

**В.Э. ЗАВИСТОВСКИЙ**

**МЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ  
И ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ  
С ПОКРЫТИЯМИ**

Новополоцк  
Полоцкий государственный университет  
1999

УДК 620.194.539.4 + 621.793  
3-13

Завистовский В.Э. Механика разрушения и прочность материалов с покрытиями – Новополоцк Полоцкий государственный университет, 1999  
– 144 с ISBN 985-418-063-8

Рецензенты

Н. Н. Дорожкин, член-корреспондент Национальной Академии Наук Беларуси, доктор технических наук, профессор  
В. С. Ивашко, доктор технических наук, профессор

— 178468

В монографии обобщены результаты исследований прочностных свойств и механики разрушения материалов с покрытиями. Рассмотрены дефекты металлов и покрытий, способствующие разрушению. Приведен анализ критериев и моделей разрушения твердых тел. Предложен механизм взаимодействия микропор с частицами материала покрытия. Показаны результаты экспериментальных исследований образцов с диффузионными и газотермическими покрытиями при стационарном и циклическом нагружении. Приведены результаты исследований структуры и механических свойств зоны сплавления, процессов упругопластического деформирования материалов.

Для научных и инженерно-технических работников предприятий, преподавателей, аспирантов, магистрантов и студентов высших учебных заведений

Лабл 20 Ил 71 Библиогр 134 назв

ISBN 985-418-063-8

© В.Э. Завистовский, 1999

## **ПРЕДИСЛОВИЕ**

Развитие современного машиностроения тесно связано с решением задач прочности и пониманием процессов разрушения материалов при воздействии эксплуатационных нагрузок. Широкое применение защитных покрытий на детали машин, механизмов и сооружений способствует улучшению функциональных свойств поверхностей и повышению надежности и долговечности. При этом основная тенденция заключается в разработке технологических способов и технического обеспечения процессов нанесения покрытий. Это невозможно без исследования физико-механических свойств изделия, которые в значительной степени зависят от свойств материалов основы и покрытия.

Важная роль отводится покрытиям и в увеличении конструкционной прочности изделия. Предел прочности и вязкость разрушения неоднозначно изменяются при различных упрочняющих обработках или варьировании химического состава наносимого сплава. Создание различных структурных препятствий движущимся дислокациям повышают предел текучести, но снижают трещиностойкость.

В предлагаемой монографии предпринята попытка обобщить результаты исследований автора и данных литературы по вопросам механики разрушения и прочности материалов с покрытиями. Анализ представленных данных по механике разрушения позволяет выделить диапазон тех размеров дефектов и грешин, которые необходимо учитывать при создании и эксплуатации деталей машин и элементов конструкций с покрытиями. Автор не претендует на полное описание картины разрушения материалов, но предпринятая попытка позволяет оценить прочностные свойства конструкционной стали 20 с диффузионными и газотермическими покрытиями.

Литература приведена в конце каждой главы и позволяет глубже вникнуть в рассматриваемые вопросы.

Автор выражает глубокую благодарность рецензентам чл.-корр. НАНБ Н.Н. Дорожкину и д.т.н. В.С. Ивашко, коллегам Ю.П. Ощепкову, А.Г. Щербо, Н.Л. Кравченко, совместно с которыми были получены экспериментальные данные, а также техническим работникам Л.Г. Кроман и Е.И. Ивановой за помощь в оформлении монографии.

Безусловно, у читателя могут возникнуть вопросы в связи с особенностями изложения, погрешностями и возможными ошибками. Автор заранее благодарен за все замечания по работе.

Монография издана при финансовой поддержке совета Полоцкого государственного университета (грант 25-99).

# **Глава 1. ДЕФЕКТЫ МЕТАЛЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ**

Роль состояния поверхностных слоев материала в формировании сопротивления зарождению трещин постоянно является предметом внимания исследователей. Подверженность материала возникновению трещин определяется рядом факторов, связанных с состоянием поверхности. К их числу относятся: локальная коррозия, дефекты микроструктуры, границы зерен, остаточные напряжения, участки концентрации напряжений пластическая деформация и изменения, вызванные механической или другой доводкой поверхности материала. Вместе с тем имеется ряд практических инженерных решений и способов поверхностной обработки, направленных на улучшение трещиностойкости и увеличение долговечности материала деталей машин. Часто связь между покрытием и основой по поверхности их раздела является слабым звеном метода защиты с помощью покрытий из-за необходимости и трудоемкости обеспечения непрерывности этой связи.

Существующие способы нанесения защитных покрытий наиболее полно приведены и классифицированы в работах П.А. Витязя, В.С. Иващенко и др. [21, 25, 29]. Защитные покрытия, наносимые на материал поверхности деталей машин и элементов конструкций, либо предохраняют их от разрушения, либо локализуют процессы разрушения. При создании защитного покрытия можно использовать материал поверхности детали или специальный посторонний материал с требуемыми свойствами.

Технологические процессы производства металлов и формирования покрытий неизбежно приводят к появлению некоторых дефектов, которые могут быть выявлены различными методами.

## **1.1. Дефекты в металлах и сплавах**

Дефекты в металлах могут быть различного происхождения. Одни из них присущи всем кристаллическим твердым телам и связаны с дефектами кристаллической структуры, другие – зарождаются в процессе начальной стадии формирования детали, третьи – при последующих операциях технологического процесса. Причем, некоторые дефекты по ходу технологического процесса уничтожаются или, наоборот, при дальнейшей обработке к первоначальным дефектам металла могут прибавляться новые [1, 2, 4, 9, 15–17, 23].

Наиболее типичными дефектами кристаллической структуры являются

- точечные дефекты (вакансии и межузельные атомы), которые вызывают местное искажение кристаллической решетки,
- линейные дефекты (краевые и винтовые дислокации), которые образуют в кристаллах замкнутые петли, изолированные скопления вокруг частиц включений и частиц выделений, приводящие к искажению кристаллической решетки. Дислокации являются неотъемлемыми дефектами структуры, обуславливающими дополнительный вклад в диффузионный поток,
- поверхностные дефекты (границы зерен и двойников, дефекты упаковки), представляющие собой поверхности раздела между отдельными зернами или их блоками поликристаллического металла,
- объемные дефекты (пустоты и включения)

Дефекты металлов при формировании и технологической обработке деталей и их характеристика приведены в табл 11

Таблица 11

Технологические дефекты, встречающиеся в металлах деталей машин

Дефект	Характеристика
Газовые, шлаковые и земляные раковины и включения	Наружные или внутренние полости в теле отливки, заполненные газом, формовочной смесью или шлаком, могут быть в виде сот и гнезд
Закаты, заковы	Нарушение сплошности металла в виде расслоений и складок
Ужимины	Неглубокие узкие канавки или впадины на теле отливок, прикрытые слоем металла, почти полностью отделенного от отливки прослойкой формовочной смеси, слой металла соединен с отливкой только тонким швом
Усадочные раковины, рыхлоты, пористость	Открытые или закрытые полости в теле отливки, имеющие шероховатую или крупнокристаллическую поверхность, обычно располагаются в утолщенных местах отливок

Продолжение табл 11

Дефект	Характеристика
Волосовины	Нарушение сплошности металла в виде тонких вытянутых вдоль направления деформации закатов с прослойкой включений
Спай	Сквозные или поверхностные щели с закругленными краями и углубления в теле отливки, образованные неслившимися потоками преждевременно застывшего металла
Плены	Пленки, состоящие из окислов металла в теле отливки, могут полностью нарушать сплошность отливки
Флокены	Внутренние трещины
Трещины литейного происхождения	Трещины в отливках, образовавшиеся в результате затрудненной усадки в процессе кристаллизации (горячие трещины) или при дальнейшем охлаждении отливок (холодные трещины)
Трещины, образовавшиеся в процессе ковки, прокатки или штамповки	Поверхностные или внутренние нарушения сплошности из-за низкой пластичности обрабатываемого металла
Трещины закалочные	Трещины, образовавшиеся на поверхности металла в результате нарушения технологии закалки, имеют вид извилистых прерывающихся линий
Трещины шлифовочные	Тончайшие разрывы в виде отдельных линий или сетки на поверхности металла, как правило, имеющего высокую твердость

Продолжение табл. 1.1

Дефект	Характеристика
Трещины усталостные	Трещины, наружные или внутренние, возникшие в результате многократных знакопеременных нагрузок; образуются в местах резкого изменения сечений
Трещины межкристаллитные	Трещины по границам зерен
Коррозия межкристаллитная	Нарушение сплошности металла в результате действия коррозии по границам зерен
Непровар	Отсутствие сплошности между металлом свариваемых деталей и материалом сварного шва
Кратер	Дефект сварного соединения, проявляющийся в виде резких углублений в шве при обрыве дуги
Подрез	Наружный дефект сварного соединения вследствие избыточного расплавления кромок и недостаточного количества наплавленного металла
Отклонение сварного шва от заданных размеров	Наружный дефект, возникающий при неправильной подготовке кромок, несоответствия размеровстыка и неверным перемещением горелки и присадочной проволоки
Наплыв (натек)	Наружный дефект сварного соединения, вызванный быстрым расплавлением присадочного металла при недостаточном нагреве и расплавлении верхней кромки основного металла

Окончание табл. 11

Дефект	Характеристика
Перегрев металла	Внутренний дефект, связанный с появлением крупнозернистой структуры в металле шва из-за избыточной мощности или недостаточной скорости сварки
Шлаковые включения, оксиды и внутренние поры	Внутренние дефекты сварного соединения, возникающие при плохой зачистке кромок, избытка флюса и несоответствия химического состава основного и присадочного металлов
Прожог	Дефект, вызванный малым усилием сжатия электродов при роликовой или точечной сварке

Неметаллические включения в стали (сульфиды, оксиды, шлаки) и ликвационные участки, неоднородные по составу и структуре, при обработке давлением (прокатке, ковке) частично раздробляются и вытягиваются вдоль направления деформации, образуя характерную продольную волокнистость (первичная полосчатость). Кроме того, в дозвтектойдной стали в процессе вторичной кристаллизации избыточная фаза (феррит) склонна кристаллизоваться вокруг вытянутых неметаллических включений, образуя вторичную полосчатость [3]. При механической обработке на металорежущих станках волокна металла могут быть перерезаны, вследствие чего некоторые механические свойства, зависящие от направления волокон, могут иметь различные значения.

Химико-термическая обработка оказывает влияние на физико-механические свойства рабочих поверхностей деталей машин. Свойства цементованных и нитроцементованных деталей определяются в значительной мере не только структурой диффузионного слоя в целом, но и структурой его поверхностной зоны. При

определенных температурных и временных условиях насыщения и некоторых неблагоприятных соотношениях компонентов газовой среды в указанной зоне могут возникать фазы или структурные составляющие, приводящие к снижению конструктивной прочности упрочненных деталей [5]. При цементации – это продукты промежуточного превращения аустенита, являющиеся результатом внутреннего окисления легирующих элементов сталей. В практике нитроцементации – это продукты промежуточного превращения аустенита – "темная составляющая" на границах зерен аустенита, карбонитридная фаза в виде корочки или сетки на границах аустенитных зерен, слишком высокое содержание остаточного аустенита. Одним из наиболее опасных дефектов нитроцементации является "темная составляющая", которая проявляется при чрезмерной концентрации азота в слое, при малой концентрации углерода в слое, и особенно при обезуглероживании. Этот дефект представляет собой частично разрушенную сетку окислов со структурой типа шпинели, образующуюся в результате развития процессов внутреннего окисления при нитроцементации в эндотермических атмосферах.

При обработке поверхностным пластическим деформированием (ППД) в результате деформирования поверхностного слоя металла и работы трения образуется теплота, которая нагревает обрабатываемую заготовку, инструмент и окружающую среду. При интенсивных режимах обработки (выглаживание и ударные методы) локальные участки поверхностных слоев нагреваются до 800–1000 °С. Такой нагрев может вызывать термопластическое деформирование и другие явления, снижающие эффект упрочнения. Термопластическое деформирование приводит к резкому спаду остаточных сжимающих напряжений на поверхности, а в некоторых случаях – к превращению их в растягивающие. Могут образовываться также вторичные структуры, снижающие эксплуатационные свойства поверхности. Стыки структур являются концентраторами напряжений, что приводит к зарождению усталостных трещин [6].

Типовыми сопутствующими явлениями при электрохимической и электроэрозионной алмазной обработке является "коммутирующее" действие стружки в рабочем зазоре; оно заключается в обеспечиваемых ею многочисленных точечных контактах между токопроводящим кругом и заготовкой. Размыкание этих кон-

тактов и коммутирование микродуг происходит вследствие расплавления стружки и оказывает влияние на шероховатость поверхности, возможность появления трещин и растягивающих напряжений [7, 8].

## 1.2. Дефекты наплавки и напыления

Металлические покрытия представляют собой сложные многокомпонентные неравновесные системы, обладающие избыточной свободной энергией, обусловленной наличием в слоях большого количества микро- и макротипов структуры в частицах присадочного материала. Важнейшими типами микротипов являются точечные (вакансии, внедренные и примесные атомы); линейные (дислокации); двумерные (границы зерен, двойников, раздела фаз).

Макротипы – поры и включения в порошковых композициях. Их существование непосредственно связано с границами раздела фаз твердое тело – газ. Микротипы распределены с некоторой плотностью в окрестностях макротипов и обеспечивают локальное термодинамическое равновесие системы порошковый слой – подложка. По мере нагревания системы в ней возникают сложные физико-химические процессы, направленные в соответствии с общими принципами термодинамики в сторону уменьшения избыточной свободной энергии. Интенсивность этих процессов возрастает с повышением температуры и существенно зависит от наследственных свойств наносимого порошка (микро- и макротипов, химически взаимодействующих реагентов и т.д.) [10]. На рис. 1.1–1.3 представлены форма и строение частиц порошка различных сплавов.

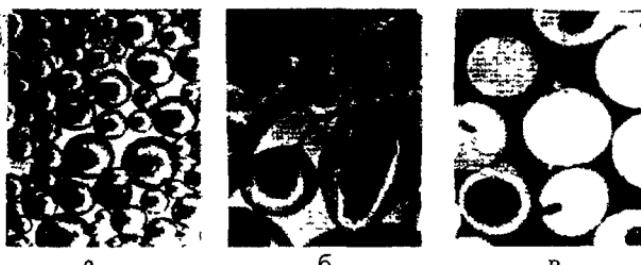


Рис. 1.1. Форма и строение частиц порошка.

а – фракция менее 200 мкм, ПГ-СР4;

б – фракция 500–400 мкм, ПГ-СР2;

в – внутренние поры, фракция 300–200 мкм, ПГ-СР3

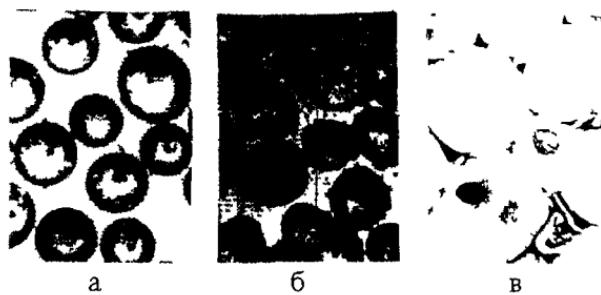


Рис 12 Форма частиц порошка сплава ПГ-СР3  
 а – до наплавки,  
 б – после нагрева до 800 °С,  
 в – после нагрева до 950 °С (не травлено, x70)

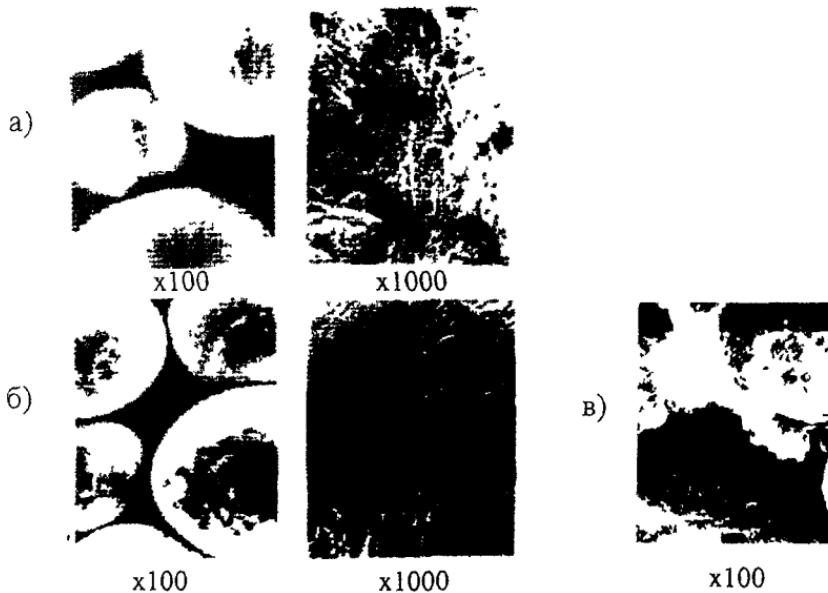


Рис 13 Электронно-микроскопические растровые снимки поверхности частиц порошка ПГ-СР36  
 а – исходное состояние,  
 б – нагрев до 700 °С, выдержка 10 мин,  
 в – нагрев до 1000 °С, образование сплошной флюсовой пленки

Покрытие, получаемое напылением – это слоистый материал, состоящий из деформированных напыленных частиц, соединенных между собой по контактным поверхностям сварными участками. Напыленный слой формируется из мельчайших капелек металла сферической формы, покрытых снаружи окисной пленкой в момент удара их о поверхность материала детали. Капельки при ударе деформируются и в результате схватывания закрепляются на поверхности, рис. 14



Рис 14 Зона контакта основного металла и частиц порошка из самофлюсующегося сплава в начальный период их взаимодействия (x100)

Структура слоя, сформированного за один проход, неоднородна и определяется различными размерами и энергетическим состоянием – температурой и скоростью частиц, находящихся в периферийной и центральной зоне двухфазового потока, состоящего из частиц порошка и газа. Образование покрытия последовательной укладкой множества деформирующихся частиц неизбежно приводит к появлению микропустот, в первую очередь на стыках частиц. Покрытие формируется в атмосфере, поэтому микропустоты заполняются газом, что ухудшает свойства гранул. Вследствие большой шероховатости покрытия и быстрого остывания и кристаллизации частиц, в зоне контактов с поверхностью ранее нанесенных частиц остаются дефекты и полости, рис. 15, которые образуются также вследствие выделения газов, высторенных в расплавленных частицах [11].

Структура и свойства покрытия зависят от гранулометрического состава напыляемого порошка. С уменьшением размера частиц порошка улучшается заполнение покрытия, плотность его

увеличивается, объем микропустот уменьшается, строение покрытия становится более однородным

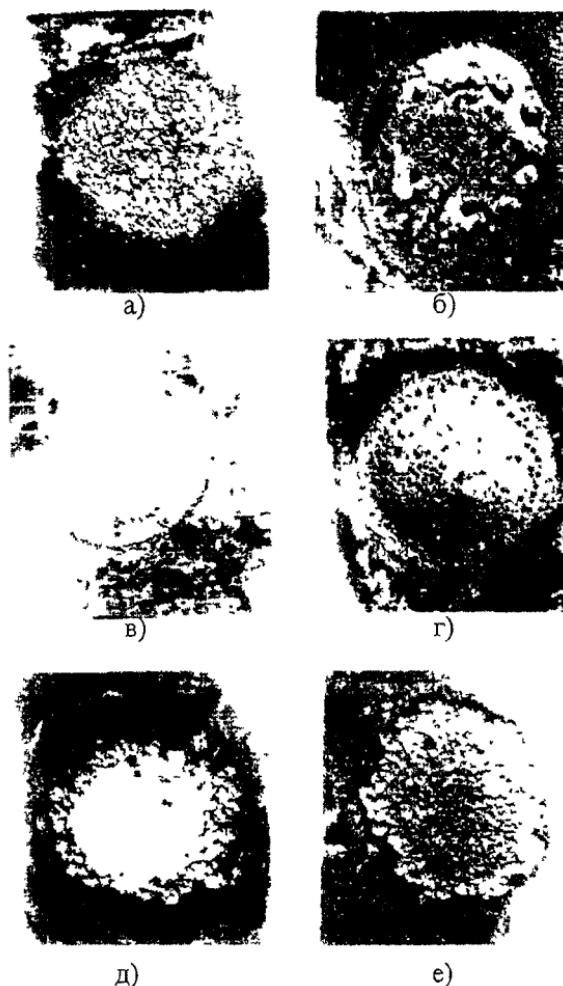


Рис 15 Изменение поверхности образцов при нагреве сплава ПГ-СР3 на подложку из стали Ст 3

К числу дефектов напыленных покрытий относятся отслоение или вздутие покрытия из-за его плохой адгезии к основному металлу, трещины, сплошная пористость, низкая твердость, неоднородность структуры и др. В табл. 12 приведены виды дефек-

тов в покрытиях, напыленных самофлюсующимися сплавами, с последующим оплавлением [12].

Таблица 1.2

Дефекты в покрытиях, напыленных  
самофлюсующимися сплавами с оплавлением

Дефекты	Характеристика и причины возникновения
Газовые раковины	Выделение газов при нагреве основного металла в процессе оплавления, применение основного металла, склонного к выделению газов при нагреве. Основные причины: некачественные отливки и участки некачественных сварных швов с высоким содержанием газа; некачественная очистка поверхности, наличие масла, жиров и т.п.
Вздутия	Плохая адгезия покрытия к основному металлу. Основные причины: некачественная очистка поверхности; выделение газа из основного металла
Трешины	Растresкивание покрытия в результате усадки. Основные причины: различие коэффициентов линейного расширения (сужения) в процессе оплавления покрытия и основного металла; недостаточный или неравномерный нагрев основного металла; недостаточно медленное охлаждение после оплавления; значительное расширение основного металла под влиянием закалки
Пригар	Перегрев покрытия при оплавлении. Основные причины: резкое изменение толщины основного металла на отдельных участках; неправильный контроль температурного режима
Брызги	Дефекты наплавленного покрытия, возникшие до его сплавления. Основные причины: наличие конгломератов частиц напыляемого материала на участках неудовлетворительной адгезии покрытия к основному металлу

Для газопламенного напыления часто используются порошки системы Ni–Cr–B–Si, которые являются самофлюсующимися. Покрытия имеют слоистую структуру, и свойства покрытий отличаются от свойств компактных материалов. Для покрытий характерны пониженная прочность сцепления на границах между частицами и слоями, обусловленная неполным схватыванием, а также повышенным содержанием оксидов, нитридов, пор и различных включений в пограничных областях, пористость, возникающая в результате газовыделения и кристаллизации частиц с высокими скоростями, а также выплеска материала покрытия при ударе частиц о подложку [19]. Наибольшей пористостью характеризуются поверхностные слои покрытия и слои, прилегающие к подложке. Покрытия имеют различную твердость и микротвердость по поверхности и глубине, неоднородный химический состав, большое количество составляющих микроструктуры. В отдельных частичках и во всем покрытии формируются значительные внутренние напряжения, приводящие к образованию микротрещин.

Прочность сцепления газотермических покрытий с поверхностью определяется совместным влиянием структурных дефектов границы раздела и остаточными напряжениями в ее плоскости [20, 21]. Структурные дефекты возникают из-за неполного контакта деформированных напыленных частиц с напыляемой поверхностью и неполного развития физико-химических связей между контактирующими поверхностями. Остаточные напряжения обусловлены в основном различными теплофизическими и физико-механическими свойствами материалов покрытия и основы, а также разной их зависимостью от температуры, рис. 16–17.



Рис. 16 Строение плазменного покрытия при напылении на холодную подложку (x200)

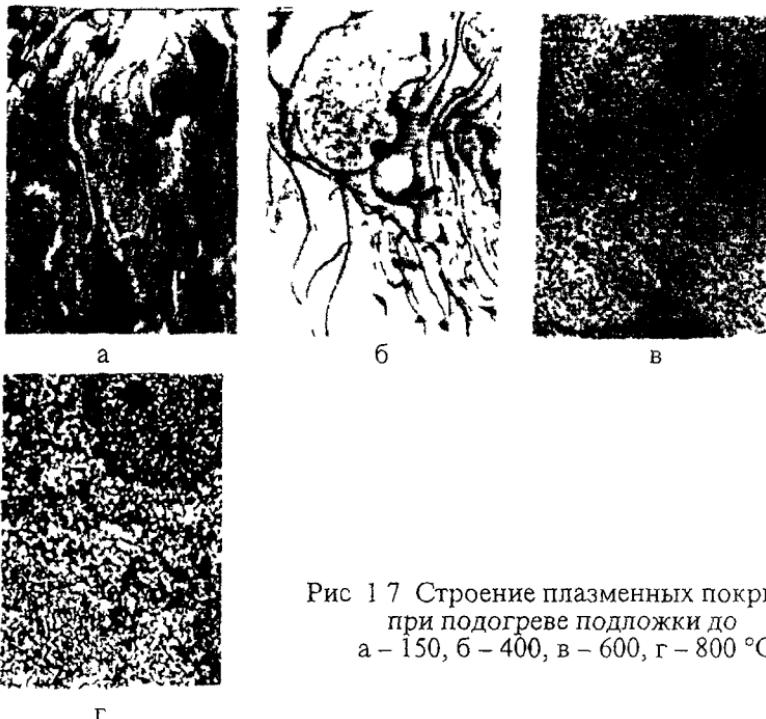


Рис 17 Строение плазменных покрытий при подогреве подложки до  
а – 150, б – 400, в – 600, г – 800 °С

Г

Детонационное покрытие может формироваться из частиц

- жидких,
- имеющих жидкую оболочку и твердый керн,
- из смеси жидких и твердых частиц,
- из смеси жидких, твердых и расплавленных с поверхности частиц

Если напыляемый материал не расплавлен, но имеет температуру, значительно превосходящую температуру плавления подложки, то контактная температура может быть выше температуры плавления подложки. При этом отдельные частицы закрепляются на подложке, однако формирование следующих слоев покрытия при указанных условиях невозможно [13]. При формировании первого слоя детонационного покрытия на границе с подложкой дефекты в виде пор практически отсутствуют. Огневое плавление сопровождается перемешиванием материала подложки с покрытием, что благоприятствует образованию прочной связи. Напыление последующих слоев покрытия существенно отличается

ется от формирования единичного слоя. Слой покрытия, ближайший к внешней поверхности, наиболее слабо связан с предыдущими из-за отсутствия дополнительного упрочнения при напылении следующих слоев, и при исследовании изломов [14] наблюдалось отслоение верхнего слоя и появление трещин в покрытии.

