

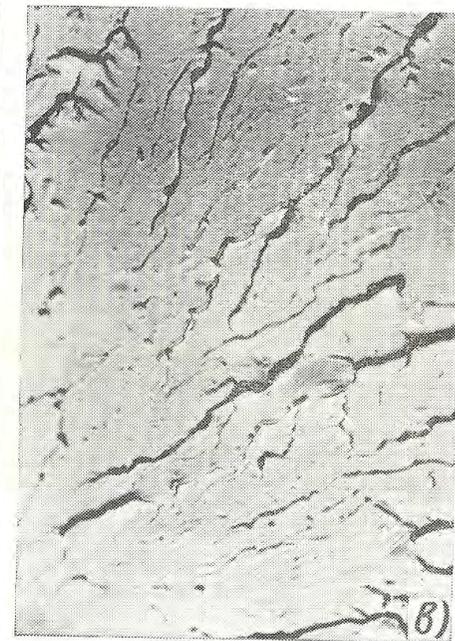
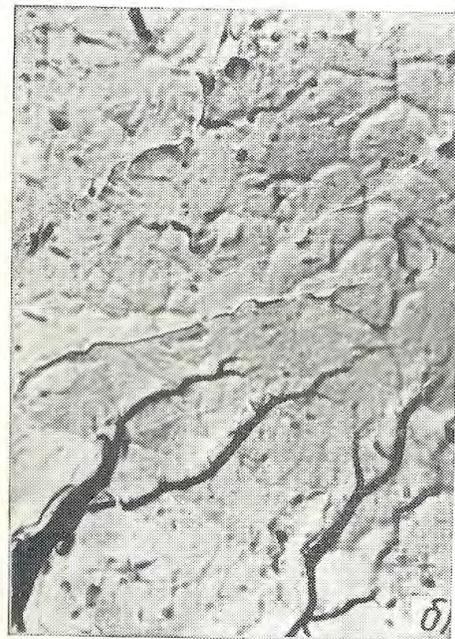


Рис. 130. Разрушенное кольцо из стали 85 (сорбит):
a — вид излома, $\times 1$; *б, в* — зона статического разрушения, $\times 5000$

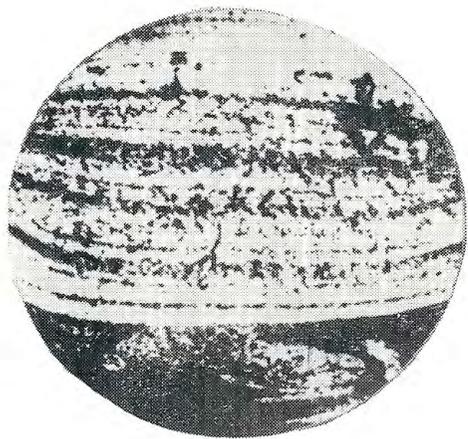


Рис. 131. Излом оси из стали 38ХС, разрушившейся при эксплуатации (сорбит), $\times 1$

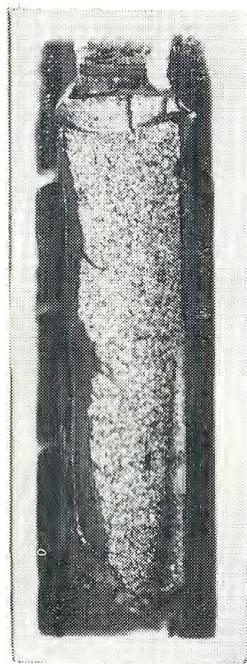


Рис. 132. Усталостная трещина во впадине зуба муфты из стали 85 (сорбит), $\times 1$



Рис. 133. Разрушение муфты по впадине зуба, $\times 5500$:
a—*в* — микростроение (*a* — области статического разрушения; *б* — усталостной зоны; *в* — переходной зоны от статического разрушения к усталостной трещине) \longrightarrow

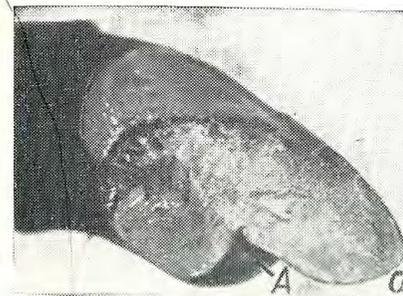
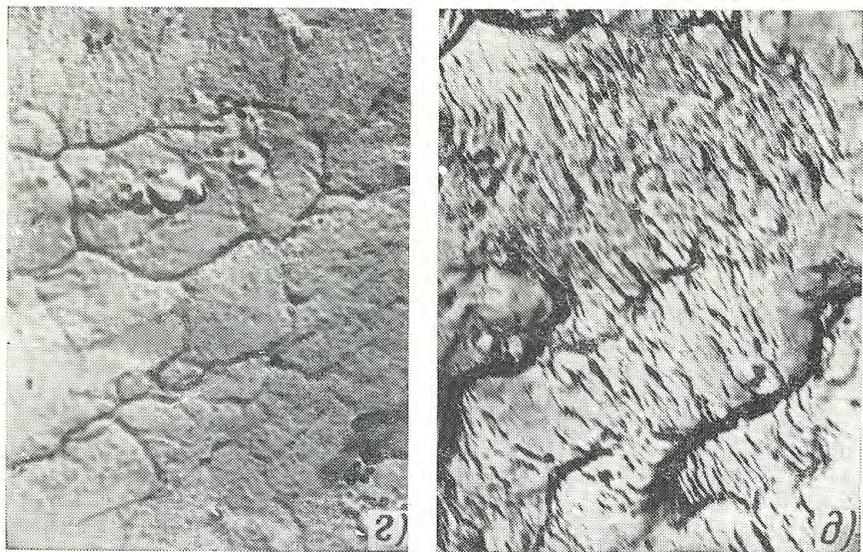
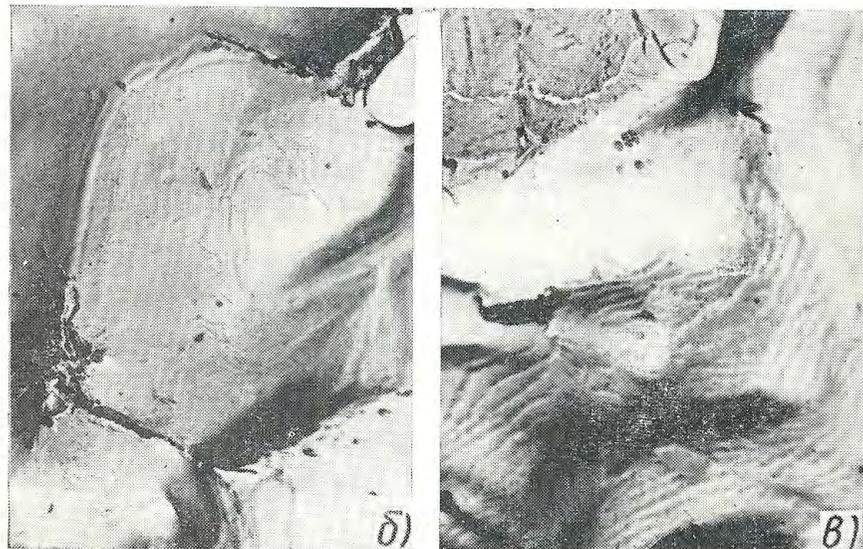
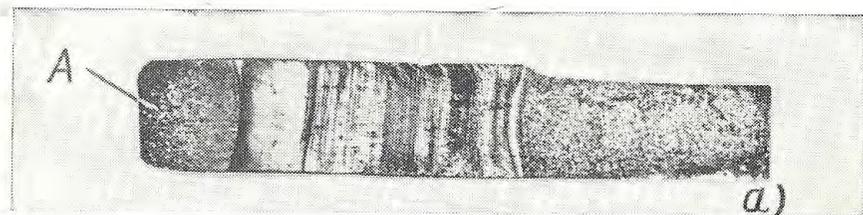


Рис. 135. Разрушение пружины толкателя топливного насоса из стали 50ХФА (троостит):
a — вид излома, $\times 3$; *б* — микростроение трещины статического разрушения, $\times 7000$; *в* — микростроение усталостной зоны, $\times 10\ 000$

← Рис. 134. Излом муфты из стали 85 (сорбит) с началом разрушения от наружной поверхности *A*:

a — макростроение излома;
б—д — микростроение (*б*, *в* — поверхностная трещина вторичной закалки, $\times 10\ 000$; *г*, *д* — зона медленного развития усталостной трещины), $\times 7000$



Рис. 136. Разрушение болта из стали 18X2H4BA (улучшение):

a — вид излома, $\times 3$; *b* — микростроение поверхностной трещины — очага усталостного разрушения, $\times 12\ 000$

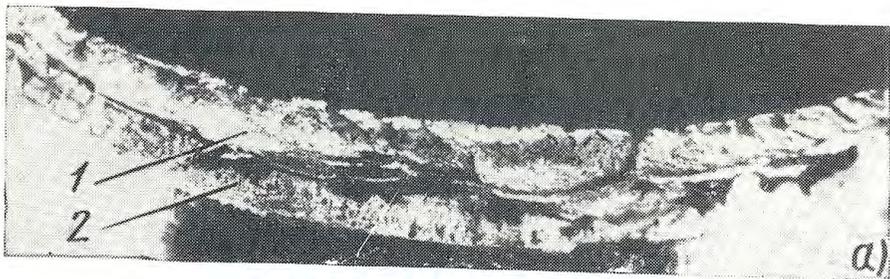
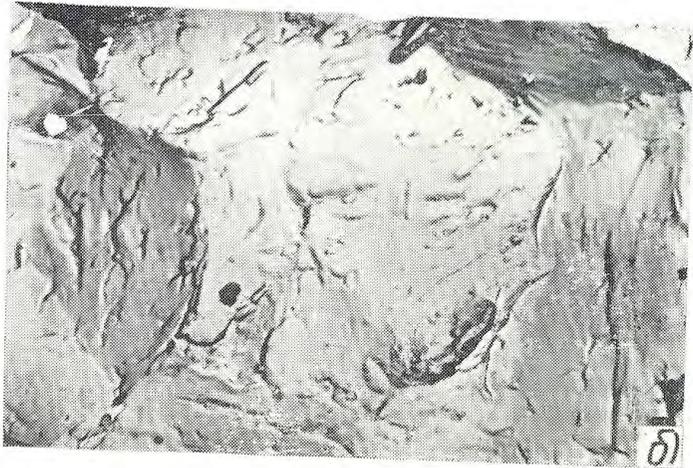


Рис. 137. Задержанное разрушение оси из стали 20X2H4A (мартенсит):

a — вид излома, $\times 1,5$; *b, в* — микростроение первой зоны. \longrightarrow

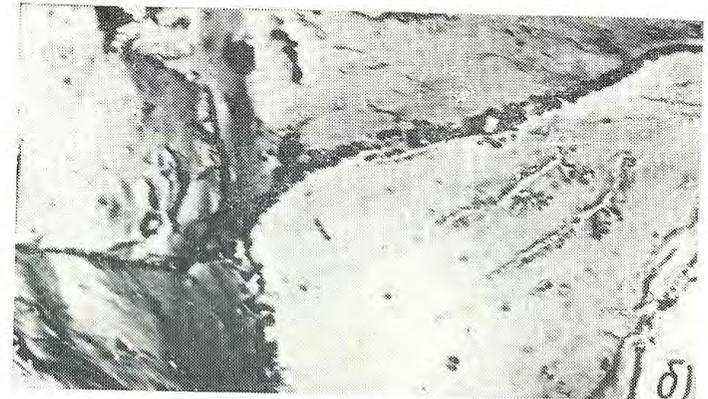


Рис. 137

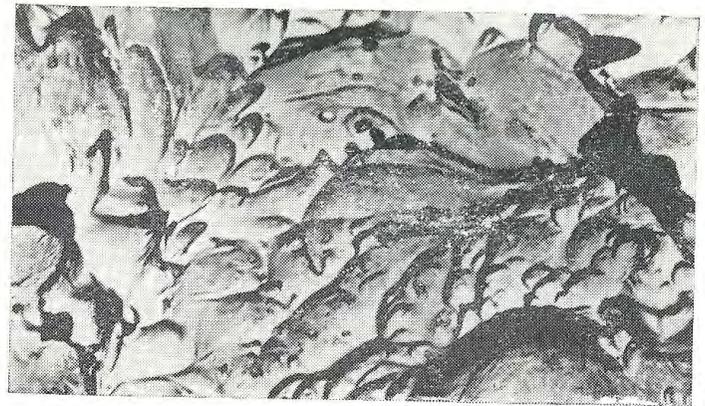


Рис. 138. Микростроение статического излома опытной оси, $\times 6000$

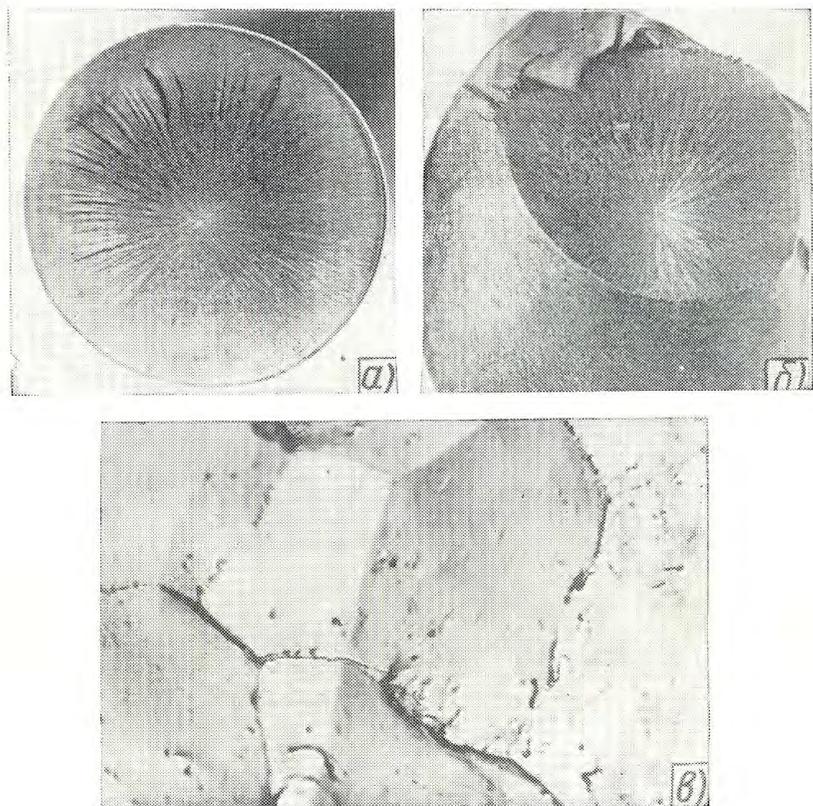


Рис. 139. Задержанное разрушение вала из стали 45ХН2МФА (мартенсит):
a, б — вид излома, $\times 2$; *в* — микростроение начальной зоны, разрушения, $\times 15\ 000$

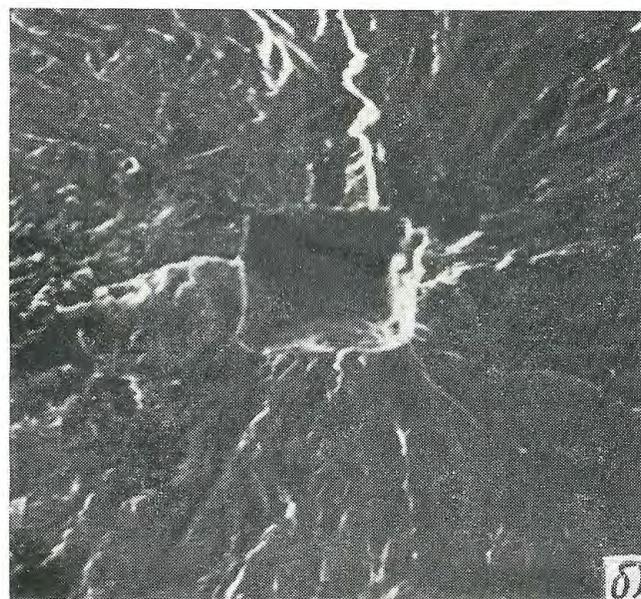
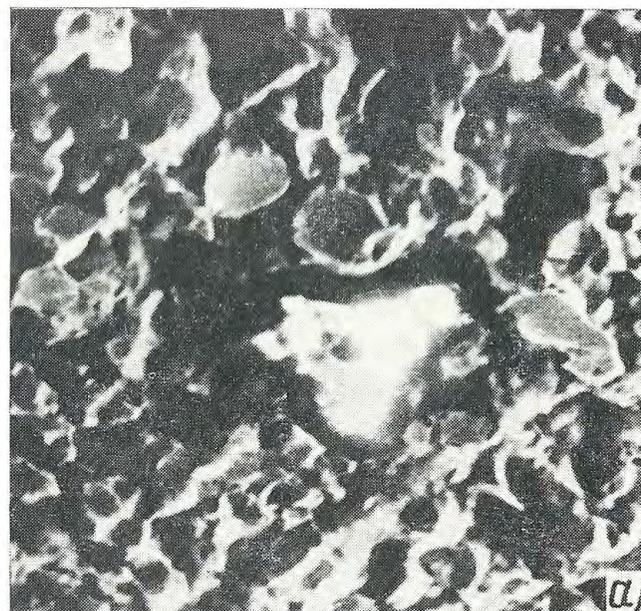


Рис. 140. Фокус очага излома:
a — задержанное разрушение, сталь 45ХН2МФА (мартенсит), $\times 500$; *б* — усталостное разрушение, сталь 30ХГСН2А, ВТМО, $\times 800$, РЭМ

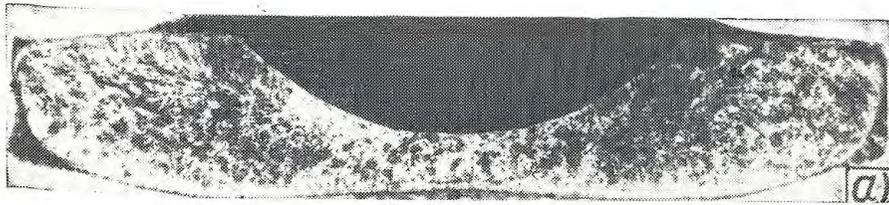


Рис. 141. Задержанное разрушение фланца из стали 38ХС (изотермическая закалка):
a — вид излома, $\times 1$; *б, в* — микростроение, $\times 7000$



Рис. 142. Микростроение усталостного излома фланца из стали 38ХС (нижний бейнит), $\times 5000$

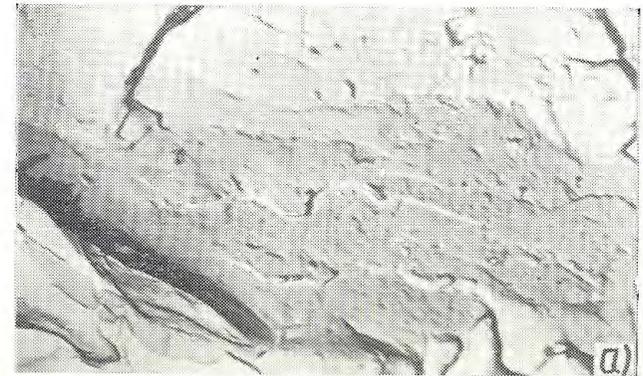


Рис. 143. Микростроение изломов задержанного разрушения болтов из стали 38ХС (нижний бейнит):
a — $\times 6500$; *б* — $\times 9000$

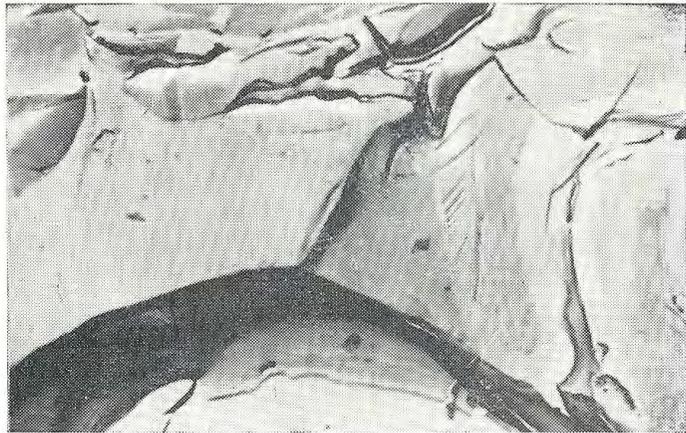


Рис. 144. Микростроение излома задержанного разрушения коллектора радиатора водяного охлаждения двигателя мотоцикла ИЖ-Ю; $\times 3200$

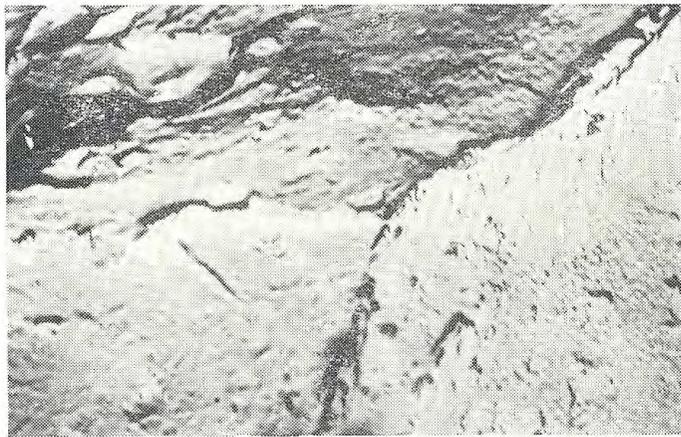
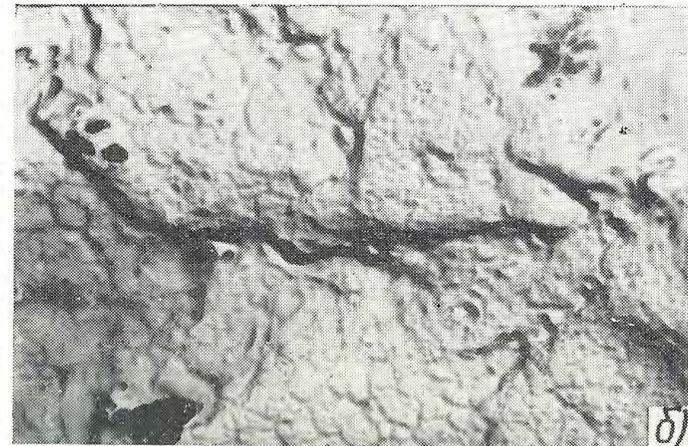


Рис. 145. Микростроение зоны медленного разрушения пружины при коррозии под напряжением, $\times 5500$

Рис. 146. Коррозионно-усталостное разрушение: сталь 40Х (сорбит):

a — вид малоциклового излома, $\times 4$; $b, в$ — микростроение зоны медленного развития трещины для многоциклового и малоциклового изломов соответственно, $\times 10\ 000$



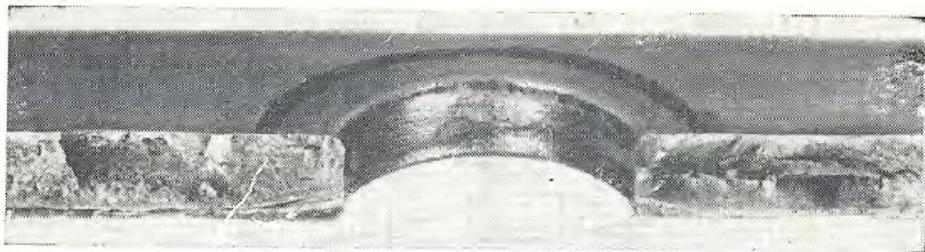


Рис. 147. Коррозионно-усталостное разрушение рубашки водяного охлаждения гильзы тепловозного двигателя, $\times 2/3$

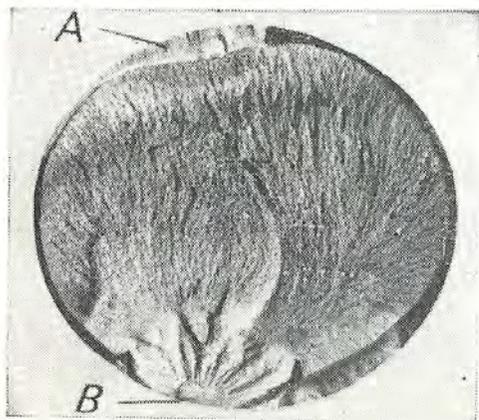


Рис. 148. Усталостные трещины в зонах сжатия *A* и растяжения *B* при плоском изгибе, $\times 1,5$

Рис. 149. Микростроение усталостной трещины в зоне сжатия, $\times 10\,000$



Эффективность влияния последнего фактора для стали с сорбитной структурой меньше, чем для стали со структурой мартенсита, так как ППД сорбита не связана с тем благоприятным изменением тонкой структуры (уменьшением неоднородности и уровня микроискажений), которое имеет место для мартенсита и обуславливает более полную реализацию его высоких прочностных свойств [10, 42]. Остаточные сжимающие напряжения и рост твердости поверхностного слоя после ППД у сорбитной структуры также меньше, чем у мартенситной [1]. Кроме того, для нее приобретает значение такой фактор, как повреждаемость при ППД [2]; последняя увеличивается с уменьшением прочности материала и ростом степени деформации при ППД. В силу указанных причин эффективность упрочнения ППД стали с сорбитной структурой ниже, чем стали с мартенситной структурой.

Для сталей со структурой троостита, бейнита, а также низкоуглеродистых сталей со структурой мартенсита (18Х2Н4ВА, 30ХГСН2А) после ППД в зависимости от степени упрочнения и приложенного напряжения (с учетом получаемой при этом долговечности) характерны два типа изломов. При малой степени упрочнения и высокой нагрузке (долговечность $< 10^6$ циклов), когда деформированный слой не способен предотвратить зарождение и развитие трещины в поверхностных слоях, разрушение происходит с образованием изломов типа 2 (см. рис. 43). При низких нагрузках и более высоких степенях упрочнения (долговечность $> 10^6$ циклов) образуются изломы типа 1б (см. рис. 42). Во втором случае трещины, возникающие на поверхности, встречая сопротивление упрочненных слоев, распространяются на незначительную глубину. Усталостное разрушение определяется зарождением и развитием подповерхностной трещины, что сближает эти изломы с изломами типа 1а (см. рис. 41). Однако, в отличие от последних, в изломах типа 1б усталостная трещина «успевает» задолго до окончательного разрушения пройти весь упрочненный слой и объединиться с поверхностными трещинами. Следовательно, упрочненный слой здесь вовлечен в усталостное разрушение.