Дефектами металлонаполненных покрытий [18] (лакокрасочных, полимерных и др.) являются.

- изменение блеска и цвета покрытия;
- наличие пузьрей,
- отслаивание,
- сморщивание.

Основными дефектами анодированных покрытий (плазменное анодирование, анодирование в расплавах солей и др.) являются неоднородность покрытия по площади, наличие сеток трещин и пористость [27].

В процессе наплавки как в наплавленном металле, так и в окколошовной зоне могут возникать дефекты, которые снижают эксплуатационную способность наплавленного металла [21, 22, 25, 26, 28]. Дефекты различают по месту расположения и причинам возникновения.

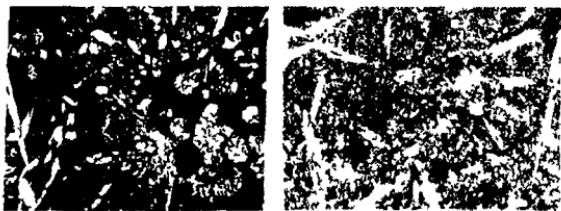
К первой группе относят дефекты, образующиеся в связи с особенностями металлургических и тепловых процессов наплавки трещины, поры, шлаковые включения и др., рис 18 – 19



Рис 18 Типичные изломы оплавленных образцов (х3)

Фракция – 0,16 + 0,075 мм

а – с шлаковыми включениями, б – без шлаковых включений  
(у крупнение х4)



а)

б)

Рис 1.9 Изменение плотности и структуры покрытия при нагреве (х60)  
а –  $T = 1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 5 \text{ мин}$ , б –  $T = 1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 20 \text{ мин}$

Ко второй группе относят дефекты, возникающие из-за нарушений режима наплавки, неисправности оборудования, низкой квалификации персонала: подрезы, подвороты, наплывы, отслоение и др., рис. 1.10.



Рис 1.10. Отслоение покрытия при светолучевой наплавке на массивную холодную подложку

Наиболее распространены при наплавке трещины. Их подразделяют на кристаллизационные, холодные и околоводные. Кристаллизационные трещины возникают в процессе первичной кристаллизации наплавленного металла и их расположение, как правило, совпадает с направлением роста столбчатых кристаллитов. Физическая неоднородность металла покрытия связана с несовершенством его кристаллической решетки. Особенно много дефектов возникает при дендритной кристаллизации, характерной для наплавленного металла, рис 1.11. Ветви дендритов имеют различную пространственную ориентацию, а кристаллиты – блочную структуру, усиливаемую из-за скопления между ветвями дендритов примесей и дислокаций. При наплавке кристал-

лизующийся металл находится под воздействием растягивающих напряжений, возникающих вследствие несвободной усадки наплавленного металла, который в процессе охлаждения подвержен пластической деформации. При кристаллизации некоторое

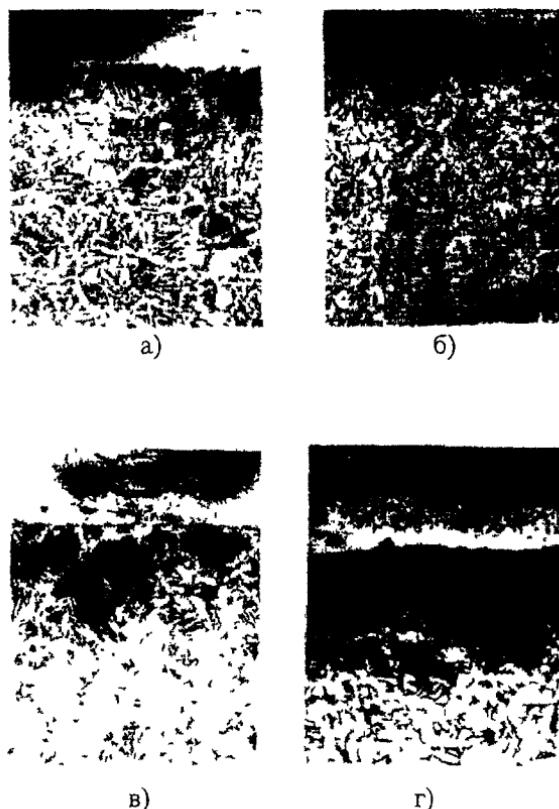


Рис 111 Изменение диффузационной зоны на разных стадиях растекания ( $\times 200$ )

- а – отсутствие диффузационной зоны вблизи периметра растекания ( $T = 1050^{\circ}\text{C}$ ),  
б – феррито-перлитная зона глубиной 70 мкм  
( $T = 1050^{\circ}\text{C}$ ),  
в – перлитная зона глубиной 300 мкм  
( $T = 1100^{\circ}\text{C}$ ),  
г – зона видманштейттовой структуры  
( $T = 1150^{\circ}\text{C}$ )

время металл находится в твердожидком состоянии. Если нарастание напряжений опережает повышение пластичности металла, возникают межкристаллические разрушения. Если же процесс нарастания напряжения происходит тогда, когда металл уже прошел твердожидкое состояние и приобрел достаточную прочность и пластичность, то возникшие напряжения лишь вызовут пластическую деформацию и образование кристаллизационных трещин не произойдет [19, 22]. Формирование капли сплава ПГ-СР4 приведено на рис. 1.12.

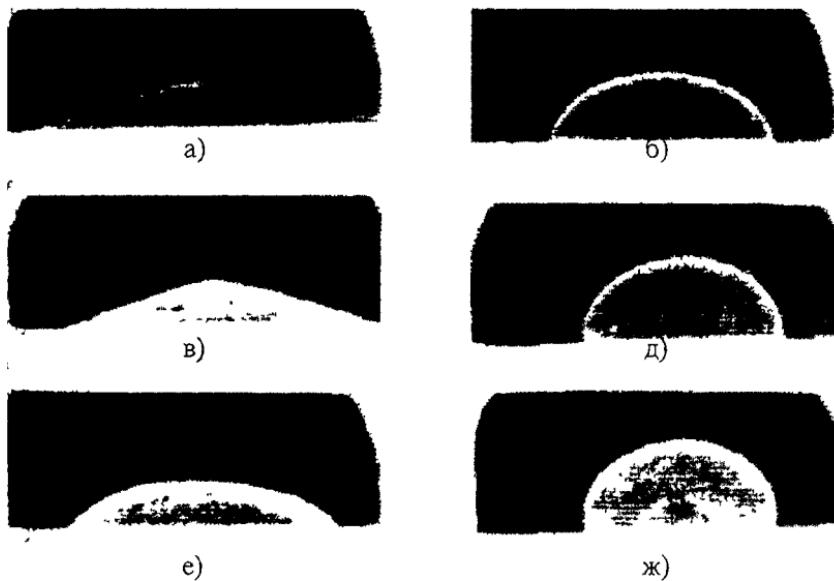


Рис. 1.12. Формирование капли сплава ПГ-СР4 на кварцевой подложке при температуре 1050 °С  
(скорость съемки 1 кадр через 5 с)

Холодные трещины в наплавленном металле образуются при сравнительно невысокой температуре ( $\approx 200$  °С). Они возникают тогда, когда металл, казалось бы, уже приобрел высокие прочностные свойства. Характерная черта появления холодных трещин — замедленное их развитие в течение нескольких часов и даже суток. Затем при достижении определенной величины трещины развиваются мгновенно, взрывоподобно, с характерным звуковым

эффектом Холодные трещины возникают как по границам зерен, так и по телу зерна

Околошовные трещины подразделяют на горячие и закалочные Горячие трещины при некоторых условиях образуются во время наплавки на участках сплавления и перегрева околошовной зоны Трещины развиваются по границам зерен основного металла и могут распространяться в наплавленный слой Образование горячих трещин в околошовной зоне объясняют [22] сосредоточением на границах зерен вредных примесей, образующих легкоплавкие включения и прослойки Закалочные трещины в околошовной зоне появляются в результате возникновения напряжений, обусловленных образованием мартенсита и высоких давлений, создаваемых водородом, заполнившим микроскопические пустоты в кристаллических решетках

Характерный вид зоны сплавления при плазменной наплавке сплава ПГ-СР3 на различные стали приведен на рис. 1 13–15

Поры в наплавленном металле представляют собой округлые пустоты, расположенные отдельными группами или цепочками внутри металла и на его поверхности Поры возникают в процессе первичной кристаллизации

Шлаковые включения образуются вследствие плохой очистки от шлака поверхности предыдущих слоев при многопроходной наплавке, затекания шлака в несплошности металла, возникающие в результате подвортов, наплыков и других дефектов, применения электродов с чрезмерно тугоплавким покрытием, большой скорости наплавки и т. д. Размеры шлаковых включений могут быть от микроскопических до частиц диаметром несколько миллиметров [12, 22] Форма их бывает окружлой и вытянутой

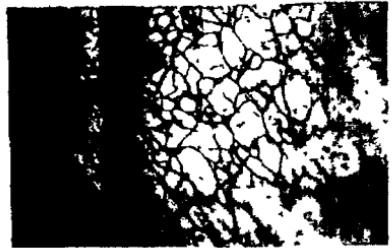
Качество покрытия при наплавке по слою порошка под флюсом в значительной степени зависит от толщины порошкового слоя При толщине слоя порошка более 6–9 мм нарушается устойчивость дуги, в наплавленном металле появляются такие дефекты, как наплывы и несплавления [24]



а)



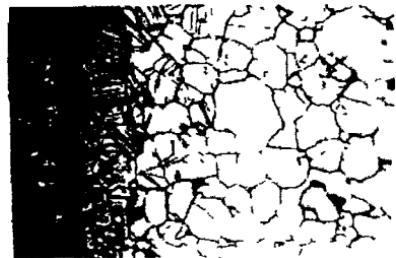
б)



в)



г)



д)

Рис 1 13 Зона сплавления при наплавке с  $T = 1100$   $^{\circ}\text{C}$  на сталь 12Х18Н10Т при выдержке 1,0 (а), 2,0 (б), 3,0 (в), 5,0 (г) и 10,0 (д) мин (х300)

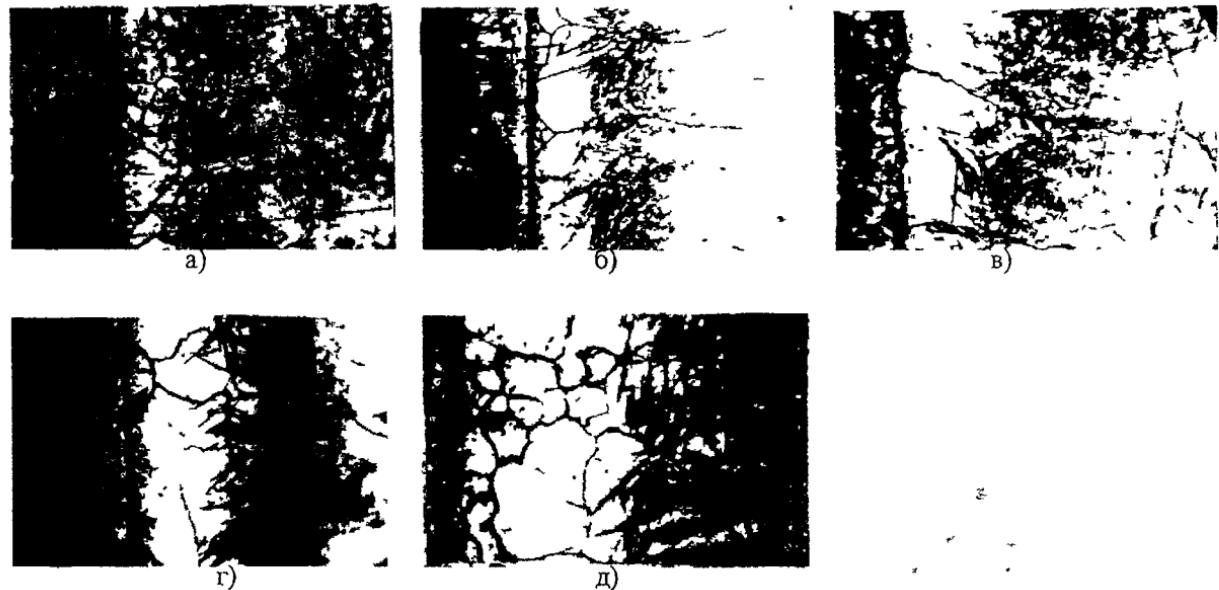


Рис 1 14 Зона сплавления при наплавке с  $T = 1100$   $^{\circ}\text{C}$  на сталь 15Х25 при выдержке 1,0 (а), 2,0 (б), 3,0 (в), 5,0 (г) и 10,0 (д) мин (x300)

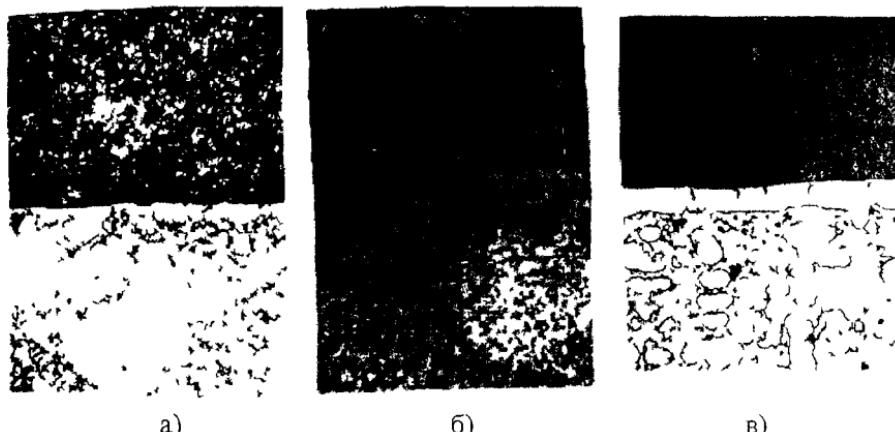


Рис 1.15 Прослойка твердого раствора в зоне сплавления  
при температуре нагрева ( $\times 300$ )  
а – 1050 °С, б – 1100 °С, в – 1150 °С

Детали машин и элементы конструкций обычно содержат как врожденные дефекты и трещины, так и возникшие при обработке, изготовлении и транспортировке, все они подчиняются некоторой закономерности распределения по количеству и размерам. Это распределение в совокупности с локальным напряженным состоянием и средой определяют потенциальные центры возникновения трещины. Чаще всего трещина берет начало от какого-нибудь небольшого поверхностного дефекта детали по истечении инкубационного периода конечной продолжительности [30]. Затем трещина растет под совместным влиянием приложенной нагрузки и окружающей среды. После того как трещина достигла критической глубины, происходит быстрое разрушение. Долговечность детали равна суммарной продолжительности периодов возникновения и распространения трещины.

## ЛИТЕРАТУРА

- 1 Денель А.К. Дефектоскопия металлов – М Металлургия, 1972 – 304 с

2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1980. – 493 с.
3. Геллер Ю.А., Погодин-Алексеев Г.И., Рахштадт А.Г. Металловедение. – М.: Металлургия, 1967. – 404 с.
4. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина И.А. Конструкционные стали. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.
5. Цырлин Э.С. Химико-термическая обработка деталей машин. – М.: НИИмаш, 1980. – 80 с.
6. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 1987. – 328 с.
7. Подураев В.Н. Технология физико-химических методов обработки. – М.: Машиностроение, 1985. – 264 с.
8. Артамонов Б.А., Волков Ю.С., Дрожалова В.И. и др. Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов Т. 1. – М.: Высш. шк., 1983. – 247 с.
9. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н. Лазерная сварка металлов. – М.: Высш. шк., 1988. – 207 с.
10. Дорожкин Н.Н., Абрамович Т.М., Ярошевич В.К. Импульсные методы нанесения порошковых покрытий. – Мн.: Наука и техника, 1985. – 278 с.
11. Анциферов В.Н., Бобров Г.В., Дружинин Л.К. и др. Порошковая металлургия и напыленные покрытия. – М.: Металлургия, 1987. – 792 с.
12. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с. .
13. Бартенев С.С., Федько Ю.П., Григоров А.И. Детонационные покрытия в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1982. – 215 с.
14. Бартенев С.С., Кийко А.В., Козлова И.Р. Определение некоторых технических характеристик детонационных покрытий из окиси алюминия // ФизХОМ, 1977. – № 3. – С. 80–85.
15. Кристал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 376 с.

16. Гегузин Я.Е. Диффузионная зона. – М.: Наука, 1979. – 344 с.
17. Белый А.В., Карпенко Г.Д., Мышкин Н.К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. – М.: Машиностроение, 1991. – 208 с.
18. Ивашко В.С., Куприянов И.Л., Шевцов А.И. и др. Защитные коррозионно-стойкие покрытия. – Мин.: Беспринт, 1996. – 116 с.
19. Клименко С.А., Муковоз Ю.А., Полонский Л.Г. и др. Точение износостойких защитных покрытий. – Киев: Техніка, 1997. – 142 с.
20. Куприянов И.Л., Геллер М.А. Газотермические покрытия с повышенной прочностью сцепления. – Мин.: Наука и техника, 1976. – 234 с.
21. Витязь П.А., Ивашко В.С., Манойло Е.Д. и др. Теория и практика газопламенного напыления. – Мин.: Навука і тэхніка, 1993. – 295 с.
22. Шехтер С.Я., Резницкий А.М. Наплавка металлов. – М.: Машиностроение, 1982. – 71 с.
23. Завистовский В.Э., Холодилов О.В., Богданович П.Н. Физика отказов механических систем. – Мин.: Технопринт, 1999. – 212 с.
24. Дорожкин Н.Н., Петюшев Н.Н. Дуговая газопорошковая наплавка. – Мин.: Беларусь, 1989. – 94 с.
25. Ивашко В.С., Куприянов И.Л., Шевцов А.И. Электротермическая технология нанесения защитных покрытий. – Мин.: Навука і тэхніка, 1996. – 375 с.
26. Шипко А.А., Поболь И.Л., Урбан И.Г. Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. – Мин.: Навука і тэхніка, 1995. – 280 с.
27. Аверьянов Е.Е. Справочник по анодированию. – М.: Машиностроение, 1988. – 224 с.
28. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н. Оборудование и технология лазерной обработки материалов. – М.: Высшая школа, 1990. – 159 с.

- 29 **Молодык Н.В., Зенкин А.С.** Восстановление деталей машин. – М.: Машиностроение, 1989. – 480 с.
30. **Хетч Л., Рат Б.** Методы поверхностной обработки высокопрочных сплавов с целью повышения их трещиностойкости – состояние и перспективы // Обработка поверхности и надежность материалов. – М.: Мир, 1985. – С 121–148

## **Глава 2. МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАТАЛЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ**

### **2.1. Разрушение металлов**

В большинстве случаев деформация по достижении достаточно высоких напряжений заканчивается разрушением. Процесс разрушения начинается с образования трещин субмикроскопических размеров и заканчивается макроскопическим разделением образца или конструкции на отдельные части. Ряд важнейших механических свойств металлов и сплавов характеризует их сопротивление разрушению, величину или работу деформации до разрушения.

#### **2.1.1. Виды разрушения металлов**

Существует три вида напряжений: сжимающие (отрицательные нормальные), растягивающие (положительные нормальные) и касательные. Сжимающие напряжения сами по себе не могут вызвать разрушения. Оно происходит под действием растягивающих или касательных напряжений. В макроскопических теориях прочности [1] различают введенные Н.Н. Давиденковым два вида разрушения:

1) отрыв в результате действия растягивающих напряжений;

2) срез под действием касательных напряжений.

В табл. 2.1 представлены схемы разрушения при различных испытаниях. Пользуясь этой таблицей можно по внешнему виду разрушенных образцов определять вид разрушения (отрыв или срез), что в некоторых случаях имеет практическое значение.

Но представленные схемы разрушения могут быть точно реализованы лишь в том случае, если заданная при нагружении схема напряженного состояния остается неизменной от начала испытания и до окончательного разрушения образца. На самом деле эта схема может меняться как в процессе пластической деформации, так и в процессе разрушения в результате развития трещин. Поэтому вид разрушенных образцов часто отличается от предсказуемого.

Таблица 2.1

Вид испытания	Схема нагружения	Направление действия напряжений		Вид разрешения	
		нормальное	касательное	отрыв	срез
Растяжение					
Сжатие					
Кручение					
Изгиб					

Считается, что отрыв может произойти без предварительной макропластической деформации, в то время как разрушению путем среза такая деформация всегда предшествует. Поэтому отрыв часто соответствует хрупкому, а срез – вязкому (пластическому) разрушению. Именно на эти два типа подразделяется большинство случаев разрушения в металловедении. Кроме хрупкого и вязкого разрушения рассматриваются еще более специфические типы разрушения – усталостное и разрушение при ползучести.

Условия перехода от хрупкого отрыва к вязкому срезу в механике разрушения описываются различными схемами механического состояния, отражающими зависимости между напряжениями и деформациями в различных условиях нагружения. Наиболее универсальной является диаграмма механического состояния, предложенная Я.Б. Фридманом [2].

Внешне хрупкое разрушение отличается от вязкого, в первую очередь величиной пластической деформации перед разрушением. Любому вязкому и хрупкому разрушению металлов и сплавов предшествует какая-то пластическая деформация. Перед хрупким разрушением она обычно намного меньше, чем перед вязким, но четкой количественной границы здесь провести нельзя.

Оба типа разрушения – вязкое и хрупкое – включают в себя две стадии:

- зарождение зародышевой трещины;
- распространение трещины.

По механизму зарождения трещин они принципиально не различаются. Качественное различие между ними связано с энергоемкостью и скоростью распространения трещины. При хрупком разрушении эта скорость очень велика, она достигает 0,4–0,5 скорости распространения звука в материале образца. В случае же вязкого разрушения трещина распространяется в основном с относительно малой скоростью, соизмеримой со скоростью деформации образца.

Энергоемкость вязкого разрушения значительно больше потому, что при развитии вязкой трещины пластическая деформация идет не только вблизи ее вершины, но по значительному объему детали или образца. В результате работа, необходимая для продвижения трещины, здесь значительно больше, чем при развитии хрупкой трещины, когда пластическая деформация локализована в узком слое, у ее вершины.

Вторая стадия разрушения является наиболее важной. Именно она в основном определяет сопротивление материала разрушению. По Я.Б. Фридману, процесс разрушения на стадии развития трещины состоит из следующих четырех этапов:

- 1) инкубационного, на котором скорость распространения трещины постепенно возрастает;
- 2) периода торможения, характеризующегося замедлением роста трещины;
- 3) стационарного, когда скорость развития трещины постоянна;
- 4) ускоренного, иногда лавинообразного периода роста трещины со все возрастающей скоростью вплоть до полного разрушения тела.

Первые три этапа соответствуют так называемой докритической стадии развития трещины, когда процесс разрушения еще можно контролировать, а четвертый – закритической стадии распространения трещины, когда окончательное разрушение становится уже трудно управляемым и часто необратимым.

В поликристаллах трещина при разрушении может распространяться по телу зерна или вдоль границ. Соответственно различают внутризеренное (транскристаллитное) и межзеренное (интеркристаллитное) разрушение.

Современные представления о разрушении металлов исходят из того, что это процесс, идущий во времени параллельно с деформацией (упругой или пластической). Особенность разрушения заключается в том, что оно является значительно более локальным и структурно-чувствительным, чем все виды деформации и развитие трещины определяется структурой и свойствами материала в непосредственной близости (на микронных расстояниях) от ее вершины

### 2.1.2. Механизмы зарождения трещин

Атомный механизм зарождения трещин качественно одинаков при хрупком и вязком разрушении. Считается, что микротрещины в момент зарождения имеют длину  $\approx 10^{-4}$  мм [3].