Повышение сопротивления усталости при ППД в данном случае вызвано теми же факторами, что и в изломах типа 1а, но соотношение вкладов каждого из них

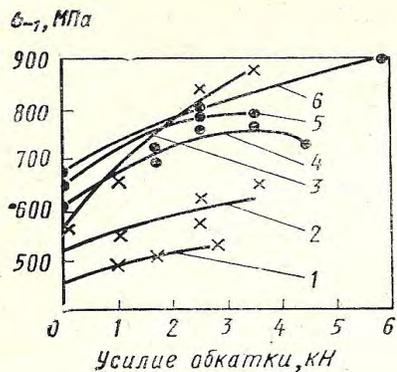


Рис. 45. Влияние ППД на предел выносливости:

1—3 — сталь 18Х2Н4ВА; 4—6 — сталь 45ХН2МФА; 1, 4 — сорбит; 2, 5 — троостит; 3, 6 — мартенсит

здесь иное: возрастает роль сопротивления деформированного слоя развитию усталостной трещины при неизменном влиянии остальных факторов (для мартенситной структуры). В связи с этим для тех материалов с мартенситной структурой, которые разрушаются с образованием изломов типа 1б, следует ожидать максимальной эффективности ППД.

Для троостита при том же типе излома 1б эффект ППД должен быть ниже, чем для мартенсита, ибо пластическая деформация его, так же как и сорбита, не вызывает того благоприятного изменения механизма повреждаемости при усталости, которое характерно для мартенсита, и приводит к более полной реализации высокой прочности последнего.

Этот прогноз полностью подтверждается данными об эффективности ППД в зависимости от структуры и свойств стали (рис. 45). Абсолютное и относительное повышение предела выносливости после ППД больше для стали с мартенситной, чем с сорбитной или трооститной структурами. Максимальный рост предела выносливости достигается у низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой (табл. 6), что обусловлено кинетикой усталостного разрушения этих материалов, когда трещина в основном распространяется в упрочненном слое, вследствие чего более полно реализуется весь эффект упрочнения. У средне- и высокоуглеродистых сталей с мартенситной структурой прирост предела выносливости после ППД меньше, так как очаг разрушения у них смещен под деформированный слой и усталостное разрушение преимущественно развивается

Таблица 6. Эффективность ППД в зависимости от структуры и свойств стали

Сталь (С, %)	Структура	HRC	$\sigma_{0,2}$, МПа	A_T , Дж	Прирост σ_{-1} после ППД, %	$K_B = \sigma_{-1}/\sigma_B$		Тип излома
						Без ППД	После ППД	
18Х2Н4ВА (0,15)	Сорбит	25—28	870	780	18	0,46	0,54	2
	Троостит	34—37	1100	560	25	0,43	0,54	1б
	Мартенсит	37—40	1310	220	50	0,38	0,59	1б
38ХС (0,40)	Сорбит	32	950	525	19	0,48	0,60	2
	Троостит	42	1370	340	26	0,43	0,54	1б
	Мартенсит	52	1830	31	36	0,35	0,46	1а
45ХН2МФА (0,43)	Сорбит	38—40	1230	280	26	0,46	0,58	2
	Троостит	42—43	1410	170	21	0,43	0,52	1б
	Мартенсит	52—54	1900	25	34	0,32	0,43	1а
65С2ВА (0,60)	Сорбит	37—39	1350	98	—	0,43	—	2
	Мартенсит	59—60	2050	10	2,4	0,27	0,28	1а

в неупрочненном материале, характеризующемся пониженным сопротивлением развитию трещины.

Следует отметить, что у таких высокопрочных материалов после ППД (в результате выравнивания неоднородности микронапряжений) уменьшается «уязвимость» при циклическом нагружении и, как следствие, существенно повышается ограниченная долговечность.

Таким образом, на основании анализа макростроения усталостных изломов сделан достоверный прогноз эффективности влияния ППД на сопротивление усталости стали.

Это свидетельствует о правомерности и целесообразности использования методов фрактографии для прогнозирования и оптимизации выбора материала и параметров ППД, обеспечивающих значительное повышение сопротивления усталости.

3. СТРОЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ИЗЛОМОВ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ ППД С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОТПУСКОМ

Сопротивление усталости стали, упрочненной ППД, в результате последующего отпуска заметно повышается, несмотря на снижение остаточных сжимающих напряжений и твердости поверхностного слоя. Особенно наглядно данное явление выражено после отпуска при 400 °С. При этой температуре происходит интенсивный распад (разупрочнение) мартенсита, вследствие чего резко уменьшается сопротивление усталости стали, не подвергнутой ППД. В то же время сопротивление усталости стали, упрочненной ППД, после отпуска при 400 °С (несмотря на резкое снижение при этом остаточных напряжений и твердости поверхностного слоя) значительно выше, чем у недеформированной стали, отпущенной при 200 °С, и находится на уровне значений σ_{-1} , достигнутых в результате ППД без отпуска (рис. 46).

Полученные данные свидетельствуют о том, что при отпуске упрочненной ППД стали с мартенситной структурой происходят такие изменения свойств, которые не только полностью нейтрализуют разупрочнение основной структуры материала и снижение остаточных сжимающих напряжений, но и превалируют над влиянием этих процессов.

Усталостные изломы высокопрочных сталей с мартенситной структурой, упрочненных ППД, имеют один очаг, который всегда располагается под поверхностью. При всех уровнях приложенного напряжения излом находится в нормальной плоскости, т. е. развивается под действием нормальных напряжений; зоны медленного и ускоренного развития усталостной трещины не разделяются и заключены в небольшом пятне эллиптической

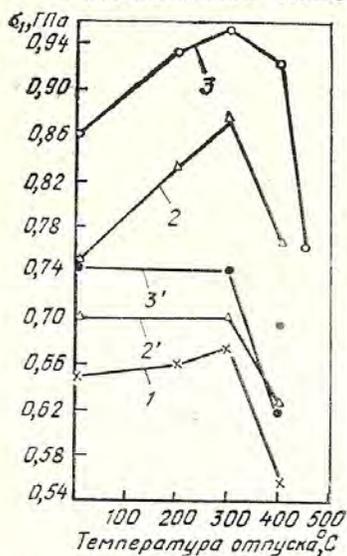


Рис. 46. Влияние температуры отпуска на предел выносливости стали 38ХС: 1 — сорбит; 2, 2' — бейнит; 3, 3' — мартенсит; 1—3 — после ППД; 2', 3' — без ППД

формы, которое не выходит на поверхность. В центре пятна находится очаг излома. Поверхность усталостной зоны светлая, гладкая. Вся остальная часть излома представляет собой долом (рис. 47, а).

Рассмотрим, как изменяется макростроение усталостных изломов под влиянием отпуска, проведенного после ППД в течение 2 ч. Отпуск при 150—200 °С не вызывает принципиальных изменений вида излома. При этом, однако, поверхность усталостной зоны более развита, размеры ее увеличиваются, а со стороны неупрочненного металла она становится незамкнутой и приобретает складчатый рельеф, что указывает на увеличение вклада касательных напряжений (рис. 47, б).

При более высоких температурах отпуска вид излома существенно изменяется. У стали 38ХС, отпущенной при 300—400 °С, усталостная зона приближается к поверхности и в ней уже различается зона ускоренного развития трещины (рис. 47, в). У стали 45ХН2МФА, отпущенной при 300 °С, излом еще находится в нормальной плоскости, но его строение (рис. 47, г) становится таким же, как у более пластичных сталей с мартенситной структурой при малой степени упрочнения ППД (без отпуска), т. е. в результате отпуска при 300 °С тип излома изменяется от 1а до 1б (см. гл. III, п. 2). Отпуск при 400 °С приводит к образованию многоочагового излома (рис. 47, д) с зоной медленного развития трещины в виде заглаженного кольца по всему периметру (тип 2, свойственный сорбитной структуре).

Изменение длительности отпуска также оказывает заметное влияние на вид излома. Так, у стали 38ХС отпуск при 400 °С в течение 5 ч (вместо 2 ч) приводит к образованию такого же вида излома, как у пластичных сталей при средней степени упрочнения ППД, когда зоны ускоренного развития трещины и долома лежат в плоскости, наклоненной к оси образца. При этом угол наклона меньше, чем у изломов, полученных при большей степени упрочнения ППД (см. рис. 47, е; 42, б). Увеличение продолжительности отпуска до 10 ч снова повлекло за собой переход всего излома в нормальную плоскость (рис. 47, г).

Наблюдаемые у высокопрочной стали с мартенситной структурой изменения вида изломов под воздействием отпуска после ППД отражают повышение сопротивления нормальным напряжениям (рост вклада касатель-

ных напряжений в развитие трещины) и, как следствие, замедление перехода от усталостного разрушения к долговечности, а также свидетельствуют об уменьшении повреждаемости и охрупчивания материала при циклических нагрузках (в изломе различаются зоны медленного и ускоренного развития трещины). Для получения такого строения излома (отражающего большой вклад касательных напряжений, а также меньшую степень повреждаемости и охрупчивания) у пластичных сталей с мартенситной структурой (например 30ХГСН2А) достаточно упрочнения ППД (см. рис. 47, е; 42, б), а у менее пластичных сталей (например 38ХС, 45ХН2МФА) необходимо сочетание ППД с отпуском. Достижимый в результате последеформационного отпуска эффект влияния на развитие усталостного процесса адекватен повышению исходной пластичности материала и находит отражение в образовании однотипного вида излома в обоих случаях.

Такие существенные изменения характера усталостного излома, когда температура последеформационного отпуска превышает температуру отпуска после закалки, только частично обусловлены происходящим при этом повышением пластических свойств. Как показали исследования [26], в основном изменения вида излома упрочненной ППД стали после отпуска, свидетельствующие о положительном влиянии его на усталостный процесс, обусловлены благоприятной субструктурой, которая создается ППД и дополнительно оптимизируется после отпуска.

Тот факт, что образцы, упрочненные ППД с последующим отпуском, отличающиеся по долговечности от неотпущенных в несколько раз, имеют одинаковый вид излома, позволяет считать, что прирост предела выносливости в результате отпуска после ППД связан в основном с увеличением сопротивления зарождению усталостной трещины, а не сопротивления ее развитию. Высказанное выше положение подтверждается тем, что значительное повышение сопротивления усталости упрочненной ППД стали после отпуска у всех исследованных материалов не сопровождается существенным увеличением работы развития трещины.

Еще один важный вывод следует из данного фрактального исследования. Отсутствие влияния отпуска на глубину залегания очага излома даже при тем-

пературе 400 °С, когда снимается большая доля наведенных при ППД сжимающих напряжений, а также характер изменения вида излома после отпуска говорят о том, что как зарождение очага усталостного разрушения под поверхностью, так и сопротивление деформированной зоны продвижению трещины наряду с остаточными напряжениями обусловлено особыми физико-механическими свойствами упрочненного ППД слоя [26]. Итак, высокое сопротивление зарождению и развитию усталостной трещины в значительной мере обусловлено благоприятной субструктурой (увеличение однородности и уменьшение уровня микроискажений), создаваемой поверхностным пластическим деформированием, и оптимизацией ее в процессе отпуска.

4. МИКРОСТРОЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ИЗЛОМОВ

Исследование микростроения изломов, несмотря на большой объем информации, зачастую не позволяет однозначно определить характер и причину поломки и даже диагностировать сам факт усталостного разрушения. Для этого необходимо применение тонких локальных методов исследования — световой и электронной фрактальной фотографии. Начало их использования применительно к усталостным изломам было положено работами С. А. Цаффа и С. Д. Уордена более трех десятилетий назад. Эти исследования, выполненные на алюминиевых сплавах, впервые обнаружили на поверхности усталостных изломов присущие только им специфические полосчатые образования — так называемые усталостные бороздки. Природа этих образований оказалась в центре внимания исследователей; понимание ее было необходимо для объяснения механизма усталостного разрушения и интерпретации фрактальных картин.

На первом этапе изучения этой проблемы был накоплен значительный экспериментальный материал, который не получил четкого толкования и оказался весьма противоречивым [67, 71, 75]. Был предложен целый ряд моделей образования бороздок, но ни одна из них не могла быть принята без оговорок. Все они основаны на том, что бороздки отражают в изломе последовательные положения фронта трещины при ее дискретном распространении. Подробный обзор литературы по микростроению усталостных изломов и моделей образования бороздок дан в работе С. Коцаньды [23].

Из целого ряда причин неоднозначности толкования морфологии бороздок можно выделить две, имеющие принципиальное значение. Во-первых, изучение микростроения усталостных изломов большей частью не увязывалось с конкретными зонами, наблюдаемыми по макростроению. Во-вторых, предлагаемые модели образования бороздок не учитывали те изменения микроструктуры материала, которые происходят при циклическом деформировании. Между тем известно, что не только в начальный период усталости, на стадиях, предшествующих образованию трещины, но и на стадиях ее роста в участках, прилегающих к ее вершине, происходят значительные изменения структуры. Накопление этих изменений приводит в конечном счете к образованию микроповреждений в виде пор и субмикротрещин. Следует ожидать, что эти повреждения раскрываются при распространении магистральной трещины и следовательно, поверхность излома должна их фиксировать в виде определенных элементов микрорельефа.

Выполненное исследование [35, 62] микростроения усталостных изломов технического железа подтвердило справедливость такой трактовки. Изучение морфологии бороздок с использованием техники косых шлифов (на световом микроскопе) и применение более высоких, чем принято при фрактографических исследованиях, увеличений электронного микроскопа $(20-30) \cdot 10^3$ выявило ряд особенностей их строения [62].

Ориентация бороздок совпадает с направлением плоскостей скольжения в пределах зерна и изменяется при переходе через границы зерен.

Те образования, которые наблюдаются в изломе как рельефные сплошные бороздки, представляют собой микронадрывы на его поверхности. Тонкие прерывистые бороздки не являются столь резкими нарушениями сплошности.

Для бороздок характерно расположение фестонами (рис. 48) — террасами, которые образуются при слиянии микротрещин, развивающихся вдоль соседних плоскостей.

На границах между фестонами бороздки искривлены (рис. 49). Это означает, что их образование предшествует разрушению перемычек между террасами при слиянии микротрещин в магистральную трещину.

Бороздки не обрываются на границе между терраса-

ми, а продолжают в соседней террасе (рис. 49). Эти образования на поверхности излома связаны с повреждениями в материале, возникновение которых предшествует не только слиянию террас, но и распространению микротрещин в самих террасах, так как в противном случае в соседних фестонах наблюдались бы независимые системы бороздок.

Перечисленные особенности морфологии бороздок позволяют по-новому взглянуть на их происхождение. Рельефные сплошные бороздки (рис. 50) — это микронадрывы на поверхности излома, вскрывающие при прохождении усталостной трещины те нарушения сплошности, которые образуются вдоль плоскостей скольжения перед фронтом трещины в каждом локальном участке ее пути. Схематически это представлено на рис. 51.

Для того чтобы понять природу этих нарушений в структуре материала, следует обратиться к имеющимся сведениям об эволюции дислокационной структуры, происходящей в металле при усталости. Установлено [64, 68, 78], что она завершается образованием, наряду с ячеистой, так называемой полосовой структуры. Причем полосовая структура наблюдается как на поверхности образцов (в слое толщиной ~ 3 мкм) до образования видимой усталостной трещины, так и в глубине образца, в слоях, прилегающих к усталостному излому. Установлено [80], что полосовая структура коррелирует на полированной поверхности усталостного образца с устойчивыми линиями скольжения, которые, как известно, являются микронадрывами и при дальнейшем циклировании образуют магистральную трещину.

По аналогии с этим фактом, а также учитывая, что расстояние между плотно упакованными стенками дислокаций и шаг бороздок в изломе — величины одного порядка (0,2—0,4 мкм), можно заключить, что бороздки

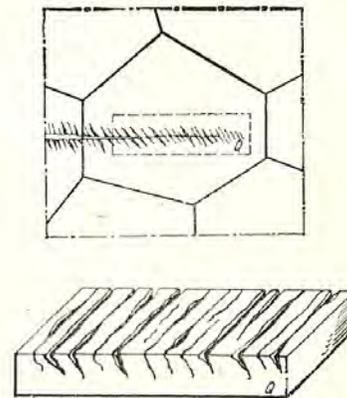


Рис. 51. Схема образования усталостных бороздок:
Q — сечение, перпендикулярное плоскости распространения трещины

непосредственно связаны с дислокационными стенками полосовой структуры. Последние [64] представляют собой вытянутые, ориентированные вдоль плоскостей скольжения участки, в которых плотность дислокаций достигает критической величины, т. е. материал находится в стадии предразрушения. При взаимодействии усталостной трещины с этими участками, образующимися непосредственно перед ее фронтом, по-видимому, и появляются на поверхности излома следы в виде бороздок.

Эта точка зрения [62] подтверждается исследованием [22], при котором были сопоставлены фрактографическая и дислокационная картины в отдельных локальных участках усталостных изломов железа. На основе хорошей корреляции шага бороздок с расстоянием между стенками полосовой структуры сделан вывод, что при низких скоростях роста усталостной трещины, возникновение на поверхности излома бороздок непосредственно связано с формированием в локальной области внутри зоны предразрушения полосовой структуры [22]. При рассмотрении процесса образования бороздок с таких позиций следует различать две стадии:

образование микроповреждений структуры перед вершиной трещины;

взаимодействие трещины с этими микроповреждениями при ее распространении.

Выше речь шла о первой стадии. Закономерности второй стадии можно обосновать с помощью следующих фактов [62]. В изломах железа наряду с рельефными бороздками — микронадрывами при использовании больших увеличений выявляются тонкие слаборельефные бороздки. Причем в малоцикловых изломах они чередуются с рельефными бороздками (см. рис. 50) на протяжении всей усталостной зоны, а в многоцикловых такое чередование наблюдается лишь в зоне ускоренного развития трещины; в зоне же медленного развития присутствуют только слаборельефные бороздки прерывистого строения (рис. 52). Этот факт сам по себе представляет значительный интерес, так как объясняет наблюдаемое различие в макростроении много- и малоцикловых изломов железа: четкое разделение усталостной области многоцикловых изломов на зоны медленного (очень заглаженная, блестящая поверхность) и ускоренного (более шероховатая поверхность) развития трещины и отсутствие такого разделения в малоцик-

ловых изломах. Установлено, что расстояние между слаборельефными бороздками колеблется в небольших пределах (0,05—0,15 мкм) без тенденции к увеличению с удалением от очага разрушения. В то же время шаг рельефных бороздок заметно растет по длине трещины (от ~0,3 мкм в начале зоны ускоренного развития до ~2 мкм в участках, прилегающих к долому).

Эти данные в совокупности позволяют представить, что рост усталостной трещины происходит скачкообразно: процесс накопления микроповреждений в локальной зоне (Δl) перед фронтом трещины приводит к исчерпанию пластичности в этой зоне, и трещина делает скачок на величину Δl . Те микроповреждения, которые находятся внутри этой зоны, трещина «проскакивает», не останавливаясь, и при этом на поверхности излома обозначаются тонкие бороздки. Микроповреждения, ограничивающие эту зону более интенсивных повреждений, на которых трещина останавливается до очередного скачка, «раскрываются», образуя микронадрывы на поверхности излома, наблюдаемые в виде рельефных бороздок. Предложенная модель согласуется с известными положениями о дискретном характере продвижения усталостной трещины [15, 16].

Согласно этим представлениям расстояние между малорельефными бороздками не должно зависеть от напряжений в вершине трещины. Оно определяется интервалом между стенками полосовой структуры, который для данного материала является постоянным и не зависит от величины напряжений. В то же время шаг рельефных бороздок должен увеличиваться с ростом напряжений при распространении трещины, поскольку чем выше напряжения в ее вершине, тем больше накопление микроповреждений и, следовательно, тем больше скачок трещины.

Изложенное может в определенной мере объяснить тот разнобой во мнениях относительно шага бороздок, который отмечается в литературе. Одни исследователи считают, что существует закономерная зависимость между шагом бороздок и скоростью роста трещины [67, 71]. Более того, утверждая, что бороздка образуется за один цикл нагружения, они предлагают оценивать скорость роста усталостной трещины по расстоянию между бороздками, пользуясь простыми соотношениями [17]. Другие отмечают, что скорость роста трещины, определен-

ная по шагу бороздок, как правило, меньше определенной на основании макроскопического измерения длины трещины или числа циклов до разрушения [52]. Третьи вообще отрицают корреляцию между скоростью трещины и шагом бороздок [77]. Авторы работы [22] также отмечают неизменность расстояния между бороздками (0,2—0,4 мкм) при изменении скорости роста трещины вплоть до $4 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл.

Столь различная картина объясняется тем, что во всех перечисленных работах не дифференцируются различные виды бороздок. Учитывая тот факт, что при электронно-фрактографических исследованиях часто используют сравнительно невысокие увеличения, при которых слаборельефные бороздки не всегда выявляются, можно полагать, что отмеченное в этих работах увеличение шага бороздок с ростом скорости роста трещины касается только бороздок, названных нами рельефными (микронадрывы, возникающие при остановке трещины в ее дискретном движении). Очевидно, что утверждение о связи единичной бороздки с одним циклом нагружения необоснованно. В тех работах, где не отмечалась корреляция шага бороздок со скоростью роста трещины, по-видимому, наблюдали бороздки обоих видов, но не делали различия между ними. Эти соображения следует учитывать при использовании микроскопического параметра — шага бороздок для оценки макроскопической скорости роста усталостной трещины.

Таким образом, предлагаемая трактовка связывает образование бороздок с теми нарушениями в материале, которые возникают вдоль стенок полосовой структуры в зоне пластической деформации перед фронтом распространяющейся усталостной трещины. Полагают, что с полосовой структурой связаны не только бороздки, но и такие наблюдаемые в усталостных изломах элементы микрорельефа, как расслоения по плоскостям скольжения и участки строчечного (гребенчатого) рельефа. При этом предлагается следующее их трактование. Если направление роста трещины совпадает с кристаллографической ориентацией полосовой структуры, то на поверхности излома образуется строчечный рельеф; если разориентация дислокационных полос и направления роста трещины значительна, то в изломе возникают бороздки, шаг которых равен расстоянию между стенками полосовой структуры. Расслоения по плоскостям сколь-

жения, по-видимому, возникают при распространении трещины вдоль устойчивых полос скольжения.

Кроме рассмотренных выше элементов микрорельефа в зоне медленного развития трещины изломов железа наблюдаются расслоения с малорельефными образованиями (рис. 53, а), названные сетчатой структурой [35], и гладкие поля расслоения (рис. 53, б), а в зоне ускоренного развития — участки с развитым хаотичным рельефом (рис. 54), носящим следы пластической деформации.

Для зоны долома усталостных изломов железа характерны фасетки скола с речным узором (рис. 55, а), сколы с так называемыми гребешками (рис. 55, б), которые представляют собой вырывы металла в местах выхода двойниковых прослоек на плоскости скола, и сильно вытянутые ямки среза (рис. 55, в). Наличие признаков хрупкого разрушения в зоне долома такого пластичного материала, как железо, дополнительно свидетельствует об охрупчивающем влиянии циклического деформирования. В усталостных изломах низкоуглеродистых сталей также наблюдаются образования, характерные для хрупкого разрушения (речной узор и двойниковые гребешки), но при низких температурах испытания.

Приведенный анализ усталостных изломов железа показывает, что даже у простого однофазного материала они имеют довольно сложное строение и характеризуются разнообразием элементов микрорельефа. При переходе от железа к сталям картина становится еще более сложной. Наряду с уже рассмотренными элементами, воспроизводящими дислокационную структуру материала перед фронтом трещины, в усталостных изломах сталей появляются элементы микрорельефа, отражающие структурные составляющие стали, а также элементы, которые невозможно связать с микроструктурой. При этом необходимо учитывать, что в зависимости от способа и режима термической обработки, а также химического состава в сталях наблюдается широкий спектр структур, значительно различающихся по свойствам и поведению при нагружении. Так, у стали, закаленной изотермически на нижний бейнит, отмечается ряд особенностей в строении излома. В зонах очага и медленного развития трещины наряду с обычным усталостным рельефом наблюдаются гладкие террасы-сту-

пени хрупкого скола значительных размеров (рис. 56, а). Судя по ориентации относительно усталостных бороздок, наблюдающихся на некоторых участках (рис. 56, б), ступени хрупкого скола располагаются перпендикулярно фронту распространения трещины.

В зоне ускоренного развития трещины, как обычно, увеличивается число бороздок и их рельефность. Здесь встречаются отдельные участки с ямочным рельефом, появление которых может быть связано со спецификой разрушения прослоек аустенита, всегда присутствующих в изотермически закаленной стали вследствие неполного превращения в процессе изотермической выдержки. Иногда по контуру ямок располагаются прерывистые усталостные бороздки (рис. 56, в), что свидетельствует об образовании перемычек в объемах металла, поврежденного в процессе циклических нагружений. Кроме того, встречаются поля с полосчатым рельефом, отражающим пластинчатое строение нижнего бейнита. Строение долома, как и при статическом разрушении, представляет собой малоэнергоемкие ямки с крупными участками квазискола (рис. 56, г). Отпуск при 400 °С после изотермической закалки приводит к образованию в доломе полностью хрупкого скола (рис. 56, д), что обусловлено резко проявляющейся при этом режиме отпуска хрупкостью. Между усталостной зоной и доломом имеется четкая граница в виде ровной полосы с ямочным рельефом (рис. 56, е).

Особенности микрорельефа усталостных изломов сталей с различными типами структур обобщены в работе [44]. В изломах эвтектоидных сталей со структурой перлита наблюдается так называемая перлитная полосчатость [54] — параллельные гребни, образующиеся при пересечении усталостной трещиной пластин цементита. В доэвтектоидных сталях с ферритно-перлитной структурой выявляется целый ряд специфических образований, отражающих возможные механизмы роста трещины в различных структурных составляющих. Согласно данным работы [70] усталостная трещина может расти сквозь перлитные участки, образуя на поверхности излома параллельные гребни; а также по границам феррит — перлит, и тогда в изломе появляются гладкие фасетки.

В тех случаях, когда структурное состояние обуславливает весьма высокий уровень микронапряжений, рост

трещины может происходить по границам бывшего аустенитного зерна, что наблюдается у мартенсита высокоуглеродистых сталей.

Электронно-фрактографические картины усталостного разрушения стали с мартенситной структурой и структурами отпуска весьма сложны для интерпретации. Прежде всего требует объяснения тот факт, что в изломах этих материалов не всегда наблюдается такой характерный для усталостных изломов элемент микрорельефа, как бороздки. Исходя из представления о том, что бороздки отражают в изломе накопление микроповреждений перед фронтом распространяющейся усталостной трещины, отсутствие их в изломах некоторых материалов может объясняться тем, что в этих материалах процесс повреждаемости идет по иному механизму и, следовательно, в изломе проявляется иным образом. В частности, дислокационные процессы, которые в конечном счете определяют поведение материала при циклическом деформировании, могут протекать по-разному в зависимости от того, приводит ли приложенное напряжение к перемещению вдоль плоскостей скольжения дислокаций, освобожденных от блокирующих атмосфер Коттрелла, или же дислокации в процессе нагружения, оставаясь заблокированными, совершают ограниченные перемещения. В этой связи можно ожидать различия в механизме накопления микроповреждений при усталости в зависимости от уровня приложенного напряжения относительно предела текучести, поскольку последний является характеристикой материала, определяющей величину напряжения, необходимого для разблокирования дислокаций.

Что касается поверхностных слоев материала, то выполненный в работе [56] анализ литературных данных по металлографическому исследованию линий скольжения при циклическом нагружении (табл. 7) подтвердил ожидаемое различие. Для всех рассмотренных материалов, независимо от соотношения их пределов выносливости и текучести ($\sigma_{-1}/\sigma_T >$ или < 1), при амплитуде напряжения S_A ниже σ_T линий скольжения или нет, или есть слабо заметные в единичных зернах. При увеличении напряжений до значений, равных и выше σ_T , в большинстве зерен наблюдаются широкие полосы скольжения, свидетельствующие о том, что начальные стадии усталости могут контролироваться в зависимости от

Таблица 7. Данные о сдвигообразовании при циклическом нагружении

Материал	σ_T , МПа	σ_{-1} , МПа	σ_{-1}/σ_T	S_A , МПа	Наличие линий скольжения	Источник
Сталь (0,09% С)	243	176	<1	137 171—186 235	Нет Слабые, в отдельных зернах Четкие, во многих зернах	По данным М. Р. Хемпела
Алюминиевый сплав	271	188	<1	210—217 294	Слабые, в отдельных зернах Четкие во многих зернах	То же
Аустенитная сталь	323 196	216 274	<1 >1	206—235 372 166 225—264	Слабые, в отдельных зернах Четкие, во многих зернах Нет Есть	» » По данным В. С. Ивановой
Алюминий (99,9%)	13,8	14,7	>1	7,15 10—11,5 13—17 18,5	Нет » Широкие, много То же	По данным М. Р. Хемпела По данным Н. Томпсона По данным М. Р. Хемпела По данным Н. Томпсона
Никель	129	200	>1	110	Слабые, мало	По данным Н. Томпсона
Медь	83	86	>1	60,6 74,5	Почти нет Много	То же »

уровня амплитуды напряжений относительно предела текучести материала различными механизмами повреждаемости. Это положение согласуется с данными работы [74], в которой на основании исследования процессов усталости в титане предлагается различать «пластическую усталость», когда приложенные напряжения превосходят предел текучести, и «упругую усталость», когда они ниже предела текучести. Металлографические исследования с использованием сканирующего электронного микроскопа показали, что в случае пластической усталости происходит скольжение, которое проявляется в образовании на полированной поверхности металла густо расположенных полос скольжения, самые крупные из которых являются зародышевыми усталостными трещинами [74]. При упругой усталости, если даже в отдельных ослабленных зернах происходит скольжение, трещина может расти через зерно без скольжения; более того, удалось заметить, что когда сдвиговая трещина входит в зерно, где есть линии скольжения, ее рост тормозится, т. е. скольжение препятствует росту трещины. Исходя из этого, авторы работы [74] полагают, что кроме механизма скольжения, вызывающего зарождение трещины при пластической усталости, существует иной механизм трещинообразования, который ответствен за разрушение при упругой усталости.

Эти представления с учетом отмеченных общих черт в проявлении повреждаемости материала на стадиях зарождения и роста усталостной трещины позволяют предположить, что различие так называемой упругой и пластической усталости может найти отражение и в деталях микрорельефа усталостных изломов.

Эта предпосылка легла в основу исследования влияния уровня напряжений (относительно предела текучести) на микростроение усталостных изломов образцов низкоуглеродистой хромоникелевой стали 18Х2Н4ВА со структурой сорбита отпуска в сравнении с техническим железом [56]. Предел выносливости этой стали значительно ниже напряжения, соответствующего пределу текучести, что позволило на одном и том же материале сравнить строение изломов, полученных при напряжениях ниже и выше предела текучести. Отметим, что изломы, полученные при напряжениях, превышающих предел текучести, ($S_A > \sigma_T$), являются малоцикловыми. При $S_A < \sigma_T$ изломы охватывают многоцикловую

и отчасти малоцикловую области усталостной кривой. В то же время у технического железа, поскольку для него $\sigma_{-1}/\sigma_T > 1$, все изломы, как мало-, так и многоцикловые, получены при напряжениях, превышающих σ_T .

Исследование показало, что в изломах данной стали наблюдаются те же элементы микрорельефа, что и у железа: бороздки сплошные (рис. 57, а) и прерывистые (рис. 57, б), сетчатая структура (рис. 57, в), расслоения по плоскостям скольжения, развитый хаотичный рельеф в усталостных зонах и ямочная структура в зоне долома. Однако количественный вклад каждого из этих элементов и распределение их по зонам, наблюдаемым по макростроению, у стали и железа различны. В то время, как для изломов железа характерны бороздки, — они наблюдаются на протяжении всей зоны усталостного разрушения и в мало-, и в многоцикловых изломах, а участки сетчатой структуры редки, для изломов стальных образцов более характерна сетчатая структура, бороздки же, напротив, наблюдаются не всегда. В изломах, полученных при $S_A < \sigma_T$, в зоне медленного развития трещины бороздки отсутствуют и появляются лишь в зоне ускоренного развития. При $S_A > \sigma_T$ бороздки (наряду с сетчатой структурой) присутствуют во всей усталостной области излома.

Следовательно, при нагружении стали с $S_A < \sigma_T$ в зоне излома, где напряжения не превышали σ_T , накопление микроповреждений при росте трещины происходит по механизму, отличному от того, который имеет место у железа и приводит к образованию бороздок в изломе. По-видимому, при напряжениях, равных и выше σ_T , действуют оба механизма повреждаемости, и тогда в изломе наблюдаются бороздки и сетчатая структура, а при напряжениях ниже σ_T ответственным за разрушение является механизм, который проявляет себя в изломе наличием сетчатой структуры. Природа этих образований пока не ясна; в настоящее время нет данных, однозначно свидетельствующих о корреляции их с дислокационной структурой или конкретными структурными составляющими стали. Однако можно предположить существование связи между сетчатой структурой в изломе и ячеистой дислокационной структурой, наблюдаемой в приповерхностных слоях усталостных изломов различных материалов, в том числе и железа; у последнего — наряду с полосовой структурой.

Можно также предположить, что эволюция дислокационной структуры при усталости не обязательно завершается образованием полосовой структуры, а только в тех случаях, когда амплитуда приложенного напряжения превышает предел текучести материала.

Говоря о связи микростроения изломов с механизмом накопления повреждений материала при усталости, необходимо отметить также следующее. Сходство дислокационных структур, образующихся на поверхности усталостного образца в период зарождения усталостной трещины и перед фронтом трещины при ее росте, а также корреляция их в первом случае с устойчивыми полосами скольжения, а во втором — с бороздками и другими элементами рельефа в изломе, позволяет говорить о существовании общих особенностей у процессов зарождения и роста усталостной трещины и наличии общих черт в проявлении повреждаемости материала на этих стадиях.

5. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ НА МИКРОСТРОЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ИЗЛОМОВ

Рассмотрим особенности строения усталостных изломов конструкционных материалов при использовании различных термических и деформационных способов повышения их долговечности.

Влияние упрочняющей обкатки роликами (ППД) на микростроение усталостных изломов исследовали в зависимости от таких факторов, как состав и структура стали, режимы ППД и параметры циклического нагружения. Электронно-фрактографическим методом исследовали те же изломы, макростроение которых анализировалось выше (см. гл. III, п. 1).

Исследование показало, что характер микрорельефа изломов, рассмотренных в п. 1, одинаков для всех структурных состояний независимо от марки стали. Исключение составляют стали средней прочности со структурой мартенсита (18X2H4BA и 30XГСН2A), которым без ППД свойственны изломы первой разновидности по макростроению, а по микростроению они ближе к изломам второй разновидности, наблюдающимся у сталей высокой прочности с мартенситной структурой. В связи с этим ниже приведено описание микростроения изломов не для каждого в отдельности

материала и конкретных условий нагружения, а обобщенно, для всей группы изломов того или иного типа и разновидности.

В неупрочненных образцах изломы первой разновидности (см. рис. 40, *а*, стали с сорбитной и трооститной структурами) в зоне медленного развития трещины имеют весьма гладкую поверхность с участками сетчатой структуры (рис. 58, *а*) и редкими утяжками — следами пластической деформации. В зоне ускоренного развития трещины наряду с указанными элементами рельефа наблюдаются бороздки прерывистого строения (рис. 58, *б*).

Строение рассмотренных изломов соответствует изложенным в гл. III, п. 4 представлениям о существовании двух механизмов повреждаемости при усталости [9, 56]. Поскольку значения напряжений при испытании материалов этой группы ниже их пределов текучести, за разрушение в начальный период распространения трещины ответствен механизм упругой усталости. При этом в зоне медленного развития трещины образуется сетчатая структура. По мере роста усталостной трещины номинальные напряжения перед вершиной трещины превышают предел текучести в отдельных микрообъемах (микротекучесть), а затем во всем оставшемся объеме металла. В результате в этих объемах начинает действовать механизм пластической усталости, что приводит к образованию повреждений, выявляющихся в виде бороздок в зоне ускоренного развития трещины.

Изломы неупрочненных образцов второй разновидности (см. рис. 40, *б*, высокопрочные стали со структурой мартенсита) имеют иной микрорельеф. У них область усталостного разрушения характеризуется заглаженной поверхностью с утяжками на фоне беспорядочных скоплений микропор (рис. 59, *а*), участками сетчатой структуры и бороздками (рис. 59, *б*, *в*). При этом существенно, что рельефные бороздки наблюдаются во всей зоне усталостного разрушения, включая район очага. Поэтому в этих изломах (по макростроению) области усталостного разрушения не делят на зоны медленного и ускоренного развития трещины: наличие одних и тех же элементов микрорельефа во всех участках этой области обуславливает одинаковый характер поверхности излома.

Однако, тот факт, что циклическое деформирование данных сталей с амплитудой напряжения намного ниже предела текучести, когда должен действовать механизм упругой усталости, сопровождается появлением в отдельных локальных объемах повреждений, характерных для «пластической усталости», свидетельствует о том, что напряжения в этих объемах достигают предела текучести (микротекучесть). Известно [33], что высокопрочные стали со структурой мартенсита в силу их значительной концентрационной и структурной неоднородности отличаются высоким уровнем микроискажений, а также наличием значительных локальных напряжений. Последние, накладываясь при циклическом деформировании на рабочие напряжения, могут повысить их в полцикле растяжения до уровня предела текучести в локальных объемах и, следовательно, вызвать к действию в этих объемах механизм пластической усталости.

Мартенситные стали средней прочности (например, 18Х2Н4ВА) разрушаются с образованием изломов первой разновидности (см. гл. III, п. 1), микрорельеф излома аналогичен микрорельефу изломов второй разновидности: бороздки наблюдаются во всей области усталостного разрушения. Однако бороздки в районе очага и прилегающих к нему участков имеют прерывистое строение (и их мало), а по мере удаления от этого района наряду с прерывистыми наблюдаются и сплошные рельефные бороздки. Это обстоятельство указывает на тот факт, что по макростроению в области усталостного разрушения этих изломов, в отличие от изломов высокопрочных сталей, различаются зоны с меньшей и большей шероховатостью (зоны медленного и ускоренного развития трещины). Зона долома в изломах первой и второй разновидностей имеет ямочное микростроение.

ППД существенно изменяет макростроение усталостных изломов (см. гл. III, п. 1). Рассмотрим, какие изменения претерпевает микрорельеф поверхностей усталостного разрушения.

В изломах типа 1а (см. рис. 41) область усталостного разрушения имеет микрорельеф, идентичный рассмотренному для аналогичной зоны неупрочненных образцов той же группы материалов (высокопрочные стали со структурой мартенсита). Это естественно, так как

в обоих случаях эта зона располагается в неупрочненном металле, и, следовательно, механизм накопления повреждений должен быть у них один и тот же. Зона долома, которая занимает всю остальную поверхность излома, имеет как в упрочненной, так и в неупрочненной части сечения ямочное строение, подобное таковому в необкатанных образцах.

Таким образом, несмотря на значительное различие в кинетике распространения усталостной трещины в упрочненных и неупрочненных образцах высокопрочной стали со структурой мартенсита (определяющей макростроение излома), механизм накопления нарушений сплошности перед вершиной трещины на всем ее пути у них одинаков.

Изломы типа 1б (см. рис. 42) характерны для троостита всех исследованных сталей, бейнита и мартенсита сталей средней прочности (см. рис. 44). Микростроение изломов этого типа для мартенситной структуры иное, чем для трооститной.

В образцах с трооститной структурой зона медленного развития трещины в упрочненных и неупрочненных участках сечения имеет сходное строение (гладкая поверхность с участками сетчатой структуры). Изломы этого же типа (1б) у сталей с мартенситной структурой в зоне медленного развития имеют в зависимости от положения участка (относительно деформированного слоя) различный микрорельеф. В участках этой зоны, захватывающих упрочненные слои, наблюдается лишь сетчатая структура (бороздки отсутствуют). Характерно, что та часть этой зоны, которая располагается в неупрочненном металле, наряду с сетчатой структурой содержит бороздки (рис. 60, а), т. е. в неупрочненной части сечения упрочненных образцов микрорельеф зоны медленного развития аналогичен таковому в неупрочненных образцах. Эти данные соответствуют тому, что ППД мартенсита приводит к релаксации пиковых локальных напряжений и уменьшению неоднородности его структуры [10, 42]. Поэтому в деформированном мартенсите при циклическом нагружении нет условий для проявления микротекучести в локальных участках. В результате при амплитуде напряжений ниже предела текучести во всем объеме металла (в деформированном слое) преобладает механизм упругой усталости.

Зона ускоренного развития трещины для всех ста-

лей как с трооститной, так и с мартенситной структурами, разрушающихся с образованием изломов типа 1б, имеет одинаковый микрорельеф, характеризующийся наличием бороздок (рис. 60, б) наряду с сетчатой структурой.

В образцах всех исследованных материалов (упрочненных ППД), разрушающихся с образованием изломов типа 2 (см. рис. 43), в зоне медленного развития трещины наблюдается весьма гладкая поверхность с участками сетчатой структуры (рис. 60, в). Для зоны ускоренного развития трещины характерны бороздки (см. рис. 60 г). Характер, размеры и расположение элементов микрорельефа в каждой из этих зон идентичны таковым в соответствующих зонах неупрочненных образцов. Поскольку зона ускоренного развития трещины и долом располагаются в неупрочненной части сечения образца, идентичность микростроения этих зон в неупрочненных и упрочненных образцах естественна. Тот факт, что зона медленного развития трещины, которая располагается у упрочненных образцов в деформированном слое, имеет такой же микрорельеф, как у неупрочненных образцов, свидетельствует о том, что для сталей с сорбитной и трооститной структурами ППД не вносит изменений в механизм накопления микроповреждений при усталости.

Из проведенного анализа следует, что ППД, внося значительные изменения в кинетику распространения усталостной трещины, сохраняет качественно неизменным механизм процессов образования повреждений перед ее вершиной. Независимо от состава и структурного состояния исследованных сталей процесс повреждения как в деформированных, так и недеформированных слоях металла в зависимости от соотношения уровня напряжений перед фронтом трещины и пределом текучести протекает по механизму упругой либо пластической усталости.

Предлагаемый подход к интерпретации микростроения усталостных изломов логически увязывает закономерность накопления микроповреждений в стали при усталости с особенностями микрорельефа изломов в зависимости от структуры и свойств стали. Это дает основание говорить о правомерности предлагаемой трактовки электронно-фрактографических картин усталостного разрушения и целесообразности ее использо-

вания для диагностирования разрушения при циклическом нагружении.

В качестве критериев интерпретации микрорельефа усталостных изломов сталей со структурами закалки и отпуска предлагаются следующие положения.

Микрорельеф усталостных изомов дает информацию не только о тех процессах периода роста трещины, которые характеризуют конечный акт разрушения материала (в каждом локальном участке излома), но отражает также предшествующие ему изменения в структуре материала.

Бороздки и сетчатая структура — характерные элементы микрорельефа усталостных изломов железа и стали, возникающие при пересечении магистральной трещиной образующихся перед ее фронтом микроповреждений. Последние могут располагаться либо вдоль плоскостей скольжения — тогда в изломе наблюдаются бороздки, либо по иным элементам субструктуры, что соответствует сетчатой структуре в изломе.

Процесс накопления микроповреждений при усталости и, следовательно, характер микрорельефа усталостных изломов не зависит непосредственно от состава и структурного состояния стали, а определяется действием упругой либо пластической усталости в зависимости от соотношения напряжений перед фронтом трещины и пределом текучести.

Присутствие бороздок в исследуемом участке излома свидетельствует о том, что в этом микрообъеме напряжения перед фронтом трещины достигали предела текучести материала и разрушение было обусловлено действием механизма пластической усталости.

Наличие или отсутствие бороздок в изломе для исследованного класса материалов может быть показателем уровня напряжений перед фронтом распространяющейся усталостной трещины в каждом участке излома. Поскольку у исследованных материалов (низко- и среднеуглеродистые легированные стали) предел выносливости значительно ниже предела текучести, то при разрушении без перегрузки (многоцикловая усталость) рост трещины в районе очага и зоны медленного развития контролируется механизмом упругой усталости и, следовательно, в этих изломах не должны наблюдаться бороздки. В связи с этим наличие бороздок в районе очага разрушения этих материалов (за исключением

высокопрочных сталей с мартенситной структурой) свидетельствует о значительных перегрузках при циклическом нагружении.

Это положение, наряду с рассмотренными особенностями микрорельефа для каждой из зон усталостного излома, имеет важное практическое значение для диагностирования причин и характера поломок деталей.

6. ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ИЗЛОМОВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ И ЦЕМЕНТОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Макро- и микростроение изломов, возникающих при симметричном усталостном изгибе высокоуглеродистой стали ($\geq 0,6\% \text{ C}$) в мартенситном состоянии существенно отличается от структуры изломов низко- и среднеуглеродистых сталей. Если у последних поверхность усталостных зон заглажена, а зона долома более шероховата (см. рис. 40), то у высокоуглеродистых сталей области усталостного разрушения имеют более развитую поверхность, чем долом. Усталостная трещина берет начало у поверхности и имеет вид небольшого сегмента с мелкокристаллическим строением (рис. 61, а). В этой зоне области медленного и ускоренного развития трещины не различаются. Вся остальная поверхность излома, охватывающая поперечное сечение и затем переходящая со стороны, противоположной очагу, в продольный «язык», представляет собой долом. Он имеет фарфоровидное строение в поперечном сечении и мелкокристаллическое в продольном. Характерно, что даже в многоцикловых изломах усталостная зона мала, основную часть сечения занимает долом.

Необычный вид усталостного излома высокоуглеродистой стали объясняется его микростроением. В усталостной зоне наблюдается развитый межзеренный рельеф¹ (рис. 62, а). На некоторых гранях выявляются прерывистые, или рельефные усталостные бороздки (рис. 62, б). Долом имеет неоднородное, но более сглаженное, чем в усталостной зоне, строение: поля малоэнергетических ямок, участки квазискола и межзеренного разрушения (рис. 62, в), что типично для изломов высокоуглеродистых сталей при статическом нагружении.

¹ Межзеренное разрушение может приводить и к образованию изломов с малоразвитой поверхностью, например, при задержанном разрушении.

В связи с необычностью усталостного излома диагностика разрушенных деталей из высокоуглеродистых сталей затруднена. Усталостная зона с кристаллическим макростроением может быть принята за статическую трещину или долом, а малоразвитая поверхность долома идентифицирована как усталостная трещина.

Специфика микростроения усталостной зоны изломов высокоуглеродистых сталей с мартенситной структурой позволяет предположить, что, несмотря на принципиальные различия механизмов усталостного и задержанного разрушения, имеется общность в механизме распространения трещины: межзеренное разрушение в обоих случаях обусловлено высокими и неоднородными микронапряжениями мартенсита с пиковыми значениями их у вершин и стыков мартенситных игл (как правило, по границам зерен). Кроме того, отмеченные особенности микростроения усталостных изломов высокоуглеродистых сталей, а также сходство их с характером изломов повторной статики при наличии острых концентраторов напряжений у среднеуглеродистых сталей (см. гл. V) свидетельствуют о значительной степени охрупчивания этих материалов под воздействием циклического нагружения.

Поверхностная пластическая деформация методом обкатки, сглаживая пики микронапряжений в мартенситной структуре [42], приводит к тому, что усталостные изломы высокоуглеродистых сталей приобретают более традиционное макро- и микростроение. В них как и у мартенсита низко- и среднеуглеродистых сталей, упрочненных ППД, четко выражена усталостная зона разрушения — светлое гладкое пятно, расположенное под поверхностью (см. рис. 61, б). Но размер пятна ~ в 5 раз меньше, чем в среднеуглеродистой стали (см. рис. 41). В стали ШХ15 вокруг заглаженного пятна имеется ореол с мелкокристаллическим строением, аналогичным строению сегментных усталостных зон в неупрочненных высокоуглеродистых сталях (без ППД). Остальная поверхность излома (кроме пятна и ореола вокруг него) представляет собой долом.

Для микростроения усталостной зоны (пятна) у относительно более вязкой из исследованных сталей (65С2ВА) типичны участки квазискола с неявно выраженными, нерельефными бороздками и участки ямоч-

ного строения (рис. 63, а). В менее вязкой стали (ШХ15) в усталостной зоне-пятне наряду с межзеренным строением (зачастую с бороздками на гранях) присутствуют типичные для усталости заглаженные поля с бороздками (рис. 63 б). Мелкокристаллический ореол вокруг пятна (этап ускоренного развития усталостной трещины перед доломом) имеет преимущественно межзеренное строение с бороздками на некоторых гранях, т. е. микростроение, аналогичное таковому в усталостной зоне неупрочненных образцов (без ППД).

Следует отметить, что в усталостных изломах сталей рассматриваемого типа бороздки малорельефны, неявно выражены и поэтому их трудно идентифицировать. Легче бороздки выявляются в изломах стали ШХ15 (на более гладком, часто межзеренном фоне излома), чем в стали 65С2ВА, где на основном довольно развитом рельефе излома (утяжки квазискола и малоэнергоемкие ямки) бороздки вуалируются.

Можно полагать, что положительное влияние ППД на изменение микростроения усталостной зоны (практически исчезновение межзеренного разрушения в стали 65С2ВА и значительное уменьшение его доли в стали ШХ15) связано со снижением пиков локальных напряжений и уменьшением микронеоднородности деформации при усталостном разрушении сталей, подвергнутых ППД [42].

Руководствуясь полученными данными об особенностях усталостного разрушения высокоуглеродистых сталей, рассмотрим усталостные изломы сталей после химико-термической обработки, в частности цементации.

Усталостная трещина в цементованных образцах развивается от множества поверхностных очагов, расположенных вдоль всего периметра образца (рис. 64, а). Область медленного развития трещины представляет собой сильно заглаженную кольцевую зону I, которая по ширине соответствует основной части цементованного слоя. Эта зона по своему виду напоминает аналогичную зону в изломах упрочненной ППД стали с сорбитной структурой. Однако в дальнейшем, в период ускоренного развития, трещина у образцов, упрочненных ППД, распространяется в глубь сечения, опережая ее рост вдоль поверхности (см. рис. 43). В цементованных же образцах за зоной медленного развития следует

концентрично ей расположенная кольцевая зона ускоренного развития 2. Она светлая, с более развитой поверхностью и распространяется в переходном слое, где содержание углерода имеет промежуточное значение между слоем и сердцевиной. Долом 3 занимает центральную часть излома и имеет матовую волокнистую поверхность.

Подобное расположение зон наблюдается у различных материалов в изломах образцов с острым кольцевым надрезом при усталостном круговом изгибе с высокими номинальными напряжениями. Влияние цементованного слоя аналогично влиянию надреза.

Микростроение изломов цементованных образцов отличается значительной неоднородностью во всех зонах. В зоне 1 (см. рис. 64, а) наблюдаются типичные для усталостной области заглаженные участки с мало-рельефными прерывистыми бороздками, участки межзеренного разрушения (с бороздками на гранях рис. 65, а), большое число полей малоэнергоемких, разновеликих ямок (рис. 65, б) и отдельные фасетки хрупкого скола (рис. 65, в). В зоне 2 (см. рис. 64, а) гладкие поля с бороздками, более рельефными, чем в зоне 1, сочетаются с участками ямочного строения. Рельефность бороздок, а также число и энергоемкость участков ямочного строения возрастает по мере приближения к долому. В доломе очень неоднородные по величине малоэнергоемкие ямки (рис. 65, г). Малая энергоемкость ямок в доломе для такого вязкого металла, как ядро цементованной стали 18Х2Н4ВА, объясняется действием острого концентратора напряжений — глубокой кольцевой усталостной трещины.

Отмеченная неоднородность микрорельефа излома в усталостной зоне связана с гетерогенностью микроструктуры цементованного слоя высоколегированной хромоникелевой стали, где наряду с высокоуглеродистым напряженным мартенситом присутствует большое количество карбидов и остаточного аустенита. Рентгенографически количество последнего в зоне максимального его содержания в слое (на глубине 0,3—0,5 мм) для исследованных образцов оценено 30—40 % [1]; причем аустенит равномерно распределен в структуре в виде весьма дисперсных объемов и не разрешается на световом микроскопе. Согласно данным электронно-микроскопического исследования [53] остаточный аустенит

локализуется между мартенситными кристаллами в пределах пакета и способствует аккомодации напряжений при превращении. Зная, что величина циклической нагрузки, задаваемая при испытании мартенсита, чрезмерна для аустенита и учитывая высокую способность последнего релаксировать напряжения, можно предположить, что именно микрообъемы остаточного аустенита разрушаются отрывом с образованием ямочного рельефа.

Обкатка образцов цементованной стали приводит к перемещению очага усталостного разрушения под поверхность образца (см. рис. 64, б). Очаговая трещина, зарождаясь под цементованным слоем в переходной зоне, распространяется затем по усталостному механизму, образуя замкнутую круглую полость. В изломе она выявляется в виде светлого пятна (зона 1), располагающегося частично в цементованном и упрочненном ППД слое и частично в переходном неупрочненном слое. Исследование показало, что микростроение усталостной зоны 2 медленного развития трещины, которая располагается по всему периметру образца в цементованном слое, упрочненном ППД, характеризует меньшую повреждаемость (прерывистые бороздки на фоне квазискола и малоэнергоемкого ямочного рельефа, рис. 66, в), чем в зоне 1 (на фоне гладких полей сплошные бороздки и бороздки фестончатого строения, рис. 66, а, б), частично располагающейся в неупрочненном ППД металле. В переходной зоне цементованного слоя, соответствующей области ускоренного развития трещины 3, усталостный рельеф (рис. 66, г) более развит, чем в зоне 2 (см. рис. 64, б, 66, в).

Высказанные соображения могут объяснить причины менее хрупкого микростроения усталостной трещины в цементованном слое хромоникелевой стали по сравнению с высокоуглеродистым мартенситом (существенное уменьшение доли межзеренного разрушения, присутствие участков ямочного строения).