Допустим, что для зарождения трещины необходимо после разрыва межатомных связей удалить две вновь образовавшиеся поверхности на одно межатомное расстояние  $a$ . Тогда теоретическое сопротивление отрыву  $S_{ot}$  – напряжение, необходимое для одновременного разрыва связей между атомами на единице площади будет равно:

$$S_{ot} = 2\gamma/a,$$

где  $\gamma$  – поверхностная энергия.

Поскольку  $\gamma \approx 0,1 \cdot Gb$ , то  $S_{ot} = 2G$ , что примерно вдвое больше скальвающего напряжения  $\tau_{kp}$ . Реальные же значения разрушающих напряжений на несколько порядков меньше. Теория дислокаций позволяет объяснить это противоречие [4–6]. Зарождение трещин является результатом сильной локальной концентрации напряжений, чаще всего у дислокационных конфигураций, формирующихся в процессе предшествующем разрушению пластической деформации.

Наиболее часто трещины возникают у вершин скоплений дислокаций вблизи каких-либо барьеров: включений избыточных фаз, границ зерен, двойников, сидящих дислокаций и т.д.

В непосредственной близости от барьера краевые дислокации в плоском скоплении могут под действием напряжений окажаться настолько тесно прижатыми друг к другу, что их экстраплоскости сливаются, а под ними образуется зародышевая "микро трещина" рис. 2.1, а. Эта схема прямо предполагает необходимость некоторой пластической деформации, достаточной для образования дислокационных скоплений. Трещина образуется в плоскости перпендикулярной плоскости скопления дислокаций, под действием растягивающих напряжений.

Другая разновидность зарождения трещин у барьеров при возникновении скоплений дислокаций в параллельных плоскостях скольжения показана на рис. 2.1, б.

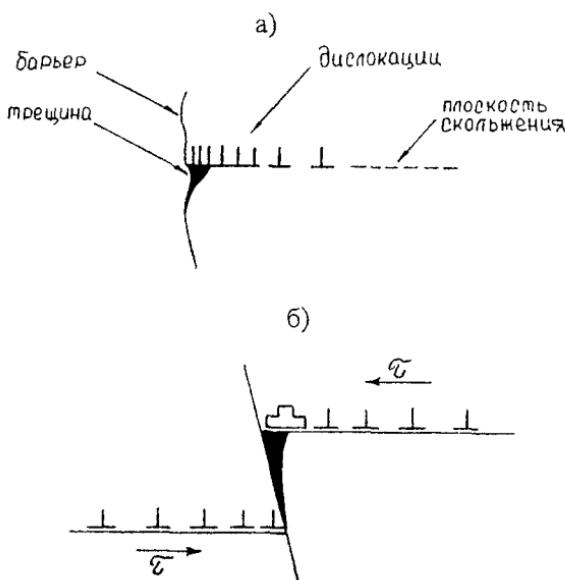


Рис. 2.1

а – схема зарождения трещин у дислокационных скоплений по Строу,  
б – схема зарождения трещин у дислокационных скоплений  
по А Н Орлову

Механизм зарождения трещин при образовании плоских дислокационных скоплений может быть связан с тепловыми флюктуациями. Если последние вызовут образование двойного перегиба и дислокации окажутся на расстоянии  $a$ , тоже может произойти раскрытие трещины на длине  $l$  глубиной  $h$  [1], рис. 2.2.

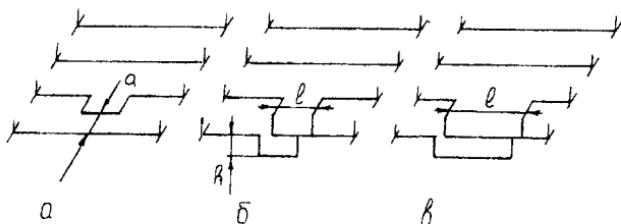


Рис 2.2 Схема термофлуктуационного зарождения трещин в плоском дислокационном скоплении  
(В И Владимиров, А Н Орлов)

В металлах с о.ц.к решеткой трещина может образоваться по модели Коттрелла, рис. 2.3. При слиянии дислокаций (плоскости  $a$  и  $b$ ) образуется скопление дислокаций в плоскости  $O11$ . Многократное повторение приводит к образованию зародышевой микротрещины. Схема Коттрелла не требует наличия барьеров для дислокаций в исходном состоянии. Барьеры, а затем дислокационные скопления и трещины образуются в результате пластической деформации

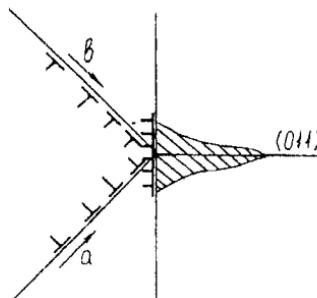


Рис. 2.3 Схема зарождения трещин в о.ц.к. металлах  
(Коттрелл)

Иногда трещина образуется не у вершины скопления, а внутри него. Отрыв по плоскости скольжения происходит под дей-

ствием нормальных напряжений. Они возникают в результате искривления плоскостей скольжения дислокациями, располагающимися в других плоскостях. Схема В.Л. Инденбома реализуется после значительной пластической деформации.

Часто зарождение трещин наблюдается в месте встречи двойника деформации с каким-либо прочным барьером (границей зерен или другим двойником), рис. 2.4

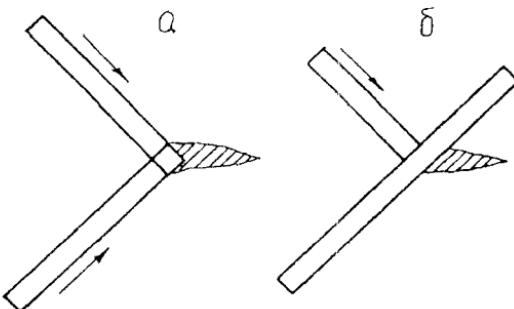


Рис. 2.4 Схема возникновения трещины  
а – при встрече развивающихся двойников,  
б – при торможении одного двойника другим

Рассмотренные основные схемы зарождения трещин показывают, что разрушение металлов с разной решеткой и микроструктурой может начинаться по-разному. Но в итоге сопротивляемость металла или сплава разрушению и характер разрушения определяется условиями, в которых оказывается возникшая по тому или иному механизму микротрещина

### 2.1.3. Усталость металлов

Под действием циклических напряжений в металлах и сплавах зарождаются и постепенно развиваются трещины, вызывающие в конечном итоге полное разрушение детали или образца. Это разрушение опасно потому, что может протекать под действием напряжений, намного меньших пределов прочности и из кучести. Подсчитано, что более 80 % всех случаев эксплуатационного разрушения происходит в результате циклического нагружения.

Усталостная трещина зарождается в поверхностных слоях и затем развивается вглубь образца или детали, образуя острый над-

рез. Распространение усталостной трещины обычно длительно. Оно продолжается до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нем напряжения превысят разрушающие. Тогда произойдет быстрое разрушение, как правило, хрупкое из-за наличия острого надреза.

По мере увеличения числа циклов при любых напряжениях выше предела выносливости последовательно идут следующие основные процессы:

- 1) пластическая деформация;
- 2) зарождение трещин;
- 3) постепенное развитие некоторых из них и преимущественное распространение одной, главной трещины;
- 4) быстрое окончательное разрушение.

Движение дислокаций и образование линий скольжения в условиях повторно-переменных нагрузок наблюдается даже при напряжениях меньше предела выносливости, который, в свою очередь, как правило, ниже макроскопического предела упругости материала. Скольжение происходит в тех же кристаллографических плоскостях и напряжениях, что и при статической деформации. Начинается пластическая деформация в благоприятно ориентированных зернах вблизи концентраторов напряжений.

Развитие пластической деформации приводит к деформационному упрочнению, которое особенно существенно при малоциклической усталости, когда величина действующих напряжений велика. (При малоциклической усталости уже после первых циклов нагружения пластическая деформация заканчивается формированием трещин).

Наглядной характеристикой деформационного упрочнения может служить ширина петли гистерезиса в координатах напряжение – деформация, рис. 2.5. Асимметрия связана с проявлением эффекта Баушингера. Чем больше баушингеровская деформация, тем шире петля гистерезиса.

Циклическое упрочнение или разупрочнение металлов и сплавов связано с особенностями их пластической деформации, зависящими от исходной структуры.

Связь между амплитудой напряжения  $\sigma_a$  и пластической деформацией  $\epsilon_{pa}$  подчиняется уравнению:

$$\sigma_a = k' \cdot (\Delta \epsilon_{pa} / 2)^q,$$

где  $k'$  – коэффициент циклической прочности;

$\gamma$  – показатель циклического деформационного упрочнения.

При сильном холодном деформировании материалы ведут себя как циклически разупрочняющиеся.

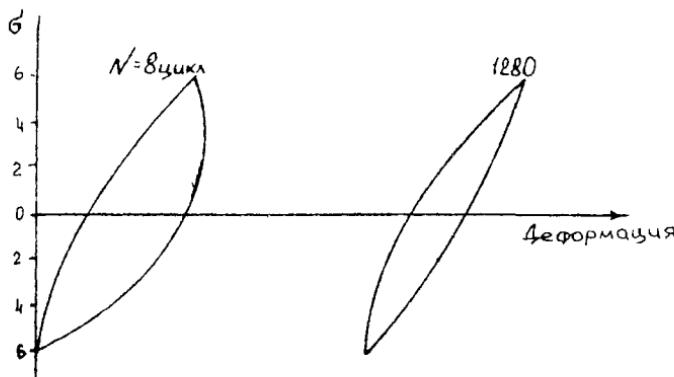


Рис. 2.5. Петля гистерезиса при деформационном упрочнении металла

Склонность материала к циклическому упрочнению или разупрочнению хорошо скоррелирована соотношением  $\sigma_u/\sigma_{0,2}$ : при  $\sigma_u/\sigma_{0,2} < 1,2$  – материал разупрочняющийся; при  $\sigma_u/\sigma_{0,2} \geq 1,4$  упрочняющийся. Промежуточные значения относятся к циклически стабильным материалам.

## 2.2. Разрушение металлов с покрытиями

В настоящее время ни одна из существующих теорий не дает возможности объяснить всю совокупность закономерностей, наблюдавшихся при разрушении металлов с покрытиями. Каждая теория объясняет лишь некоторую часть этих закономерностей. Наиболее известными являются статистические и кинетические теории, основанные на учете неупругости металлов, градиентальные, технологические и др., в основу которых положены фундаментальные исследования В.В. Новожилова, Я.И. Френкеля, В.Т. Проценко, В.В. Панасюка, В.В. Болотина, В.С. Ивановой, В.П. Когаева, Г.П. Черепанова, Е.М. Морозова, Е.К. Почтенного, Л.А. Сосновского и др.

Под статистическими подразумеваются теории, учитывающие неоднородность свойств реальных материалов на основе представлений теории вероятностей и математической статистики.

тики Теории, основанные на гипотезе слабого звена [7], предполагают что

- источником разрушения является наиболее опасный дефект имеющийся в образце,
- характеристики дефектов не изменяются в процессе нагружения
- свойства материала могут быть описаны кривой распределения практических напряжений для дефектов в материале

Совершенствование технологии производства материалов и конструкций способствует уменьшению размеров и количества дефектов. Однако сейчас признано, что невозможно создать рентгеновское изделие без наличия дефектов. В процессе эксплуатации конструкции могут подвергаться циклическим нагрузлениям, связанным с пуском и остановом машин, колебательными или термоциклическими явлениями, работать в условиях воздействия агрессивных сред. Эти процессы могут приводить к медленному подрастанию дефектов, особенно если они расположены на поверхности изделий. При недооценке подрастания дефектов в процессе циклического нагружения многие микронадрывы и объемные дефекты могут превратиться в растущие трещины.

Модель механизма зарождения трещины в композиции "основа – покрытие" при циклическом нагружении предложена в работах [8, 9]. Представленная схема на рис. 2 б основана на предположении, что покрытие блокирует дислокации в поверхностном слое основного металла и стесняет развитие пластической деформации. При нагружении источник дислокаций З начинает функционировать, испуская дислокации. Граница "покрытие – основа" блокирует дислокации, создавая локальные повышения их плотности. В микрообъеме, непосредственно прилегающем к границе, образуется плоское скопление краевых дислокаций, причем они могут находиться на столь близком расстоянии друг от друга, что их экстраплоскости сливаются, вызывая появление растягивающих напряжений.

Если покрытие достаточно хрупкое, то растягивающие напряжения приводят к возникновению в покрытии микротрещин, распространяющихся в основной металл. Характерный пример такого механизма разрушения представлен на рис. 2 7

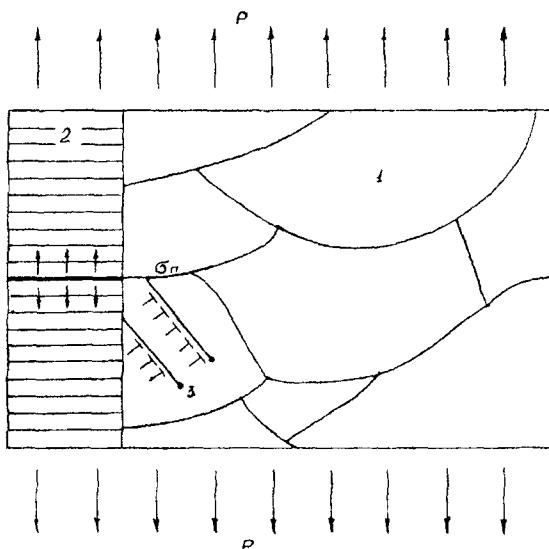


Рис 2 6 Схема механизма зарождения усталостных трещин в материале при наличии напыленного покрытия  
 1 – материал, 2 – покрытие, 3 – источник дислокаций  
 $\sigma_n$  – растягивающие напряжения в покрытии,  
 Р – приложенная нагрузка

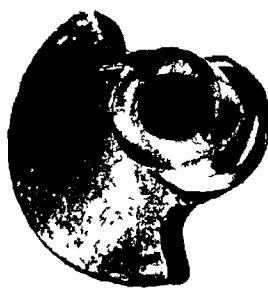


Рис 2 7 Излом коленчатого вала с покрытием по механизму разрушения, предложенному в работах [8, 9]

Согласно другой схеме [10], появление и распространение трещин может происходить непосредственно от поверхности покрытия Установлено, что даже на идеально гладких образцах при

циклическом нагружении трещины появляются, прежде всего, на поверхности. Поверхность же покрытия играет роль источника трещин, так как на ней всегда имеются готовые концентраторы напряжений в виде пор, несплошностей на границе с основным металлом; готовые трещины, возникающие в процессе напыления и наплавки, рыхлые границы между слоями и т.д. Если покрытие формируется при достаточно высокой температуре, то в диффузионной зоне образуются объемы с повышенной плотностью дислокаций и вакансий. Перераспределение избыточных вакансий и их сток в определенных точках обуславливают появление микропор. Образующиеся в диффузионной зоне области растяжения и сжатия способствуют микропластической деформации основного металла и превращению микропор в трещину. Таким образом, нанесение покрытия в этом случае сопровождается повышением дефектности поверхностных слоев основного металла. Причем, чем больше упрочнено покрытие, т.е. чем больше оно склонно к хрупкому разрушению, тем опаснее становятся любые несплошности, поры и другие дефекты [11].

Полуземпирическая теория зарождения макроскопических трещин, предложена В.В. Болотиным [14]. Следует различать две стадии процесса разрушения:

- инкубационная стадия накопления рассеянных повреждений,
- стадия развития магистральной макроскопической трещины.

Причем считается, что если в теле не было врожденных макроскопических трещин, то зарождение первой трещины есть результат накопления рассеянных повреждений.

Автор постулировал связь между мерой накопления повреждений с числом зародившейся макроскопических трещин, образовавшихся к рассматриваемому моменту времени в некотором эталонном объеме и ввел математическую модель инкубационной стадии роста макроскопической трещины в некотором объеме.

В работах [16, 19, 20] предпринята попытка объединить структурную модель описания процесса зарождения и роста трещины Болотина [17] и диффузионную модель взаимодействия дефектов с порами в твердом теле Гегузина [18]. Рассмотрена диффузия

микропор в объеме, прилегающем к открытой трещине цилиндрической формы. Такая картина наблюдалась в изломе оплавленного образца с покрытием, рис. 2.8.

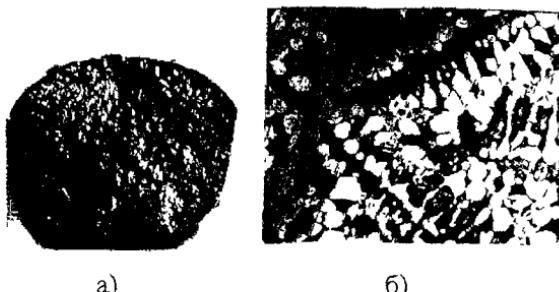


Рис. 2.8. Излом (а) и структура (б) оплавленного образца с покрытием

Авторы предполагают что:

- трещина есть продукт конечного числа соседних разрушенных элементов или микротрещин, имеющая длину, превосходящую ее радиус;
- трещина имеет свою область влияния, в которой все микропоры этой области взаимодействуют только с ней,
- радиус трещины изменяется под действием растягивающих напряжений, одинаковых во всем объеме;
- зародыши микротрещин образуются с постоянной скоростью;
- микроповреждения исчезают на дислокациях или границах зерен со скоростью пропорциональной их концентрации.

Известно, что вблизи трещины (поры) радиуса  $R$  концентрация микропор  $C(R)$  выше, чем концентрация в объеме тела  $C_0$ . В равновесных условиях градиент концентрации обеспечивает поток микропор в веществе и трещина залечивается. Под действием сжимающих напряжений процесс залечивания ускоряется, так как действие механического давления понижает равновесное давление вблизи трещины. При действии растягивающих напряжений концентрация пор повышается. Используя обобщенное уравнение Бесселя и заданные граничные условия, авторами получено выражение, определяющее поток микропор  $f$  на поверхность кончины длины трещины:

$$f = \frac{\gamma \cdot n_1}{R} \sqrt{\frac{D_{ef}}{n_2}} \frac{K_1(R \sqrt{\frac{n_2}{D_{ef}}})}{K_0(R \sqrt{\frac{n_2}{D_{ef}}})},$$

где  $n_1$  и  $n_2$  – константы,  $D_{ef}$  – эффективный коэффициент диффузии,  $K_0$  и  $K_1$  – цилиндрическая функция Макдональда соответствующего порядка,  $\gamma = \frac{2\alpha\Omega}{kT}$ ,  $\alpha$  – удельная поверхностная энергия,  $\Omega$  – характерный объем одной микропоры,  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – абсолютная температура

На основании проведенных исследований авторы делают вывод о том, что в равновесных условиях трещина залечивается со скоростью, зависящей от ее радиуса, температуры и структурных особенностей материала

В работе [15] предложены модели описания процессов перехода от диффузной поврежденности к образованию микроскопических трещин при деформировании конструкций из дисперсно-наполненных эластомеров, способных накапливать значительную поврежденность без потери макроскопической прочности. Подход позволяет проследить весь путь от исходного состояния до разрушения с образованием макротрешины как естественный процесс, управляемый только уравнениями состояния со случайными параметрами и степенью дискретизации исследуемого тела без использования априорных критериев разрушения. Данный подход представляется реалистичным, так как позволяет в явной форме связать структурные характеристики материала с его макроскопическим поведением, включающим стадию разрушения

Как правило, разрушение образцов, деталей машин и элементов конструкций происходит по нескольким параллельным или последовательно протекающим микромеханизмам разрушения. Включение в работу того или иного механизма зависит от материала основы и покрытия, среды, режимов нагружения, схемы напряженно-деформируемого состояния и т.д. К основным микромеханизмам разрушения [12] можно отнести следующие

- **Транскристаллитный хрупкий скол** Характеризуется относительно гладкими фасетками разрушения с типичными артишками речного узора и характерен для условий статического нагружения. Чаще всего зарождение хрупких трещин скола связывают со слиянием дислокаций, скапливающихся у границ зерен, с пересечением двух полос скольжения по плоскостям  $(10\bar{1})$  и  $(10\bar{1})$  с образованием трещины скола в плоскости  $(100)$ , с пересечением механических двойников, с растрескиванием хрупкой второй фазы.

- **Квазискол.** Происходит по типу транскристаллического хрупкого скола, но со значительной локальной пластической деформацией. Обусловлен зарождением и последующим слиянием соседних небольших субмикротрещин, которые затем сливаются с макротрещиной.

- **Чашечный механизм разрушения** (зарождение, рост и коагуляция микропор) Характеризуется наличием на поверхности разрушения ямок или чашек разрушения. Связан с разделением образца на части и протеканием в процессе разрушения интенсивной пластической деформации. В дисперсно-и дисперсно-упрочняемых материалах зарождение пор происходит вследствие разрушения вдоль межфазной границы включение – матрица или растрескивания самой частицы.

- **Вязкий скол.** Происходит под действием значительных сдвиговых напряжений. Как правило в изломе имеются относительно плоские участки разрушения. Выделяют два типа вязкого скола: расслоение и кристаллографический сдвиг. Расслоение связано с неоднородным распределением неметаллических включений. Большие по размеру и плоские по форме частицы неметаллических включений создают в плоскостях скольжения концентрацию напряжений, что облегчает появление трещин. При кристаллографическом сдвиге в пределах фасетки видны замкнутые по контуру плоские террасы. Вероятно, возникновение подобных террас на поверхности изломов происходит при слиянии множества отдельных микротрещин, расположенных на разных уровнях, с магистральной трещиной разрушения.

- **Межзеренное хрупкое разрушение** Сопровождается распространением трещины вдоль границ зерен. Обусловлено наличием вдоль границ зерен повышенной плотности частиц выделений или выделением по границам зерен особо крупных частиц в то-

рой фазы, которые могут инициировать дислокации, способствуя тем самым передаче пластической деформации от зерна к зерну, или облегчить зарождение на границе зерна микротрещины.

• **Усталостное разрушение с образованием усталостных микрополос.** В зависимости от того, как распространяется трещина (по телу зерна или по границам зерен) различают транскристаллитное и межзеренное усталостное разрушение. Как правило, усталостные микрополосы расположены перпендикулярно направлению распространения усталостной макротрещины. Ширина усталостной микрополосы соответствует скачку трещины за цикл. Строение усталостных микрополос зависит от состояния материала, режимов термической и упрочняющей обработки, условий нагружения, среды и т.д.

• **Разрыв** Сопровождается потерей несущей способности нагруженного тела при 100 %-ном сужении площади поперечного сечения тела образца. Свойственен для сплавов в сверхпластичном состоянии.

Каким бы прочным ни был материал с покрытием, наступает момент, когда нагрузки и условия эксплуатации таковы, что он все же разрушается, при этом трещина не безразлична к границе сред с разными упругими параметрами. Если трещина расположена перпендикулярно к границе раздела "основа – покрытие", то на прочность сцепления оказывает влияние различие коэффициентов Пуассона даже при одинаковых модулях упругости второго рода. По мнению Свенсона и Рея [13], при изменении отношения  $\nu_1/\nu_2$  меняется не только сингулярность у вершины трещины, но и относительные величины составляющих напряжений. Сингулярность напряжений у вершины трещины по сравнению с величиной  $r^{-1/2}$  для изотропного материала возрастает в материале с покрытием, стремясь к  $r^{-1}$  в случае, когда трещина, нормальная к поверхности раздела, находится в более жестком материале. Сингулярность становится слабее, чем  $r^{1/2}$ , при наличии трещины в более мягкой составляющей. Если при этом магистральная трещина находится в сравнительно жестком компоненте системы "основа – покрытие", то в ней же возможно появление волосовин и разрушение поверхности при сдвиге. При старте трещины их мягкой составляющей более вероятно раскалывание межфазной границы

Неметаллические включения в целом отрицательно влияют на основной комплекс свойств металла с покрытием (циклическая и статическая прочность, способность к деформированию и сопротивлению разрушению). Неметаллические включения создают в материале поля напряжения, локализованные в их окрестности. Величина и распределение этих напряжений оказывают влияние на деформационные процессы в матрице. Напряжения, создаваемые неметаллическими включениями, определяются соотношением модулей упругости первого рода включения  $E$  и матрицы  $E_o$ . В зависимости от отношения  $E / E_o$  коэффициент концентрации может иметь самые различные значения [13]. Наиболее высокую концентрацию напряжений создают дефекты с  $E = 0$  (поры), меньшую – некоторые дефекты, способные пластиически деформироваться, с  $E > 0$ , но меньше  $E_o$ . Концентрация напряжений существенно меньше, если модули упругости дефекта и основного материала одинаковы, а в случае  $E > E_o$  она вновь возрастает.

### 2.3. Критерии разрушения твердых тел

Разрушение твердого тела называется хрупким, если деформации тела упругие вплоть до его разрушения. В случае, когда разрушение сопровождается значительными пластическими деформациями во всем наиболее напряженном сечении тела, разрушение называется вязким [21]. Это два крайних вида разрушения твердых тел. В промежутке между ними есть другие виды разрушения, которые определяются с позиций теории распространения трещин в деформируемом твердом теле. Математические условия, которые описывают наступление предельно-равновесного состояния, принято называть критериями разрушения.