Данные о макро- и микростроении усталостных изломов согласуются с результатами испытания на усталость. Высокоуглеродистая сталь в мартенситном состоянии отличается весьма высоким уровнем и большой неоднородностью микронапряжений, что определяет раннее проявление эффекта микротекучести и, следовательно, пониженное сопротивление зарождению тре-

щины. С этими же особенностями структуры связана повышенная хрупкость и чувствительность к концентрации напряжений высокоуглеродистого мартенсита, что обуславливает также его пониженное сопротивление развитию трещины. Поэтому такой материал характеризуется малой ограниченной долговечностью и низким отношением предела выносливости к пределу прочности (см. табл. 6).

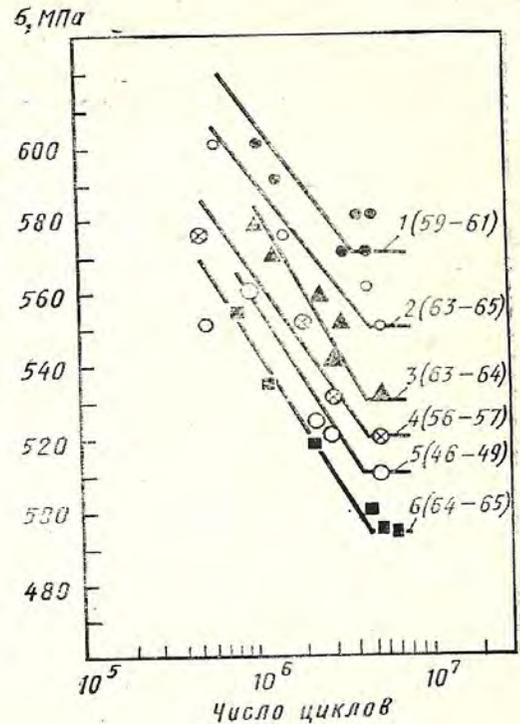
В цементованной хромоникелевой стали сопротивление зарождению трещины зависит от сочетания ряда факторов: неоднородности микронапряжений, связанной со структурой и свойствами слоя; величины и распределения остаточных сжимающих напряжений, обусловленных структурой и глубиной цементованного слоя; соотношением упрочненного и неупрочненного сечений; твердостью сердцевины [1]. При этом важно знать место зарождения очага разрушения: возникает он на поверхности или под влиянием перечисленных выше факторов перемещается под упрочненный слой, что в значительной мере определяет дальнейший процесс развития трещины. Сопротивление развитию трещины при зарождении ее на поверхности в основном зависит от структуры и свойств цементованного слоя. В том случае, когда структура слоя состоит из мелкоигольчатого мартенсита с равномерно распределенными дисперсными участками аустенита, достигаются оптимальные свойства слоя и, следовательно, оптимальное сопротивление развитию трещины, о чем свидетельствует микрорельеф усталостного излома. Поэтому при такой структуре цементованная сталь характеризуется наиболее высоким уровнем усталостной прочности и имеет преимущества перед высокоуглеродистой сталью.

Соответственно обработка холодом, при которой происходит распад остаточного аустенита и, следовательно, устранение его релаксирующего влияния, не увеличивает, а снижает сопротивление усталости (рис. 67), несмотря на значительный рост твердости слоя.

Последнее обусловлено также тем, что мартенситное превращение при обработке холодом происходит в условиях, когда релаксационные процессы затруднены и образующийся при криогенной температуре мартенсит характеризуется более высоким уровнем микрорискажений. Однако и скопления аустенита в структуре слоя

Рис. 67. Влияние режима термической обработки на сопротивление усталости цементованной стали 18X2H4BA:

1 — высокий отпуск, закалка от 800 °С, низкий отпуск; 2 — высокий отпуск, закалка от 800 °С, обработка холодом при -110 °С, низкий отпуск; 3 — закалка от 800 °С, обработка холодом при -110 °С, низкий отпуск; 4 — закалка от 800 °С, низкий отпуск; 5 — закалка от 800 °С, низкий отпуск; 6 — закалка от 800 °С, обработка холодом при -196 °С, низкий отпуск; цифры в скобках означают твердость HRC



приводят к снижению сопротивления усталости цементованной стали, так как в этом случае изолированные поля аустенита обладают резко пониженным сопротивлением зарождению трещины (см. рис. 67).

Все сказанное согласуется с микростроением изломов цементованных образцов (с разным типом структуры слоя), испытанных на статический изгиб. Микрорельеф изломов цементованных образцов из сталей 18X2H4BA и 20X2H4A при статическом изгибе меняется по глубине цементованного слоя соответственно изменению его микроструктуры, которая определяется распределением содержания углерода в твердом растворе и режимом термической обработки [1]. При оптимальном режиме 1 (длительный высокий отпуск после цементации перед закалкой от 800 °С) поверхностная зона цементованного слоя имеет структуру мелкоигольчатого мартенсита с карбидами и минимальным содержанием аустенита — рис. 68, а. В изломе этой зоны наряду с квазискольным и ямочным строением имеются участки хрупкого скола и межзеренного разрушения

(рис. 69, а). При дальнейшем распространении трещины в зоне, обогащенной аустенитом до 40 % (при режиме 1 весьма диспергированным), излом приобретает более вязкое квазискольное и ямочное строение (рис. 69, б). Иногда строение квазискольных участков отражает игольчатую структуру мартенсита (рис. 69, в).

Рельеф излома образцов, термически обработанных по режиму 2 (без высокого отпуска после цементации, закалка от 850 °С), при котором в структуре слоя много аустенита (максимальное содержание до 60 %), сочетающегося с крупно- и среднеигольчатым мартенситом, (рис. 68, б), характеризуется большой энергоемкостью (рис. 70, а), в поверхностном слое значительно меньше участков хрупкого и межзеренного скола, чем при режиме 1.

Для режима 3, который включает обработку холодом после термической обработки по режиму 2 (до 10—20 % аустенита, крупноигольчатый «мартенсит закалики», обедненный углеродом, и безигольчатый или мелкоигольчатый «мартенсит обработки холодом», обогащенный углеродом, рис. 68, в), характерно образование в изломе, во всем цементованном слое, участков межзеренного разрушения (рис. 70, б) на фоне квазискольной и ямочной структуры (рис. 70, в).

Данные о микростроении изломов образцов, подвергнутых изгибу, из цементованных сталей хорошо согласуются с результатами механических испытаний:

повышенное количество аустенита в цементованном слое (режим 2) заметно снижает разрушающее усилие, сохраняя неизменным или даже повышая пластический прогиб в сравнении со значениями, получаемыми после термической обработки по режиму 1;

обработка холодом неизменно снижает как разрушающее усилие, так и пластический прогиб и тем сильнее, чем большее количество остаточного аустенита претерпело превращение при криогенной температуре (табл. 8) и чем ниже температура обработки холодом; очень ярко проявляется влияние структуры слоя на изменение ударной вязкости, которая с повышением количества остаточного аустенита (при увеличении температуры закалки от 800 до 850—900 °С) значительно растет (рис. 71). При этом большую роль играет однородность структуры, которая достигается выравниванием присущей цементованному слою концентрацион-

Таблица 8. Влияние способа разложения остаточного аустенита на свойства цементованной стали 18Х2Н4ВА

Режим термической обработки после цементации	Приращение мартенсита ¹ , %		σ_B при изгибе, МПа	Прогиб при разрушении l , мм
	после высокого отпуска и обработки холодом при —110 °С	после обработки холодом при —110 °С		
Высокий отпуск, закалка от 800 °С, отпуск при 150 °С	10,8	—	1070	2,52
Высокий отпуск, закалка от 800 °С, отпуск при 140 °С, обработка холодом, отпуск при 150 °С	17,7	7,2	1070	2,36
Высокий отпуск, закалка от 800 °С, обработка холодом, отпуск при 150 °С	26,1	14,9	1000	1,91
Закалка от 800 °С, отпуск при 140 °С, обработка холодом, отпуск при 150 °С	—	18,5	990	1,55
Закалка от 800 °С, обработка холодом, отпуск при 150 °С	—	27	960	1,42

¹ Приращение мартенсита определяли магнитометрическим методом.

ной неоднородности твердого раствора. Выравнивание происходит в процессе высокого отпуска перед закалкой в результате выделения карбидов. В этом случае, хотя количество аустенита значительно меньше, чем при том же режиме закалки без предварительного высокого

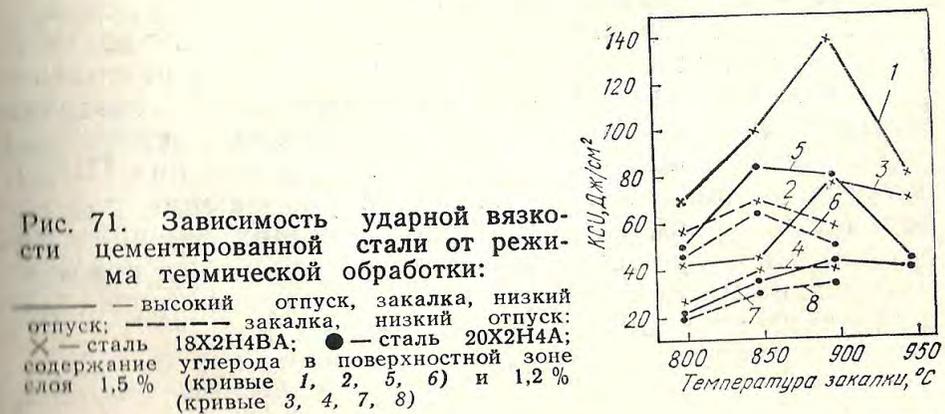


Рис. 71. Зависимость ударной вязкости цементованной стали от режима термической обработки:
 — высокий отпуск, закалка, низкий отпуск; — — — закалка, низкий отпуск;
 × — сталь 18Х2Н4ВА; ● — сталь 20Х2Н4А;
 содержание углерода в поверхностной зоне слоя 1,5 % (кривые 1, 2, 5, 6) и 1,2 % (кривые 3, 4, 7, 8)

отпуска, ударная вязкость тем не менее существенно выше (сравнить, например, кривые 1 и 2 на рис. 71). Обработка холодом резко снижает ударную вязкость и тем в большей степени, чем больше аустенита претерпело превращение при криогенной температуре.

Полученные данные свидетельствуют о том, что конструкционную прочность материала можно оценивать только на основании комплексного исследования свойств, получаемых при разнообразных способах нагружения, а не по результатам испытания отдельных характеристик, даже таких важных, как K_{1c} , который существенно увеличивается с повышением температуры закалки.

Анализ влияния отдельных параметров, например роста величины зерна с повышением температуры закалки, должен учитывать не только изменение общего количества аустенита, но и характер его распределения и способы превращения аустенита в мартенсит. Так, при относительно большом количестве аустенита в цементованном слое, но благоприятном его распределении в виде дисперсных микрообъемов (режим 1) обеспечивается оптимальная конструкционная прочность при статическом и циклическом изгибе, а также при контактном нагружении, хотя по ударной вязкости такой материал уступает стали, закаленной от повышенной температуры 850—900°C (с весьма значительным количеством аустенита). Цементованная сталь, в которой при обработке холодом содержание остаточного аустенита доведено до минимума при очень высокой твердости слоя, обладает пониженным сопротивлением усталости и хрупкому разрушению.

Высокая эффективность обработки ППД цементованной стали определяется повышением ее сопротивления зарождению и развитию трещины в результате уменьшения локальных микронапряжений, создания асимметрии цикла (благодаря высоким остаточным сжимающим напряжениям, возникающим при ППД), а также из-за перемещения очага разрушения под поверхность — в область действия меньших внешних нагрузок, где отсутствует влияние поверхностных концентраторов напряжений и развитие трещины происходит в условиях изоляции от внешней среды.

7. ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕНИЯ ППД И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТПУСКА НА СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ В СЛОЖНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ

В соответствии с развиваемыми представлениями о механизме упрочнения ППД и последующего отпуска [1, 26] важно оценить устойчивость этих эффектов в сложных условиях нагружения, когда снимается значительная доля остаточных сжимающих микронапряжений, наведенных при ППД. С этой целью испытывали на усталость образцы диаметром 30 мм в сборе со стяжной втулкой при одностороннем плоском изгибе со знакопостоянным циклом нагружения и коэффициентом асимметрии 0,25. Применяли следующие условия нагружения¹: каждый образец предварительно подвергали однократному статическому нагружению, величину которого меняли от 0,7 до 2,2 ГПа. Затем образец со стяжной втулкой поворачивали вокруг продольной оси на 180° и через втулку прикладывали к нему циклическую нагрузку до разрушения. Для каждой ступени предварительного статического нагружения определяли предел выносливости $\sigma_{0,25}$. Кроме того, испытаны образцы, для предварительного нагружения которых по той же схеме использовали не одноразовую, а циклическую нагрузку. Образцы изготовляли из стали 30ХГСН2А в мартенситном состоянии с упрочнением ППД обкаткой роликами. Часть образцов после обкатки подвергали отпуску при 300°C в течение 2 ч.

Как показали испытания (рис. 72), эффективность обработки ППД для повышения сопротивления усталости, присущая стали с мартенситной структурой, в результате предварительного нагружения по принятой схеме резко снижается и тем в большей степени, чем больше статическая нагрузка. Сделана попытка объяснить это явление уменьшением остаточных сжимающих напряжений: в поверхностном слое образцов, упрочненных ППД, возникают остаточные сжимающие напряжения, значения которых близки к пределу текучести материала. При предварительном статическом изгибе таких образцов течение металла начинается в зоне сжатия (где остаточные сжимающие напряжения склады-

¹ М. Л. Туровским, И. И. Шифриным предложена методика и проведены испытания на усталость [59].

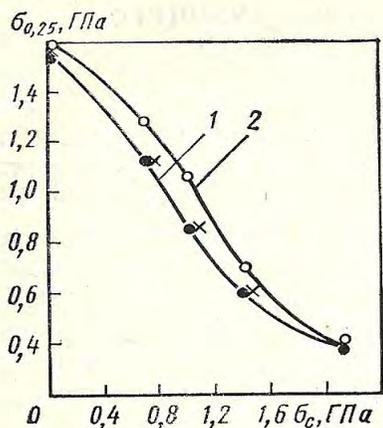


Рис. 72. Зависимость предела выносливости стали 30ХГСН2А от предварительной статической нагрузки:

1 — ППД; 2 — ППД, отпуск при 300 °С

ваются с действующими), а не в зоне растяжения, где они вычитаются из действующих. Вследствие этого, согласно данным работы [59], приложение статической нагрузки вызывает релаксацию наведенных обкаткой остаточных напряжений в зоне сжатия. Это оказывает заметное влияние на понижение сопротивления усталости, когда после поворота на 180° бывшая зона сжатия попадает в сферу действия растягивающих циклических напряжений. Однако сохранение преимущества обкатанной стали даже в том случае, когда в результате предварительного статического нагружения в поверхностном слое вместо сжимающих возникают остаточные растягивающие напряжения [59], говорит не в пользу доминирующего влияния макронапряжений.

Характерно, что отпуск стали после ППД значительно повышает ее устойчивость против отрицательного воздействия предварительного нагружения. Сопротивление усталости в результате отпуска после ППД при принятой схеме нагружения для всех значений предварительной статической нагрузки (σ_c) оказалось выше, чем после ППД, несмотря на то, что отпуск снижает наведенные ППД сжимающие напряжения. При $\sigma_c = 1$ ГПа отпуск стали после ППД повышает ее предел выносливости на 23 % (рис. 72).

Для объяснения разупрочняющего действия статического нагружения и благоприятного влияния при этом отпуска после ППД было проведено фрактографическое исследование влияния предварительного статического и циклического нагружения на строение усталостных изломов образцов, упрочненных ППД с последующим от-

пуском при 300 °С и без него. Изломы сопоставляли при одинаковых предварительной статической и основной циклической нагрузках.

Макростроение изломов. При обычной схеме испытания на усталость при плоском изгибе (без предварительного нагружения) образцы разрушаются с образованием одноочагового излома (рис. 73, а). Очаг 1 находится под упрочненным слоем в центре площадки 2, нормальной оси образца, являющейся начальной зоной усталостной трещины. Со стороны неупрочненного металла зона ускоренного разрушения 3 распространяется по поверхности, наклоненной к оси под углом 30—40°. Эта усталостная зона переходит в зону 4 долома (в нормальной плоскости).

Предварительное нагружение по описанной схеме существенно изменяет строение излома: магистральная трещина распространяется уже не от одного подповерхностного очага, а от многочисленных поверхностных очагов (рис. 73, б). При этом уменьшается вклад касательных напряжений в развитие усталостной трещины. Если без предварительного нагружения и при статической нагрузке $\sigma_c = 0,7$ ГПа зона усталостного разрушения состоит из двух участков: 2 — нормальной оси образца и 3 — наклоненного к нему, развивающегося под действием касательных напряжений, то при $\sigma_c = 1,4$ ГПа уже вся зона усталостного разрушения располагается в нормальной плоскости (рис. 73, в), т. е. касательные напряжения не принимают участия в разрушении. В п. 2 данной главы показано, что для упрочненных ППД сталей с мартенситной структурой роль касательных напряжений в развитии процесса усталости значительно выше, чем у сталей с большим сопротивлением хрупкому разрушению. Следовательно, предварительное однократное нагружение приводит к охрупчиванию материала (тем более интенсивному, чем выше нагрузка). Еще сильнее выражен эффект охрупчивания для предварительного циклического нагружения. Уже при амплитуде $\sigma = 0,7$ ГПа (10^6 циклов) излом подобен полученному при предварительной статической нагрузке 1,4 ГПа. Увеличение амплитуды нагружения до 1,4 ГПа при $2 \cdot 10^4$ циклов приводит к образованию еще более хрупкого излома, в зоне долома полностью исчезает утяжка в виде «усов» (рис. 73, в).

Макростроение изломов образцов, подвергнутых

после ППД отпуску при 300°C , практически не отличается от строения изломов неотпущенных образцов.

Микростроение изломов. При обычной схеме циклического изгиба (без предварительного нагружения) в упрочненной области начальной усталостной зоны рельеф весьма гладкий: на нормальной площадке до глубины 0,3 мм наблюдаются только элементы точечных пор (рис. 74, а), а затем в зонах 2 и 3 (см. рис. 73, а) появляются прерывистые бороздки. В неупрочненной области начальной усталостной зоны 2 микрорельеф развитый с рельефными сплошными бороздками (рис. 74, б), участками сетчатой структуры и утяжками.

Предварительное однократное нагружение изменяет микрорельеф излома. При нагрузке 0,7 ГПа только в районе очага у кромки излома рельеф весьма гладкий с участками сетчатой структуры (рис. 75, а), а уже на небольшой глубине даже в упрочненном слое появляются сплошные рельефные бороздки, которые в зоне ускоренного развития трещины такие же утолщенные, как в неупрочненных слоях усталостной зоны (рис. 75, б, в). При нагрузке 1,4 ГПа бороздки наблюдаются уже по всей глубине упрочненного слоя, включая район очага (рис. 76). В очаге — большое число прерывистых, но рельефных бороздок; на незначительном расстоянии от очага в зоне медленного развития трещины, расположенной в упрочненном слое, наряду с прерывистыми имеется много сплошных рельефных бороздок, которые по мере удаления от очага становятся все более утолщенными. В зоне ускоренного развития трещины число таких утолщенных бороздок заметно увеличивается. Аналогичные изменения вносит в микрорельеф излома и предварительное циклическое нагружение. Причем число и рельефность бороздок увеличиваются с ростом амплитуды и числа циклов предварительного нагружения.

Таким образом, в изломах с предварительным статическим или циклическим нагружением в упрочненной области зоны усталостного разрушения образуются сплошные рельефные бороздки, в отличие от изломов без предварительного нагружения, когда в упрочненном слое бороздки отсутствуют.

Выполненное исследование свидетельствует о том, что снижение предела выносливости и отмеченное по макростроению изломов более хрупкое поведение мате-

риала при распространении усталостной трещины в образцах, разрушенных с предварительным нагружением в обратном направлении, объясняется тем, что в этом случае магистральная усталостная трещина на всем ее пути, включая и упрочненные обкаткой слои, развивается в материале, имеющем повреждения (в виде микронадрывов вдоль плоскостей скольжения перед фронтом развивающейся трещины). Циклическое нагружение упрочненной ППД стали без предварительного статического (циклического) изгиба обратного знака не приводит к образованию подобных нарушений сплошности (см. п. 5 данной главы). В этом случае упрочненные слои оказывают значительно большее сопротивление развитию усталостных повреждений.

Иная картина наблюдается при испытании отпущенных после ППД образцов (рис. 77) по принятой схеме (с предварительным статическим изгибом). Поверхности разрушения в районе очага и в зоне медленного развития трещины мало отличаются между собой. В области очага усталостные бороздки отсутствуют, на гладких полях наблюдаются лишь точечные элементы рельефа. В зоне медленного развития трещины изредка встречаются тончайшие бороздки. В зоне ускоренного развития трещины наряду с тонкими появляются утолщенные бороздки, но их число и толщина значительно меньше, чем в соответствующей зоне излома неотпущенного образца.

Итак, ППД практически предотвращает появление усталостных бороздок в упрочненном слое, соответствующем зоне медленного развития трещины. Предварительное статическое нагружение упрочненной ППД стали приводит к появлению большого числа усталостных бороздок в очаге и зоне медленного развития усталостной трещины. В этом случае поверхность разрушения напоминает таковую в неупрочненной ППД зоне. Микрорельеф усталостных изломов образцов, отпущенных после ППД, при испытании циклическим изгибом с предварительным статическим нагружением аналогичен микрорельефу изломов упрочненных ППД образцов, которые перед циклическим нагружением статически не деформировались.

Принимая гипотезу, изложенную в п. 4 данной главы, согласно которой образование прерывистых и сплошных усталостных бороздок обусловлено степенью

повреждения материала в процессе циклического нагружения до зарождения магистральной усталостной трещины, можно заключить, что предварительное статическое деформирование изгибом стали, упрочненной ППД, увеличивает ее повреждаемость при последующем циклическом нагружении вследствие разрушения благоприятной субструктуры поверхностного слоя, полученной в результате ППД. По-видимому, это облегчает процессы сдвигообразования при циклировании.

Отпуск после ППД, стабилизируя субструктуру поверхностного слоя [26], нейтрализует отрицательное влияние предварительного статического нагружения. В результате существенно уменьшается повреждаемость материала при циклическом нагружении, что является еще одним убедительным доказательством правильности развиваемых представлений о происхождении бороздок в усталостном изломе.

8. ИССЛЕДОВАНИЕ ОЧАГОВ УСТАЛОСТНЫХ ИЗЛОМОВ СТАЛИ С РАЗЛИЧНОЙ ЗАГРЯЗНЕННОСТЬЮ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

В литературе, посвященной проблеме усталости, большое место отводится роли неметаллических включений (НВ). Однако не все аспекты этого вопроса одинаково хорошо освещены. Четко установлено резко отрицательное влияние НВ на сопротивление усталости высокопрочных сталей. При этом большое значение придается размерам, форме и физическим свойствам НВ (модуль упругости E , температурный коэффициент линейного расширения α). Известно, что вблизи недеформирующихся неметаллических включений (ННВ) в связи с меньшим, чем у матрицы коэффициентом α в процессе охлаждения при термической обработке возникают остаточные растягивающие напряжения [27, 69, 73]. Термические напряжения вблизи крупных ННВ неправильной формы весьма высоки [27, 69]. Эти результаты согласуются с данными о большой опасности ННВ при циклическом нагружении [73]. При этом важно выяснить, каково влияние на сопротивление усталости состава, размеров, формы и количества НВ в различных сочетаниях, встречающихся в конструкционной стали с учетом ее прочности и пластичности.

Рассмотрим группу сталей с различным уровнем прочностных и пластических свойств в мартенситном состоянии: сталь 38ХС (плавки 1—3), сталь 30ХГСН2А (плавка 4), сталь 18Х2Н4ВА (плавки 5, 6). Учитывая большую роль создаваемых НВ локальных растягивающих напряжений, важно оценить эффективность ППД (резко снижающей чувствительность к концентрации напряжений) в зависимости от степени и характера загрязненности стали НВ. Для этого сопоставим загрязненность сталей всех плавков с их сопротивлением усталости и результатами фрактографии.

Металлографическим методом определено, что стали плавки 1, 5 и 6 отличаются от сталей плавков 2 и 3 меньшим содержанием ННВ и отсутствием крупных включений этого типа. Размер их не превышает 15 мкм (балл 1,5). В стали плавки 6, кроме того, имеется много довольно крупных нитридов титана. Загрязненные стали плавков 2 и 3 имеют примерно одинаковое количество ННВ. При этом в стали плавки 2 их размер колеблется в основном от 20 до 40 мкм и не превышает 65 мкм, а в стали 3 больше крупных НВ размером 40—80 мкм (балл 4,5). Большинство НВ имеет неправильную, часто остроугольную форму. Особенностью стали плавки 4 является преобладание НВ овальной формы размером 30—50 мкм (балл 3); отдельные НВ размером 40—50 мкм имеют ромбическую форму.

Химический состав типичных НВ определяли методом локального рентгеноспектрального анализа на РЭМ jXA-50A по шлифам. Учитывая данные металлографического исследования и предполагаемый состав включений, рентгеноспектральный анализ проводили по следующим элементам: Al, Si, Mg, Ca, Mn, S, V, Ti, Cr, Ni. Предварительно включение рассматривали во вторичных электронах для выявления его контура, а затем последовательно определяли наличие характеристического рентгеновского излучения каждого элемента. Если проверяемый элемент входит в состав включения, то в области его нахождения регистрируется интенсивное свечение, обусловленное характеристическим излучением данного элемента. Если искомый элемент не входит в состав включения или его содержание соизмеримо с содержанием в матрице, по всему экрану наблюдается равномерное свечение, соответствующее фоновому рентгеновскому излучению. По найденным

элементам устанавливали предполагаемый состав включений, типичных для стали каждой плавки.

В стали плавки 1 включения преимущественно представляют собой глинозем. Для сталей плавки 2—6 типичны включения, имеющие сложный состав, который предположительно можно выразить формулами $MgO \cdot Al_2O_3 + CaO \cdot Al_2O_3$; $CaO \cdot Al_2O_3$; TiN ; MnS .

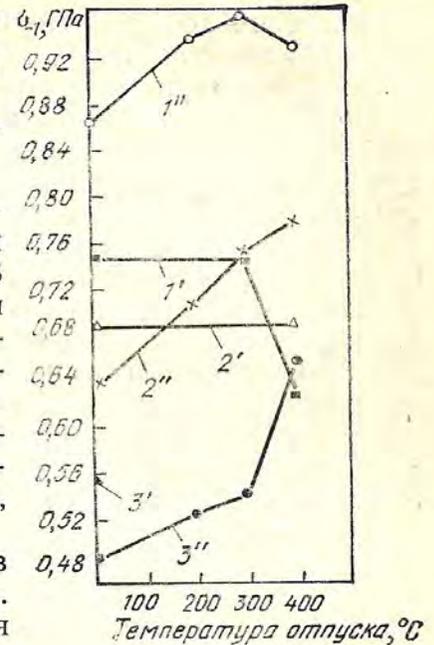
Прицельное изучение фокусов очагов усталостных изломов на РЭМ jXA-50A облегчается тем, что у стали с мартенситной структурой, упрочненной ППД, очаг всегда располагается под поверхностью и хорошо различим (см. рис. 41, 42). Это исследование выявило, что в фокусах 95 % просмотренных изломов имеются ННВ. У остальных изломов очаг выглядел, как на рис. 78, а. При выкрашивании включения в очаге был зафиксирован его четкий след (рис. 78, б).

Сам факт наличия ННВ в фокусах почти всех изломов даже относительно чистых плавки свидетельствует, что в сталях с мартенситной структурой эти включения являются весьма опасными структурными концентраторами напряжений. При исследовании фокусов изломов во вторичных электронах выявлено, что контур фокуса, повторяющий конфигурацию включения, у образцов всех исследованных сталей, как правило, имеет неправильную остроугольную форму, иногда ромбическую; ни в одном случае в фокусе излома не обнаружено овальное включение.

Локальный рентгеноспектральный анализ ННВ в фокусах усталостных изломов (по методике анализа ННВ на шлифах) показал, что в преобладающем числе случаев в сталях плавки 2, 3, 5 ННВ имеют сложный состав типа магнезиальной шпинели, а в сталях плавки 1 и 4 — представляют собой нитриды титана.

Как следует из полученных данных, относительная опасность включения определяется сочетанием факторов состава, размера и формы. Так, у стали плавки 1 в фокусах усталостных изломов обнаружены в основном нитриды титана (рис. 79); только изредка встречается глинозем, хотя для стали этой плавки он наиболее типичен. Следовательно, нитриды титана, несмотря на несколько больший коэффициент α , чем у глинозема, также относятся к разряду опасных включений в связи с их неблагоприятной (остроугольной) формой. Эти соображения подтвердились для стали

Рис. 80. Влияние температуры от пуска после ППД на предел выносливости стали 38ХС (мартенсит) с различной загрязненностью ННВ:
1—3— номера плавки; 1'—3' — без ППД; 1''—3'' — с ППД



плавки 4. В фокусах усталостных изломов типичны для стали этой плавки крупные ННВ овальной формы обнаружены не были. Преимущественно наблюдали нитриды титана размером до 15 мкм (см. рис. 79) и изредка крупные ромбической формы ННВ типа магнезиальной шпинели с меньшим α , чем у нитридов титана.

Сопоставление результатов испытания на усталость (рис. 80) с данными исследования на РЭМ загрязненности стали позволяет оценить влияние ННВ на сопротивление усталости.

Поскольку у стали плавки 1 предел выносливости высок в исходном состоянии и после ППД, можно заключить, что опасные по составу и форме ННВ малого размера не вызывают существенного снижения сопротивления усталости стали с мартенситной структурой при достаточном запасе пластичности матрицы. В сталях плавки 2 и 3 усталостные трещины инициируются крупными ННВ неправильной формы, в состав которых входит магнезиальная шпинель (рис. 81, 82). Очевидно, низкие показатели сопротивления усталости сталей плавки 2 и 3 без обработки ППД (как и после ППД при одинаковой со сталью плавки 1 степени упрочнения) обусловлены большим размером ННВ неблагоприятной формы и «опасного» состава.

Этот вывод подтверждается тем, что у образцов сталей плавки 2 и 3, для которых ППД оказалась малоэффективной, величина фокуса излома, обусловленная размером ННВ, на порядок превышает величину фокуса излома у образцов стали плавки 1, ППД которой существенно повысила сопротивление усталости (70×100 мкм и 4×15 мкм соответственно).

Высокое сопротивление усталости стали плавки 4 (без упрочнения ППД и после ППД), несмотря на довольно большую загрязненность, объясняется преобладанием включений овальной формы. На существенное значение этого фактора указывает отсутствие такого типа включений в очагах усталостных изломов. Положительное значение, по-видимому, имеет и большая, чем у стали 38ХС, пластичность мартенситной матрицы. Относительно большая эффективность упрочнения ППД у стали 18Х2Н4ВА (плавка 6), несмотря на загрязненность крупными нитридами, в значительной степени обусловлена благоприятными свойствами, присущими этой стали в мартенситном состоянии. Свойственная сталям 18Х2Н4ВА и 30ХГСН2А способность релаксировать локальные напряжения без образования опасных микродефектов ослабляет отрицательное влияние крупных ННВ.

Анализ полученных данных позволяет следующим образом объяснить различную эффективность упрочнения ППД исследованных сталей. В том случае, когда сталь загрязнена крупными ННВ (с пониженным α) остроугольной формы, локальные термические напряжения в их окрестности велики и соизмеримы с пределом текучести материала [27], что при наложении циклической нагрузки облегчает проявление эффекта микротекучести и способствует раннему зарождению усталостной трещины (стали плавки 2, 3). У относительно чистых сталей с ННВ малых размеров или НВ средних размеров овальной формы (плавки 1, 4, 5) локальные напряжения в окрестности большинства включений значительно ниже предела текучести, и поэтому они не играют существенной роли. При этом превалирует влияние положительных факторов, реализующихся при ППД.

Отпуск после ППД для исследуемых сталей всех плавки приводит к существенному повышению сопротивления усталости (см. рис. 80). Причем наибольший его прирост наблюдается у сталей, загрязненных крупными ННВ, для которых ППД оказалась малоэффективной (стали плавки 2, 3). Благоприятное влияние последеформационного отпуска на сопротивление усталости стали выявлено также при изучении фокусов изломов, отпущенных и не отпущенных после ППД образцов, которые испытывали при одном уровне напряже-

ний. Оказалось, что критический размер НВ, инициирующего возникновение усталостной трещины в упрочненном ППД образце, под влиянием отпуска имеет тенденцию к увеличению (рис. 83—85). Это свидетельствует об уменьшении и процессе отпуска локальных напряжений в окрестности включения. В связи с этим последеформационный отпуск во всех исследованных случаях приводит к повышению сопротивления усталости и тем более существенному, чем относительно большими были до отпуска локальные напряжения вблизи включений (см. рис. 80).

Таким образом, у упрочненных ППД сталей с мартенситной структурой очаговая усталостная трещина, как правило, инициируется ННВ. При этом сопротивление зарождению усталостной трещины при прочих равных условиях (характеризующих свойства матрицы и качество упрочнения ППД) определяется размером и формой опасных по составу ННВ; доминирующую роль играет размер НВ.

На основе рассмотренных выше результатов исследования можно сделать следующие обобщения:

• менее опасные по составу включения с относительно высоким α при больших их размерах и неправильной остроугольной форме фактически оказываются более опасными, чем включения с меньшим коэффициентом α , но больших размеров;

• при примерно одинаковых размерах менее опасные по составу включения, но остроугольной формы, чаще являются очагами усталостного разрушения, чем более опасные по составу включения, но благоприятной формы;

• при малых размерах даже самые опасные по составу неметаллические включения (глинозем) у стали с удовлетворительной пластичностью мартенситной матрицы не оказывают существенного влияния на сопротивление усталости;

• количество включений данного типа, размера и формы обуславливает степень вероятности зарождения трещины при прочих равных условиях.

При исследовании на РЭМ фокусов изломов выявлены некоторые особенности зарождения усталостной трещины вблизи НВ. В большинстве случаев НВ присутствует в обеих половинках излома. При этом на одной половинке излома в районе экваториальных обла-

стей НВ наблюдается выкрашивание части включения (см. рис. 83—85). Из данных, приведенных выше, с учетом результатов работы [51] следует, что усталостная трещина чаще зарождается не в полюсных участках (точка приложения нормального напряжения) подповерхностного НВ, а возникает вблизи его экваториальных участков на границе матрица—включение или внутри НВ.

В заключение следует отметить, что испытания на усталость стали с мартенситной структурой, упрочненной ППД, благодаря четкости выявления закономерного расположенного под поверхностью очага излома, могут служить прямым способом определения степени опасности разных типов НВ при циклическом нагружении.

ДИАГНОСТИКА ХАРАКТЕРА ДЕФЕКТОВ МАТЕРИАЛА, СПОСОБСТВУЮЩИХ РАЗРУШЕНИЮ ДЕТАЛЕЙ

Разрушение деталей иногда обусловлено дефектами металла, образовавшимися в процессе металлургического производства или при последующих переделах на машиностроительном предприятии. Для выявления дефектов, наряду с контролем макро- и микроструктуры, широко применяют метод оценки вида излома. Сложность определения характера дефектов связана с тем, что до разрушения металл, как правило, подвергается нескольким деформационным и термическим обработкам, которые значительно изменяют внешний вид и строение дефекта. Кроме того, в процессе этих обработок могут возникать новые дефекты металла, которые тоже выявляются при исследовании изломов разрушенных деталей. Поэтому для надежной идентификации дефектов в дополнение к изучению макростроения изломов применяют электронно-фрактографический метод, что в ряде случаев помогает установить характер, этап возникновения и механизм образования дефекта.

Все дефекты, выявляемые в изломах, целесообразно разделить на две группы: 1) дефекты—неплотности материала, образовавшиеся до разрушения; 2) аномалии в изломе дефектного материала, возникающие непосредственно в процессе разрушения.

К первой группе относят такие дефекты, как волосовины, истинные расслои, пористость, флокены, трещины различного рода (металлургические, закалочные, шлифовочные и др.).

Ко второй группе дефектов относят ложные расслои, грубослойный излом, камневидный и нафталинистый изломы при перегреве, кристаллический излом в состоянии обратимой и необратимой отпускной хрупкости, флокены растяжения и др.

Анализ микрорельефа изломов позволяет при сходном макростроении различить дефекты первой и второй

групп, а также определить их происхождение и этап возникновения.

1. ДЕФЕКТЫ ТИПА РАССЛОЕВ

Под термином расслой или расслоение в литературе описывается множество дефектов, имеющих различное происхождение. Общим для этих дефектов с малоразвитым макростроением является образование их в металле, подвергнутом горячему деформированию прокаткой или ковкой.

З. М. Калинина [19] определяет расслоения как незаварившиеся при ковке или прокатке межкристаллитные трещины в осевой зоне слитка. Такие расслоения лучше выявляются в продольных изломах и представляют собой участки металла с неокисленной матовой поверхностью древесного или заглаженного строения, ориентированные в направлении вытяжки при горячей механической обработке.

К истинным расслоям относят дефекты, которые образуются в результате раскатки иликовки из несплошностей, существовавших до горячей деформации металла. При этом несплошность может иметь различное происхождение (межкристаллитные трещины, газовые пузыри, остатки не полностью удаленной усадочной раковины и др.).

Большая заглаженность поверхности расслоений, по-видимому, результат трения поверхностей несплошности, приходящих в соприкосновение друг с другом в процессе горячей деформации.

При исследовании микростроения установлено, что истинные расслои имеют поверхность со слаборазвитой полосчатой волнистостью (рис. 86, б, 88, а) или округлыми плоскими образованиями (рис. 87, а; 88, б); часто их поверхность покрыта продуктами коррозии (рис. 86, б; 87, а; 88, б). Для проверки предположения о том, что такой рельеф является следствием трения стенок расслоя друг о друга, поверхность имевшейся в изломе трещины с исходным межзеренным строением (рис. 89, а) была подвергнута наклепу. Полученный при этом микрорельеф оказался аналогичным микрорельефу, типичному для истинного расслоения: заглаженные поля (рис. 89, б) с участками, покрытыми округлыми образованиями (рис. 89, в).

Истинный расслой в изломе тонкой листовой стали 85 приведен на рис. 86, а. В этом случае степень деформации материала очень велика, и вся поверхность дефекта имеет характерное «наклепанное» микростроение.

Иногда на поверхности расслоев можно выявить небольшие участки (островки), сохранившие структуру исходного дефекта, превратившегося после горячей деформации в расслой. Так, в одном случае в микростроении поверхности расслоя обнаружены отдельные участки ямок (рис. 87, б), а в другом — участки межзеренного разрушения (рис. 88, в). В последнем случае можно предположить, что исходным дефектом, превратившимся в расслой при прокатке, была межкристаллитная трещина.

В изломах деталей иногда встречаются дефекты, которые представляют собой заглаженные малоразвитые участки поверхности, очень напоминающие по макростроению истинные расслои, однако таковыми не являются. Отличить такие ложные расслои от истинных и выяснить причину их возникновения можно с помощью электронной фрактографии. Поверхность этих дефектов имеет квазискольную или ямочную структуру с малой энергоемкостью; часто наблюдается много неметаллических включений (рис. 90, б, 91, б). Четкий рельеф и отсутствие «наклепанного» микростроения свидетельствуют о том, что разрушение произошло после горячей деформации. Микростроение этих дефектов указывает на то, что они представляют собой области малоэнергоемкого разрушения, развивавшегося в районе скопления крупных неметаллических включений. Эти включения (особенно нитриды алюминия, титана и ванадия), вызывающие ложные расслои, часто имеют пленочный характер [19, 66]. Ложный расслой отличается от истинного тем, что он не существовал в металле до деформирования, а образовался в процессе разрушения. Естественно, что разрушение детали, в которой обнаружен ложный расслой, происходит со значительно большими затратами энергии, чем при наличии в металле исходной несплошности такого же размера.

В прокатке стали, загрязненной неметаллическими включениями и характеризующейся структурной полосчатостью (в связи с ликвацией примесей и легирующих элементов), иногда образуется грубослойный из-

лом [14]. По макростроению этот излом состоит из перемежающихся полос с волокнистым и заглаженным малоразвитым строением, напоминающим поверхность одной из разновидностей расслоя (рис. 92, а).

Микрорельеф такого излома состоит из чередующихся областей обычного ямочного строения и полос малоэнергоемкого ямочного или квазискольного строения с большим числом включений, часто ориентированных вдоль направления прокатки (рис. 92, б).

Уменьшение числа неметаллических включений существенно понижает степень слоистости излома. Так, электрошлаковый переплав стали 45ХН2МФА приводит практически к отсутствию слоистости, характерной для продольного излома проката этой стали, выплавленной открытым дуговым способом.

Часто ложные расслои имеют вид широких светлых неокисленных полос с заглаженной поверхностью, направленных вдоль проката и отличающихся от основного волокнистого излома (рис. 93). Такие ложные расслои легко спутать с истинными расслоями.

Ложные расслои могут иногда в макростроении проявляться в виде тонких «серебряных» нитей (рис. 94). Микростроение такой светлой узкой полосы представляет собой цепь весьма малоэнергоемких ямок или квазискольных вытянутых полей; при этом явно прослеживается характерная направленность в расположении малоэнергоемких ямок или утяжин на участках квазискола. Это, по-видимому, связано с ориентированным расположением включений, вызвавших местное малоэнергоемкое разрушение по типу ложного расслоя. Дефект типа тонких «серебряных» нитей следует отличать от раскатанных газовых пузырей, особенностью которых являются характерные углубления в месте начала или конца дефекта [14, 19]. Таким образом, дефекты, представляющие собой тонкие «серебряные» нити, имеют микростроение и природу, аналогичную ложным расслоениям в виде широких светлых полос. Оба эти дефекта ГОСТ 10243—75 трактует как истинные расслоения.

На рис. 95 приведен дефект, выявленный в осевом сечении прутка, разрушившегося при холодной деформационной обработке детали. На поверхности дефекта наблюдается засор. Микрорельеф дефекта представляет собой своеобразную поверхность с круглыми фигурами

и большим числом неметаллических включений. Характерной особенностью микростроения дефекта в этом случае является нечеткость, оплавленность рельефа, что (по аналогии с данными работы [32]) может быть результатом кристаллизации металла в контакте с жидкими прослойками включений. Этот дефект представляет собой истинный расслой, образовавшийся в результате грубого засора; наличие неметаллического материала, по-видимому, предохранило стенки несплошности от трения при прокате и предотвратило появление типичного для истинного расслоения «наклепанного» микрорельефа.

Дефекты типа засоров обычно сопровождаются большими скоплениями неметаллических включений (рис. 96, б). При расположении их в прокате вблизи поверхности в процессе термических воздействий на металл вокруг дефектов образуется обезуглероженная зона — «мешок» (рис. 96, а).

Необычным случаем засора является дефект, обнаруженный в прокате стали 45ХН2МФА (рис. 97). Исследование показало, что этот дефект представляет собой инородное тело — закатанный на прокатном стане технологический прутки, который, судя по химическому составу, структуре и твердости, изготовлен из низкоуглеродистой стали.

Неметаллические фазы пленочного характера, выделяющиеся на границах кристаллитов, служат причиной образования в изломе дефектов, определяемых ГОСТ 10243—75 как межкристаллитные прослойки типа сколов. На рис. 98, а приведен дефект, представляющий собой сколы в виде светлых заглаженных площадок, отличающихся от основного излома. Микростроение дефекта характеризуется оплавленностью рельефа (рис. 98, б), что может быть обусловлено образованием поверхности разрушения на границе раздела матрица—плена. Аналогичное микростроение наблюдалось на дефекте типа плена [66]. Эти дефекты при порезке проката на горячо вызвали образование грубых трещин непосредственно по сколам (см. рис. 98, а).

На рис. 98, в показан дефект в изломе проката, который имеет вид овальных трещин мелкокристаллического строения на фоне основного более развитого кристаллического излома. Идентифицировать происхождение этого дефекта по макростроению затруднительно.

Микростроение этого излома представляет собой чередующиеся поля с оплавленным рельефом (характерным для межкристаллитных прослоек) и участки квазискола и ямочной структуры, характер которых (большая заглаженность поверхности и очень низкая энергоемкость ямок) свидетельствует о разрушении по типу ложного расслая.

Приведенные выше данные убеждают в том, что для идентификации характера дефекта необходимо привлекать электронную фрактографию.

2. ДЕФЕКТЫ ЛИТОЙ СТАЛИ

Изломы литой конструкционной стали в нормализованном и отожженном состоянии имеют кристаллическое, а в термически улучшенном — волокнистое макростроение. Часто наблюдается смешанный характер разрушения — чередование кристаллических и волокнистых участков. На рис. 99, *а* показано макростроение статического излома стали 32Х06Л после закалки и высокого отпуска с четко выделяющимися фасетками межкристаллитного разрушения. В микростроении этого излома наблюдали многочисленные участки ямок, самых разнообразных по форме, величине и глубине: равноосные довольно энергоемкие ямки, ориентированные малоэнергоемкие ямки (рис. 99, *б*), очень неглубокие ямки иногда вырожденной формы (рис. 99, *в*), сотовый рельеф. Часто малоэнергоемкие ямки или сотовый рельеф располагаются по границам кристаллитов. Микростроение излома отражает дендритность структуры литого металла (рис. 99, *г*). Наблюдается большое число следов от включений, различных по размерам и по форме.

Типичными дефектами литых металлов и сплавов являются пористость и рыхлоты.

Излом литого алюминиевого сплава АЛ26 по месту рыхлот характеризуется развитой поверхностью с множеством блестящих кристаллических фасеток. Микростроение этого излома представляет собой преимущественно хрупкий скол с ручьистыми узорами (рис. 100, *а*, *б*). На многих участках по гладкому фону наблюдается так называемый геометрический микро-рельеф, возникший на поверхности рыхлот при затвердевании металла (рис. 100, *в*).

Статическое разрушение детали из литого сплава АЛ9 с распределенной пористостью привело к возникновению излома с большим разнообразием элементов микро-рельефа (рис. 101): хрупкого транскристаллитного скола, межзеренного и межблочного разрушения, вырожденных ямок. На хрупких участках излома (чаще в районе межзеренного и межблочного разрушения) выявляется геометрический микро-рельеф (рис. 101, *б*). Аналогичный рельеф обнаружен на поверхности подкорковых пузырей, дефектов типа «паук» [66]. В рассмотренных случаях наличие геометрического микро-рельефа является результатом воздействия высоких температур на свободную поверхность дефекта.

С. М. Полонской [37] при исследовании изломов литой низкоуглеродистой легированной стали выявлен геометрический микро-рельеф на поверхности микронесплошностей, образующихся в результате усадки металла в местах стыка дендритных кристаллов. По ее мнению, наличие такого рельефа может служить индикатором микронесплошностей в металле.

Причины образования геометрического микро-рельефа исследованы в ряде работ. Согласно работе [60] на открытой поверхности затвердевающего металла возникает характерный микро-рельеф в виде «террас», т. е. участков поверхности, параллельных определенным кристаллографическим плоскостям. Эти плоскости образуются благодаря тому, что наиболее плотно упакованные атомные слои имеют самую низкую поверхностную энергию.

Поверхность металла, первоначально абсолютно гладкая, после продолжительного воздействия высоких температур в условиях пониженного давления газовой фазы приобретает рельефную структуру: на ней появляется множество граней (фасеток), форма и расположение которых зависят от кристаллографической ориентации поверхности. Возникновение подобного рельефа объясняется протеканием таких процессов, как испарение атомов металла со свободной поверхности, поверхностная диффузия и селективное окисление [34].

Существование связи между узором геометрического микро-рельефа и кристаллографической структурой материала позволило разработать метод определения характеристик тонкой структуры металла с использованием ионного травления (рис. 102).

Приведенные выше экспериментальные факты говорят о том, что несплошности, возникшие при затверждении жидкого металла, а также несплошности, образовавшиеся в процессе горячей механической обработки или при последующем охлаждении, подвергнутые впоследствии длительному воздействию высоких температур, могут иметь характерный геометрический микро-рельеф поверхности. Исследования выявили ряд разновидностей микрорельефа: параллельные или пересекающиеся плоскости (см. рис. 100, 102), «террасы» [61] или «ступеньки» [37], иногда узор типа «отпечатков пальцев» (рис. 101, б). Характер геометрического микрорельефа, по-видимому, определяется условиями его образования и кристаллографическим строением материала, ориентацией кристаллитов по отношению к поверхности разрушения.

Электронно-фрактографические исследования сталей и сплавов, выявляющие этот микрорельеф, расширяют возможности определения причин и этапов возникновения различных дефектов.

3. ДЕФЕКТЫ ВОДОРОДНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Повышенное содержание диффузионно-подвижного водорода в стали может быть причиной образования различных дефектов, выявляемых в изломах.

Дефекты первой группы — несплошности материала, возникающие до разрушения. Типичными представителями этих дефектов служат флокены и реже крупные трещины, занимающие большую часть сечения (рис. 103).

Дефекты второй группы образуются непосредственно в процессе разрушения. Это так называемые водородные пятна или «флокены растяжения».

Флокены — тонкие извилистые трещины, возникающие в процессе охлаждения поковок или проката легированных и реже углеродистых сталей. В макроизломах легированных сталей флокены выявляются в виде округлых светлых пятен с блестящей малоразвитой поверхностью, резко отличающейся от основного излома. В углеродистых сталях флокены имеют сероватый цвет и не столь резко очерчены, как у легированных сталей.

Микростроение поверхности флокенов (рис. 104) отличается очень большой заглаженностью. Для них, как

правило, характерен межзеренный рельеф с очень гладкими гранями (рис. 104, а, б); изредка на гранях наблюдаются слабо развитые утяжки и следы включений (рис. 104, в). Особенности микростроения флокенов являются оплавленность рельефа и наличие микрогеометрического узора. Образование в данном случае микрогеометрического узора объясняется тем, что флокены, возникшие в процессе охлаждения заготовок после горячей деформации (при температуре не более 200°C), подвергаются при контроле на наличие этих дефектов высокотемпературному нагреву (закалке или нормализации), что, как показано в п. 2 данной главы, обуславливает возникновение специфического рельефа.

Избыточное содержание диффузионно-подвижного водорода приводит к образованию в изломе разрывных образцов водородных пятен часто даже при отсутствии истинных флокенов. Так, в работе [3] в изломах разрывных образцов сталей 30ХГСН2А и 45ХН2МФА, нагревавшихся под закалку в эндогазе, в мартенситном состоянии выявлены округлые светлые пятна с заглаженной поверхностью на фоне основного матового излома (см. рис. 105, а, б). Точно такие же пятна обнаружены на фоне волокнистого излома разрывных образцов, вырезанных из крупных нормализованных поковок углеродистой стали 35 с повышенным содержанием водорода, абсорбированного в процессе выплавки (рис. 105, в). Независимо от способа насыщения стали водородом и ее структурного состояния (в первом случае — мартенсит, а во втором — перлитно-ферритная структура) образование пятен в изломе разрывных образцов сопровождалось резким снижением поперечного сужения ψ (в меньшей степени удлинения δ) при удовлетворительной ударной вязкости. При этом количество и размер пятен в обоих случаях коррелировали со значением ψ , которое как для стали с мартенситной, так и с перлитно-ферритной структурами, снижалось до 5—20% (вместо 40—52% для материала, не насыщенного водородом). Следовательно, сопротивление разрушению при повышенном насыщении водородом не зависит от исходных свойств материала, а определяется влиянием водорода. Следует подчеркнуть, что в изломах ударных образцов водородные пятна никогда не наблюдались.

Значительное падение поперечного сужения при высокой ударной вязкости свидетельствует о большой роли

скорости деформирования. Это подтверждается также данными об уменьшении пластичности (ψ) с уменьшением скорости деформирования при растяжении [36]. Показано, что охрупчивание связано с присутствием диффузионно-подвижного водорода, абсорбированного металлом в процессе выплавки стали, при нагреве в эндогазе или при электрохимической обработке. В процессе длительного низкого отпуска (для мартенситной структуры) и высокого отпуска (для перлитно-ферритной структуры) при вылеживании при нормальной температуре происходит десорбция диффузионно-подвижного водорода, результатом чего является полное или частичное (в зависимости от длительности отпуска) восстановление пластичности стали и исчезновение водородных пятен в изломе.

Эти факты свидетельствуют о том, что светлые пятна появляются в изломах наводороженных образцов только в процессе испытания при достаточно малой скорости деформирования, а не в процессе охлаждения наводороженной стали.

С помощью РЭМ выявленные на оптическом микроскопе ($\times 10$) четко очерченные пятна идентифицированы как области, резко отличные по строению от основной поверхности излома. В центре всех пятен выявлены неметаллические включения неправильной формы (рис. 106, а).

Электронно-фрактографическое исследование показало, что в сталях с мартенситной структурой водородные пятна имеют хрупкое межзеренное строение (рис. 106, 107).

На гранях наблюдаются субмикротрещинки, что типично для водородного охрупчивания [55]. Остальная часть изломов, вязкая по микростроению, так же как и изломы ненаводороженных образцов, имеет преимущественно ямочное микростроение.