#### 2.3.1. Критерии разрушения

##### *Критерий наибольших нормальных напряжений*

В опасном состоянии наибольшее главное напряжение  $\sigma$  достигает предельного значения  $\sigma_c$ :

$$|\sigma_i| = \sigma_c, i = 1, 2, 3.$$

Для хрупких материалов при напряженных состояниях, близких к одноосным, критерий дает более или менее правильные результаты. Переход в пластическое состояние рассматриваемым критерием описывается плохо [22].

### *Критерий наибольших удлинений (критерий Маринотта).*

Разрушение путем отрыва может происходить по сечениям, в которых нет напряжений, но удлинения по напряжениям, нормальным к указанным сечениям, имеются. При упругих деформациях описывается законом Гука.

### *Критерий наибольших касательных напряжений.*

В опасном состоянии максимальное касательное напряжение  $\tau_{max}$  достигает предельного значения  $\sigma_*$ :

$$\tau_{max} = 1/2\sigma_*$$

или

$$\max(|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_3 - \sigma_1|) = \sigma_*$$

Данный критерий, в общем, достаточно правильно характеризует переход к пластическому деформированию металлов, хотя наблюдаются некоторые систематические отклонения [22]. Поведение хрупких материалов описывается значительно хуже.

### *Критерий наибольшей интенсивности касательных напряжений.*

В опасном состоянии интенсивность касательных напряжений  $T$  достигает предельного значения:

$$T = \frac{\sigma_*}{\sqrt{3}}$$

или

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_*^2$$

Разрушение пластичных металлов, происходящее путем среза, описывается удовлетворительно; разрушение хрупких материалов описывается плохо.

### *Критерий Мора*

Величина касательного напряжения  $\tau_n$ , действующего на площадке разрушения, зависит от величины нормального давления  $\sigma_n$  на той же площадке:

$$\tau_n = f(\sigma_n).$$

Площадка разрушения наклонена под углом  $45^\circ$  к площадке наибольшего и наименьшего главных напряжений. По критерию Мора промежуточное главное напряжение  $\sigma_2$  не влияет на разрушение. Критерий максимального касательного напряжения является частным случаем критерия Мора.

### *Критерий Шлейхера-Надаи.*

Этот критерий аналогичен критерию Мора, но формулируется в терминах интенсивности касательных напряжений  $T$  и гидростатического давления  $\sigma$ . В опасном сечении интенсивность касательных напряжений является функцией гидростатического давления, характерной для данного материала:

$$T = f(\sigma)$$

В зависимости от вида функции  $f(\sigma)$  можно получить различные формы предельных поверхностей [22].

### *Критерий Давиденкова – Фридмана*

Исходным является предположение о наличии у материала двух характеристик предельной прочности – сопротивления отрыву  $\sigma_{om}$  и сопротивления сдвигу  $\tau_{cp}$ . Сопротивление отрыву  $\sigma_{om}$ , для хрупких в обычных условиях материалов, может быть найдено как предел прочности при растяжении. Для пластичного материала эта характеристика определяется либо при очень низкой температуре, либо испытывая образцы специального вида. Сопротивление срезу  $\tau_{cp}$  можно найти из опытов скручивания полых трубок.

Учет "жесткости" напряженного состояния осуществляется посредством введения коэффициента

$$\alpha = \frac{\tau_{\max}}{\sigma_{\text{прив}}},$$

где  $\tau_{\max}$  – максимальное касательное напряжение,  $\sigma_{\text{прив}}$  – приведенное растягивающее напряжение, подсчитываемое по закону Гука для наибольшего положительного удлинения  $\epsilon_+$

$$\sigma_{\text{прив}} = E \epsilon_+.$$

Уязвимым местом схемы Давиденкова – Фридмана является использование критерия наибольшего удлинения и условного параметра жесткости нагружения [22].

### *Критерий Писаренко – Лебедева*

Он является частным случаем критерия Шлейхера-Надаи и имеет вид:

$$3q^2 T^2 + (1 - q^2) \sigma_{\max}^2 = \sigma^2,$$

где  $q$  – дополнительная константа, равная  $0 \leq q \leq 1$ .

При  $q = 0$  – реализуется условие наибольшего нормального напряжения; при  $q = 1,0$  – вытекает условие наибольшей интенсивности касательных напряжений [23].

Приведенные выше критерии относятся к изотропным материалам, при этом рассматривалось разрушение при относительно медленных монотонных нагрузлениях и обычной температуре, ползучестью материалов пренебрегали.

Многие материалы по тем или иным причинам обладают анизотропией прочностных свойств. Ниже приведены критерии разрушения анизотропных материалов. Для анизотропного материала уравнение предельной поверхности должно учитывать ориентацию напряженного состояния относительно основной системы координат, а также характеристики механических свойств в различных направлениях. Поэтому, критерии разрушения имеют структуру  $F(J_1, J_2, J_3, \dots) = 1$ , где  $J_1, J_2, J_3$  – инварианты, содержащие компоненты напряжения и достаточное число констант прочности. Как правило, эти критерии имеют частный вид

Малмейстер и др. [24] предложили рассматривать линейную функцию инвариантов.

$$J_1 + J_2 = 1.$$

Инварианты  $J_3, J_4, \dots$  опущены ввиду их значительной сложности

Гольденблат и Копнов [25] сформулировали критерий разрушения, являющийся однородной функцией напряжений:

$$J_1 + \sqrt{J_2} = 1.$$

В рамках феноменологического подхода общим для различных моделей развития трещин в твердых телах является то, что в начальный момент считается заданным некоторое конечное возмущение в виде начальных трещин. Отсюда при выводе различных критериев прочности, с учетом процесса разрушения получаются соотношения, совпадающие по форме с обычными критериями прочности, только входящие теперь постоянные зависят от координат, длин и геометрии начальных трещин. В работе [39] изучены различные формы математического изображения реальных трещин и приведена оценка зависимости от формы критических нагрузок, местонахождения опасных точек, направления распространения разрушения и прочих эффектов. Рассматриваемые математические модели реальной плоской трещины приведены на рис. 2.9

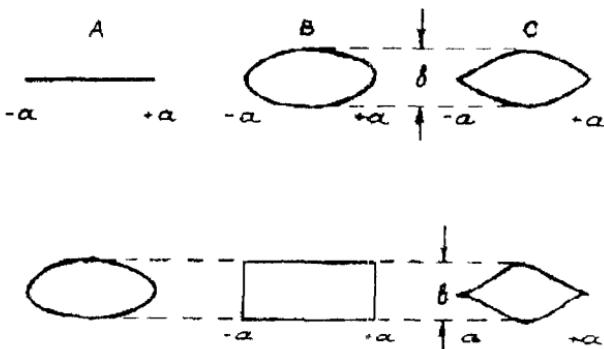


Рис. 2.9. Математические модели реальных плоских трещин

В рамках концепций теории трещин разрушение твердого тела рассматривается как процесс развития трещины. Критерии начала распространения трещины могут быть получены как на основе энергетических соображений, так и силовых.

Основы теории разрушений с позиций энергетических понятий были разработаны А.А. Гриффитом [26]. За основное положение был принят принцип минимальной энергии, по которому равновесное состояние деформируемого тела соответствует минимуму потенциальной энергии системы. Общее уменьшение потенциальной энергии системы  $U$ , связанное с образованием трещины, равно увеличению энергии деформации  $W$ , за вычетом увеличения поверхностной энергии  $U$

$$U = W - U$$

Энергетический критерий начала роста трещины по Гриффитсу формируется следующим образом: трещина получает возможность распространяться в том случае, когда интенсивность освобождающейся энергии  $G$  достигает критической величины  $G_c$ ,

$$G_c = \frac{dT}{dS} = \text{const} \quad \text{и} \quad G = G_c,$$

где  $dT$  работа разрушения, необходимая для образования новой поверхности разрыва, площадью  $dS$ .

Дж. Ирвин [27] сформулировал силовой критерий разрушения. Трещина получает возможность распространяться в том случае, когда коэффициент интенсивности напряжений  $k$  достигает критической величины, т.е.

$$k_c = \text{const} \text{ и } k = k_c$$

В В Новожиловым [28] предложена трактовка разрезов – трещин как нетривиальных форм равновесия упругих тел с физически нелинейными характеристиками. Им введен следующий критерий прочности

$$\overline{\sigma_n} \leq \sigma_0,$$

где

$$\overline{\sigma_n} = \frac{1}{D^2} \int_{\Omega} \sigma_n \cdot d\Omega,$$

$\infty$  – межатомное расстояние;  $\Omega$  – поверхность границы пластической зоны

Ф А. Мак-Клинток [29] предложил следующий деформационный критерий разрушения: распространение трещины произойдет, когда деформация  $e$  на некотором расстоянии  $\rho_s$  перед концом трещины достигнет предельной величины  $\varepsilon_c$

$$\varepsilon = \varepsilon_c \text{ при } r = \rho_s$$

Структурный параметр  $\rho_s$  может определяться величиной зерна, расстоянием между включениями, параметром решетки и т п

К Вейхардт [30] получил связь между характеристиками материала

$$\sigma_0(\Delta r)^{0.5} = K_{Ic}, \quad (K_{Ic}^* = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \cdot K_{Ic}),$$

где  $\Delta r$  – расстояние от вершины трещины;  $K_{Ic}$  – критерий Ирвина

Дж Си [31] вычислил плотность энергии деформации по асимптотическим формулам в окрестности вершины трещины

$$a_{11}k_1^2 + 2a_{12}k_1k_{11} + a_{22}k_{11}^2 = S_c.$$

Величина  $S_c$  называется коэффициентом плотности энергии деформации

### 2.3.2. Критерии локального разрушения

Формулировки критериев локального разрушения зависят от модельного представления зоны предразрушения. Основными моделями механики хрупкого разрушения являются следующие

Модель Гриффитса – Ирвина. Эта модель представляет собой упругий континuum с трещиной, для которого максимальный

'линейный размер области предразрушения  $x_0$  мал по сравнению с характерным линейным размером трещины "а" и считается, что зона предразрушения локализуется в малой окрестности у вершины трещины [27] Условием локального разрушения тела является равенство (критерий Ирвина)

$$k_I(P_c, a) = k_{Ic}$$

где  $P_c$  – предельное значение внешней нагрузки для тела с трещиной,  $k_{Ic}$  – значение трещиностойкости материала в условиях плоской деформации

Сопротивление материала распространению трещины оценивается одной характеристикой  $k_{Ic}$

$k$ -модель. Эта модель [32] представляет собой линейно-упругое тело со следующими дополнительными свойствами

1 Максимальные растягивающие напряжения в теле не превосходят величины  $\sigma_0$  – предела хрупкой прочности материала

2 Связь между напряжениями и деформациями определяется законом Гука, если  $\sigma < \sigma_0$ .

3 В теле возникает зона предразрушения, если  $\sigma_{max} > \sigma_0$

4. Области предразрушения рассматриваются как трещины – разрезы размера  $x_0$ , противоположные берега которых притягиваются друг к другу с напряжением  $\sigma_0$ , если расстояние между берегами такой трещины не превосходит некоторой величины  $\delta_k$ , и не взаимодействует между собой, если расстояние больше, чем  $\delta_k$ . Величины  $\delta_k$  и  $\sigma_0$  связаны равенством

$$\delta_k \sigma_0 = 2\gamma$$

Условие распространения трещины сводится к следующему равенству:

$$2V_n [0, 0, P_c, R_0(a), R(a), \sigma_0] = \delta_k$$

Аналог  $\delta_k$ -модели для упругопластического тела Между характеристиками трещиностойкости для упругопластических тел ( $k_{Ic}$ ,  $\delta_k$ ) и критической длиной пластической зоны  $l^*$  установлены следующие соотношения.

$$\delta_k = 2,415 l^* \cdot \frac{\sigma_T(1-\nu^2)}{E}, \quad K_{Ic} = 2,331 \cdot \sigma_T \cdot \sqrt{l^*}.$$

*Модель Дагдейла-Баренблатта.* Эта модель [34, 35] является развитием модели Гриффитса-Ирвина. Дагдейл рассматривает эффективную трещину, которая длиннее реальной. Часть краев этой эффективной трещины, находящаяся перед фронтом распространения реальной трещины, находится под действием напряжений, равных пределу текучести  $\sigma_T$ , которые стремятся закрыть трещину. Размер  $x_0$  выбран с таким расчетом, чтобы сингулярность по напряжениям исчезла и  $k_1$  стал равным нулю. Это значит, что интенсивность напряжения, возникающая под действием однородного поля напряжений  $\sigma$ , должна быть скомпенсирована напряжением с коэффициентом интенсивности  $k_{1,0}$ , которое возникает под действием расклинивающих сил  $\sigma_T$ .

Коррекция зоны пластичности (зоны предразрушения) была предложена рядом исследователей [35, 36]. Необходимость в коррекции на пластичность отпадает в том случае, когда применима механика разрушения в рамках теории упругости, т.е. когда пластическая зона мала по сравнению с размером трещины. Если зона пластичности по своим размерам превосходит трещину, то применение коррекции на зону пластичности не всегда приводит к верным результатам, поскольку в этом случае выражения для  $k_1$ , основанные на упругих решениях, справедливы лишь в грубом приближении [37].

Для материала с покрытиями основным критерием, определяющим прочностные характеристики, является критическая деформация [9], при которой происходит локальное разрушение покрытия по границам его кристаллитов (для диффузионных покрытий), или по межфазной границе (для напыленных слоев). Величина критической деформации зависит от состава и структуры покрытия. Слоистая структура покрытий и резко выраженная анизотропия свойств обуславливает большой разброс результатов измерений основных констант упругости для покрытий [10].

## 2.4. Механизм структурного диффузионного взаимодействия микродефектов в поверхностном слое

Технологические процессы создания покрытий в разной степени оказывают влияние на пористость получаемого изделия. На графиках рис. 2.10–2.12 приведены результаты исследования распределения пористости как по толщине покрытия, так по линейным размерам пор.

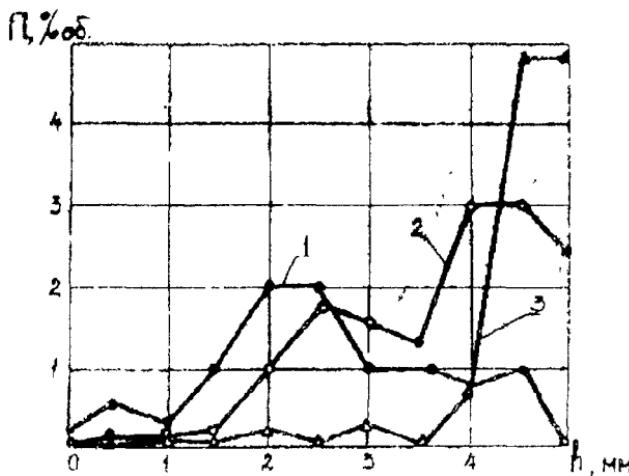
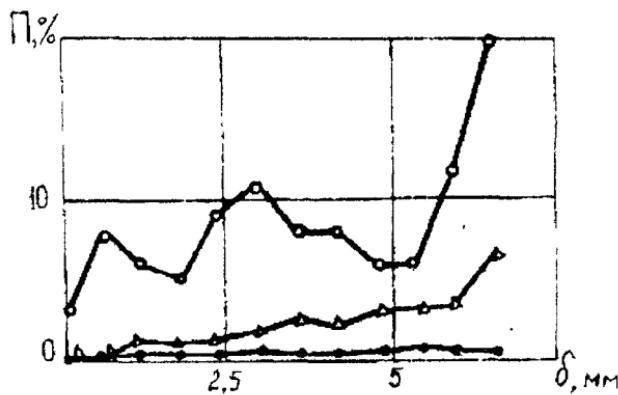


Рис 2.10. Распределение пористости при индукционной наплавке по толщине слоя.  
1 – без вибрации, 2 – вибрация 10 с, 3 – вибрация 20 с



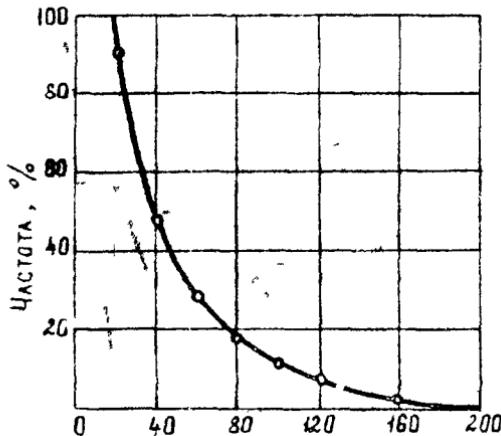


Рис 2.12 Распределение пор в покрытии при газопламенной металлизации (с термоактивацией подложки)

Характер пористости в значительной степени зависит от температуры процесса создания покрытия. Последующая механическая обработка покрытия приводит к изменению характера распределения пор в приповерхностной области металла. Ранее отмечалось влияние микропор на процесс накопления повреждения материала. Представим следующую схему повреждения в приповерхностном слое металла с покрытием, рис 2.13. Так как число факторов, влияющих на возникновение локальных напряжений в металле велико, можно считать, что поры распределены по нормальному закону. Рассмотрим поры, радиусы которых меньше 2 мкм. Будем считать, что поры расположены в объеме равномерно и их число равно  $10^{15} \text{ м}^{-3}$ .

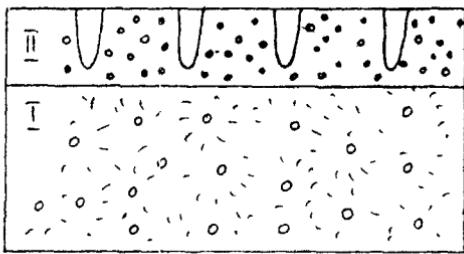


Рис 2.13 Схема повреждения в приповерхностном слое металла  
I – область, содержащая сферические поры,  
II – область, содержащая открытые поры

Элементарный расчет показывает, что на одну пору с радиусом  $\approx 1$  мкм приходится 8000 микропор [38, 41]. На поверхности поры радиуса  $R$  равновесная концентрация вакансий задается выражением [18]

$$C = C_0 \left( 1 + \frac{2\alpha\omega}{kTR} \right)$$

Из приведенного выражения следует, что концентрация вакансий  $C_0$  у поверхности малых пор выше, чем у больших, следовательно, появляется поток вакансий от малых пор к большим. Пусть распределение пор в области  $r \approx 1$  мкм нормально с параметрами  $a = 1$  и  $\sigma = 0,1$  [38]. Перейдем к дискретному распределению, обозначив  $f(r) dr$  — число пор, радиусы которых принадлежат интервалу  $(r, r + dr)$ . Плотность распределения

$$f(r) = A e^{-\frac{(r-a)^2}{2\sigma^2}}$$

По правилу 3- $\sigma$   $r \in (0,7, 1,3)$  мкм. Нормируем так, чтобы

$$\int_{0,7}^{1,3} f(r) dr = 10^{11}$$
 (т.к. суммарное количество пор в области

$r \approx 1$  мкм равно  $10^{11}$ ) Используя функцию Лапласа  $\Phi(u)$  и проводя дополнительные преобразования, получим

$$A = \frac{10^{12}}{2\Phi(3)\sqrt{2\pi}}, \quad \Phi(3) \approx 0,5 \quad \text{и} \quad A = 4 \cdot 10^{11}.$$

Тогда

$$f(r) = 4 \cdot 10^{11} e^{-\frac{(r-1)^2}{0,02}}$$

Разбив интервал  $(0,7, 1,3)$  на 6 частей с шагом  $\Delta r = 0,1$  мкм и усреднив размер, можно найти число пор в каждом интервале [42].

Так как в зоне влияния одной поры с радиусом 1 мкм находится 8000 микропор, то при повышенной температуре, например  $T = 200$  °C, в результате "заличивания" малых пор объем большой поры возрастет, и распределение по размерам изменится [41, 43] и

$$r_k = \sqrt[3]{r_{k0}^3 + \frac{3\Delta V}{4\pi}},$$

где  $r_{k0}$  – радиус поры в исходном распределении,  $r_k$  – радиус выросшей поры,  $\Delta v$  – увеличение объема большой поры

Полученное распределение пор близко к нормальному, некоторая асимметрия [38] обусловлена тем, что концентрации вакансий вблизи больших пор, а значит, и скорости роста различны для разных размеров. Характер пористости при температурном воздействии в наплавленном металле приведен на рис. 2.14



Рис. 2.14 Характер пористости наплавленного металла (x100)

Изменение плотности и структуры покрытия при нагреве приведены на рис. 2.15

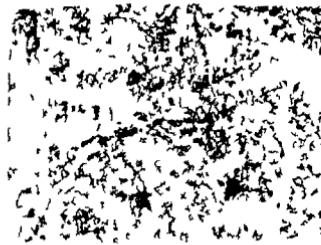
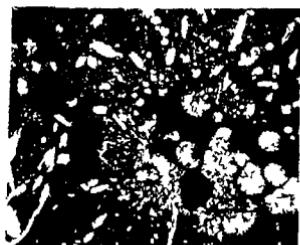


Рис. 2.15 Изменение плотности и структуры покрытия при нагреве (x60)  
а –  $T = 1150^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 5 \text{ мин}$ ,      б –  $T = 1150^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 20 \text{ мин}$

Размеры пор, радиусом  $\approx 1 \text{ мкм}$ , имеют порядок размеров блоков, поэтому можно считать, что они расположены по границам блоков, где дислокаций существенно больше, чем в объеме, причем, в основном, краевых. Дальнейшее развитие пористости связано с движением дислокаций. В работе [44] показано, что в

области умеренных температур поры 'залечиваются' по механизму трубочной диффузии вакансий

Для пор больших размеров (радиус  $\approx 10$  мкм) роль объемной диффузии вакансий в изменении радиуса невелика, ее вклад составляет  $\approx 6\%$  от общего диффузионного потока, и решающее значение имеют поверхностная диффузия по границам зерен и пластическая деформация. Скорость роста поры за счет проскатьивания дислокационных петель прямо пропорциональна объему пор [45]. Поэтому развитие магистральных трещин в результате укрупнения и слияния пор наиболее вероятно по границам зерен

Для поверхности материала характерна открытая пористость Дж. Кнотт [46], рассмотрев различные модели роста пор, в частности, приведенные на рис. 2.16-2.17, делает следующие выводы

- механизм роста пор определяется напряжением и температурой,
- термоактивированное скольжение доминирует при низких температурах и значительных напряжениях,
- включения примесей и составляющих сплава играют важную роль в процессе образования и роста пор,
- диффузионный рост пор характерен для более высоких температур и малых напряжений



Рис. 2.16 Рост пор вблизи вершины надреза, когда по перечное напряжение невысоко ( $\times 70$ ) [46]

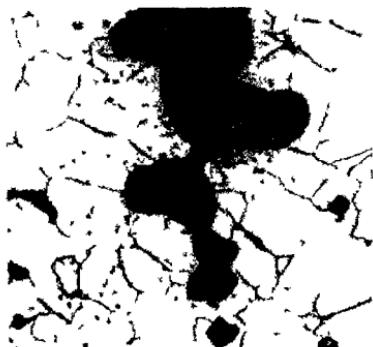


Рис. 2.17 Рост вязкой трещины в автоматной мягкой стали [46]

В конечном счете, прочностная надежность любой конструкции будет зависеть от механических свойств материалов, из которых она изготовлена.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 350 с.
2. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. – М.: Оборонгиз, 1952. – 282 с.
- 3 Школьник Л.М. Скорость роста трещин и живучесть металла. – М.: Металлургия, 1973. – 216 с.
- 4 Одинг И.А. Теория дислокаций в металлах. – М.: АН СССР, 1959 – 84 с.
5. Фридель Ж. Дислокации. – М.. Мир, 1967. – 644 с.
6. Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
- 7 Трощенко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. – Киев: Наукова думка, 1981. – 344 с.
8. Максимович Г.Г., Шатинский В.Ф., Копылов В.И. Физико-химические процессы при плазменном напылении и разрушении материалов с покрытиями. – Киев: Наукова думка, 1983. – 264 с
- 9 Шатинский В.Ф., Копылов В.И., Стронгин Б.Г. и др Влияние покрытий и их дислокационной структуры на механические свойства и внутреннее трение твердых тел // Свойства конструкционных материалов при воздействии рабочих сред. – Киев: Наукова думка, 1980. – С. 267- 276.
10. Тушинский Л.И., Плохов А.В. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. – Новосибирск: Наука, 1986 – 200 с.
11. Криштал М.А. Исследование дефектов, возникающих при образовании покрытий, поверхностном упрочнении и эксплуатации.

тации деталей машин большего ресурса // Проблемы прочности, 1981. – № 3. – С. 84–90.

12. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф. Структура и усталостное разрушение металлов – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.

13. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977 – 360 с.

14. Болотин В.В. Ресурс машин и конструкций. – М.: Машиностроение, 1990. – 460 с.

15. Мошев В.В., Голотина Л.А. Модели возникновения макроскопических трещин в дисперсно-наполненных, эластомерных композитах // Проблемы машиностроения и надежности машин 1995.–№1. – С. 38–43.

16. Завистовский В.Э., Богданова Е.А., Завистовский С.Э. Структурно-диффузионный механизм залечивания микротрещин при изнашивании // Трение и износ, 1997. – Т.18, № 1. – С. 2–45

17. Болотин В.В. Объединенные модели в механике разрушения // Известия АН СССР. Механика твердого тела, 1984. – № 3. – С. 127–137.

18. Гегузин Я.Е. Диффузионная зона. – М.: Наука, 1979. – 344 с.

19. Zavistovskiy V.E., Bogdanova E.A., Zavistovskiy S.E On the nature and fatigue mechanism of clad metal on steel basis // Extended abstracts of Vth International Symposium on CREEP and COUPLED PROCESSES. – Bialystok, 1995. – P.131–132.

20. Завистовский В.Э., Богданова Е.А., Турищев Л.С. и др. О механизме усталостного разрушения материалов с покрытием // Физико-химические и механические процессы в композиционных материалах и конструкциях. – М.: ВИМИ, 1996. – С. 211–213.

21. Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Ковчик С.Е. Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов – Киев: Наукова думка, 1977. – 278 с.

22. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. – М.: Наука, 1974. – 312 с.

23. Писаренко Г.С., Лебедев А.А. Сопротивление материалов деформированию и разрушению при сложном напряженном состоянии. – Киев: Наукова думка, 1969. – 324 с.
24. Малмейстер А.К., Томуж В.П., Тетерс Г.А. Сопротивление жестких полимерных материалов. – Рига: Зинатне, 1972. – 192 с.
25. Гольденблат И.И., Копнов В.А. Критерии прочности и пластичности конструкционных материалов. – М.: Машиностроение, 1968. – 168 с.
26. Griffith A.A The phenomenon of rupture and flow in solid / Philosophical Transactions Royal Soc. of London, v. 221A, 1920. – 163 p
27. Irwin G.R. Fracture Dynamics. Fracturing of Metal. – Cleveland, Ohio, 1948. – P. 147.
28. Новожилов В.В. Теория упругости. – Л.: Судпромгиз, 1958. – 370 с.
29. Mc. Clintock F. A. ASM fatigue crack propagation Symposium. – Atlantic City, 1966. – P. 10–9.
30. Парсон В.З., Морозов Е.М. Механика упруго-пластического разрушения. – М.: Наука, 1985. – 504 с.
31. Sih G. C. Dynamic Aspects of Crack Propagation in Inelastic Behavior of Solids. – Me-Craw-Hill, 1970. – P. 607 – 639.
32. Панасюк В.В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. – Киев: Наукова думка, 1968. – 245 с
33. Dugdall P. S. Welding of steel sheets containing slits. – J. Mech. phys sol., 1960. – № 8. – P. 100–108.
34. Barenblatt G.I. The mathematical theory of equilibrium of crack in brittle fracture – Advances in Appl. Mech., 1962. – № 7. – P. 55–129.

35. Duffy A.K. et. al. Fracture design for pressure piping . – Fracture J. – Academic Press, 1969. – P. 159–232.
36. Rooke D.P. Elastic zone round a crack tip. – Royal Aircr. Est. – Farnborough, 1963, 29 – P. 83–118.
37. Броек Д. Основы механики разрушения. – М. Высш. шк., 1980. – 368 с.
38. Разработка теоретических основ механики разрушения материалов и деталей машин с покрытиями и методов прогнозирования показателей их надежности: Отчет о НИР (промежуточный) / Полоцкий государственный университет (ПГУ): Руководитель В.Э. Завистовский. – ГБ 09–97. – Новополоцк, 1997. – 86 с.
39. Морозов Н.Ф. Математическое изображение реальных трещин и вопросы хрупкого разрушения / Математические методы механики деформируемого твердого тела. – М.. Наука, 1986. – С. 91–95.
40. Завистовский В.Э., Богданова Е.А., Кривенок С.К. Эволюция пористой структуры приповерхностного слоя материала при кратковременной высокотемпературной обработке / Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин. – Новополоцк, 1997. – Вып. 3. – С. 164–165.
41. Завистовский В.Э., Богданова Е.А. Модель эволюции пористой структуры металла на ранней стадии повреждения в режиме ползучести при повышенной температуре / Механика и физика разрушения строительных материалов и конструкций. – Львов: Каменяр, 1998. – С. 79–82.
42. Zavistovskiy V.E., Bogdanova E.A., Krivenok S.K. Evolution of structure of material with coating at high temperature exposure / BAMFAC'98. – Vilnius: Technika, 1998. – P. 172–77.
43. Завистовский В.Э., Кривенок С.К., Оськин Д.А. Взаимодействие микродефектов и частиц материала покрытия при температурном воздействии / Материалы 2 Белорусского конгресса

по теоретической и прикладной механике. – Гомель : ИММС НАНБ, 1999. – С. 80–81.

44 **Бетехтин В.И.** Кинетические закономерности разрушения кристаллических тел. Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико-математических наук. – Л.: ФТИ, 1984 – 48 с.

45 **Грант Н.** Разрушение. – М.: Мир, 1976. Т. 3. – 576 с.

46. **Кнотт Дж.** Микромеханизмы разрушения и трещиностойкость конструкционных сплавов / Механика разрушения. Разрушение материалов – М : Мир, 1979. – С. 40–82.

## **Глава 3. ИСПЫТАНИЕ ОБРАЗЦОВ МЕТАЛЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ**

Не много имеется работ, в которых приведены результаты исследований и испытаний материалов с покрытиями. Это связано с трудностью изготовления образцов, с неоднородностью их строения, наличием микротрещин, с локальной пористостью и другими технологическими и конструкционными факторами. Наиболее систематические исследования физико-механических свойств материалов с покрытиями на микрообразцах проводятся в ИГД СО РАН, ИММС НАНБ, ФТИ НАНБ, ИПМ НАНУ, ИПП НАНУ [1–4, 21]. Испытаниями материалов с покрытиями на стандартных и натурных образцах с целью выявления прочностных свойств занимаются в ИНДМАШ НАНБ, ПГУ, БГПА [5, 7–9].

При механических испытаниях отмечается большой разброс результатов, поэтому испытания проводились на большом количестве образцов (5–10 в партии).

### **3.1. Материалы и методика испытаний**

#### **3.1.1. Материалы образцов и покрытий**

Исходными материалами для исследования прочностных характеристик материалов с покрытиями служили

- основа – Сталь 20 (ГОСТ 1050-81);
- покрытия – самофлюсующийся порошок на основе никеля ПГ-СР3 (ГОСТ 21448-75),
- металлический порошок на железной основе ПР-Сталь 45 (ТУ1-3851-84);
- наплавочная проволока Нп-40Х13 (ГОСТ 10543-82),
- наплавочная проволока Нп-80 (ГОСТ 10543-82).

Выбор данных материалов обусловлен следующими соображениями:

- качественная конструкционная Сталь 20 широко применяется в машиностроении для изготовления различных деталей, в том числе валов, работающих в условиях циклического изменения нагрузки;
- порошковые материалы сферической формы имеют наилучшую текучесть и стабильность подачи дозирующими устройствами при газотермическом нанесении покрытий;

- самофлюсующийся порошок на основе никеля ПГ-СРЗ широко используется для наплавки и напыления на углеродистые и нержавеющие стали и чугуны для защиты от изнашивания, коррозии и при работе в режиме высоких температур;

- порошки на железной основе предпочтительнее других, поскольку недороги, выпускаются серийно и после предварительной обработки (диффузионного насыщения бором), порошок ПГ-Сталь 45 обладает хорошей самофлюсующестью, а покрытия из них – уникальными фрикционными свойствами;

- проволока Нп-40Х13 широко используется для получения защитных покрытий деталей машин как наплавкой, так и напылением;

- проволока Нп-80 применяется для восстановления стальных коленчатых валов, крестовин карданных передач и других деталей машин

В состоянии поставки исходные материалы имели химический состав и физико-механические характеристики, приведенные в таблицах 3.1–3.5.

Таблица 3.1

**Химический состав и физико-механические характеристики Стали 20**

Марка стали	Химический состав, %						$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_t$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
	C	S	P	Ni	Cr	Mn				
Сталь 20	0,17		0,035			0,35				156
ГОСТ 1050-81	–	0,04	–	0,25	–	–	490	270	25	–
	0,24		0,040			0,65				205

Таблица 3.2

**Химический состав порошка ПГ-СРЗ**

Марка порошка	Химический состав, %						
	Ni	C	Cr	S	V	Mn	Fe
ПГ-СР-3 ГОСТ 21448-75	основа	0,5	15,0	3,0	2,4	–	до 5,0

Таблица 3.3

## Химический состав порошка ПГ-Сталь 45

Марка порошка	Химический состав, %					
	C	Si	Mn	S	P	O
ПГ-Сталь 45 ТУ 1-3851-84	0,40 – 0,50	0,40	0,80	0,015	0,02	0,20

Таблица 3.4

## Химический состав стальной наплавочной проволоки Нп-40х13

Марка проводки	Содержание элементов, %				
	C	Mn	Si	Cr	Ni
Нп-40Х13 ГОСТ 10543-82	0,35–0,45	0,80	0,80	10,0–12,0	0,60

Таблица 3.5

## Химический состав стальной наплавочной проволоки Нп-80

Марка проводки	Содержание элементов, %				
	C	Mn	Si	Cr	Ni
Нп-80 ГОСТ 10543-82	0,75–0,85	0,50–0,80	0,17–0,37	0,25	0,30

Форма частиц порошка соответствовала ГОСТ 21448-75, текучесть (ГОСТ 20899-75) не хуже 25 с. Гранулометрический состав (ГОСТ 18318-73) используемых порошков для плазменного и газопламенного напыления – 40–100 мкм.

Для объемного борирования образцов использовали технический карбид бора (ГОСТ 5744-74).

При диффузионном легировании порошка ПГ-Сталь 45 использовали технический карбид бора (ГОСТ 5744-74), а в качестве активатора – фтористый натрий (ГОСТ 4463-76).

Диаметр наплавочной проволоки – 2 мм.

### **3.1.2. Образцы, оборудование, технологические режимы**

Для испытаний на усталостную прочность применяли круглые образцы типа II по ГОСТ 25 502-79.

Испытания на растяжение проводили на образцах типа III по ГОСТ 1497-84.

Образцы изготавливали точением резцами из твердого сплава ВК8 при следующих режимах:

• черновое точение:  $n = 840 \text{ мин}^{-1}$ ,  $S = 0,12 \text{ мм/об}$ ;  $t = 0,5 \text{ мм}$ ;

• чистовое точение:  $n = 1200 \text{ мин}^{-1}$ ;  $S = 0,02 \text{ мм/об}$ ;  $t = 0,1 \text{ мм}$ .

Контроль линейных размеров проводился штангенциркулем ЩЦ-1 (ГОСТ 166-80) и микрометром МКО-25 (ГОСТ 6507-78).

Для снятия остаточных напряжений после механической обработки образцы подвергались отпуску при  $T = 200\text{--}250^\circ\text{C}$  в течение 2 часов.

Покрытия получали путем газопламенного, плазменного, электродугового напыления порошков и проволок на воздухе и объемного термического борирования образцов в электропечи [19].

Для напыления образцов, имеющих форму тел вращения, использован усовершенствованный вращатель, который применяется для наплавки и напыления самофлюсующихся порошковых сплавов и проволок на углеродистые и нержавеющие стали.

Напыление образцов производили вручную горелками малой мощности ГН-1, ГН-2 и малогабаритными плазмотронами на установке УПМ-4. Электродуговую металлизацию выполняли на установке ЭМ-6

Режимы плазменного напыления: напряжение  $U = 60 \text{ В}$ , сила тока  $I = 280 \text{ А}$ , дистанция 180 мм, плазмообразующий газ – смесь аргона с азотом в пропорции 5:1, порошок подавался на срез сопла.

Режимы электродуговой металлизации: напряжение  $U = 30 \text{ В}$ , сила тока  $I = 350\text{--}370 \text{ А}$ .

Механическую обработку покрытий выполняли на круглошлифовальном станке ЗБ151. В качестве абразивного инструмента использовали шлифовальные круги из электрокорунда белого марки ПП-24А-40-С2-3-К5-35 (ГОСТ 2424-83). Обработку производили по режимам для закаленных сталей:  $t = 0,005\text{--}0,01 \text{ мм/дв. ход}$ ,  $V = 35 \text{ м/с}$ ,  $S = (0,2 - 0,3) \text{ м/мин}$  [18].

Испытания на усталостную прочность материалов с покрытиями проводили на гладких лабораторных образцах типа 11

(ГОСТ 25.502-79), рис. 3.1, по схеме чистого изгиба, на испытательной машине модели МУИ 6000, кинематическая схема машины приведена на рис. 3.2. Испытания проведены в диапазоне напряжений от 100 до 400 МПа.

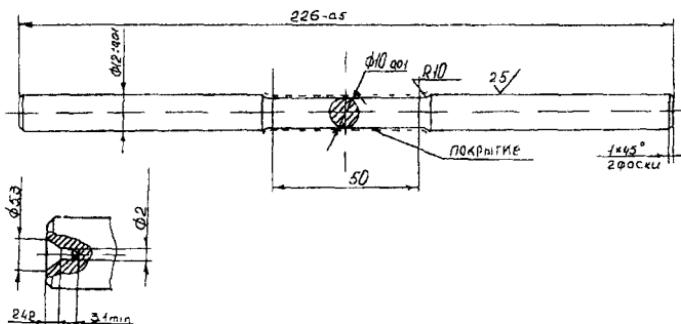


Рис. 3.1 Образец с покрытием для испытания на усталостную прочность

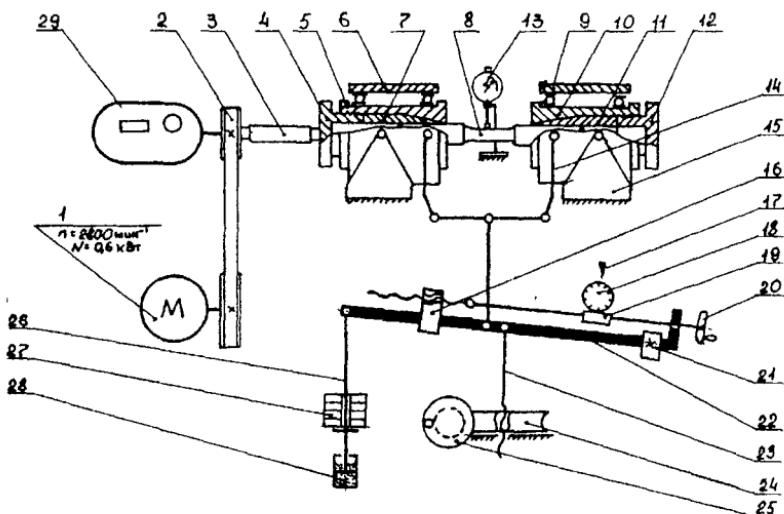


Рис 3.2. Кинематическая схема испытательной машины МУИ - 6000  
 1 – электродвигатель, 2 – клиноверная передача, 3 – валик гибкий,  
 4 – зажим, 5 – шпиндель; 6 – бабка шпиндельная левая, 7 – цанга.  
 8 – образец; 9 – бабка шпиндельная правая; 10 – шпиндель; 11 – цанга,  
 12 – зажим, 13 – индикатор; 14 – серьга, 15 – стойка; 16 – груз подвиж-  
 ный; 17 – указатель; 18 – шкала нагрузок, 19 – червяк, 20 – маховик,  
 21 – противовес; 22 – рычаг механизма нагружения; 23 – винт,  
 24 – червячная пара; 25 – маховик; 26 – подвеска; 27 – грузы сменные;  
 28 – успокоитель, 29 – счетчик циклов

Испытания на растяжение выполняли на гладких образцах (ГОСТ 1497-84) с покрытием, рис. 3.3, на разрывной машине модели Р-20, кинематическая схема которой приведена на рис. 3.4. Для разметки рабочей длины образцов применяли универсальную делительную установку модели ДМ-133. Относительное удлинение образца измерялось на всей рабочей длине. Разбивка рабочей длины  $l = 100$  мм выполнялась на 20 частей с шагом 5 мм.

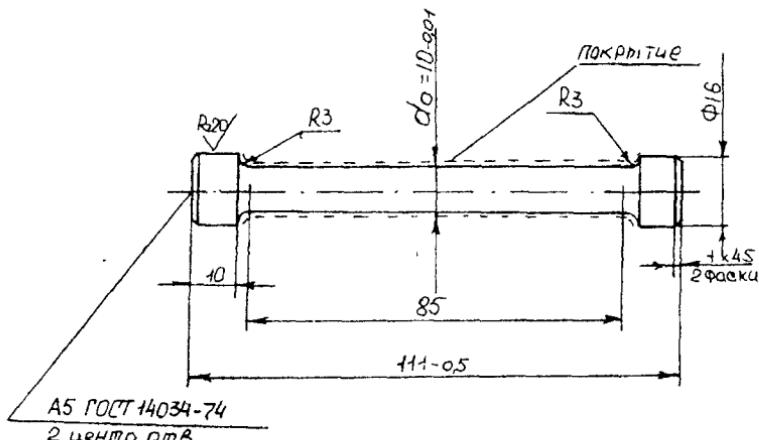


Рис. 3.3. Образец с покрытием для испытания на растяжение

Твердость материалов покрытий и основы определяли по методу Викерса, в соответствии с требованиями ГОСТ 20017-74 на твердомере модели ИТ5010-01. Результаты измерений подвергали статистической обработке [19].

### 3.2. Испытания на усталость

В теоретических и прикладных работах В.С. Ивановой, Л.М. Школьника, И.В. Кудрявцева, Е.К. Почтенного, Л.А. Сосновского и др. рассмотрены вопросы, касающиеся усталости материалов. Особенностью усталостных испытаний материалов с покрытиями является наличие большего числа факторов, влияющих на предел выносливости [14–17]. Определяющими являются:

- технологические (размеры и форма образцов, способ нанесения покрытия, характер подготовки поверхности образца перед нанесением покрытия, наличие концентраторов напряжений и т.д.);

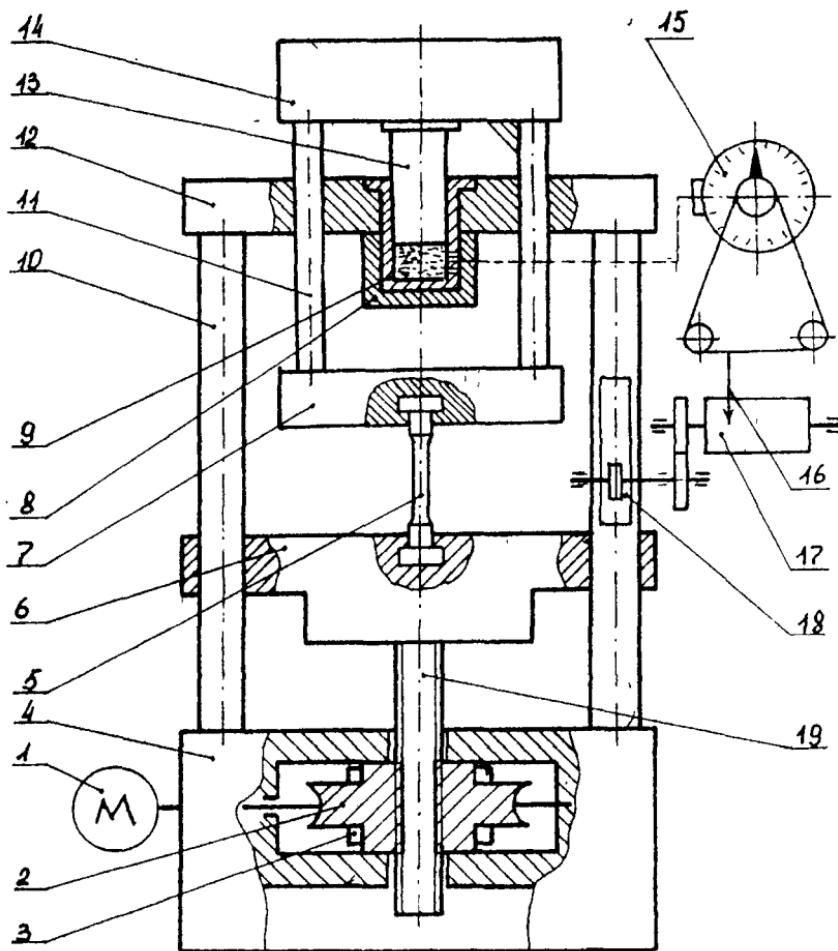


Рис. 3.4. Кинематическая схема разрывной машины:

- 1 – электродвигатель; 2 – червячное колесо; 3 – червяк; 4 – основание;
- 5 – образец; 6 – пассивный захват; 7 – активный захват; 8 – упор;
- 9 – гидроцилиндр; 10 – колонна; 11 – тяга; 12 – траверсы;
- 13 – поршень; 14 – траверсы; 15 – механизм измерения нагрузки,
- 16 – перо; 17 – барабан; 18 – реечная передача; 19 – винт

- металлургические (структура, пористость, шероховатость, микротвердость и толщина покрытий, строение металла основы; наличие переходной зоны и др );
- режим нагружения (амплитуда, частота, максимальное напряжение и др ).

Испытания на усталость подвергались следующие образцы

1. Сталь 20 – (отжиг при температуре 200–250 °C).
- 2 Сталь 20 + покрытие Сталь 40Х13 (газопламенное напыление)
3. Сталь 20 + покрытие ПГ-Сталь 45 (плазменное напыление с оплавлением).

4. Сталь 20 + покрытие ПГ-Сталь 45 (плазменное напыление)
5. Сталь 20 + покрытие ПГ-СРЗ (плазменное напыление).
- 6 Сталь 20 + покрытие Сталь У8 (электродуговая металлизация, толщина покрытия  $d = 0,8$  мм).
7. Сталь 20 + покрытие Сталь У8 (электродуговая металлизация, толщина покрытия  $d = 0,4$  мм),
8. Сталь 20 (отжиг при температуре 920 °C)
- 9 Сталь 20 + диффузионное покрытие (3-часовое борирование).
10. Сталь 20 + диффузионное покрытие (4-часовое борирование).
11. Сталь 20 + диффузионное покрытие (6-часовое борирование).
- 12 Сталь 20 + покрытие Сталь У8 (электродуговая металлизация, чистота поверхности основы  $R_s 40$  мкм, покрытия  $R_a = 1,25$  мкм).
- 13 Сталь 20 + покрытие Сталь У8 (электродуговая металлизация, чистота поверхности основы  $R_s 2,5$  мкм; покрытия  $R_a = 1,25$  мкм).

Испытания на усталость проведены при симметричном цикле нагружения согласно ГОСТ 25.502-79 [10 –12, 20]

Результаты испытаний на усталостную прочность представлены в виде сводных протоколов № 001–013.

Сводный протокол № 001  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 ГОСТ 1050-81

Механические характеристики.

Основы.  $\sigma_0 = 470 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_{\text{р}} = 310 \text{ МПа}$ , отпуск при  $200 - 250^\circ\text{C}$   
Покрытия.