Механизм образования «флокенов растяжения» представляется следующим: при достаточно малой скорости деформирования подвижный водород диффундирует в места повышенной концентрации напряжений. В мартенситной структуре такими концентраторами служат крупные недеформирующиеся включения и вершины или стыки мартенситных кристаллов, т. е. преимущественно границы бывших аустенитных зерен. При скорости деформирования, обеспечивающей протекание

диффузионных процессов, скопление водорода может привести к возникновению и росту межзеренных трещин, которые, достигнув значительных размеров, выявляются в изломе в виде светлых пятен. В пользу такого предположения свидетельствуют имеющиеся экспериментальные данные о значительном ускорении диффузии и поглощения водорода в процессе деформирования стали [30]. Этим и объясняется межзеренное строение водородных пятен в стали с мартенситной структурой и наличие в центре пятен крупных ННВ. Последнее говорит о том, что они являются очагами зарождения этих трещин.

По данным Г. В. Карпенко граница металл — неметаллическое включение служит коллектором, где сегрегирует водород, так как она является свободной поверхностью, на которой энергетически выгодна молизация атомов водорода. Большое влияние неметаллических включений на окклюзионную способность металла по водороду показано также экспериментально [27, 36].

Можно полагать, что в структурах немартенситного типа под влиянием водорода, диффундирующего к местам залегания неметаллических включений, микротрещины образуются путем хрупкого отрыва в областях скопления неметаллических включений. В соответствии с этим находит объяснение тот факт, что светлые пятна в изломах стали с ферритно-перлитной структурой имеют микрорельеф хрупкого скола с ручьистым узором, на фоне которого наблюдаются скопления пленочных и строчечных неметаллических включений [12].

Иногда в изломах разрывных образцов при малых увеличениях ($\times 30$) обнаруживали нечетко очерченные очень мелкие пятна и поры (рис. 108). В этом случае поперечное сужение ψ также оказывалось пониженным; при наличии единичных пятен и пор — незначительно (до 32—36 %), а при большом числе таких пятен, занимающих большую часть сечения, — весьма существенно (до 15 %). Длительный отпуск полностью восстанавливал пластичность материала и устранял эти пятна в изломе.

На РЭМ эти размытые мелкие пятна идентифицируют как углубления с хорошо просматриваемым дном, микрорельеф которого представляет собой хрупкий скол или квазискол (рис. 109). Поры — глубокие остроугольной или овальной формы, располагаются на

площадках с менее энергоемким строением, чем основной излом (рис. 110).

Все описанные выше «водородные» дефекты в изломах разрывных образцов, образующиеся в процессе деформирования в результате сегрегации водорода, служат концентраторами напряжений и приводят к разрушению с малой макропластической деформацией. Разрушение в областях излома, не пораженных пятнами, протекает без участия диффузионно-подвижного водорода, и излом при этом соответственно имеет преимущественно ямочное микростроение.

Электронно-фрактографическое исследование позволяет надежно отличать пятна, возникающие в процессе разрушения наводороженного металла, от флокенов. Поскольку при этом правильно определяется причина и этап возникновения дефекта, выбираемые меры для его устранения являются эффективными. Металл, пораженный водородными пятнами, может быть исправлен, в то время как флокены — дефект трудноисправимый.

Рассмотренные особенности разрушения наводороженного металла говорят об аналогии с поведением материала при замедленном разрушении. Оба процесса термически активируемые, что и определяет однотипное влияние скорости и температуры деформирования. Аналогичным также является влияние величины зерна, температуры и длительности отпуска, особенностей выплавки сталей.

4. ДЕФЕКТЫ ИЗЛОМОВ ПЕРЕГРЕТОЙ СТАЛИ

Перегрев стали при ковке, штамповке и других операциях горячей обработки давлением или термической обработки приводит к образованию крупнокристаллического, камневидного и нафталинистого изломов.

Камневидность проявляется в виде единичных или групповых фасеток на волокнистом фоне основного излома; иногда фасетки занимают большую часть излома. Форма и расположение фасеток напоминают огранку зерен, поверхность их выглядит матовой и заглаженной.

Размеры камневидных фасеток как непосредственно после перегрева, так и после перекристаллизации (в результате термической обработки) соизмеримы не с величиной действительных зерен, а с величиной крупных зерен аустенита, образовавшихся после пере-

грева [29]. Происхождение камневидного излома связывают [14, 29] с проходящими при высокотемпературном нагреве процессами перераспределения поверхностно-активных примесей между телом и границами зерен и с выделением на границах выросших зерен аустенита неметаллических фаз, часто имеющих пленочный характер.

Если последующая гомогенизация не устраняет образовавшихся при перегреве фаз, излом стали сохраняет камневидное строение.

Как показали исследования, разрушение перегретой стали с камневидным изломом происходит вдоль границ аустенитных зерен по микровязкому механизму; фасетки межзеренного излома покрыты мелкими малоэнергоемкими ямками или утяжками квазискола. Это отражает ослабление границ зерен в перегретой стали, вследствие чего образование микронесплошностей (ямок) происходит прежде всего на границах зерен. В соответствии со степенью камневидности происходит уменьшение работы разрушения стали при динамическом и статическом изгибе. Для грубокамневидного излома при умеренных электронных увеличениях кроме общего межзеренного строения на благоприятно ориентированных гранях удалось выявить ямочный рельеф (разрешаемый при значительных размерах ямок, рис. 111). Детальное изучение особенностей ямочной структуры (см. рис. 112) показало, что в нормализованном и закаленном с отпуском состояниях ямки нормального отрыва на поверхности камневидных фасеток имеют значительно меньшую энергоемкость, чем ямки основного волокнистого излома. В ямках, расположенных на фасетках, наблюдаются следы включений, часто значительных размеров. Кроме равноосных ямок встречаются параболические ямки среза и внецентренного отрыва.

Низкая энергоемкость ямок, их форма и множество следов неметаллических включений сближает микростроение камневидных фасеток и ложных расслоев (см. рис. 112 и рис. 90—94). Можно предположить, что в перегретой стали по границам бывших аустенитных зерен с большим числом неметаллических включений развивается разрушение по типу ложного расслоя. Об этом же говорит заглаженность макрорельефа камневидных фасеток.

Особенности микростроения изломов перегретой стали — межзеренный рельеф с микровязким строением граней зерен — позволяют выявлять этот дефект и у тех материалов, которым присущ крупнокристаллический излом и в неперегретом состоянии (в этом случае микростроение — транскристаллитный хрупкий скол или малоэнергоемкое ямочное транскристаллитное разрушение). Так, по микростроению излома был диагностирован перегрев детали из аустенитной стали 40Г18ЮЗФ (рис. 113), хотя присущий такого типа сталям крупнокристаллический излом не обязательно связан с перегревом.

Исследование стали 18Х2Н4ВА в сорбитном состоянии с относительно малой степенью перегрева выявило ряд разновидностей строения излома (рис. 114):

«игольчатый» излом; на основном волокнистом фоне наблюдаются образования игольчатой формы, которые выглядят блестящими; здесь характерные для перегрева малоэнергоемкие ямки перемежаются с участками квазискола;

«скалистый» излом, в котором при небольших увеличениях наблюдаются уступы с малоразвитой матовой поверхностью, а при электронных увеличениях обнаруживаются участки с характерным для камневидного излома микростроением;

мелкокристаллический излом с нормальным макростроением, который также может быть отнесен к перегретому состоянию в связи с межзеренным характером разрушения и вязким микрорельефом поверхности фасеток.

Камневидный излом более характерен для стали в нормализованном или высокоотпущенном состоянии.

Нафталинистый излом, так же как и камневидный, обусловлен перегревом, он более свойствен инструментальным и другим высокоуглеродистым сталям и чаще встречается в мартенситном состоянии. Нафталинистый излом, в отличие от камневидного, является транскристаллитным. Крупные фасетки, параллельные определенным кристаллографическим плоскостям, создают характерный блеск (рис. 115, а).

Образование нафталинистого излома объясняют [14, 29] возникновением при определенных условиях текстуры внутри крупных зерен аустенита, которая наследуется при последующих обработках продуктами

распада (мартенситом, бейнитом). Разрушение при этом в пределах бывшего крупного аустенитного зерна идет по параллельным кристаллографическим направлениям. Основным элементом микрорельефа нафталинистого излома является сотовый узор (рис. 115, б, в).

Можно наблюдать, как в пределах одной фасетки разрушение переходит из одной плоскости в другую, параллельную ей. Перемычки между плоскостями имеют более энергоемкое ямочное или квазискольное строение.

5. ДИАГНОСТИКА ХАРАКТЕРА ТРЕЩИН, ОБРАЗОВАВШИХСЯ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ

Трещины, выявляемые на деталях разнообразными способами дефектоскопии, могут иметь различное происхождение, как металлургическое, так и связанное с технологией изготовления на машиностроительном предприятии: рванины при порезке проката на заготовки, надрывы при штамповке недогретого или подстуженного металла, зажимы при штамповке, трещины, связанные с перегревом, закалочные трещины, обусловленные применением несоответствующей материалу высокой скорости охлаждения, трещины при быстром нагреве деталей из высоколегированных сталей с низкой теплопроводностью, трещины на закаленных деталях сложной конфигурации из высокоуглеродистых легированных сталей, не подвергнутых немедленному отпуску, трещины при правке, сварке, шлифовке.

Типичные трещины металлургического происхождения — волосовины, которые определяются как раскатанные при прокатке газовые пузыри, имевшиеся в слитках [19]. Волосовинами называют также нитевидные дефекты, образовавшиеся в результате вытягивания при деформации скоплений включений [14]. В последнем случае на продольном шлифе наблюдаются сплошные строчки неметаллических включений. Строение поверхности волосовин обусловлено горячей механической обработкой (прокаткой), что проявляется в очень заглаженном как бы слоистом изломе. Глубина волосовин бывает различной от 0,1 до 2—3 мм. Волосовины в прокате, а следовательно, и на деталях, могут располагаться как на поверхности, так и на большом расстоянии от нее. Микрорельеф поверхности волосовин анало-

тичен наблюдаемому у истинного расслоя. Такое микростроение характерно для волосовин, выявленных как в термообработанном металле, так и в металле не подвергнутом термической обработке (рис. 116).

Распространенным дефектом являются закалочные трещины, образование которых связано со структурными и термическими напряжениями, возникающими в процессе мартенситного превращения. Закалочные трещины берут начало от различных поверхностных концентраторов (острые кромки, подрезы, выточки, шлицы, шпонки и др.) и распространяются, как правило, перпендикулярно поверхности [14]. Иногда закалочные трещины расположены вдоль поверхности и не выходят на кромки детали, но никогда закалочные трещины не бывают внутренними дефектами, не выходящими на поверхность. Излом по закалочной трещине мелкокристаллический. Поверхность трещин часто окислена и имеет цвета побежалости от желтого до коричневого (в зависимости от температуры последующего отпуска).

Микростроение поверхности закалочных трещин — межзеренное (рис. 117). Грани зерен, выходящие в излом, отличаются большой гладкостью. Это говорит об очень высоком уровне напряжений, возникающих при закалке, и о большой скорости распространения закалочной трещины. На рис. 117, г приведена фрактограмма поверхности трещины, возникшей при объемной закалке детали и впоследствии подвергнутой нагреву ТВЧ. Видно, что на некоторых гранях (как при тепловом травлении шлифа) выявилась очень мелкозернистая структура, свойственная закаленному с нагревом ТВЧ материалу в связи с большой скоростью нагрева.

На рис. 118 представлены трещины, выявленные в валах из легированной стали. В сечении контур трещин четко очерчен, излом по стенкам трещин резко отличается от долома специфическим очень мало развитым строением (отсутствием волокнистости и кристалличности), характеризующим расщепление металла. Такое строение поверхности трещин наблюдается как у закаленных, так и незакаленных деталей. Трещины строго прямолинейны и ориентированы в основном в продольном, реже в поперечном направлении.

Обращает на себя внимание тот факт, что эти трещины не всегда выходят на наружную поверхность

детали и в этом случае излом по трещине светлый, без следов окисления. По-видимому, трещины в основном расположены в центральной части сечения проката. Поэтому та часть трещины, которая после механической обработки (до закалки) выходит на поверхность, окислена, а та часть, которая не вышла на поверхность, не имеет цветов побежалости. Необычна также большая глубина трещин, распространяющихся на большую часть (рис. 118, а) или на все сечение детали (рис. 118, б). Протяженность трещин колеблется от 10 до 500 мм. Важным обстоятельством является образование трещин не только в элементах детали, деформировавшихся при штамповке, но и на гладкой цилиндрической поверхности, не подвергавшейся деформации после прокатки. При этом характер трещин, находящийся в зоне штамповки и вне ее, однотипен. Меняется лишь окисленность и обезуглероженность стенок трещин при условии выхода их на поверхность детали. В зависимости от стадии, на которой выявился дефект, и от степени его раскрытия окисленность стенок трещин меняется от тончайших пленок оксидов (светло-желтых цветов побежалости) до плотного слоя окалины, а обезуглероженность — от частичной (на десятые доли миллиметра) до полной (на глубину 1 мм).

Величина зерна, макро- и микростроение излома свидетельствуют об отсутствии перегрева.

Микрофрактографическое исследование показало, что трещины имеют хрупкое межзеренное строение, на гранях видны хрупкие трещинки (рис. 119). В то же время изломы сталей с мартенситной структурой при однократном нагружении даже при наличии таких охрупчивающих факторов, как отсутствие низкого отпуска, замедленная скорость деформации, действие острого концентратора напряжений, отпускная хрупкость, имеют значительно более развитое макро- и вязкое микростроение: у них на основном ямочном фоне наблюдаются только отдельные участки межзеренного строения (в большем или меньшем числе в зависимости от действия охрупчивающего фактора). Подобное макро- и микростроение наблюдали только на поверхности водородных трещин (см. рис. 105, 107), которые образуются в металле с высокой насыщенностью водородом и при задержанном разрушении.

Для материала дефектных деталей характерно весь-

ма низкое сопротивление хрупкому разрушению, определяемое при испытании на статический изгиб образцов с надрезом.

Трещины (см. рис. 118) не могут быть отнесены ни к одному из известных видов дефектов, образующихся при штамповке, закалке и правке. Идентичность характера трещин, обнаруженных на различных стадиях обработки (как в отожженном, так и закаленном состояниях) деталей как в зоне штамповки, так и вне ее, низкое сопротивление материала хрупкому разрушению, большая чувствительность материала отдельных плавок к образованию такого рода трещин свидетельствуют о металлургической природе дефектов. Отсутствие характерного для расслая микрорельефа позволяет считать, что эти дефекты возникают после выплавки и прокатки, а раскрываются на различных стадиях изготовления детали. Именно металлургическая природа предопределяет одинаковый характер и микростроение трещин, независимо от того, на какой стадии обработки детали (после штамповки, закалки, механической обработки) раскрылся дефект. Одной из причин подобной дефектности материала может быть его повышенная насыщенность водородом, о чем в частности, свидетельствует идентичность микростроения исследованных дефектов и трещин водородного происхождения.

6. ДЕФЕКТЫ ЦЕМЕНТОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Сколы цементованных зубчатых колес. К типичным дефектам, выявляемым в производстве, относятся сколы на цементованных зубчатых колесах (рис. 120, а). Сколы представляют собой разрушение по телу зуба под углом $\sim 45^\circ$ к его оси с выходом на торец зубчатого колеса, рабочую поверхность и вершину зуба.

Этот дефект обнаруживается на деталях, прошедших полный цикл химико-термической обработки (цементация, высокий отпуск, закалка, низкий отпуск) до шлифования (после очистки дробью) или после него и упрочнения наклепом дробью (ППД). Зачастую такие сколы выявляются в виде трещин, а вскрываются лишь при ударе.

В микростроении изломов по сколам различают следующие зоны. В центральной части сечения, как правило, наблюдается блестящее пятно кристаллического

строения, которое, судя по фронтальным линиям, является начальной зоной разрушения. За пределами этого пятна излом имеет кристаллическое строение. В цементованном слое излом, как правило, имеет мелкокристаллическое или фарфоровидное строение, что характерно для разрушения цементованной стали при статическом изгибе. Часто в изломе цементованного слоя присутствуют камневидные или нафталинистые фасетки.

Следует отметить, что цементованный слой окаймляет скол по всему периметру, т. е. разрушение происходит в объеме металла, со всех сторон ограниченном цементованным слоем, характеризующимся в этой зоне (у вершины зуба) повышенным насыщением углеродом.

Исследование микростроения изломов по сколам показало, что в центральной зоне излома, включая блестящее кристаллическое пятно, наблюдается преимущественно межзеренное строение (рис. 120, б) с редкими локализованными микровязкими участками, что присуще изломам задержанного разрушения сталей с мартенситной структурой.

Если цементованный слой в изломе по сколу мелкокристаллический или фарфоровидный, его микростроение характеризуется в основном ямочными и квазискольными участками. Ямки преимущественно мелкие, малоэнергоемкие, часто без следов включений, что типично для статического разрушения высокоуглеродистых сталей. При наличии в цементованном слое нафталинистых фасеток в строении излома наблюдаются участки, напоминающие сотовый рельеф; вытянутость и ориентация утяжек или плоских вытянутых хрупких ямок (рис. 120, в) отражает пластинчатость или игольчатость микроструктуры. Камневидные фасетки в микростроении цементованного слоя выявляются в виде выходящих в излом граней зерен, покрытых мелкими малоэнергоемкими ямками.

В результате принудительного статического разрушения зубьев образуются изломы, имеющие совершенно отличное от сколов строение сердцевины излома и аналогичное сколам строение цементованного слоя как по макро-, так и по микропризнакам. При этом принудительный излом распространяется от основания зуба, где сделан надрез, к поверхности зуба с цементованным слоем, который находится в области долома.

Принудительные изломы зубьев кондиционных деталей (без сколов) в сердцевине имеют матовую, волокнистую, развитую поверхность с довольно энергоемким ямочным микростроением (рис. 121, а).

У принудительных изломов зубьев со сколами в сердцевине на волокнистом фоне изредка присутствуют камневидные фасетки, что по микростроению проявляется в наличии участков межзеренного строения с гранями, покрытыми характерными для перегрева ямками (рис. 121, б, в) на фоне энергоемких ямок.

Особенности макро- и микростроения изломов по сколам (в сравнении с принудительными изломами зубьев) свидетельствуют о том, что разрушение берет начало в центральной части излома и развивается по типу задержанного (межзеренное строение). В цементованном слое, несмотря на его значительно меньшую пластичность в сравнении с сердцевиной, происходит долом, что подтверждается аналогичным макро- и микростроением этой зоны в изломах по сколам и в принудительных изломах зубьев.

Анализ технологического цикла изготовления деталей, а также всегда одинаковая ориентация сколов дают основания полагать, что основной причиной их образования служат остаточные напряжения, которые возникают в результате химико-термической обработки и наклепа дробью. Образование высоких сжимающих напряжений в поверхностном цементованном слое после упрочнения дробью (до 1200 МПа) вызывает возникновение значительных растягивающих напряжений в переходной к сердцевине зоне, где берет начало разрушение. Измерение микротвердости поверхности скола подтвердило, что излом происходит по переходной зоне.

Важнейшим фактором, обуславливающим зарождение и развитие задержанного разрушения в области стыковки четырех граней, является наличие на их поверхности твердого и малопластичного цементованного слоя с повышенным насыщением углеродом в углах. Это ведет к большой стесненности пластической деформации в материале тела зуба, ограниченного цементованным слоем со всех сторон.

Очень важен вопрос о влиянии перегрева при штамповке заготовок на образование сколов. Как показали исследования, повышенная склонность плавки к росту

зерна и наличие перегрева способствуют образованию сколов по механизму задержанного разрушения вследствие увеличения размеров зерна и ослабления прочности границ зерен. Следует отметить, что сколы образуются и на зубчатых колесах, в изломах которых не выявляются признаки перегрева.

Для предотвращения сколов в цементованных деталях следует строго регламентировать режим наклепа дробью (не допуская перенаклепа), а также режимы химико-термической обработки и штамповки. Для маломодульных зубчатых колес предпочтительно использовать мелкозернистую сталь.

Трещины, образующиеся при охлаждении после цементации. На цементованных деталях из сталей 20Х2Н4А, 12Х2Н4А, 12ХН3А, 18ХГМ и др., в процессе охлаждения их после цементации в определенных условиях могут возникать специфические трещины. В отличие от закалочных они возникают при сравнительно малых скоростях охлаждения. Трещины появляются на деталях как сложной, так и простой конфигурации и располагаются на поверхности по произвольным направлениям, не связанным с формой детали. Глубина распространения трещин, как правило, не превышает толщины цементованного слоя.

От другого рода дефектов трещины этого типа отличаются тупым дном, наличием обезуглероживания и окалины вдоль стенок, что затрудняет применение методов макро- и микрофрактографии для диагностики этого дефекта.

Комплексное исследование¹, включающее металлографический и дилатометрический анализ структурных превращений при охлаждении после цементации, магнитометрическое исследование изотермического превращения аустенита и измерение внутренних остаточных напряжений, позволило вскрыть природу и выявить причины возникновения трещин данного типа.

Было установлено, что в зависимости от марки стали и индивидуальных особенностей плавки при различных скоростях охлаждения происходит формирование определенных структур цементованного слоя: однородной (мартенситно-аустенитной или перлитной)

¹ Исследование выполнено М. А. Балтер, Н. М. Гринберг, М. Л. Туровским, И. С. Дукаревич.

либо «полосчатой» с чередованием структур перлита и мартенсито-аустенита. Трещины возникают, когда в цементованном слое образуется неоднородная полосчатая структура. Образование различного типа структур цементованного слоя в разных сталях (плавках) определяется степенью устойчивости аустенита в перлитной области. Индивидуальные свойства плавки зависят от количества субмикроскопических включений нитридов алюминия, которые являются центрами кристаллизации α -фазы при распаде аустенита в перлитной области. Природа включений была определена методом микродифракции при электронно-микроскопическом исследовании реплик с экстрагированными частицами.

Показано, что разным по микроструктуре плавкам соответствует свой характер распределения макронапряжений. Плавки с однородной (мартенсито-аустенитной или перлитной) структурой цементованного слоя имеют в широкой поверхностной зоне цементованного слоя сжимающие напряжения, а плавки с неоднородной полосчатой структурой цементованного слоя — растягивающие. Именно растягивающие напряжения в цементованной зоне (до глубины около 1 мм) с полосчатой структурой приводят к образованию трещин.

Образование неоднородной структуры цементованного слоя наблюдается для каждой марки стали (плавки) в определенном интервале скоростей охлаждения. Так, для определенных плавки стали 20X2H4A это происходит при очень медленном охлаждении, а для стали 12XH3A — при значительно большей скорости охлаждения, чем у стали 20X2H4A. Поэтому в деталях из стали 20X2H4A трещины образуются после «твердой» цементации, а в деталях из стали 12XH3A — при охлаждении на воздухе после газовой цементации.

Сущность рекомендаций по предотвращению возникновения трещин этого типа заключается в том, чтобы не допустить образования в цементованном слое полосчатой структуры, что достигается выбором соответствующей скорости охлаждения после цементации — большей или меньшей, чем критическая скорость охлаждения для данной марки стали. Так, для стали 20X2H4A при газовой цементации рекомендуется охлаждение на воздухе, а при «твердой» цементации — охлаждение в ящиках до температуры не ниже 450—500 °С и немедленное проведение высокого отпуска.

ОПЫТ ДИАГНОСТИКИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ РАЗРУШЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ

1. ДИАГНОСТИКА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СТАТИЧЕСКОЙ ПЕРЕГРУЗКЕ, ПОВТОРНОЙ СТАТИКЕ И МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Возникновение пластичного излома при эксплуатационном разрушении свидетельствует о том, что фактическая нагрузка превысила расчетную и, следовательно, разрушение детали произошло от статической перегрузки. Такие изломы обычно отличаются большой макропластической деформацией, что облегчает диагностику разрушения. Однако бывают случаи, когда при статической перегрузке макропластическая деформация практически отсутствует и вязкое строение излома не выражено. Примером может служить разрушение цементованного зубчатого колеса из стали 18X2H4BA (рис. 122).

Разрушение шло от основания по телу зуба с образованием валика и впадины (на разных половинах излома), поверхность которых заглажена до блеска. Вид излома малоинформативен и не представлял возможности квалифицировать характер разрушения. Исследование микростроения показало, что поверхность излома очень гладкая, ее микрорельеф представляет собой вытянутые ямки, характерные для разрушения срезом. Этот анализ с учетом дополнительных сведений привел к выводу о том, что разрушение зубчатого колеса произошло вследствие статической перегрузки при заклинивании узла.

Значительную трудность для диагностики представляют изломы, полученные при повторных статических нагрузках, которые по макростроению очень трудно отличить от усталостных изломов высокопрочного мартенсита с неразделяющимися зонами медленного и ускоренного развития трещины. Разграничение этих типов изломов проведено на основе анализа микрорельефа трещин, полученных на образцах с надрезом ($r=0,5$ мм) из стали 45XH2MФА (мартенсит) после различного числа циклических нагружений: 10^2 , 10^3 , 10^4

и 10^5 , что достигалось изменением амплитуды деформации.

Макростроение трещин во всех изломах было идентичным: без следов пластической деформации, с мало развитой поверхностью и без различимых зон. Преимущественным элементом микрорельефа трещины, полученной при $N=10^2$ циклов, является межзеренное строение (рис. 123, а), встречаются отдельные локализованные участки мелких малоэнергоемких ямок и квазискола. Элементы, характерные для усталостных изломов, практически отсутствуют, лишь очень редко на гранях межзеренного излома или на заглаженных квазискольных участках можно наблюдать следы микропор.

В микростроении трещин, полученных при $N=10^3$ циклов, большая часть поверхности также занята межзеренным рельефом, однако доля ямочных участков в сравнении с трещиной, полученной при $N=10^2$ циклов, значительно возросла — они занимают до 30—40 % площади. Здесь отчетливо видны элементы усталостного разрушения — тонкие прерывистые бороздки; характерно, что они располагаются преимущественно на гранях межзеренного излома (рис. 123, б).

При $N=10^4$ циклов поверхность трещины имеет смешанное микростроение: межзеренные поля перемежаются с ямочными и с участками строения, характерного для усталости. При этом тонкие регулярные и отдельные более рельефные бороздки выявляются как на типично усталостных полях, так и на гранях межзеренного излома (рис. 123, в). У трещин, полученных при $N=10^5$ циклов, большая доля площади уже занята усталостным рельефом с типичными для этой стали бороздками (рис. 123, г). Здесь также имеются участки межзеренного строения, иногда с бороздками на гранях.

Таким образом, у среднеуглеродистой стали с мартенситной структурой для излома, полученного при повторной статике, характерно преимущественно межзеренное строение в отличие от изломов однократного нагружения (при одинаковом типе концентратора напряжений). При малоциклового усталости наряду с хорошо развитым типичным усталостным рельефом наблюдаются участки межзеренного строения (в отличие от многоциклового усталости для этого типа сталей). С ростом числа циклов усиливается проявление уста-

лостного характера и уменьшается доля межзеренного разрушения.