Образец Тип II по ГОСТ 25 502-79

Испытательная машина. МУИ-6000

База испытаний.  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прошедших циклов $N_{\text{пр}}$	$\lg N$	Примечания
1.	11	350	3500	3,544	
2.	12	300	50500	4,70	
3.	13	250	1294700	6,11	
4	14	200	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш
5.	15	225	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш
6.	16	235	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш
7.	17	240	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш
8	18	245	1858800	6,27	

Предел выносливости серии образцов.  $\sigma_{\text{р}} = 244 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости  $m = 17,9$

Сводный протокол № 002  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 + покрытие Сталь 40Х13, газопламенное напыление, через медную щель

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 470 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_1 = 310 \text{ МПа}$ , отпуск при  $200 - 250^\circ\text{C}$

Покрытия: толщина:  $\delta = 0,6 \text{ мм}$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \cdot 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma, \text{ МПа}$	Число прой- денных циклов: $N_{06}$	$\lg N$	Примечания
1.	21	350	2500	3,40	
2.	22	300	16400	4,21	
3.	23	270	103700	5,01	
4.	24	240	827000	5,92	
5.	25	235	1188100	6,07	
6.	26	200	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
7.	27	210	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
8.	28	220	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
9.	29	230	1979800	6,30	
10.	20	225	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_s = 228 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:

$m = 17,5$ ;  $m' = 12,6$

Сводный протокол № 003  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 + покрытие ПГ-Сталь 45, плазменное напыление с оплавлением

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 470$  МПа;  $\sigma_u = 310$  МПа, отпуск при  $200 - 250$  °C

Покрытия: толщина:  $\delta = 0,6$  мм

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прошедших циклов $N_{06}$	lgN	Примечания
1.	31	400	1100	3,40	
2.	32	350	2700	3,43	
3.	33	370	1800	3,25	
4.	34	300	9400	3,97	
5.	35	250	67400	4,83	
6.	36	200	737100	5,87	
7.	37	150	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
8.	38	170	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
9.	39	185	1878200	6,27	
10.	30	180	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_u = 182$  МПа

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:

$m = 10,7$ ;  $m' = 6,5$

Сводный протокол № 004  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 + покрытие ПГ-Сталь 45, плазменное напыление

Механические характеристики:

Основы:  $s_u = 470 \text{ МПа}$ ;  $s_y = 310 \text{ МПа}$ , отпуск при  $200-250^\circ\text{C}$

Покрытия: толщина:  $d = 0,6 \text{ мм}$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прои- денных циклов $N_{об}$	$\lg N$	Примечания
1.	41	400	1000	3,0	
2.	42	370	2700	3,43	
3.	43	350	5200	3,72	
4.	44	300	1266200	6,10	
5	45	250	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
6	46	260	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
7	47	270	1353100	6,13	
8	48	260	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
9.	49	260	1963000	6,29	

Предел выносливости серии образцов.  $s_u = 263 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:

$m = 20,9$ ;  $m' = 13,5$

Сводный протокол № 005  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 ГОСТ 1050-81 + (борирование 920 °C, 3 ч)

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 420 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_1 = 270 \text{ МПа}$

Покрытия: толщина:  $\delta = 0,1 \text{ мм}$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прошедших циклов: $N_{об}$	$\lg N$	Примечания
1.	51	350	22000	4,34	
2.	52	300	65800	4,82	
3.	53	250	538100	5,73	
4.	54	200	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
5.	55	220	1263200	6,10	

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_c = 208 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:

$m = 9,3$

Сводный протокол № 006  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 ГОСТ1050-81 +  
(борирование 920 °C, 4 ч)

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 420 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_1 = 270 \text{ МПа}$

Покрытия. толщина:  $\delta = 0,15 \text{ мм}$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прошедших циклов. $N_{06}$	$lgN$	Примечания
1.	61	350	60200	4,78	
2.	62	300	230100	5,36	
3.	63	250	1124200 <sup>1</sup>	6,05	
4.	64	220	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
5.	65	240	1236000	6,10	

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_l = 234 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:  $m = 8,7$

Сводный протокол № 007  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 ГОСТ 1050-81 +  
(борирование 920 °C, 6 ч)

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 420 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_u = 270 \text{ МПа}$

Покрытия: толщина:  $\delta = 0,25 \text{ мм}$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma, \text{ МПа}$	Число прои- денных циклов: $N_{06}$	$\lg N$	Примечания
1.	71	350	2400	3,38	
2.	72	300	10100	4,0	
3.	73	250	50300	4,70	
4.	74	200	373400	5,57	
5.	75	170	1236000	6,09	
6.	76	160	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_u = 161 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:  $m = 9,0$

Сводный протокол № 008  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 ГОСТ 1050-81 (отжиг 920 °C)

Механические характеристики:

Основы  $\sigma_0 = 420$  МПа;  $\sigma_u = 270$  МПа

Покрытия:

Образец. Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прои- денных циклов $N_{\text{об}}$	$\lg N$	Примечания
1	81	350	1100	3,04	
2.	82	300	9800	3,99	
3.	83	250	84600	4,93	
4	84	200	1449100	6,16	
5	85	150	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
6	87	170	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
7	88	175	1626100	6,21	
8.	80	170	2008300	6,30	

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_L = 170$  МПа

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:  $m = 10,5$

Сводный протокол № 009  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов:

Сталь 20 + покрытие ПГ-СР 3, плазменное напыление

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 470 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_1 = 310 \text{ МПа}$ ; отпуск при  $200-250^\circ\text{C}$

Покрытия. толщина:  $\delta = 0,4 \text{ мм}$

Режимы:  $U = 60\text{V}$ ,  $I = 280\text{A}$

Дистанция  $L = 180 \text{ мм}$ , порошок подается на срез сопла

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma, \text{ МПа}$	Число прои- денных циклов. $N_{\text{об}}$	$\lg N$	Примечания
1	91	400	4000	3,60	
2.	92	370	6300	3,80	
3.	93	350	16300	4,21	
4.	94	300	363200	5,56	
5.	95	250	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
6.	90	270	1896000	2,28	

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_1 = 263 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости  
 $m = 17,5$ ;  $m' = 14,6$

Сводный протокол № 010  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 + покрытие Сталь У8, электродуговая металлизация

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 470 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_y = 310 \text{ МПа}$ ; отпуск при  $200 - 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Покрытия: толщина:  $\delta = 0,8 \text{ мм}$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/ п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прои- денных циклов: $N_{\text{об}}$	$\lg N$	• Примечания
1.	11	350	3800	3,58	
2.	12	335	4100	3,61	
3.	13	300	18500	4,27	
4.	14	250	315100	5,50	
5.	15	200	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
6.	16	220	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
7.	17	230	1156400	6,06	
8.	18	225	1819500	6,26	
9.	19	225	1618500	6,21	

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_y = 2 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:  
 $m = 15,7$ ;  $m' = 9,3$

Сводный протокол № 011  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 + покрытие Сталь У8, электродуговая металлизация

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 470 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_1 = 310 \text{ МПа}$ , отпуск при  $200-250^\circ\text{C}$

Покрытия: толщина:  $\delta = 0,4 \text{ мм}$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прошедших циклов: $N_{06}$	$\lg N$	Примечания
1.	21	350	5200	3,72	
2.	22	300	136600	5,14	
3.	23	250	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
4.	24	270	1153000	6,06	
5.	25	265	1900200	6,28	
6.	26	260	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
7.	27	265	1706300	6,23	
8.	28	262	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
9.	29	370	4400	3,64	

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_c = 263 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:

$m = 20,9$ ;  $m' = 9,6$

Сводный протокол № 012  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 + покрытие Сталь У8, электродуговая металлизация

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 470 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_s = 310 \text{ МПа}$ ; отпуск при  $200\text{--}250^\circ\text{C}$   
чистота поверхности  $Rz = 40 \text{ мкм}$

Покрытия: толщина:  $\delta = 0,8 \text{ мм}$ ,

чистота поверхности  $Ra = 1,25 \text{ мкм}$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6 \text{ циклов}$

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прои- денных циклов: $N_{об}$	$\lg N$	Примечания
1.	31	350	5200	3,72	
2.	32	300	46000	4,66	
3.	33	250	608500	5,78	
4.	34	220	$> 2 \times 10^6$	—	не разруш.
5.	35	240	1189500	6.01	

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_s = 230 \text{ МПа}$

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:

$m = 14,3$

Сводный протокол № 013  
испытаний на усталостную прочность

Материал образцов: Сталь 20 + покрытие Сталь У8, электророду-  
говая металлизация

Механические характеристики:

Основы:  $\sigma_0 = 470$  МПа, :  $\sigma_1 = 310$  МПа, отпуск при  $200 \pm 1$  °C  
чистота поверхности  $Ra 2,5$  мкм

Покрытия: толщина:  $\delta = 0,8$  мм,

чистота поверхности  $Ra 1,25$

Образец: Тип II по ГОСТ 25.502-79

Испытательная машина: МУИ-6000

База испытаний:  $2 \times 10^6$  циклов

№ п/п	Маркировка образца	Напряжение цикла $\sigma$ , МПа	Число прои- денных циклов: $N_{\text{об}}$	$\lg N$	Примечания
1.	51	350	4900	3,69	
2.	52	300	43300	4,64	
3.	53	250	501900	5,70	
4.	54	220	$> 2 \times 10^6$	–	не разруш.
5.	55	240	877900	5,94	

Предел выносливости серии образцов:  $\sigma_1 = 226$  МПа

Коэффициент наклона левой ветви кривой усталости:

$m = 13,7$

Основными критериями разрушения при определении пределов выносливости и построении кривых усталости являются полное разрушение или появление макротрещин заданного размера. В интервале напряжений 0,95–1,05 от предела выносливости, соответствующего вероятности разрушения 50 %, испытано не менее трех образцов, при этом не менее половины из них не должно разрушаться до базы испытаний.

Уравнение кривой усталости представлено в форме

$$\sigma_a^m \cdot N = \sigma_{-1} \cdot N_0 \text{ при } \sigma_a \geq \sigma_{-1} \quad (3.1)$$

$$N = \infty \text{ при } \sigma_a < \sigma_{-1},$$

где  $N$  – базовое число циклов нагружения,  $N_0$  – число пройденных циклов на заданном уровне напряжения,  $\sigma_a$  – амплитуда цикла,  $\sigma_{-1}$  – предел выносливости.

Показатель степени  $m$  характеризует наклон левой ветви кривой усталости:

$$m = \frac{\lg(N_0 / N)}{\lg(\sigma_a / \sigma_{-1})} \quad (3.2)$$

При увеличении  $m$  наклон левой ветви к оси абсцисс уменьшается, т.е. линия становится более пологой.

По результатам испытаний построены кривые усталости, определены пределы выносливости и коэффициенты наклона левой ветви кривой усталости для каждой серии образцов, которые приведены на рис. 3.5–3.11.

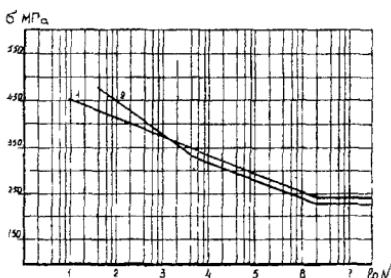


Рис. 3.5 Кривые усталости гладких лабораторных образцов при изгибе с вращением:  
1 – Сталь 20, 2 – Сталь 20 + покрытие 40x13 (газоплазменное напыление)

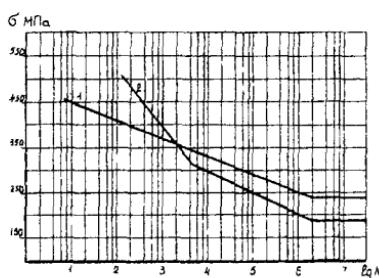


Рис. 3.6 Кривые усталости гладких лабораторных образцов при изгибе с вращением:  
1 – Сталь 20, 2 – Сталь 20 + покрытие ПГ-Сталь 45 (плазменное напыление с оплавлением)

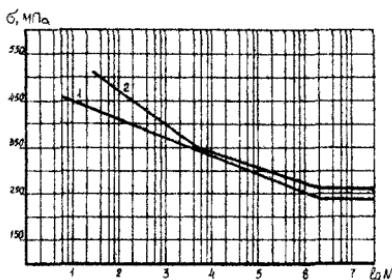


Рис. 3.7 Кривые усталости гладких лабораторных образцов при изгибе с вращением:  
1 - Сталь 20; 2 - Сталь 20 + покрытие ПГ-Сталь 45 (плазменное напыление)

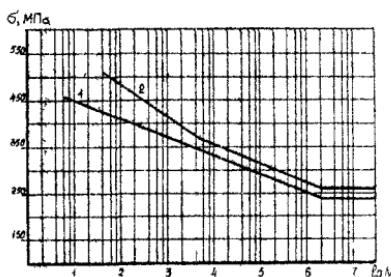


Рис. 3.8. Кривые усталости гладких лабораторных образцов при изгибе с вращением.  
1 - Сталь 20; 2 - Сталь 20 + покрытие ПГ-СРЗ (плазменное напыление)

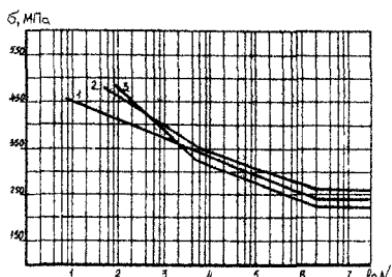


Рис. 3.9. Кривые усталости гладких лабораторных образцов при изгибе с вращением:  
1 - Сталь 20; 2 - Сталь 20 + покрытие У8 (эл. дуговая металлизация  $\delta = 0,4$  мм);  
3 - Сталь 20 + покрытие У8 (эл. дуговая металлизация  $\delta = 0,4$  мм)

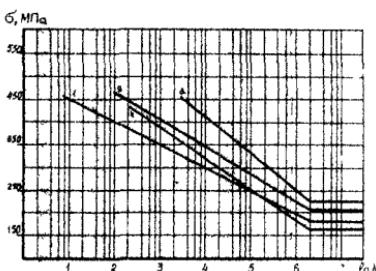


Рис. 3.10 Кривые усталости гладких лабораторных образцов при изгибе с вращением  
1 - Сталь 20; 2 - Сталь 20 (борирование при  $920^{\circ}\text{C}$ , 3 ч);  
3 - Сталь 20 (борирование при  $920^{\circ}\text{C}$ , 4 ч); 4 - Сталь 20 (борирование при  $920^{\circ}\text{C}$ , 6 ч)

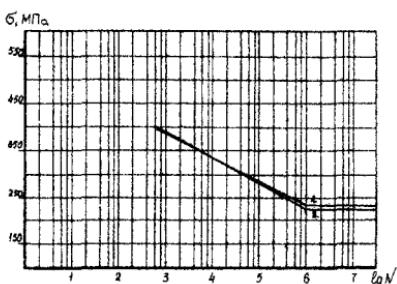


Рис. 3.11. Кривые усталости гладких лабораторных образцов при изгибе с вращением  
1 - Сталь 20; 2 - Сталь 20 + покрытие У8 (эл. дуговая металлизация)  
1 - чистота подложки  $Rz = 40$  мкм, покрытия  $Ra = 1,25$  мкм,  
2 - чистота подложки  $Ra = 2,5$  мкм, покрытия  $Ra = 1,25$  мкм

Изменение твердости газотермических покрытий и подложки по сечению образца  $S$  до и после усталостных испытаний приведено на графиках рис. 3.12–3.13.

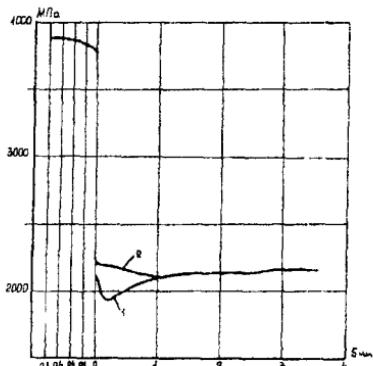


Рис. 3.12. Распределение твердости по поперечному сечению образца с газопламенным напылением 40x13 от циклов нагружения:  
1 – до испытания; 2 – после нагружения  $\sigma = 200$  МПа,  $N = 2 \times 10^6$  циклов (образец не нарушился)

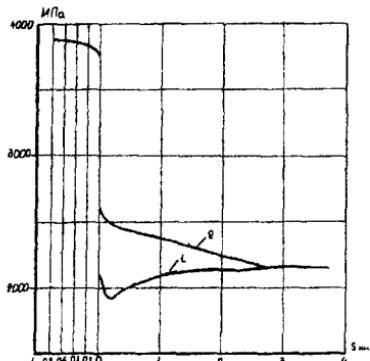


Рис. 3.13. Распределение твердости по поперечному сечению образца с покрытием У8 от циклов нагружения:  
1 – до испытания;  
2 – после нагружения  $\sigma = 350$  МПа,  $N = 1500$  циклов

По результатам усталостных испытаний получена экспериментальная зависимость влияния толщины покрытия при плазменном напылении и диффузионном насыщении на усталостную прочность образцов, рис. 3.14.

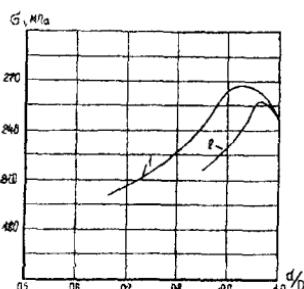


Рис. 3.14. Зависимость предела выносливости от толщины упрочненного слоя.  
1 – при плазменном напылении;  
2 – при диффузионном насыщении

### 3.3. Испытания при статическом нагружении

Образцы из Стали 20 и Стали 20 с покрытиями, рис. 3.3, испытывали на растяжение на разрывной машине Р-20 с постоянной скоростью движения захватов 0,005 м/мин. Определяли относительное удлинение расчетной части образца  $\Delta\varepsilon$  в зависимости от приложенной нагрузки  $P$  в диапазоне от 0 до 40 кН.

Испытанию на растяжение подвергались те же серии образцов, что и при испытаниях на усталостную прочность. По диаграммам растяжения, полученным при испытаниях, определены прочностные и деформационные характеристики (временное сопротивление  $\sigma_b$ , предел текучести  $\sigma_t$ , относительное удлинение  $\delta$ , относительное сужение площади поперечного сечения  $\psi$ ), приведенные в табл. 3.6.

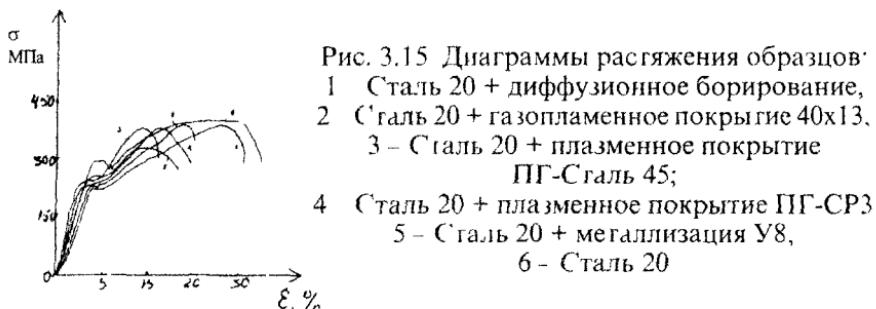
Таблица 3.6

Результаты испытаний на растяжение образцов из Стали 20

Материал образца	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_t$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Сталь 20	422,2	243,1	26,4	55,0
	428,4	252,4	25,4	52,0
Сталь 20 + диффузионное борирование ( $\tau = 360$ мин; $t = 0,8\text{--}1,2$ мм)	413,7	222,3	23,2	64,0
	415,2	228,2	22,0	60,0
Сталь 20 + газопламенное покрытие 40х13	416,6	229,8	17,9	67,0
	418,2	233,7	14,2	62,0
Сталь 20 + плазменное покрытие ПГ-Сталь 45	418,4	221,8	13,8	66,0
	419,9	228,4	12,6	63,0
Сталь 20 + плазменное покрытие ПГ-СРЗ	412,8	215,1	18,9	63,0
	414,9	226,7	17,7	61,0
Сталь 20 + металлизация У8	407,4	216,4	15,9	69,0
	411,3	218,5	14,3	66,0

Анализ полученных результатов испытаний при растяжении, рис. 3.15, показывает, что не наблюдается повышение прочностных характеристик образцов как с газотермическими, так и с диффузионными покрытиями. Это можно объяснить различиями в напряженно-деформированных состояниях образцов (изгиб и кручение, одноосное растяжение), значительной разницей в пластических свойствах материала основы и покрытий и различием в механизмах разрушения. Материал основы Сталь 20 обладает большей пластичностью, чем любое из испытуемых покрытий,

площадь сечения покрытия составляет не более 12 % всей площади сечения образца и при напряжениях, примерно на порядок меньших предела текучести материала основы, происходит разрушение покрытия.



При дальнейшем нагружении покрытие не участвует в процессе деформирования, а между покрытием и основой возникают касательные напряжения, превышающие адгезионную прочность материала покрытия и основы, рис. 3.16.



Рис. 3.16 Вид образца с покрытием после испытания на растяжение

Анализ результатов проведенных испытаний показывает, что на предел усталостной прочности существенное влияние оказывают технологические параметры получения покрытий. Как видно из рис. 3.6 технологическая обработка с оплавлением снижает предел выносливости, а обработка без оплавления (рис. 3.5, 3.7) приводит к повышению пределов выносливости.

Значительное влияние на сопротивление усталости оказывают следующие параметры обработки: площадь обработанной поверхности, характер термического воздействия получаемого покрытия на материал основы, ориентация дорожек перекрытия наносимого материала по отношению к действующим напряжениям, ширина этих дорожек и др. При неоптимальном выборе указанных технологических параметров, даже без оплавления полученной поверхности, возможно снижение предела выносливости материала с покрытием по отношению к материалу основы.

В целом снижение или повышение усталостной прочности связано, по-видимому, с одновременным влиянием физико-механических свойств материала (прочность, пластичность, твердость и др.), остаточных напряжений, формирующихся в различных участках упрочненного слоя и технологических параметров, приводящих к возникновению нестабильности структуры и свойств нанесенных покрытий.

К факторам, влияющим на свойства нанесенных покрытий, можно отнести: структуру основы и покрытия, адгезионную прочность, наличие микродефектов, пор и включений, величину и характер остаточных напряжений, толщину слоя покрытия и др.

### 3.4. Фрактографические исследования изломов

Сопротивление деталей машин с покрытиями усталостному разрушению в значительной степени зависит от состава, структуры и свойств материала подложки и покрытия, а также от технологии того или иного метода получения защитного покрытия, характера и параметров нагружения.

Характерными особенностями усталостного излома при изгибе является развитие его от нормальных напряжений и отсутствие следов макропластической деформации. Ему присущее наличие типичных зон с большой заглаженностью области собственно-усталостного разрушения. Зона долома, как правило, обладает признаками статического разрушения. У изломов, полученных при эксплуатации и натурных испытаниях, рис. 3.17, часто выявляются линии, концентрически расходящиеся от очага разрушения, так называемые усталостные линии [6, 13], а в изломах при лабораторных испытаниях образцов при неизменной амплитуде напряжения они не наблюдались, рис. 3.18.



а)



б)

Рис. 3.17 Фрагмент разрушенного коленчатого вала после восстановления (а) и вид поверхности излома (б)



а)

б)

Рис 3 18 Поверхность усталостного излома образца из Стали 20 с покрытием 20 x 13 (а) и Стали 20 с покрытием Y8 (б) (x10)

Фрактографическим исследованиям подвергались разрушившиеся образцы Стали 20 с газотермическими и диффузионными покрытиями в результате действия циклических нагрузок при усталостных испытаниях. Макростроение изломов образцов исследовалось визуально и на микроскопе МБС-10 (увеличение x 50, 100).

Полученные результаты исследований изломов Стали 20 с покрытиями показывают, что усталостные изломы образцов с покрытиями имеют некоторые сходства и от классических усталостных изломов стали без покрытия, как в области малоцикловой усталости, так и в области многоцикловой усталости.

Образцы с газотермическими покрытиями, разрушившиеся в области малоцикловой усталости, не имеют ярко выраженных очагов разрушения, материал под покрытием имеет характер статического разрушения, имеются следы смятия в зоне долома, разрушение образца начинает происходить под покрытием, а затем уже происходит разрушение покрытия. В области многоцикловой усталости видно, что разрушение образцов происходит из нескольких очагов, которые расположены как на поверхности покрытия, так и под ним. На покрытии наблюдаются следы затирания и цвета побежалости, изломы образцов происходят с образованием лунки, рис. 3.18

Усталостные изломы образцов с диффузионными покрытиями имеют большее сходство с классическими, усталостными изломами стали без покрытия. Разрушение как в области многоцикловой, так и в малоцикловой усталости, происходит от поверхности образца. Это можно объяснить тем, что высокоборированый поверхностный слой покрытия имеет сильно искажен-

ную кристаллическую решетку от действия растягивающих напряжений, рис. 3.19



Рис 3.19 Структура поверхности диффузионно-борированного образца после усталостных испытаний ( $\times 150$ )  
( $t = 920^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 6\text{ ч}$ )

По результатам проведенных фрактографических исследований усталостных изломов образцов с покрытиями можно сделать следующее предположение о процессе усталостного разрушения деталей с упрочняющими покрытиями. Очаговая усталостная трещина возникает на границе между покрытием и менее прочной подложкой. Здесь напряжения от приложенной нагрузки достаточно велики, остаточные сжимающие напряжения, созданные при нанесении покрытия, равны нулю или меняют знак. Прочностные свойства переходной зоны ниже, чем у покрытия из-за дефектов подложки. В ближайших к фокусу излома зернах трещина развивается от касательных напряжений. Затем происходит смена напряженного состояния и разрушение переходит в плоскость действия максимальных нормальных напряжений

В области усталостного пятна трещина представляет собой замкнутую плоскую поверхность, разрастающуюся в радиальных направлениях от очага излома как из центра. При этом в материале основы она развивается с большей скоростью, чем в слое покрытия. После того, как напряжения перед фронтом трещины достигают критического значения, происходит окончательное разрушение (долом), завершающееся в слое покрытия срезом от касательных напряжений. Покрытие практически не принимает участия в процессе усталостного разрушения; оно служит как бы каркасом, сдерживающим развитие и продвижение трещины к поверхности детали. В идеальном случае усталостная трещина развивается без контакта с окружающей средой.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Тушинский Л.И., Плохов А.В. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. -Новосибирск: Наука, 1986. – 200 с.
2. Физическое материаловедение в СССР: История, современное состояние, перспективы развития. Редкол.: Трефилов В.И., Францевич И.Н. и др. – Киев: Наукова думка, 1986. – 584 с.
3. Белый А.В., Макушок Е.М., Поболь И.Л. Поверхностная упрочняющая обработка с применением концентрированных потоков энергии. – Мн.: Навука і тэхніка, 1990. – 179 с.
4. Белый А.В., Карпенко Г.Д., Мышкин Н.К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. – М.: Машиностроение, 1991. – 208 с.
5. Завистовский В.Э., Кравченко Н.Л. О природе и механизме усталости биметалла на основе стали // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин: Темат. сб. / Полоцкий государственный университет, 1995. – Вып. 2. С. 47–48.
6. Кравченко Н.Л., Пик В.А. Фрактографические исследования усталостного разрушения Стали 20 с покрытием У8 // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин: Темат. сб. / Полоцкий государственный университет, 1995. – Вып. 2. – С. 64–65.
7. Завистовский В.Э., Кравченко Н.Л., Пик В.А., Долонговский В.А. Оценка остаточного ресурса восстановленных деталей машин с позиций усталостной прочности // Тез. докл. республ. научно-техн. конф. "Проблемы качества и надежности машин", 4–5 октября 1994 г. – Могилев, 1994. – С. 22.
8. Дмитриченко С.С., Борисов Ю.С. Опыт оценки ресурса по результатам испытаний на усталость // Тез. докл. научно-техн. конф "Павышэнне тэхнічнага узроўня і надзеінасці машын", 28–29 кастр. 1993 г. – Мінск , 1993. – С 7–8.
9. Ракицкий А.А. Закономерности усталостного разрушения конструкционных сталей с износостойкими покрытиями // Тез. докл. научно-техн. конф. "Павышэнне тэхнічнага узроўня і надзеінасці машын", 28–29 кастр. 1993 г. – Мінск, 1993. – С.11.