Этот анализ вскрывает условность деления видов разрушения на повторностатические и малоциклового. Даже при малом числе циклов (большой амплитуде) проявляется усталостный характер повреждаемости материала (при 10^3 циклов — слабо, а при 10^4 циклов — достаточно отчетливо).

Преимущественно межзеренное строение со слабым проявлением усталостной повреждаемости (микропоры прерывистые бороздки) типично для повторной статике. Значительная усталостная повреждаемость (рельефные бороздки) в сочетании с межзеренным строением может служить признаком малоциклового излома. Так, в очаге излома разрушенного вала (рис. 124) из легированной среднеуглеродистой стали (мартенсит) наряду с элементами усталостного микрорельефа выявлено много участков межзеренного строения, что в сочетании с малой площадью заглаженной зоны свидетельствовало о малоциклового усталостном разрушении детали.

Руководствуясь анализом микростроения малоциклового и многоциклового изломов (см. п. 5 гл. III), диагностировали характер нескольких эксплуатационных поломок. Так, излом муфты из стали 20Х2Н4А с сорбитной структурой был квалифицирован как малоциклового, учитывая довольно развитое бороздчатое строение уже в зоне медленного развития трещины (рис. 125). Аналогичным образом было установлено и малоциклового происхождение усталостной трещины на детали из стали 18Х2Н4ВА со структурой мартенсита, о чем свидетельствовали рельефные бороздки (наряду с сетчатой структурой) в очаге усталостной трещины (рис. 126).

2. ПРИМЕРЫ ДИАГНОСТИКИ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ НЕТИПИЧНЫХ ВИДАХ СТАТИЧЕСКОГО И УСТАЛОСТНОГО ИЗЛОМОВ

В практике часто встречаются эксплуатационные поломки деталей, когда по виду излома нельзя однозначно установить характер разрушения.

Например, рассмотрим разрушение antivибратора коленчатого вала тепловозного двигателя (сталь 40, нормализованное состояние). Излом был малоразвитым заглаженным, но без усталостных линий и четко

выраженных зон. Считалось, что циклические нагрузки в этом узле отсутствуют, и поэтому усталостное разрушение казалось маловероятным. Исследованием микростроения излома было установлено, что разрушение антивибратора — усталостного характера (рис. 127). В очаге разрушения наблюдаются гладкие поля со следами микропор, расположенных хаотично или образующих «сетчатую» структуру. По мере удаления от очага в изломе появляются бороздки, сначала тонкие и прерывистые, затем сплошные, а вблизи долома — бороздки фестончатого строения. В доломе присутствуют участки ямочного строения и «перлитная полосчатость» [43].

После определения с помощью электронной фрактографии усталостного характера разрушения был найден источник циклических нагрузок в данной конструкции.

В процессе эксплуатации тепловозных двигателей выявились массовые случаи разрушения поршней новой конструкции после непродолжительного срока службы. Исследование качества материала разрушенных поршней, изготовляемых из легированного чугуна с пластинчатым графитом, не выявило каких-либо аномалий. Как обычно, идентифицировать характер разрушения по виду излома чугунных деталей было затруднительно. Излом поршней по месту разрушения (на бонках) весьма развит и имеет однородное по всей площади строение без зон и фронтальных линий (рис. 128, а). Благодаря электронно-фрактографическому исследованию удалось однозначно установить усталостный характер разрушения. В микростроении излома наряду с участками перлитного скола и ямок четко выявлены участки с типичными для усталости элементами микро рельефа — сетчатой структурой и бороздками, в основном тонкими прерывистыми (рис. 128, в), а в отдельных случаях сплошными рельефными (рис. 128, г). Проведенные впоследствии натурные усталостные испытания поршней выявили идентичность макро- и микростроения изломов, полученных на стенде (рис. 128, б) и при эксплуатации. Была изменена конструкция поршня, поломки прекратились.

Другой пример. Ось (сталь 30ХГСА в низкоотпущенном состоянии, упрочненная ППД), в процессе работы подвергается воздействию статических, ударных и циклических нагрузок.

Разрушение двух осей в процессе эксплуатации с образованием макрохрупких изломов могло быть отнесено как к усталостному, так и к хрупкому. Вид излома с очагом под поверхностью мог свидетельствовать об усталостном характере поломки (см. рис. 42). Однако при исследовании микро рельефа характерных для усталостного разрушения элементов обнаружено не было. В очагах разрушения обеих деталей на сканирующем микроскопе выявлены крупные неметаллические включения, по которым произошел скол. Эти включения обусловили высокие локальные напряжения, что привело к разрушению при статической перегрузке.

На рис. 129 приведен нетипичный излом валика из стали ШХ15 с двумя зонами: первая зона с малоразвитой поверхностью и кольцевыми линиями похожа на усталостную, а вторая зона, занимающая основную часть излома, с самостоятельным очагом разрушения, независимым от первой зоны, имеет более развитое строение. Микростроение обеих зон типично для этой стали при однократном растяжении: малоэнергоемкие ямки с участками межзеренного разрушения (см. рис. 20, в, г). Разрушение началось в очаге зоны 2, а затем возник второй очаг в зоне 1, и трещины развивались навстречу друг другу. Кольцевые линии в зоне 1 являются не усталостными, а макроскопическими линиями Вальнера, возникшими в результате взаимодействия фронта вторичной трещины (зоны 1) с фронтом упругой волны, отраженной от поверхности растущей первичной трещины (зона 2).

3. ПРИМЕРЫ ДИАГНОСТИКИ ИЗЛОМОВ С ЧЕРЕДОВАНИЕМ СТРОЕНИЯ РАЗЛИЧНОГО ТИПА

При сложных условиях нагружения конструкций может создаваться такая ситуация, когда процесс разрушения развивается с периодическими остановками или с переменной скоростью, а иногда и со сменой механизмов на разных этапах развития трещины. В частности, в работе [12] описаны изломы задержанного разрушения образцов из титанового сплава и деталей из стали Х15Н5Д2Т с чередованием шероховатости в виде перемежающихся полос матового волокнистого строения и гладких блестящих.

Например, такой вид разрушения с неоднородным

строением излома наблюдали при поломке кольца из стали 85 (структура — сорбит). Излом кольца (рис. 130, а) имеет необычное смешанное строение. Начальная зона развития трещины с очагом на внутренней поверхности — заглаженная с четко видимыми при увеличении $\times 50$ кольцевыми линиями, которые по мере удаления от очага становятся менее выпуклыми, приближаясь к прямолинейным, а перед доломом меняют направление выпуклости. За пределами зоны медленного развития трещины строение излома отличается неоднородностью: заглаженные полосы сменяются полосами более развитого строения с кристаллическим блеском. Долом — кристаллического строения.

Микрорельеф излома характеризуется регулярно чередующимися зонами усталостного и статического разрушения. Для усталостных зон типична сетчатая структура, точечные и прерывистые бороздки, а по мере продвижения трещины и сплошные бороздки. Участки статического разрушения (с более развитым макростроением), как и долом, имеют микростроение хрупкого скола с ручьистым узором (рис. 130, б, в). Наличие хрупкого скола наряду с ямочным строением, как было показано в гл. II, свойственно сталям со структурой сорбита при большой скорости нагружения и наличии концентрации напряжений. В данном случае разрушение в зонах статического разрушения полностью по механизму хрупкого скола обусловлено высоким содержанием углерода в стали, воздействием динамических нагрузок и высокой концентрацией напряжений, создаваемой усталостной трещиной. Следует отметить, что хрупкое разрушение как на промежуточных этапах, так и в доломе вскрывает накопленные в материале повреждения, вызванные действием циклических нагрузок: на фоне ручьистого узора в некоторых участках присутствует сетчатая структура (рис. 130, б) и точечные прерывистые бороздки (рис. 130, в). Это еще раз подтверждает правильность представлений о происхождении бороздок и интерпретации фрактограмм усталостного излома.

Приведенный анализ позволил заключить, что в аварийном узле помимо постоянно действующих учетных циклических нагрузок периодически возникали нестационарные ударные нагрузки.

В работе [55] приведен аналогичный случай, когда

у детали самолета из алюминиевого сплава наряду с усталостным разрушением наблюдали ограниченные проявления статического разрушения. Макроскопически это проявилось в чередовании в изломе узких светлых и широких темных полос. При большом увеличении на светлых полосах выявили усталостные бороздки, а на темных — ямочный вязкий рельеф.

Вместе с тем возможны случаи, когда неоднородное макростроение излома не связано со сменой механизма разрушения, и здесь следует предостеречь от неправильных выводов. Так, излом оси из стали 38ХС (структура — сорбит) имел резко полосчатое макростроение (рис. 131). При этом поверхность светлых полос — блестящая, заглаженная — позволяла предположить ее усталостное происхождение, а темные полосы при рассмотрении под бинокулярным микроскопом имели довольно развитую поверхность, очень похожую на вязкий излом. Однако исследование микростроения излома однозначно установило усталостный характер развития трещины как в светлых заглаженных, так и в темных участках (гладкие поля с усталостными бороздками). Развитость поверхности излома в темных полосах в данном случае обусловлена образованием рыхлой оксидной пленки в момент замедления развития усталостной трещины [12]. В работе [55] рассматривается образование «ракушечных» макроследов роста усталостной трещины вследствие внезапного изменения уровня циклической нагрузки или остановки трещины на некоторый период с соответствующим отложением продуктов коррозии в ее вершине.

В работе [12] описаны случаи разрушения деталей из сплава ЖС6У, когда резкое нарушение нормальных условий работы (повышение температуры, увеличение вибраций) вызвало образование смешанных изломов, на которых без определенной последовательности располагались отдельные участки ползучести, усталостного и однократного статического разрушения.

4. ПРИМЕРЫ ДИАГНОСТИКИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ, СВЯЗАННОГО С ДЕФЕКТАМИ МАТЕРИАЛА

В некоторых случаях преждевременное усталостное разрушение обусловлено наличием в детали металлургических пороков или других дефектов материала.

Рассмотрим несколько примеров диагностики, когда применение электронной фрактографии помогло выявить истинную причину преждевременного усталостного разрушения.

В процессе эксплуатации муфт с внутренними зубьями (сталь 85, сорбит) часто до наработки ресурса во впадинах зубьев образуются усталостные трещины (рис. 132). Это свидетельствует о тяжелых эксплуатационных условиях нагружения.

Исследован случай усталостного разрушения муфты после весьма непродолжительного срока работы. Разрушение начиналось от впадины зуба, развиваясь под углом 45° , а затем в радиальном направлении. После поломки невозможно было оценить макростроение начальной зоны излома вследствие ее наклепа. Исследование микростроения излома позволило выявить ненаклепанные участки и установить статический характер разрушения начальной зоны, которая имеет ямочное строение (рис. 133, а). Первичная трещина представляет собой надрыв, возникший на поверхности впадины зуба в результате неоптимального режима пластического деформирования при формировании на ней фасок. За пределами надрыва излом приобретает типичное усталостное строение (рис. 133, б). Таким образом, было установлено, что непосредственной причиной преждевременного усталостного разрушения муфты послужил надрыв металла, образовавшийся до эксплуатации.

На этих же муфтах имеются трещины, начинающиеся у наружной поверхности и распространяющиеся в глубь сечения (рис. 134, а). В изломе видна первичная трещина кристаллического строения. От нее берет начало типично усталостная трещина с четко выраженными зонами и усталостными линиями. Исследование микрорельефа выявило межзеренное строение начальной трещины (рис. 134, б). Грани зерен гладкие, кое-где со следами коррозии. На некоторых гранях четко виден геометрический микрорельеф типа «отпечатков пальцев», в котором (в отличие от усталостных бороздок) наблюдается пересечение его элементов в пределах одного зерна под различными углами, в том числе под углом 90° (рис. 134, в). Наличие геометрического микрорельефа свидетельствует о том, что деталь с имеющейся в ней поверхностной трещиной испытывала нагрев до высоких температур.

При анализе работы муфты установлено, что при экстремальных условиях может происходить трение наружной поверхности детали, сопровождающееся сильным разогревом. В результате резкого охлаждения из-за интенсивного отвода теплоты большой массой металла в зоне трения происходит вторичная закалка (тонкий поверхностный слой имеет структуру игольчатого мартенсита с остаточным аустенитом). В этом хрупком закаленном и неотпущенном слое в процессе дальнейшего трения возникает множество трещин. Последующий разогрев при трении детали с уже имеющимися трещинами является причиной образования на их поверхности геометрического микрорельефа.

После полосы с межзеренным рельефом, соответствующей первичной трещине, излом имеет уже типично усталостное строение: рельеф с сетчатой структурой (рис. 134, г) и бороздками (рис. 134, д). Наличие сплошных бороздок в зоне медленного развития трещины для стали с сорбитной структурой свидетельствует о малоцикловом разрушении, что объясняется высокой концентрацией напряжений, создаваемой исходной трещиной.

Излом пружины толкателя топливного насоса теплового двигателя из стали 50ХФА (структура — тростит) имеет характерное для усталостного разрушения строение (рис. 135, а). Начальная зона излома — заглаженная площадка (А) располагается в нормальной плоскости, а зона усталостного развития трещины и долот — под углом 45° к оси пружинной проволоки. Электронно-фрактографическое исследование показало, что начальная зона — заглаженная площадка — образовалась при статическом разрушении, о чем свидетельствует ямочный рельеф (рис. 135, б); ямки параболические слабовытянутые, т. е. надрыв образовался путем среза либо внецентренного отрыва. За пределами микронадрыва обнаруживается характерный усталостный микрорельеф (рис. 135, в). Наличие рельефных бороздок в зоне медленного развития трещины у стали с сорбитной структурой указывает на малоцикловый характер усталости, что обусловлено концентрацией напряжений, созданной исходной трещиной.

Анализ технологии изготовления деталей показал, что причиной образования мелких поверхностных надрывов (шелушения) послужил перенаклеп при упроч-

нении дробью пружин с обезуглероженной поверхностью вследствие превышения длительности наклепа и применения крупной дроби в нарушение установленного режима.

Болты из стали 18Х2Н4ВА, подвергаемые термическому улучшению и кадмированию с последующим отпуском при 180 °С, разрушались после малого срока работы изделия.

Изломы болтов типичны для разрушения при одностороннем циклическом изгибе (рис. 136, а). В микростроении усталостной зоны выявлены сетчатая структура, прерывистые и сплошные изогнутые бороздки; долом имеет развитую ямочную структуру. Однако причина преждевременного разрушения оставалась неясной до тех пор, пока при тщательном электронно-фрактографическом анализе у самой поверхности в кадмированном слое не были выявлены узкие (на 2—3 ячейки сеточки реплики) полосы хрупкого межзеренного строения (рис. 136, б). Эти мелкие трещины трудно различимы даже при большом увеличении ($\times 5000$). Межзеренное строение излома с хрупкими трещинками по граням типично для водородной хрупкости [55]. По-видимому, межзеренное хрупкое строение излома в кадмированном слое связано с повышенным наводороживанием вследствие нарушения процесса электролитического покрытия или последующего обезводороживающего отпуска. Это и послужило причиной преждевременного усталостного разрушения. Такого рода поломки были исключены путем строгого соблюдения технологии.

5. ПРИМЕРЫ ДИАГНОСТИКИ ЗАДЕРЖАННОГО РАЗРУШЕНИЯ

Широкое применение в машиностроении высокопрочных материалов (стали с мартенситной структурой, высокопрочные алюминиевые и титановые сплавы и др.) обуславливает актуальность рассмотрения вопроса поломок по типу задержанного разрушения. Диагностика задержанного разрушения по виду излома является сложной и не всегда решаемой задачей.

Рассмотрим несколько примеров диагностики задержанного разрушения.

Пример 1. Разрушение оси, изготовленной из стали 20Х2Н4А в цементованном состоянии (рис. 137, а). Деталь в узле крепится сваркой. Разрушения осей, выявляемые после кратковременной эксплуатации, проходят по сварному шву и обнаруживаются на ранних стадиях испытания изделий. В изломе выявляются две зоны. Зона 1 идет вдоль поверхности сплавления и имеет заглаженную, блестящую поверхность. Зона 2 — располагается в наплавленном аустенитным электродом металле и имеет шероховатое волокнистое строение. Такое строение двух зон излома давало основание предполагать как усталостное происхождение поломки, так и разрушение по типу задержанного.

Исследование микростроения излома однозначно установило, что разрушение не усталостное, а задержанное. В зоне 1 основным элементом микрорельефа является межзеренное строение (рис. 137, б) с локализованными небольшими участками квазискола и малоэнергетических ямок (рис. 137, в). Зона 2 — долом имеет полностью ямочное строение.

Для определения влияния на развитие задержанного разрушения остаточных напряжений, возникающих при сварке, сопоставлены изломы, полученные при медленном статическом нагружении серийных и опытных деталей, сваренных по специальному режиму, предотвращающему образование высоких остаточных напряжений. Полученные при этом изломы серийных деталей как по макро-, так и по микропризнакам ничем не отличались от изломов деталей, разрушенных на изделиях. Опытные же детали имели более развитые изломы с ямочным микростроением (рис. 138).

Итак, было установлено, что поломки осей происходят по механизму задержанного разрушения под действием остаточных растягивающих напряжений в результате неоптимального режима сварки, и возникают они не в процессе эксплуатации, как предполагалось, а при выживании деталей после сварки. Поэтому они не выявляются при контроле непосредственно после сварки.

Пример 2. Разрушение вала из стали 45ХН2МФА, термически обрабатываемого на мартенсит и дополнительно упрочняемого продольной раскаткой и заневоливанием кручением. Периодически при изготовлении валов по принятой технологии происходит хрупкое раз-

рушение деталей в процессе заневоливания или вылеживания.

При разрушении образуются изломы, имеющие в центральной части площадку с расположенным внутри нее гладким светлым пятном (диаметром 0,5—1 мм) — зоной зарождения трещины. Площадка располагается в плоскости, нормальной оси вала или под углом к ней 20—30°. Эта площадка занимает всю поверхность излома (рис. 139, а) или часть ее. Во втором случае долом развивается в виде сколов под углом 45° к оси вала (рис. 139, б) или по винтовой поверхности. При разрушении по винтовой поверхности плоская площадка в центре сечения имеет небольшие размеры; в некоторых случаях она столь мала, что ее трудно обнаружить. Иногда долом происходит путем разрушения срезом.

Микрорельеф светлого пятна — начальной зоны разрушения — имеет полностью межзеренное строение (рис. 139, в), грани гладкие. За пределами очага появляются небольшие участки малоэнергоемких ямок и квазискола, число которых возрастает по мере удаления от очага. Однако и в отдаленных от очага областях плоской площадки доля участков межзеренного строения составляет более 50%. Доллом сколами или по винтовой поверхности имеет смешанное микростроение, состоящее из полей малоэнергоемких ямок и участков межзеренного и квазискольного строения; при этом доля межзеренной составляющей значительно меньше, чем в начальной зоне. Микростроение, выявленное в доломе хрупко разрушенных валов, типично для изломов, полученных при статическом изгибе образцов с острым концентратором (трещиной) у стали с мартенситной структурой, упрочненной ДСМ (см. гл. II). В данном случае острым концентратором является первичная трещина. Все макро- и микропризнаки строения изломов валов свидетельствуют о протекании задержанного разрушения.

Было установлено, что задержанное разрушение этой детали обусловлено остаточными растягивающими напряжениями, которые образуются в результате объемного холодного деформирования раскаткой вала, термообработанного на мартенсит. Максимального значения (≥ 1000 МПа) эти напряжения достигают в центральной части сечения, где соответственно и возникает очаг задержанного разрушения.

Комплексное исследование показало, что задержанное разрушение под действием высоких остаточных напряжений реализуется при наличии факторов, повышающих склонность материала к этому виду разрушения. К таким факторам относятся неравномерная и резкая закалка, недостаточный или неоднородный отпуск после закалки, протекание неконтролируемых процессов деформационного старения при правке с последующим низким отпуском и неоднородность холодной деформации при раскатке. Так, удалось воспроизвести задержанное разрушение валов в результате недостаточного и неоднородного отпуска. Изломы этих опытных валов по макро- и микростроению оказались идентичными изломам разрушившихся серийных деталей. Необходимо отметить, что длительность низкого отпуска после закалки для деталей, склонных к задержанному разрушению, должна быть значительно большей в сравнении с обычно принятыми нормами. При назначении режима низкого отпуска для таких деталей следует руководствоваться результатами испытаний с пониженной скоростью деформирования, которые служат критериями оценки склонности материала к задержанному разрушению (см. гл. II).

Одной из причин, приведшей к массовым случаям задержанного разрушения, явилось наводороживание деталей в процессе нагрева под закалку в муфеле, на дно которого засыпается древесный уголь для предотвращения обезуглероживания деталей. В том случае, когда уголь плохо просушен перед засыпкой в муфель, происходит активное наводороживание, о чем свидетельствует образование в разрывных образцах хрупких изломов, резкое снижение поперечного сужения ($\psi = 25\%$) и равномерного удлинения ($\delta_p \leq 6\%$) при удовлетворительной ударной вязкости.

Анализ качества материала разрушенных валов показал, что хотя определенная часть этих деталей имела удовлетворительные механические свойства и микроструктуру, довольно большое их число отличалось различными аномалиями.

Около 35% разрушенных деталей имели пониженные значения поперечного сужения против среднестатистических значений, присущих валам, термически обработанным по принятой технологии ($\psi = 25 \div 30\%$ вместо $\psi = 40\%$).

Значительное число разрушенных деталей характеризовалось пониженным равномерным удлинением, что свойственно материалу с малой способностью к пластической деформации.

Во многих случаях отмечена малая разница между σ_b и σ_t , что свидетельствовало о пониженном сопротивлении хрупкому разрушению.

Иногда отмечалось не только отсутствие разницы между σ_b и σ_t , но и снижение прочностных свойств деформированного раскаткой материала в сравнении с недеформированным, сочетающееся с резким падением δ_p . На основании проведенных исследований такой характер изменения свойств после раскатки может быть объяснен чрезмерной степенью деформации, что приводит к уменьшению сопротивления хрупкому разрушению.

Выявленная в ряде случаев неоднородность прочностных и пластических свойств (особенно σ_t , δ_p) после раскатки указывала на неравномерность деформации по сечению.

В отдельных случаях были зафиксированы очень большие остаточные растягивающие напряжения в центральной части сечения (до 1400 МПа вместо среднестатистического значения 900—1000 МПа).

Исследования показали, что при большой степени деформации в процессе правки, особенно в сочетании с повышенной против оптимальной температурой отпуска (270 вместо 220 °С), уменьшается способность материала к пластической деформации (снижается δ_p и сближаются значения σ_b и σ_t). Учитывая эти данные, а также тот факт, что в ряде случаев разрушенные детали подвергали термической обработке и раскатке в разных партиях, можно предположить определенный вклад правки (после термической обработки), так как именно при этой операции закладываются индивидуальные свойства, связанные с нерегламентированной, а иногда неоптимальной деформацией и старением при последующем отпуске.

Все перечисленные факторы влияют на повышение склонности материала к задержанному разрушению и при их неблагоприятном сочетании приводят к такого рода поломкам. Следует отметить, что при прочих равных условиях большинство разрушенных валов в данной партии было изготовлено из материала определен-

ных плавок, что свидетельствует о связи задержанного разрушения с индивидуальными особенностями плавок, такими как содержание водорода и вредных примесей [46]. Склонность стали к задержанному разрушению не связана с загрязненностью неметаллическими включениями. Исследование на РЭМ излома разрушенных валов показало, что в очагах задержанного разрушения неметаллические включения, как правило, отсутствуют. При обнаружении включений, судя по микрорельефу очага, они не инициируют зарождение трещин (рис. 140, а) в отличие от усталостного разрушения (рис. 140, б).

Для предотвращения задержанного разрушения у деталей с мартенситной структурой, склонных к этому виду разрушения, рекомендуется значительно увеличивать длительность отпуска после закалки в сравнении со справочными данными.

Пример 3. Разрушение фланца из стали 38ХС, термоупрочненного изотермической закалкой. Фланец затягивается болтами и в процессе работы испытывает значительные статические, ударные и циклические нагрузки. Разрушение деталей на ранних этапах испытания изделий приводило к образованию макрорыхлых изломов (рис. 141, а), на которых иногда наблюдали слабо выраженные кольцевые линии, напоминающие усталостный излом, что затрудняло диагноз. Начальные очаги всегда располагались у острой кромки отверстия, являющейся концентратором напряжений. Определение характера разрушения проведено с помощью электронной фрактографии. В большинстве случаев, в том числе для изломов с фронтальными линиями, в микростроении выявлены крупные фасетки с малоэнергоемким квазискольным строением и отдельные участки межзеренного разрушения (рис. 141, б, в), что характерно для изломов задержанного разрушения сталей со смешанной структурой нижнего бейнита и неотпущенного мартенсита. Получению смешанной неоднородной структуры способствовала разностенность детали и наличие в ней крупных сечений. Введение низкого отпуска после изотермической закалки полностью исключило задержанное разрушение деталей при сборке и эксплуатации изделий.

В единичных случаях (хотя вид излома был аналогичен описанному выше) начальная зона имела типичный заглаженный микрорельеф с бороздками, что

позволило диагностировать усталостный характер разрушения (рис. 142).

Пример 4. Разрушение болтов из стали 38ХС, изотермически закаленных на структуру нижнего бейнита. Болты часто хрупко разрушались в процессе сборки или при вылеживании узлов (в затянутом состоянии). Изломы этих болтов в начальной зоне разрушения имели смешанное микростроение с преобладанием крупных малоэнергоемких фасеток квазискола (рис. 143), что характерно для задержанного разрушения стали со структурой нижнего бейнита. Введение низкого отпуска после закалки при температуре на 20 °С ниже температуры изотермической выдержки предотвратило разрушение болтов. Сам по себе факт частого повторения задержанного разрушения изотермически закаленных деталей, испытывающих длительное воздействие статической нагрузки, соответствует представлениям о повышенной склонности к задержанному разрушению стали со структурой нижнего бейнита.

Пример 5. Разрушение коллектора воздушного охлаждения двигателя мотоцикла ИЖ-Ю из алюминиевого сплава АЛ9. Разрушение коллектора происходит при затяжке болтов. Образовавшийся излом имеет мелкокристаллическое макростроение. Микростроение излома — преимущественно межзеренное с очень гладкими гранями (рис. 144). Это согласуется с наблюдениями авторов работы [12], по данным которых высокопрочные алюминиевые сплавы разрушаются замедленно, как правило, по границам зерен.

6. ДИАГНОСТИКА РАЗРУШЕНИЙ ПРИ ОДНОВРЕМЕННОМ ДЕЙСТВИИ НАПРЯЖЕНИЙ И КОРРОЗИОННЫХ СРЕД

При механическом нагружении деталей коррозионная среда оказывает влияние на процесс разрушения, а следовательно, и на строение излома. Кроме того, при взаимодействии ювенильной поверхности развивающейся трещины с коррозионной средой происходит коррозия поверхности разрушения, что также сказывается на строении изломов. При одновременном действии статических напряжений и коррозионной среды происходит хрупкое разрушение, называемое *коррозией под напряжением*. Высокопрочные стали с мартенситной структурой обладают повышенной склонностью к этому

виду разрушения, что связывают с высокими и неоднородными остаточными напряжениями после термической и механической обработок. По мнению Г. В. Акимова и Ф. Ф. Ажогина, причиной коррозионного растрескивания является возникновение электродного потенциала между объемами металла с разным уровнем напряжений, что может быть связано как с конструктивными, так и структурными концентраторами напряжений. Установлено, что на сопротивление коррозии под напряжением большое влияние оказывают металлургические факторы. Уменьшение величины зерна, снижение содержания фосфора и серы, раскисление алюминием и титаном (в отличие от раскисления марганцем и кремнием) повышают сопротивление высокопрочной стали коррозии под напряжением [36]. Это связано с тем, что все указанные факторы влияют на сопротивление разрушению в приграничных зонах, по которым, как правило, происходит развитие трещины при коррозии под напряжением.

Для предотвращения этого вида разрушения рекомендуют применять покрытия, в частности кадмирование. При этом во избежание наводороживания необходимо предварительно проводить поверхностное пластическое деформирование (дробеструйный наклеп или вибронаклеп, алмазное выглаживание и др.). Характерно, что распространение трещин в недеформированных сталях высокой прочности во всех средах межзеренное, а после пластической деформации разрушение идет как вдоль границ, так и по телу зерна [36]. При коррозии под напряжением трещины всегда возникают на поверхности металла в отличие от разрушения в результате водородного охрупчивания, когда трещины зарождаются под поверхностью. В изломах, как правило, выявляются зоны медленного роста трещины и долом. Для микростроения этих изломов в зоне медленного развития трещины характерен межзеренный рельеф без следов деформации по границам зерен и наличие вторичных трещин, нормальных к плоскости магистральной трещины [55]. При взаимодействии раскрывающихся трещин с коррозионной средой на их поверхности образуются продукты коррозии, причем последних значительно больше в зоне зарождения и медленного роста трещины, чем на участках долома.

Перечисленные особенности позволяют диагностиро-

вать разрушение в результате коррозии под напряжением. Например, в изломе сломавшейся пружины из стали 60С2А (закалка и отпуск при 270 °С) видны две зоны. Начальная зона разрушения с мелкокристаллическим строением расположена у поверхности проволоки. Остальная площадь излома — долом имеет менее развитую матовую поверхность. Микростроение начальной зоны разрушения — межзеренное, грани зерен поражены коррозией (рис. 145).

Результаты фрактографического исследования, а также анализ технологии (электролитическое покрытие пружины проводится в растянутом, т. е. напряженном состоянии) позволили установить, что разрушение пружин происходило в результате коррозии под напряжением. Повышение температуры отпуска пружин до 420 °С снизило структурные напряжения в результате мартенситного превращения и предотвратило коррозионное растрескивание пружин.

Следует отметить общность микромеханизма распространения трещины у высокопрочных сталей с мартенситной структурой при таких разных видах разрушения, как задержанное разрушение, водородное охрупчивание, коррозия под напряжением, статическое разрушение закаленной (неотпущенной) стали и усталостное разрушение высокоуглеродистых сталей. Объединяет все эти виды разрушения различной природы и происхождения чувствительность к состоянию границ зерен в связи с высоким уровнем микронапряжений, свойственным мартенситу, особенно в приграничных зонах.

Совместное действие на металл переменных напряжений и коррозионной среды вызывает более ускоренное разрушение (по механизму коррозионной усталости), чем раздельное действие обоих факторов.

По данным работы [55], при коррозионной усталости в общий процесс развития трещины вносит вклад и коррозия под напряжением. В изломах коррозионной усталости высокопрочных материалов наблюдался полностью или частично межзеренный рельеф; иногда на фасетках границ зерен, выходящих в излом, обнаруживали усталостные бороздки. Изломы коррозионной усталости, как правило, многоочаговые, что для обычной усталости (в отсутствие коррозионной среды) характерно лишь при больших перегрузках или при наличии

концентраторов напряжений. Это объясняется активным воздействием коррозионной среды на развитие микродефектов, возникающих в результате локальной пластической деформации в слабых зернах под действием циклической нагрузки.

Так, при испытании деталей из стали 40Х (сорбит), работающих в коррозионной среде, получены многоцикловые изломы ($N > 10^6$ циклов) с несколькими очагами. В области усталостного развития трещины четко различается очень заглаженная блестящая зона медленного развития трещины и более развитая матовая зона ускоренного развития. Малоцикловый излом ($N \leq 5 \cdot 10^5$ циклов) имеет большое число очагов. Здесь несколько начальных усталостных трещин развиваются в параллельных плоскостях от различных участков поверхности; их слияние в общую поверхность разрушения происходит посредством долома центральной части сечения образца (рис. 146, а).

В микростроении зон медленного развития трещины наблюдаются типичные для усталости элементы микро рельефа: сетчатая структура в многоцикловом и бороздки в малоцикловом изломах (рис. 146, б, в). В зонах ускоренного развития трещины имеются рельефные бороздки. Следы коррозии на поверхности излома в зонах медленного развития трещины более интенсивны, чем в зонах ускоренного развития.

Типичным примером коррозионной усталости является разрушение рубашек водяного охлаждения гильзы тепловозного двигателя, которая испытывает пульсирующие растягивающие напряжения и воздействие коррозионной среды (вода, нагретая до 80 °С). Из-за этого в эксплуатации часты случаи разрушения, причем трещины берут начало от конструктивного концентратора — адаптерного отверстия (рис. 147). В ряде случаев разрушение начинается от коррозионных изъявлений.

Для повышения коррозионно-усталостной прочности рубашек поверхности, прилегающие к адаптерным отверстиям, обкатывают роликами, что увеличивает сопротивление циклическим нагрузкам, и покрывают синтетическими полимерными смолами для предотвращения коррозии.

Эффективное средство предотвращения коррозионно-усталостных разрушений — пассивирующие при-

садки. Строгое соблюдение режима восстановления необходимо концентрации присадок в воде существенно повышает коррозионно-усталостную прочность рубашек.

7. ДИАГНОСТИКА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СЖИМАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ

Известно, что при определенных условиях нагружения деталей изгибом усталостные трещины образуются в зоне сжатия при отсутствии их в зоне растяжения. Такие условия создаются в том случае, когда в зоне сжатия имеется высокая концентрация напряжений, которой нет в зоне растяжения. При этом в области концентрации сжимающих напряжений возникает стесненное напряженное состояние, стимулирующее микропластическую деформацию и последующее зарождение усталостной трещины.

Рассмотрим один из таких примеров, когда у упрочненных ППД осей с мартенситной структурой, работающих в условиях статического и циклического изгиба и высокой концентрации напряжений, усталостные трещины возникали в зоне сжатия значительно раньше или при меньшей нагрузке, чем в зоне растяжения. Но, в отличие от трещин, образующихся в растянутой зоне, трещины в зоне сжатия развиваются очень медленно и стадии ускоренного их развития, а также долома не наблюдаются, т. е. условно их можно отнести к разряду неразвивающихся трещин.

Изломы, полученные в эксплуатации, отличаются большой заглаженностью на всем протяжении усталостной трещины. Иногда в них наблюдаются фронтальные линии (см. рис. 10). Трещины, возникшие в зоне сжатия при стендовых испытаниях осей в условиях плоского циклического изгиба, имеют необычный вид, напоминая разрушение при чистом срезе (рис. 148). В микростроении излома выявляется только рельеф мартенситных пластин (рис. 149) без типичных признаков усталости. В том же изломе в зоне растяжения усталостная трещина типична для упрочненного ППД состояния (с очагом под поверхностью, рис. 148) и имеет традиционный микрорельеф.

Более раннее образование трещин в зоне сжатия в данном случае объясняется следующим. В зоне сжа-

тия в результате суммирования действующих и остаточных сжимающих напряжений (наведенных при ППД), когда превышает предел текучести материала при сжатии, происходит пластическая деформация и, как следствие, релаксация остаточных напряжений, снижающая эффективность ППД. При одной и той же величине циклического напряжения в зоне растяжения нет пластической деформации и поэтому усталостная трещина образуется раньше в зоне сжатия. Однако поскольку в этой зоне действуют только сжимающие напряжения, раскрытия трещины не происходит (а, напротив, только смыкание ее стенок), развивается такая трещина очень медленно, и стенки ее весьма заглажены. Распространяется трещина в результате образования нарушений сплошности материала в местах локализации микронапряжений. В мартенсите такими местами являются границы мартенситных кристаллов (пакетов) и продвижение трещины происходит по этим границам. Этим объясняется необычное микростроение излома, отражающее механизм усталостного разрушения в зоне сжатия. Медленное развитие трещины обусловлено, по-видимому, тем, что пластическая деформация протекает прежде всего в зоне действия макроконцентратора напряжений. Вместе с тем концентрация микронапряжений велика только на самой поверхности и по мере продвижения трещины в глубь сечения резко убывает.

Можно полагать, что продвижение трещины при отсутствии растягивающих напряжений и при умеренных сжимающих напряжениях не повышает коэффициент интенсивности напряжений в ее вершине.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Балтер М. А. Упрочнение деталей машин. М.: Машиностроение, 1978. 184 с.
2. Балтер М. А., Гольдштейн Л. Я., Чернякова А. А. Повреждаемость поверхностного слоя стали при обкатке роликами.— В кн.: Исследования по упрочнению деталей машин. М.: Машиностроение, 1972, с. 220—226.
3. Балтер М. А., Гольдштейн Л. Я., Аксенова С. И. Влияние нагрева в водородосодержащей атмосфере на механические свойства и характер разрушения сталей в высокопрочном состоянии.— Металловедение и термическая обработка металлов, 1984, № 2, с. 10—12.
4. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1970. 427 с.
5. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968. 1171 с.
6. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 431 с.
7. Ботвина Л. Р., Колоколов Е. И. Закономерности развития усталостных трещин в интервале вязко-хрупкого перехода.— Металловедение и термическая обработка металлов, 1975, № 7, с. 24—28.
8. Влияние структуры и свойств стали на микромеханизм усталостного разрушения/М. А. Балтер, Л. Я. Гольдштейн, А. П. Любченко, А. А. Чернякова.— Физико-химическая механика материалов, 1975, № 1, с. 47—53.
9. Влияние структуры и свойств стали на механизм повреждаемости при циклическом деформировании (вторая премия им. Д. К. Чернова за 1975 г.)/М. А. Балтер, А. П. Любченко, Л. Я. Гольдштейн, А. А. Чернякова.— Металловедение и термическая обработка металлов, 1976, № 6, с. 64—66.
10. Влияние различных видов деформационного упрочнения на тонкую структуру мартенсита/М. А. Балтер, Л. Я. Гольдштейн, А. А. Чернякова и др.— Известия Академии наук СССР. Металлы, 1975, № 4, с. 184—189.
11. Влияние отпуска на усталостную прочность упрочненной поверхностной пластической деформацией стали с мартенситной и бейнитной структурами/М. А. Балтер, А. А. Василевская, Л. Я. Гольдштейн, Е. А. Куриц и др.— Физико-химическая механика материалов, 1977, № 2, с. 87—92.
12. Гордеева Т. А., Жегина И. П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. М.: Машиностроение, 1978. 200 с.
13. Гуляев А. П., Зеленова В. Д., Шермазан И. В. Опреде-

- ление порога хладноломкости стали микрофрактографическим методом.— Заводская лаборатория, 1966, № 7, т. 32, с. 870—872.
14. Дефекты стали: Справочник/Под ред. С. М. Новокшеновой, М. И. Виноград. М.: Металлургия, 1984. 200 с.
 15. Екобори Т. Научные основы прочности и разрушения металлов. Киев: Наукова думка, 1978. 352 с.
 16. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 456 с.
 17. Иванова В. С., Кудряшов В. Г. Метод определения вязкости разрушения (K_{Ic}) по данным испытания образцов на усталость.— Проблемы прочности, 1970, № 3, с. 17—19.
 18. Исследование свойств и опыт внедрения стали 30ХГСН2А с ВТМО/М. А. Балтер, Л. Я. Гольдштейн, С. И. Аксенова и др.— В кн.: Проблемы создания и применения высокопрочных конструкционных сталей. М.: ЦНИИинформ. Ч. М. 1983, с. 11—12.
 19. Калинина З. М. Дефекты легированных сталей. М.: Металлургиздат, 1960. 248 с.
 20. Кальнер В. Д., Зильберман А. Г. Практика микронзондовых методов исследования металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 215 с.
 21. Кальнер В. Д. Применение микронзондового анализа для исследования металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1984. 62 с.
 22. Кинетика и механизм роста усталостной трещины в железе/О. Н. Романив, Е. А. Шур, А. Н. Ткач и др.— Физико-химическая механика материалов, 1981, № 2, с. 57—66.
 23. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия, 1976. 455 с.
 24. Кудрявцев И. В., Кудрявцев П. И. Поверхностный наклеп как способ повышения сопротивления малоциклового усталости деталей машин.— Проблемы прочности, 1972, № 4, с. 81—83.
 25. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Этин Р. И. Превращение в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.
 26. Куриц Е. А. Исследование механизма упрочнения стали при отпуске после поверхностной пластической деформации.— Металловедение и термическая обработка металлов, 1980, № 12, с. 14—16.
 27. Куслицкий А. В. Неметаллические включения и усталость стали. Киев.: Техника, 1976. 128 с.
 28. Любченко А. П., Куриц Е. А. Повышение усталостной прочности закаленной стали, загрязненной неметаллическими включениями.— Известия вузов. Черная металлургия, 1978, № 9, с. 142—147.
 29. Металловедение и термическая обработка стали: Справочник/Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1983. 368 с.
 30. Морозов А. Н. Водород и азот в стали. М.: Металлургия, 1968, 283 с.
 31. Новиков И. И., Ботвина Л. Р., Клевцов Г. В. Рентгеноструктурный анализ изломов. М.: Институт металлургии АН СССР, 1983, 31 с.
 32. О возникновении дефектов типа «светлые пятна» в стальных отливках/Г. Н. Касаткин, А. А. Ежов и др.— Литейное производство, 1976, № 11, с. 30—32.
 33. О внутренних микронапряжениях, возникающих в резуль-

тате мартенситного превращения в стали/В. И. Саррак и др. — В кн.: *Металлофизика*. Киев.: Наукова думка, 1974, № 54, с. 94—97.

34. **Окисление металлов**/Под ред. Ж. Бенара. М.: *Металлургия*, 1968, 498 с.

35. **Особенности микрорельефа усталостных изломов железа** — армко в зависимости от амплитуды циклического нагружения/Ю. С. Веселянский, А. А. Чернякова, М. А. Балтер и др. — *Физика металлов и металловедение*, 1975, т. 39, № 5, с. 1077—1085.

36. **Потак И. М.** Высокопрочные стали. М.: *Металлургия*, 1972, 208 с.

37. **Полонская С. М.** Электронно-фрактографическое исследование литой низкоуглеродистой стали. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1980, № 1, с. 55—56.

38. **Разработка** и экспериментальная проверка методики количественного анализа растровых изображений изломов стали/М. Л. Бернштейн и др. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1976, № 8, с. 50—54.

39. **Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ**/Дж. Гоулдастейн и др. М.: Мир, 1984, т. I, 303 с., т. II, 348 с.

40. **Расчеты и испытания на прочность в машиностроении.** Классификация видов поверхностей разрушения (изломов) металлов: Рекомендации. М.: ВНИИНМАШ, 1979, 46 с.

41. **Раузин Я. Р., Шур Е. А., Зонов Н. Н.** Оценка термической и термомеханической обработки высокоуглеродистой конструкционной стали. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1973, № 9, с. 5—8.

42. **Рентгеноструктурное исследование мартенсита с различным содержанием углерода, подвергнутого пластическому деформированию**/М. А. Балтер, Л. Я. Гольдштейн, А. А. Чернякова, В. Е. Герасимов. — *Физика металлов и металловедение*, 1972, т. 34, вып. 1, с. 114—117.

43. **Романив О. Н., Зима Ю. В., Карпенко Г. В.** Электронная фрактография зміцнених сталей. — Київ: Наукова думка, 1974, 207 с.

44. **Романив О. Н., Ткач А. Н., Симинович В. Н.** Структура и припороговая усталость сталей. — *Физико-химическая механика материалов*, 1983, № 4, с. 19—33.

45. **Саррак В. И., Филиппов Г. А.** Задержанное разрушение стали после закалки. — *Физико-химическая механика материалов*, 1976, № 2, с. 44—54.

46. **Саррак В. И., Филиппов Г. А.** Влияние примесей на хрупкость стали после закалки. — *Физико-химическая механика материалов*, 1981, № 2, с. 96—101.

47. **Саррак В. И., Филиппов Г. А.** О природе задержанного разрушения закаленной стали. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1976, № 12, с. 36—41.

48. **Саррак В. И., Филиппов Г. А.** Стадии задержанного разрушения закаленной стали. — В кн.: *Проблемы разрушения металлов*. М.: МДНТП, 1975, с. 29—34.

49. **Саррак В. И., Филиппов Г. А.** Хрупкость мартенсита. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1978, № 4, с. 21—26.

50. **Саррак В. И., Суворова С. О., Этин Р. И.** Отпуск под на-

грузкой конструкционных сталей. — *Физика металлов и металловедение*, 1970, № 6, т. 30, с. 1221—1227.

51. **Спектор Я. И., Ляшенко В. П.** Влияние природы и размера неметаллических включений на развитие усталостных трещин в подшипниковых сталях. — *Сталь*, 1979, № 5, с. 384—386.

52. **Степаненко В. А., Красовский А. Я.** Микроструктурные особенности усталостного разрушения малоуглеродистой стали. — *Проблемы прочности*, 1974, № 7, с. 52—54.

53. **Счастливец В. М.** Электронно-микроскопическое исследование структуры мартенсита конструкционных сталей. — *Физика металлов и металловедение*, 1974, т. 38, вып. 4, с. 793—802.

54. **Трещиностойкость перлитных эвтектоидных сталей**/О. Н. Романив, Е. А. Шур, В. Н. Симинович и др. — *Физико-химическая механика*, 1983, № 2, с. 45—52.

55. **Фрактография и атлас фрактограмм**; Справочник/Пер. с англ. Под ред. М. Л. Бернштейна. М.: *Металлургия*, 1982, 489 с.

56. **Фрактографическое исследование усталостных изломов железа и стали**/М. А. Балтер, Л. Я. Гольдштейн, А. П. Любченко, А. А. Чернякова. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1975, № 7, с. 31—36.

57. **Фридман Я. Б.** Механические свойства металлов. М.: *Машиностроение*, 1974, 368 с.

58. **Фридман Я. Б., Гордеева Т. А., Зайцев А. М.** Строение и анализ изломов металлов. — М.: *Машгиз*, 1960, 128 с.

59. **Фукс М. Я., Туровский М. Л., Шифрин И. М.** Устойчивость остаточных напряжений в вале в зоне прессовой посадки. — *Машиноведение*, АН СССР, 1976, № 3, с. 61—66.

60. **Цюрюпа В. М., Гимельфарб Л. Е., Уманский Г. П.** Структура и микрохимический состав электролитического покрытия хром—вольфрам. — В кн.: *Твердые износостойкие гальванические и химические покрытия*. М.: МДНТП, 1984, с. 11—14.

61. **Чалмерс Б.** Теория затвердевания. М.: *Металлургия*, 1968, 288 с.

62. **Чернякова А. А.** О природе усталостных бороздок. — *Физико-химическая механика материалов*, 1976, № 3, с. 76—80.

63. **Шураков С. С.** Релаксационные явления в закаленной стали. — *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1961, № 4, с. 36—39.

64. **Электронно-микроскопическое исследование эволюции дислокационной структуры железа в процессе усталости**/В. С. Иванова, В. М. Горицкий, Л. Г. Орлов и др. — В кн.: *Химия металлических сплавов*. М.: Наука, 1973, с. 146—154.

65. **Электронно-микроскопическое исследование усталостных изломов**/А. П. Гуляев, В. Д. Зеленова, Т. В. Кнорозова и др. — *Проблемы прочности*, 1973, № 5, с. 24—27.

66. **Электронно-микроскопическая фрактография**: Альбом/Под ред. Л. М. Утевского. М.: *Металлургия*, 1973, 44 с.

67. **Hall L. R., Chan R. C.** On Plane Strain Cyclic Flow Growth Rates. — *Engineering Fracture Mechanics*, 1971, v. 3, N. 2, p. 169—189.

68. **Broek D.** Some Contributions of Electron Fractography to the Theory of Fracture. — *International Metallurgical Review*, 1974, v. 19, Sept., p. 135—182.

69. **Brooksbank D., Andrews K. W.** Stress Fields Around Inclusions and their Relation to Mechanical Properties. — *Iron and Steel Institute*, 1972, v. 210, N. 4, p. 28—37.

70. Cooke R. Y., Beevers C. Y. Slow Fatigue Crack Propagation in Pearlitic Steels.—Mater. Sci. and Eng., 1974, 13, N. 2, p. 595—602.

71. Forsythe P. J. E., Rider D. A. Fatigue Fracture.—Aircraft Engineering, 1960, v. 32, N. 374, p. 96—99.

72. Klecnil M., Lukas P. Dislocation Arrangement in the Surface Layer of α —Iron Glains During Cyclic Loading.—Journal of the Iron and Steel Inst., 1965, v. 203, part 10, p. 1043—1046.

73. Lankford J. Oxide Inclusions in Steel Effect Fatigue Failure.—Inst. Metal Rev., 1977, v. 22, Sept., p. 221—228.

74. Mak Donald D. E., Wood W. A. Application of the SEM to Study of Mechanisms of Metal Fatigue.—Proc. of the Fourth Annual Scanning Electron Microscopy Symposium. Iv. Res. Inst.: Chicago, Illinois, U. S. A., April, 1974, p. 121—128.

75. Pelloux R. M. N. Application of the Scanning Electron Microscope to Electron Fractography.—Proceedings of the Third Annual Scanning Electron Microscope Symposium. Iv.—Research Institute: Chicago, Illinois, U. S. A., 1970, April, p. 281—288.

76. Тайра С. Анализ поверхности излома рентгеноконструктурным методом.—Тэцу то хагане, 1979, т. 65, № 3, с. 450—460.

77. Waldron G. W. J. Application of SEM to the Study of Surface Topography of Fatigue Fractures.—Proceedings of the Third Annual Scanning Electron Microscope Symposium. Iv.—Research Institute: Chicago, Illinois, U. S. A., April, 1970, p. 297—304.

78. Wanhill R. J. H. Fractography of Fatigue Crack Propagation in 2024—T3 and 7075—T6 Aluminium Alloys in Air and Vacuum.—Met. Trans., 1975, v. A6, N. 8, p. 1587—1596.

79. Wei R. P. Some Aspects of Environment Enhanced Fatigue—Crack Growth.—Eng. Fract. Mech., 1970, 1, N. 4, p. 633—651.

80. Wright R., Argon A. Fatigue Crack Growth in Si—Fe.—Metallurgical Transactions, 1970, v. I, N. II, p. 3065—3071.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
Глава I. Задачи фрактографии при диагностике разрушенных деталей	5
1. Возможности диагностики при сочетании оптической и электронной фрактографии	5
2. Применение физических методов исследования для целей диагностики	11
3. Рекомендации по методике диагностирования разрушенных деталей	15
Глава II. Строение изломов при статическом и динамическом нагружении	23
1. Влияние структуры и свойств стали на строение изломов при однократном нагружении	23
2. Макро- и микростроение изломов стали с мартенситной и бейнитной структурами при задержанном разрушении	31
3. Влияние скорости нагружения на особенности макро- и микростроения изломов стали со структурой мартенсита и нижнего бейнита	39
4. Влияние различных способов деформационно-термического упрочнения на строение изломов однократного нагружения	46
Глава III. Строение изломов при циклическом нагружении	58
1. Макростроение усталостных изломов в зависимости от комплекса прочностных и пластических свойств материала	58
2. Влияние ППД на кинетику усталостного разрушения	62
3. Строение усталостных изломов сталей, упрочненных ППД с последующим отпуском	68
4. Микростроение усталостных изломов	71
5. Влияние структуры и свойств стали на микростроение усталостных изломов	83
6. Особенности строения усталостных изломов высокоуглеродистых и цементованных сталей	89
7. Влияние упрочнения ППД и последующего отпуска на строение изломов в сложных условиях нагружения	99
8. Исследование очагов усталостных изломов стали, с различной загрязненностью неметаллическими включениями	104
Глава IV. Диагностика характера дефектов материала, способствующих разрушению деталей	111
1. Дефекты типа расслоев	112
2. Дефекты литой стали	116

3. Дефекты водородного происхождения	118
4. Дефекты изломов перегретой стали	122
5. Диагностика характера трещин, образовавшихся на различных стадиях изготовления деталей	225
6. Дефекты цементованных деталей	128
Глава V. Опыт диагностики различных видов разрушения деталей	133
1. Диагностика разрушения при статической перегрузке, повторной статике и малоцикловой усталости	133
2. Примеры диагностики характера разрушения при нетипичных видах статического и усталостного изломов	135
3. Примеры диагностики изломов с чередованием строения различного типа	137
4. Примеры диагностики усталостного разрушения, связанного с дефектами материала	139
5. Примеры диагностики задержанного разрушения	142
6. Диагностика разрушения при одновременном действии напряжений и коррозионных сред	148
7. Диагностика усталостных трещин, образующихся под действием сжимающих напряжений	152
Список литературы	154
Приложение (вкладка 1—112 стр)	

ПРОИЗВОДСТВЕННОЕ ИЗДАНИЕ

Мария Ароновна Балтер, Анатолий Петрович Любченко,
Светлана Израилевна Аксенова и др.

**ФРАКТОГРАФИЯ — СРЕДСТВО ДИАГНОСТИКИ
РАЗРУШЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ**

Редактор Н. Г. Сальникова Художественный редактор Е. А. Ильин
Технический редактор Н. В. Тимофеев
Корректор Н. Г. Богомолова
Переплет художника И. И. Загурного

ИБ № 4832

Сдано в набор 19.04.86. Подписано в печать 24.07.86. Т-16939.
Формат 84×108^{1/32}. Бумага офсетная № 2. Гарнитура литературная.
Печать офсетная. Усл. печ. л. 14,28 (в т. ч. 5,88 прил.). Усл. кр.-отт.
14,28 (в т. ч. 5,88 прил.). Уч.-изд. л. 13,16 (в т. ч. приложение 4,42).
Тираж 3870 экз. Заказ. 1260. Цена 1 р. 20 к.

Ордена Трудового Красного Знамени издательство
«Машиностроение»,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.

Московская типография № 6 Союзполиграфпрома
при Государственном комитете СССР по делам издательств,
полиграфии и книжной торговли.
109088, Москва, Ж-88, Южнопортовая ул., 24.