**10. Завистовский В.Э., Завистовский С.Э.** Методика проведения ускоренных испытаний на усталость при чистом изгибе вращающегося образца с металлическим покрытием // Тез докл. научно-техн. конф. "Защитные покрытия при изготовлении деталей машин и их ремонте", 26–27 мая 1992 г. – Минск, 1992. – С. 40–41

**11. Завистовский В.Э.** Выявление влияния масштабного фактора при многоцикловой усталости стальных образцов с металлическим покрытием // Тез. докл. научно-техн. конф "Защитные покрытия при изготовлении деталей машин и их ремонте", 26–27 мая 1992 г. – Минск, 1992. – С. 42.

**12. Кравченко Н.Л.** Оценка технологических методов получения покрытий с позиции повышения усталостной прочности // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин. Темат. сб. /Полоцкий государственный университет, 1997. – Вып. 3. – С. 153.

**13. Завистовский В.Э., Кравченко Н.Л.** Исследование поверхности усталостных изломов восстановленных чугунных коленчатых валов // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин: Темат. сб. / Полоцкий государственный университет, 1999. – С. 70–71.

**14. Иванова В.С.** Усталостное разрушение металлов. – М.. Металлургиздат, 1963. – 398 с.

**15. Иванова В.С., Терентьев В.Ф.** Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 455 с.

**16. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф.** Структура и усталостное разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.

**17. Гроценко В.Т.** Усталость и неупругость металлов – Киев. Наукова думка, 1971. – 267 с

**18. Комплексное исследование природы разрушения материалов с покрытиями:** Отчет о НИР (заключ.) / Полоцкий государственный университет (ПГУ): Руководитель В.Э. Завистовский. – ГБ 13-95. – Новополоцк, 1996 – 97 с. (с приложением).

**19. Комплексное исследование природы разрушения материалов с покрытиями:** Отчет о НИР (промежуточ.) /Полоцкий государственный университет (ПГУ): Руководитель В.Э. Завистовский. – ГБ 13-95. – Новополоцк, 1995. – 81 с. (с приложением).

**20.** Канарчук В.Е., Деркачев О.В., Желнов Г.Н. и др. Методика ускоренных испытаний стальных образцов на усталость // Завод. лаборатория. – 1988. – № 2. – С. 75–77.

**21.** Гусенков А.А., Поляков А.Н., Логинов Г.И. Влияние плазменного напыления на усталостные характеристики стали 45 // Проблемы прочности. – 1988. – № 11. – С. 39–42.

## **Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЗОНЫ СПЛАВЛЕНИЯ\***

Любой металлический многокомпонентный сплав имеет сложную структуру, формирующуюся из многочисленных групп однотипных или разнотипных атомов, свойства сплава определяются его структурой. Она зависит от химического состава сплава, технологии его получения и последующей обработки, средством механических, термических, электрохимических и других методов воздействия.

В настоящее время для упрочнения и восстановления деталей машин, работающих в агрессивных средах и при повышенных температурах, широко применяется покрытие из самофлюсующихся никелевых сплавов, содержащих хром, никель, бор и углерод. Нанесение покрытий осуществляется различными способами, например, индукционной, плазменной, газопорошковой направкой, либо газотермическим напылением с последующим оплавлением [1–3]. При разработке технологии нанесения износостойкого покрытия важно обеспечить высокие физические и механические характеристики зоны сплавления основного металла и покрытия, так как именно они зачастую определяют работоспособность восстановленных и упрочненных деталей. В зависимости от марки основного металла, качества его поверхности, температурно-временных режимов наплавки прочность сцепления основного и наплавленного металлов может быть различной [4]. Необходимо также учесть, что и к напыленным и наплавленным покрытиям предъявляются высокие требования по плотности и однородности.

Зона сплавления формируется в условиях значительных температурных и концентрационных градиентов и представляет собой комплекс толщиной до 0,5 мм переменного химического и фазового состава [5]. Прочность сцепления покрытия с основным металлом определяется многими методами: на отрыв при нормальном приложении сил, на поворачивание тангенциальной силой; на сдвиг силой, направленной по оси образца.

\* Проведено совместно с к.т.н. Ю.П. Ощепковым

Так, для определения прочности сцепления износостойкости покрытий, полученных газопорошковой наплавкой, И.Д. Шутов использовал образец со вставной головкой [6]. Ряд исследователей определяли прочность сплавления наплавок методом штифта [2, 4, 7]. Несмотря на многообразие предложенных методик, достаточно трудно выбрать из них полностью приемлемую для наплавленных покрытий из самофлюсующихся никелевых сплавов. На наш взгляд, основные требования, которым должна удовлетворять методика определения прочности сцепления, следующие:

- разрушение должно происходить в наименее прочной зоне под действием нормальных напряжений;
- при испытании наплавленного слоя должна быть исключена пластическая деформация основного металла;
- в наплавленном и основном металле используемого образца должен обеспечиваться тот же характер структурообразования, что и в реальных деталях;
- методика испытаний должна обеспечить высокую точность и воспроизводимость результатов испытаний.

Исследовались особенности формирования структуры зоны сплавления при наплавке самофлюсующегося никелевого сплава ПГ-СР-4-ОМ на малоуглеродистую Сталь 20, и изучались зависимости твердости покрытия и прочности сцепления наплавленного слоя и основного металла от температурно-временных режимов наплавки.

В качестве материала для исследования был взят сплав ПГ-СР-4-ОМ в виде гранулированного порошка, производства Торезского завода наплавочных твердых сплавов (ГОСТ 21448-75), фракции меньше 200 мкм следующего химического состава: (мас. %) C – 0,8; Cr – 16. В – 3; Si – 4; Ni – основа. Наплавку проводили в высокотемпературной печи СУОЛ-0,25.1/12-М. За оптимальную продолжительность нагрева принимали время до полного расплавления порошка, о чем судили по его “проседанию” на наплавляемой поверхности. Образцы наплавляли с недогревом и перегревом. Скорость нагрева составляла 18 град/с, скорость охлаждения на воздухе – 3 град/с, температура в диапазоне 1000–1200 °С; время изотермической выдержки  $\tau = 0\text{--}600$  с

#### 4.1. Методика исследования

Для определения прочности сцепления самофлюсующихся никелевых сплавов со сталью по методике [2] были изготовлены образцы двух типоразмеров, рис. 4.1

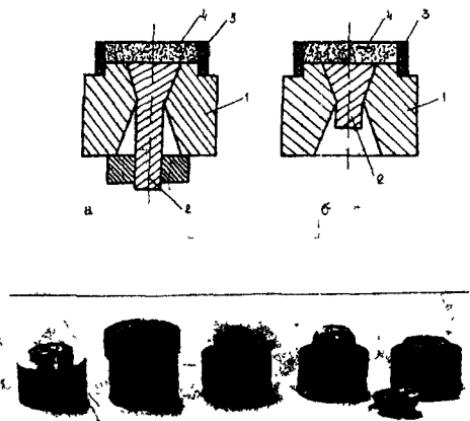


Рис. 4.1. Схема наплавки образца с коническим штифтом  
а – с фиксацией штифта, б – без фиксации;  
1 – обойма; 2 – штифт; 3 – втулка из графита,  
4 – наплавочный порошок, в – внешний вид

По первому варианту, рис. 4.1, образцы представляли собой стальную цилиндрическую матрицу 1 со сквозным двухсторонним коническим отверстием в центре, в которое устанавливали пuhanсон 2. Для того чтобы при наплавке пuhanсон не выталкивался из гнезда, его закрепляли фиксирующей гайкой. Цилиндрическую поверхность буртика матрицы смазывали графитовой пастой на жидком стекле, после чего устанавливали фарфоровую формирующую втулку 3 высотой 6 мм, которую снаружи тоже покрывали обмазкой. Для предупреждения затекания расплавленного металла между пuhanсоном и матрицей на сопрягаемые поверхности непосредственно перед сборкой наносили тонкий слой этилосиликата. После окончательной сборки образец просушивался в течение 24 часов. Порошок испытуемого сплава 4 засыпали в формирующую втулку до верхней кромки. Такое количество порошка необходимо, чтобы получить достаточно толстый слой наплавленного металла, хорошо сопротивляющийся срезывающему усилию. Наплавку производили на высокочастотной уста-

новке ЛГЗ-2-67 (на образцах диаметром 80 мм) и в лабораторной печи СУОЛ-0,25.1/12-М (на образцах диаметром 20 мм). Однако при первых же экспериментах выяснилось, что самофлюсующийся никелевый сплав имеет большую текучесть и проникает между матрицей и пuhanсоном. Кроме того, следует отметить, что образцы такой конструкции довольно сложны в изготовлении.

Приняв во внимание все положительные стороны этого метода, был разработан образец другой конструкции, рис. 4.2.

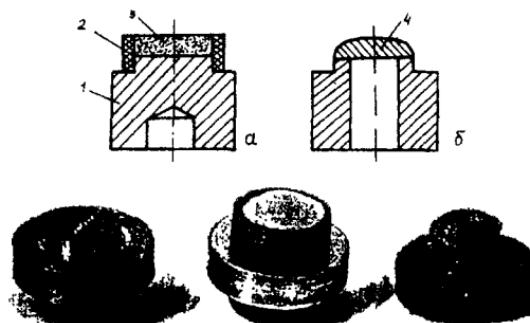


Рис. 4.2. Схема наплавки образца с глухим отверстием:  
а – до наплавки; б – перед испытанием;  
в – внешний вид;  
1 – обойма; 2 – втулка из графита;  
3 – наплавочный порошок;  
4 – наплавленный слой

Образец 1, рис. 4.2, а, из прутка круглого или шестигранного профиля имел цилиндрический выступ с одной стороны диаметром 12 мм, высотой 2 мм, на который устанавливали формирующее графитовое кольцо 2 для предотвращения затекания расплава. При больших выдержках и температурах, когда текучесть расплава была весьма высокой, графитовое кольцо уплотняли стекловолокном. В графитовое кольцо засыпали порошок слоем до 5 мм, и образец устанавливали в лабораторную электропечь СУОЛ-0,25.1/12-М. После наплавки сплав застывал в виде капли симметричной формы толщиной 3 мм, хорошо сопротивляющейся срезающему усилию, рис. 4.2, б. Затем с противоположного торца образца высверливали глухое отверстие диаметром 6 мм до наплавленного слоя (угол заточки сверла 90°). В отверстие вставляли цилиндрический пuhanсон высотой 15 мм. Образец, установленный на закаленное кольцо наплавленным слоем вниз, поме-

щали на нижнюю траверсу 30-тонной машины Шоппера со шкалой 50 кН (цена деления 100 Н). Под действием приложенной к пуансону нагрузки происходил отрыв наплавленного слоя от основного металла. Поверхность разрушения перпендикулярна направлению приложения сил. Кромка излома без скосов. Прочность сплавления  $\sigma$  определяли как отношение разрушающего усилия  $P$  к фактической площади отрыва  $S$ , измеренной на инструментальном микроскопе марки МИР.

Статистическую обработку результатов проводили с использованием метода наименьших квадратов [8, 9]. Решив задачу о выборе наилучшего значения  $\sigma$  применительно к нашему случаю, для усиления отрыва  $P = \sigma \cdot S$  нашли отклонения точек  $S_i$  и  $P_i$  от прямой  $P = \sigma \cdot S$  и определили величину  $\varphi$  как сумму квадратов отклонений этих точек от прямой:

$$\varphi = \sum_{i=1}^n (P_i - \sigma S_i)^2.$$

$\varphi$  всегда больше нуля и тем меньше, чем ближе к прямой лежат точки. Известно, что для  $\sigma$  следует выбирать такое значение, при котором  $\varphi$  имеет минимум:

$$\frac{d\varphi}{d\sigma} = -2 \sum_{i=1}^n S_i (P_i - \sigma S_i) = 0.$$

$$\sigma = \frac{\sum_{i=1}^n P_i S_i}{\sum_{i=1}^n S_i^2},$$

Стандартную ошибку определения величины  $\sigma$  рассчитывали по формуле:

$$\Delta\sigma_{cm} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n S_i^2 \sum_{i=1}^n P_i^2 - (\sum_{i=1}^n S_i P_i)^2}{(n-1)(\sum_{i=1}^n S_i^2)^2}},$$

где  $n = 20$  – число измерений для каждого режима наплавки.

Приборную погрешность определяли по правилам вычисления предельных ошибок косвенного измерения по формуле:

$$\Delta \sigma_{np} = \frac{\Delta P}{S} + \frac{P \cdot \Delta S}{S^2}.$$

По данной методике было изготовлено и испытано более 300 образцов. Математическая обработка полученных результатов производилась на ЭВМ. Обработка результатов показала их удовлетворительную сходимость. Точность измерения составила 6 % [14].

Фрактографический анализ изломов проводили при темнопольном освещении и увеличении до 800 крат по принятой в металловедении методике [10].

Для изучения микростроения зоны сплавления и распределения микротвердости по глубине диффузионной зоны изготавливали шлифы по следующей методике. Образцы обтачивали на шлифовальном круге так, чтобы плоскость шлифа располагалась перпендикулярно плоскости наплавки. Подготовку поверхности проводили с охлаждением, шлифование проводили при постепенном переходе абразивного материала с крупным зерном к более мелкому. Окончательную обработку шлифа завершали полированием до зеркального блеска на полировальном круге с применением алмазной пасты АМП-7.

Для выявления микроструктуры зоны сплавления применяли комбинированное химическое травление, позволяющее поочередно выявить структуру основного металла и наплавки [10, 11]. Микрошлифы подвергали травлению в следующей последовательности.

- для выявления структуры основного металла проводили травление 4 %-ным раствором азотной кислоты;
- распределение цементита в диффузионной зоне определяли при травлении пикратом натрия;
- наличие карбидов в наплавленном слое выявляли щелочным раствором красной кровянной соли;
- боридную фазу в наплавленном слое выявляли кислым раствором хлорного железа.

Металлографическое исследование проводили на микроскопе ММР-2М при увеличениях от 70 до 800 крат. Фотосъемки производили на репродукционные контрастные пластины. Печать контактная. Фотообработка стандартная [10].

Количественный анализ структуры наплавок проводили по методикам стереометрической металлографии [10, 12]. Пористость покрытия  $\Pi$  рассчитывали по формуле:

$$\Pi = \frac{\sum_{i=1}^n a_i}{50l} ,$$

где  $n = 50$  – количество замеров по всей площади шлифа,  $l = 1,33$  мм – база;  $a_i$  – суммарная длина пор на базе.

Для подсчета удельной пористости  $h$  на единице поверхности шлифа пользовались формулой:

$$h = \frac{\sum_{i=1}^n l_i}{z} \cdot 100 \% ,$$

где  $z$  – площадь шлифа;  $l_i$  – количество пор на  $i$ -той базе при перемещении шлифа в направлении перпендикулярном линии сплавления.

Для расчета распределения пористости по толщине  $\Pi$ , наплавленного слоя использовали формулу:

$$\Pi_i = \frac{a_i}{k \cdot l} \cdot 100 \% ,$$

где  $a_i$  – пористость участка площадью  $k \cdot l$ ;  $k$  – перемещение шлифа в направлении, перпендикулярном линии сплавления (шаг),  $l$  – база.

Определение микротвердости производили на приборе ПМТ-3 конструкции М.М. Хрущева. Отпечатки наносили алмазной пирамидой при нагрузке 0,5 Н. Микротвердость определяли в зоне сплавления в границах 850 мкм вглубь основного металла и 380 мкм в сторону наплавки от линии сплавления. Отпечатки наносили по линии, перпендикулярной линии сплавления, с шагом 47 мкм. На каждом образце было проведено не менее 40 измерений.

## 4.2. Структура и свойства зоны сплавления

Металлографическим исследованием установлено, что при наплавке самофлюсующимися никелевыми сплавами линия сплавления выявляется четко, рис. 4.3.

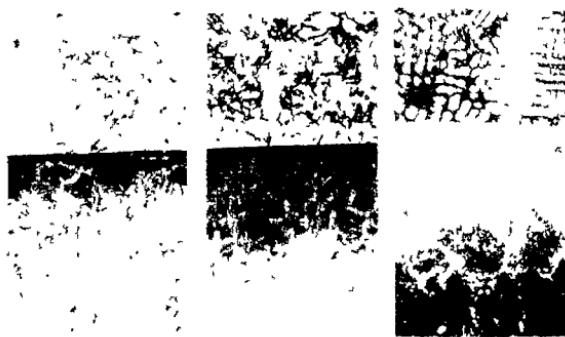


Рис. 4.3 Микроструктура зоны сплавления при индукционной наплавке сплава ПГ-СР4 на сталь 20 ( $\times 200$ )

а –  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 30\text{ с}$ ,  
б –  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 150\text{ с}$ ,  
в –  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 240\text{ с}$

Со стороны основного металла к линии сплавления непосредственно примыкает прослойка перлита, ширина и зернистость которой зависит от режима наплавки. При недогреве она практически отсутствует, при оптимальном режиме составляет порядка 25 мкм, при перегреве достигает 150 мкм и имеет типичную видманштеттовую структуру (балл В2). Со стороны наплавки по линии сплавления образуется прослойка толщиной до 12 мкм твердого никелевого раствора. Покрытие из сплава ПГ-СР4-ОМ, наплавленное по оптимальному режиму, имеет заэвтектическую микроструктуру, представленную эвтектикой борида никеля и твердого никелевого раствора с мелкодисперсными карбидами и карбоборидами хрома, рис. 4.4

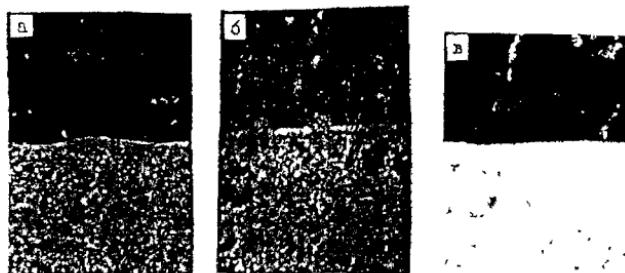


Рис. 4.4 Прослойка твердого раствора в зоне сплавления при температуре нагрева ( $\times 300$ )  
а –  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , б –  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , в –  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$

Повышение температуры либо увеличение времени наплавки приводит к уменьшению содержания карбидной фазы и формированию доэвтектической структуры с характерными столбчатыми дендритами твердого никелевого раствора и колониями боридной эвтектики между его ветвями. Соотношение доэвтектической (HRC<sub>0</sub>, 32–40) и заэвтектической (HRC<sub>0</sub>, 50–55) зон по высоте покрытия при этом меняется и может достигать 1:1 при сильном перегреве.

Распределение микротвердости H<sub>50</sub> по глубине зоны сплавления подтверждает результаты металлографического анализа, рис. 4.5



Рис. 4.5 Изменение микротвердости на границе сплавления основного металла и наплавленного слоя

- — оплавление с перегревом,
- — оплавление без перегрева,
- △—△ — режим припскания

При недогреве микротвердость изменяется скачкообразно на линии сплавления, причем наплавленный металл имеет максимальную микротвердость (9,8±1,2 МПа). При оптимальном режиме наплавки различие в микротвердости этой зоны уменьшается ввиду образования относительно мягкой прослойки γ-раствора.

Перегрев способствует выравниванию микротвердости на уровне 3,5–4,2 ГПа вблизи линии сплавления при одновременном снижении микротвердости никелевого сплава до 6,2±0,5 МПа. Микротвердость основного металла возрастает по мере прибли-

жения к линии сплавления. Такое повышение микротвердости происходит, вероятно, за счет упрочнения контактной зоны диффундирующими в нее углеродом и бором. В покрытии, наоборот, заметно уменьшение микротвердости вблизи контакта с основным металлом, что можно объяснить обеднением его такими элементами, как бор и углерод.

Результаты стереометрического анализа показали, что размер, количество и распределение микропор в покрытии существенно изменяются в зависимости от режима наплавки. Покрытия, наплавленные при температуре 1000–1050 °C и малых выдержках, имеют пористость до 10 %. Поры мелкие, не более 0,2 мм, равномерно распределены по толщине наплавленного слоя. При температурах 1050 °C и выше и времени более одной минуты формируется практически беспористое покрытие. Редкие поры размером 0,3–0,6 мм встречаются вблизи поверхности. Трешины и шлаковые включения не обнаружены.

Зависимость прочности сцепления и твердости наплавленного металла в зоне сплавления от температурно-временных параметров наплавки имеет экстремальный характер, рис. 4.6 и 4.7.

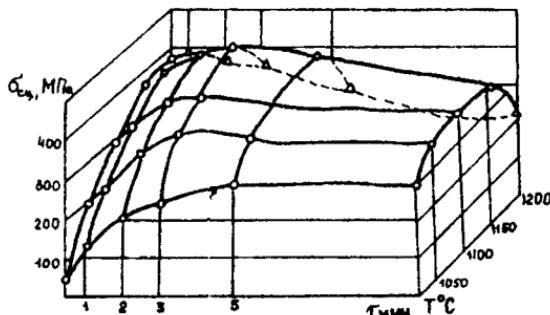


Рис. 4.6 Влияние температуры нагрева и времени выдержки на прочность сцепления покрытия (сплав ПГ-СР4) с подложкой из Стали 45 (скорость нагрева 8 град/с)

Как видно, максимальная твердость (HRC, 50–55) достигается при следующем режиме наплавки: температура 1100 °C, время выдержки ( $\tau$ ) 30 с. С увеличением времени выдержки до 180 с твердость покрытия начинает резко уменьшаться. На лабораторных образцах (скорость нагрева 16 град/с) максимальное значение твердости покрытия получено при режиме  $T = 1050\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 30$  с. При этом формируется мелкозернистая структура сплава с

равномерно распределенными первичными карбидами неправильной формы и сильно разветвленной боридной эвтектикой. Резкое снижение твердости при недоизреве объясняется незавершенностью процесса расплавления, наличием шлаковых включений, а при перегреве – укрупнением структурных составляющих и снижением разветвленности эвтектических колоний.

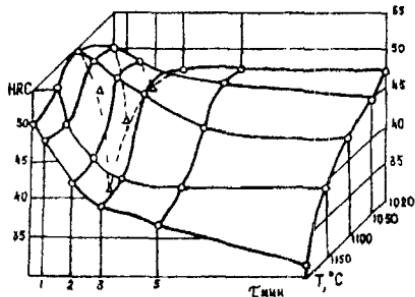


Рис. 4.7 Влияние температуры нагрева и времени выдержки на твердость покрытия (сплав ПГ-СР4)

Прочность сцепления и морфология излома весьма чувствительны к режиму наплавки самофлюсующимися сплавами, рис. 4.6 и 4.8. Так, при относительно низких температурах наплавки и малых выдержках прочность сцепления составляет 40–150 МПа. Излом при этом мелкозернистый, на многих участках поверхности излома имеются темно-серые обнажения шлаковых включений. Разрушение происходит, как правило, по металлу наплавки на расстоянии 0,05–0,2 мм от линии сплавления.



Рис. 4.8 Характер разрушения образцов при отрыве покрытия (x100)  
а – разрушение по границе между  
эвтектической и доэвтектической зонами,  
б – разрушение по  $\gamma$ -слою,  
в – смешанное разрушение

Максимальное значение прочности сцепления ( $\sigma_{cu} = 500 \pm 20$  МПа) имели образцы, наплавленные при  $T = 1150$  °C,  $\tau = 150$  с. Излом в этом случае хрупкий. При небольших увеличениях просматриваются фасетки с характерным лепесткообразным узором. Трешины развиваются только в наплавленном металле в основном по границе между эвтектической и заэвтектической зонами. При перегреве прочность сцепления несколько снижается и составляет 300–400 МПа. Траектория излома при этом контролируется  $\gamma$ -фазой и трещины развиваются по прослойке твердого никелевого раствора. Уменьшение содержания карбидной и боридной фаз в зоне сплавления способствует пластической деформации микрообъемов перед разрушением. На это указывает появление гладких поверхностей разрушения с крупнолепестковыми фасетками. На некоторых образцах, наплавленных по режиму сильного перегрева, наблюдается межзёренный отрыв по перлитной прослойке ( $\sigma_{cu} = 210 \pm 15$  МПа).

Математический анализ результатов испытаний не выявил устойчивых корреляционных связей между твердостью наплавленного металла и прочностью сцепления, рис. 4.9. Только для образцов, наплавленных по оптимальному режиму и недогреву ( $T \leq 1100$  °C,  $\tau$  до 180 с), существует корреляция между этими величинами, которая удовлетворительно описывается линейной регрессией вида:  $\sigma = 1,32$ , HRC<sub>3</sub> – 35; с коэффициентом корреляции  $r = 0,85$ .

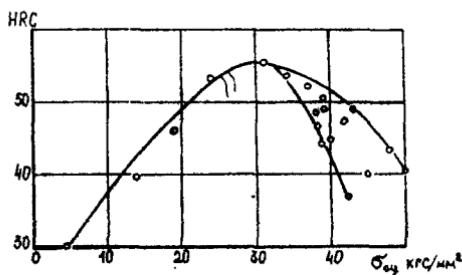


Рис. 4.9. Связь между твердостью наплавленного металла и прочностью сцепления

Проанализировав полученные экспериментальные результаты и сравнив их с имеющимися литературными данными, можно сделать вывод, что основным процессом, определяющим структурообразование зоны сплавления, является диффузия атомов

углерода и бора из никелевого сплава ПГ-СР4-ОМ и встречная диффузия атомов железа из основного металла.

Сущность диффузии в металлах и сплавах заключается в перемещении атомов кристаллического вещества на расстояние, большее параметра кристаллической решетки [13]. При наплавке диффузионные процессы по границам зерен идут значительно активнее, чем по телу зерна. Связано это с большой плотностью различного рода несовершенств кристаллического строения по границам зерен. Так как процесс диффундирования связан с энергетическими характеристиками материала, большое влияние на процесс оказывают температура и строение кристаллической решетки. Диффузия, сопровождающаяся фазовыми превращениями, называется реактивной. Для нее характерно образование химических соединений и эвтектоидной составляющей. В материалах, соединенных путем сплавления, эти зоны располагаются не обязательно в плоскости контакта. Их сосредоточение возможно в области с соответствующей концентрацией компонентов, в зависимости от относительной скорости диффузии при данной температуре.

Для металлов, соединенных сплавлением, характерен еще один вид диффузионного процесса. Его механизм связан с разницей в термодинамической активности элементов. К примеру, при сплавлении легированных сталей перемещение углерода связано не с его количеством, а с различием в содержании легирующих элементов. Механизм протекания этого процесса следующий: если у атомов легирующего элемента силы связи с атомами углерода меньше, чем у атомов железа, то атомы углерода оттесняются от атомов такого элемента и стремятся попасть в область влияния атомов железа. Значит, в результате этого процесса легирующий элемент увеличивает термодинамическую активность атомов углерода к перемещению их в те области, где их концентрации меньше. К элементам, увеличивающим термодинамическую активность углерода в железе, относятся кремний и никель.

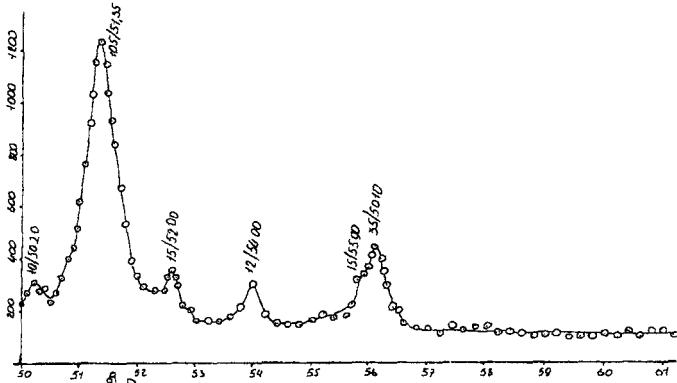
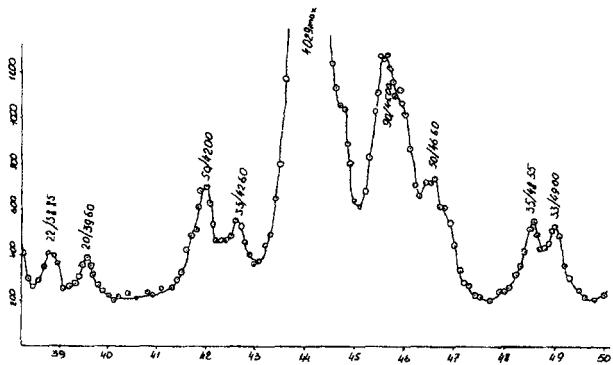
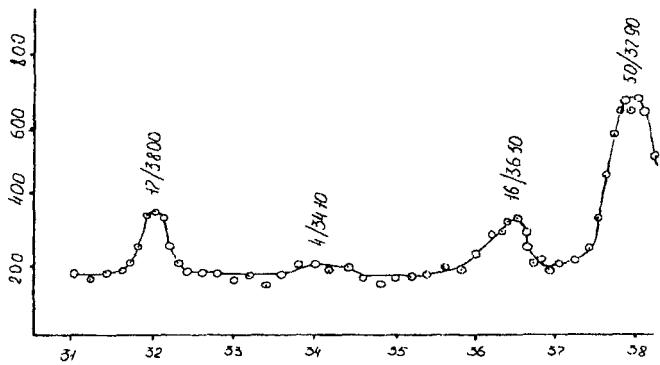
В настоящее время отсутствуют расчетные формулы для оценки диффузионных процессов при наплавке твердых самофлюсующихся сплавов на малоуглеродистую сталь. Однако можно считать, что размер диффузионной зоны определяется следующими факторами: природой взаимодействующих металлов; их концентрацией; температурой наплавки; продолжительностью взаимо-

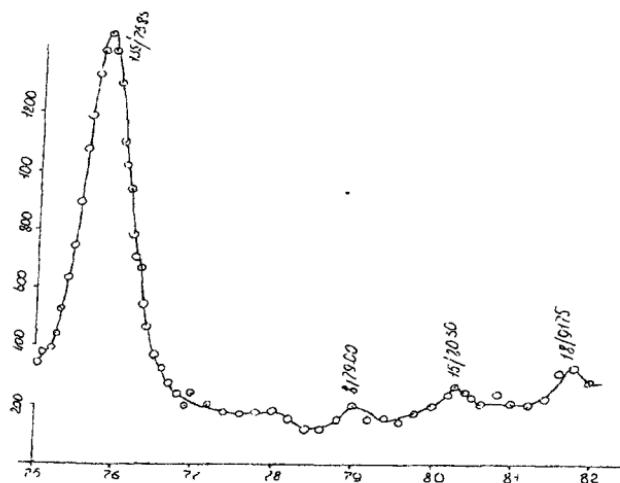
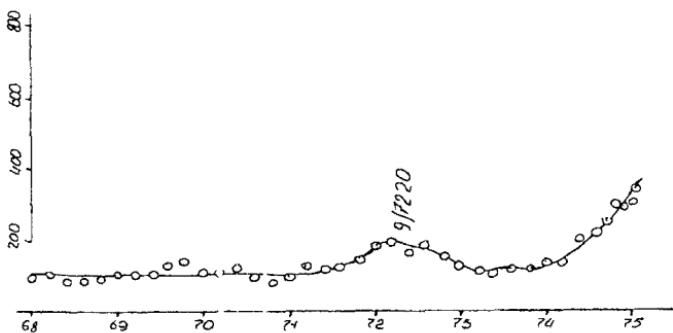
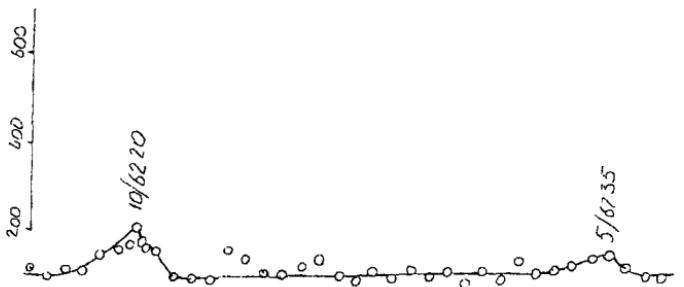
действия Для изучения диффузионных процессов и анализа распределения диффундирующих элементов в зоне сплавления применяются спектральные и рентгеноспектральные методы [18].

Рентгеноструктурный анализ  $\gamma$ -фазы осуществляли на рентгеновском дифрактометре УРС-50 ИМ и ДРОН-УМ1 с управляемым комплексом на основе ПЭВМ. Съемку проводили в монохроматизированном медном Ка-излучении при ширине щелей 2, 2; 2 и 1 мм в режиме 30 мА/35кВ. Использовали запись линий по точкам с шагом углового перемещения счетчика  $2\Theta = 1\text{--}5'$ . Порошок свободно насыпали на пластинку из органического стекла, предварительно покрытую цапон-лаком, и слегка обжимали. Наплавленные слои подготавливали в виде плоской площадки, примерно 10x10 мм. Этalonом служил рекристаллизованный никель.

На рентгенограмме сплава зафиксировано более 30 дифракционных линий различной интенсивности, свидетельствующих о его многофазовом состоянии [15]. Среди них выделяется группа интенсивных линий, индицируемых в индексах ГЦК-кристаллической решетки и принадлежащих твердому раствору на основе никеля ( $\gamma$ -фаза). При рентгеновском исследовании фиксировали положение дифракционной линии 311 (интенсивность по максимуму и полуширина), расположенной вблизи углов дифракции 92,50° (в масштабе  $2\Theta$ ). Рентгенограммы исходного порошкового сплава ПГ-СР4 и наплавки порошкового сплава приведены на рис. 4.10 и 4.11.

Параметр  $a$  кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы при нагреве материала претерпевает изменения в интервалах 350–550 и 650–1050 °C, рис. 4.12. При этих же температурах обнаруживаются и особенности кривой изменения интенсивности линии 311. появляются ступенька в первом и максимум во втором интервалах, рис. 4.12, б. Минимум на кривой, рис. 4.12, а, в области температур 650–1050 °C отражает обеднение  $\gamma$ -фазы легирующими компонентами и приближение параметра ее кристаллической решетки к периоду решетки чистого никеля. Происходит распад  $\gamma$ -твердого раствора и выделение карбидов, в основном типа  $M_{23}C_6$  при температурах более 650 °C, а затем процесс термической гомогенизации при температурах 950 °C и выше. Незначительное возрастание параметра кристаллической решетки после нагрева до 400–500 °C, рис. 4.12, а, связано, по-видимому, с выделением из твердого раствора кремния, а также с перераспределением его





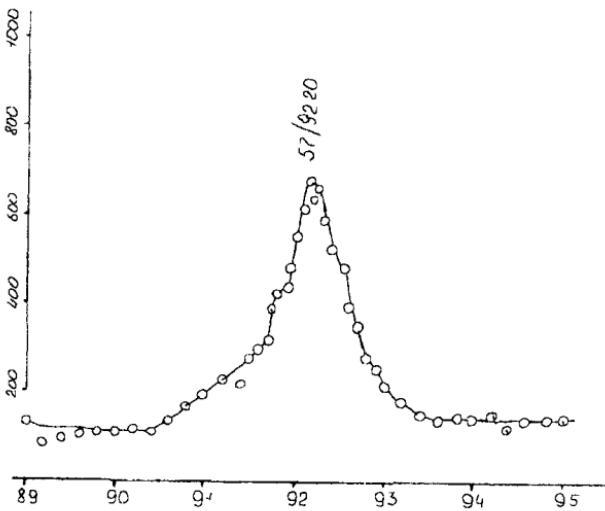
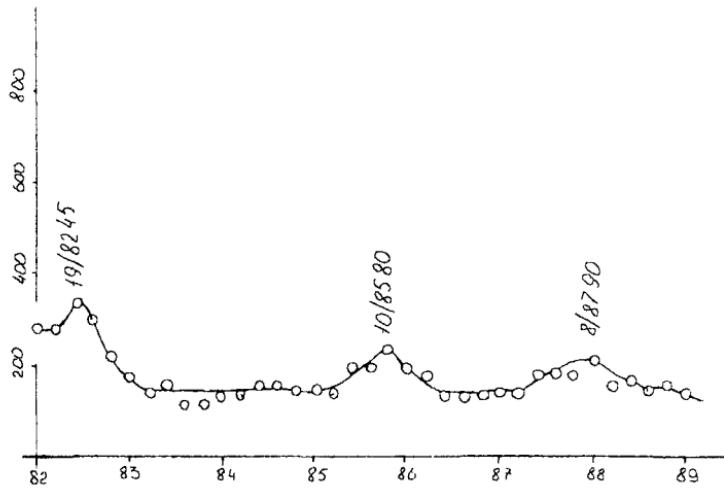
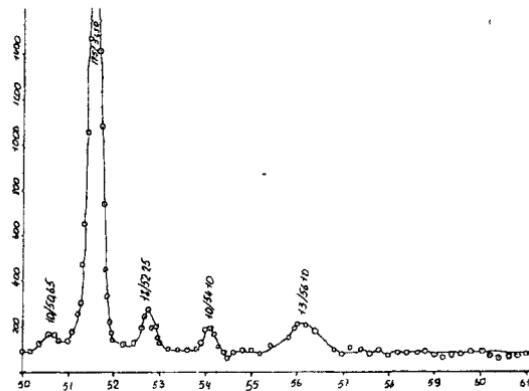
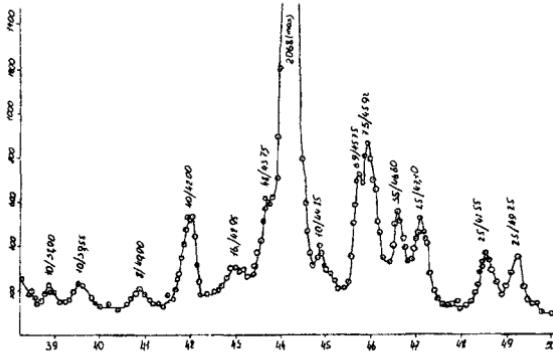
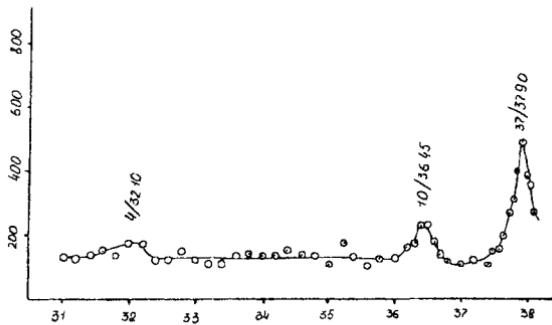
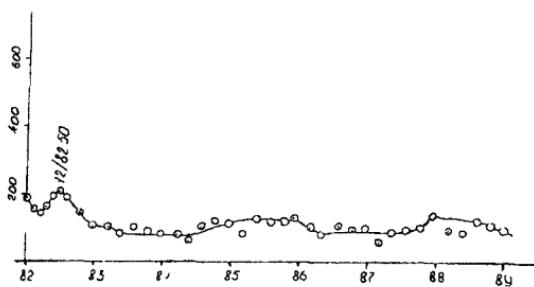
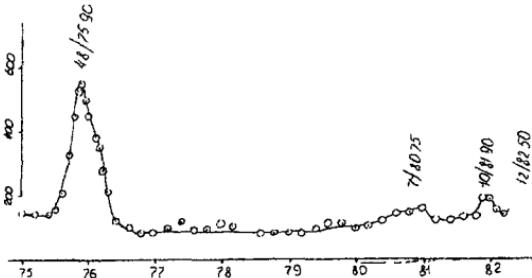
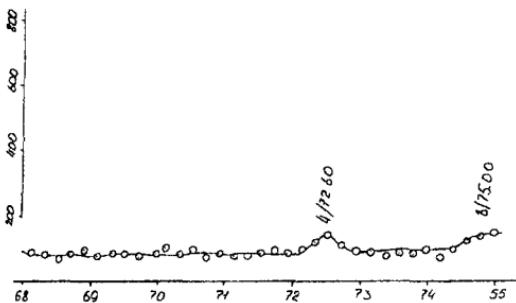
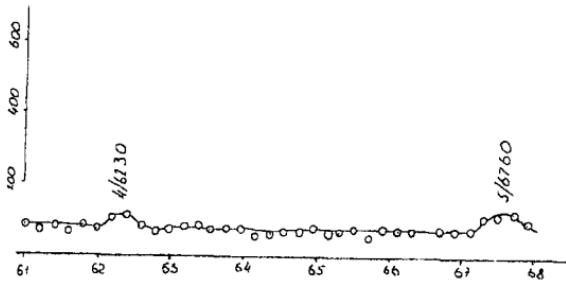


Рис 4 10 Рентгенограмма исходного порошкового сплава





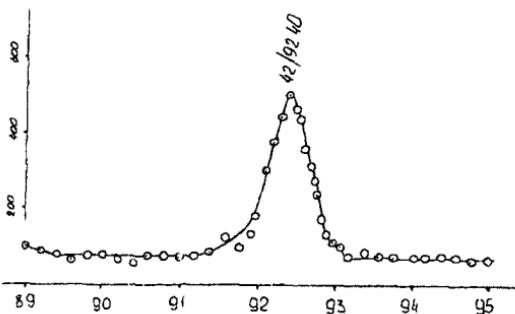


Рис 4.11 Рентгенограмма наплавки порошкового сплава

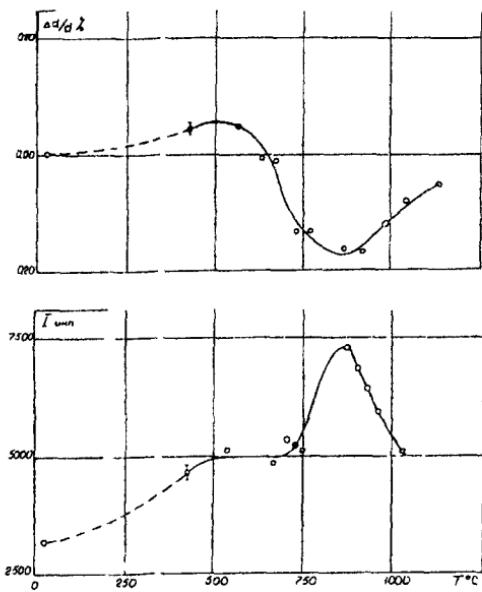


Рис 4.12 Изменения параметра кристаллической решетки и интенсивности рентгеновской линии 311  $\gamma$ -фазы при зохронном отжиге

атомов и закалочных вакансий в кристаллической решетке [16]. Рентгенографические исследования показали, что при нагреве и наплавке сплавов типа ПГ-СР обнаруживаются сложные изменения фазового состава и превращения тонкой кристаллической структуры  $\gamma$ -фазы.

Проведенные исследования показали, что при формировании покрытий в режиме припекания ( $T = 1000^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 60$  с) диффузи-

ная зона крайне мала, диффузия элементов в основной металле произойти не успевает, сохраняется мелкодисперсность структурных составляющих сплава, микротвердость на границе сплавления измеряется скачком и максимальна для покрытия. При температурах на 30–40 °С выше температуры плавления происходит заметное обеднение наплавленного металла карбидной и боридной фазой вблизи границы сплавления и увеличение диффузионной зоны со стороны основного металла. Микротвердость в этом случае изменяется в соответствии с образованием новых зон. Общая твердость наплавленного сплава несколько снижается. Перегрев ведет к заметному расширению диффузионной зоны и пролонгированию  $\gamma$ -раствора. Общая микротвердость при этом резко падает. Аналогичная картина наблюдается на стыке биметаллов при диффузионной сварке и индукционной наплавке твердосплавных композиций [17]. Однако в исследуемом случае явления, приводящие к формированию в зоне сплавления диффузионной зоны и  $\gamma$ -раствора, значительно сложнее, так как не только углерод, но и бор может диффундировать в основной металл. С нашей точки зрения, на диффузию бора указывает то, что в  $\gamma$ -слое отсутствуют не только карбиды, но и бориды, а микротвердость перлита диффузионной зоны выше, чем у чистого нелегированного перлита. Бор, как известно, при химико-термической обработке отесняет углерод от поверхности к сердцевине, причем за счет малой растворимости и большой подвижности атомы бора распределяются по границам зерен, образуя боридную сетку. При наплавке по оптимальному режиму или с небольшим перегревом на присутствие бора указывает повышенное значение твердости диффузионного слоя. При высоких температурах наплавки, а также при больших выдержках (1000–1800 с) диффузия бора легко прослеживается по образованию борокарбидной сетки.

Таким образом, вполне очевидно, что углерод и бор при оптимальных режимах наплавки диффундируют в глубь подложки, формируя  $\gamma$ -слой, обогнанный углеродом и бором. В диффузионном слое углерод образует перлит, а бор распределяется по границам зерен в перлите в виде борокарбидов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Фрумин И.И. Плазменная наплавка хромоникелевых сплавов, легированных кремнием и бором // Автоматическая сварка – 1968 – № 9 – С 58–62
2. Ткачев В.Н., Фиштейн Б.М. Индукционная наплавка твердых сплавов – М: Машиностроение, 1970 – 184 с

3. Ощепков Ю.П., Кузнецов В.В. и др. Индукционная наплавка вращающихся втулок торцовых уплотнений // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1976. – № 10. – С. 28–30.
4. Дорожкин Н.Н. Упрочнение и восстановление деталей машин металлическими порошками. – Мн.: Наука и техника, 1975. – 152 с.
5. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. – Л.: Машиностроение, 1978. – 367 с.
6. Шутов И.Д. Состав, структура и свойства покрытий, полученных газопорошковой наплавкой износостойкими сплавами на железной основе // Сварочное производство. – 1973. – № 11. – С. 25–28.
7. Наливкин В.А. Исследование физико-механических свойств наплавленных слоев // Исследование и применение вибродуговой наплавки. Сб. научн. трудов. -- М.: Машиностроение, 1964. – С. 35–39
8. Деденко Л.К., Керженцов В.В. Математическая обработка и оформление результатов эксперимента. – М.: Изд-во МГУ, 1977. – 112 с.
9. Батунер Л.М., Позин М.Е. Математические методы в химической технике. - Л.: Химия, 1971. – 192 с.
- 10 . Богомолова Н.А. Практическая металлография. – М.: Высшая школа, 1978. – 360 с.
11. Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Попов К.В. и др. Лаборатория металлографии. – М.: Металлургиздат, 1958. – 696 с.
12. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М. Машиностроение, 1970. – 272 с.
13. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. – М.: Машиностроение, 1989. – 333 с.
14. Комплексное исследование природы разрушения материалов с покрытиями: Отчет о НИР (заключ.). /Полоцкий государственный университет (ПГУ): Руководитель В.Э. Завистовский. – ГБ 13-95. – Новополоцк, 1996. – 97 с. (с приложением).
15. Исследование усталостной прочности восстановленных коленчатых валов ДВС: Отчет о НИР /Полоцкий государственный университет (ПГУ): Руководитель В.Э. Завистовский. – ХД-9332. – Новополоцк, 1994. – 149 с.
16. Дерипаско В.Т., Ощепков Ю.П. Рентгеноструктурный анализ g-фазы износостойких сплавов на основе никеля //Порошковая металлургия, 1987. - № 1. – С. 69–70.
17. Краснов А.Н., Зилбергер В.Г., Шаривкер С.Ю. Низкотемпературная плазма в металлургии. – М.: Металлургия, 1970. – 216 с.
18. Шумиловский Н.Н., Бетин Ю.П., Верховский Б.И. и др. Радиоизотопные и рентгеноспектральные методы. – М.: Энергия, 1965. – 192 с.

# **Глава 5. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ**

Исследование процессов упругопластического деформирования производится на основе теоретических моделей, которые достаточно многочисленны и зачастую вступают в противоречие друг с другом [3]. Практический интерес представляют лишь теории, которые дают надежные результаты, подкрепленные экспериментально. Экспериментальные исследования упругопластического деформирования проводятся с созданием плоского напряженного состояния путем одновременного нагружения тонкостенных трубчатых образцов растягивающей нагрузкой и крутящим моментом (М-Р опыты).

## **5.1. Установка и образцы**

Установка, на которой проводились испытания, спроектирована таким образом, что на ней возможно создание плоского напряженного состояния, путем растяжения и закручивания трубчатого тонкостенного образца и осуществление траекторий деформирования практически любой геометрии за исключением траекторий с составляющими, определяемыми сжатием [12].

Установка, принципиальная схема которой приведена на рис. 5.1, смонтирована на П-образной раме, выполненной из прокатного стального двутавра 14. Все соединения рамы сварные, в основании соединение ужесточено стальными косынками.

С помощью выверочных винтов основания стойки рамы приводятся в вертикальное положение. Основание верхнего захвата крепится в отверстии ригеля рамы с помощью шаровой опоры и гайки. Фиксирующие винты 6 позволяют устанавливать основание верхнего захвата с закрепленным образцом в строго вертикальное положение. Вертикальность образца 1 контролируется с помощью двух отвесов с гидравлическими демпферами в двух взаимно перпендикулярных плоскостях. Верхний захват 2 представляет собой цанговый зажим, в котором верхний конец трубчатого образца, заглушенный предварительно стальной пробкой, укрепляется с помощью гайки и стальных клиновидных сухарей,

имеющих на внутренних поверхностях насечку для предохранения образца от проскальзывания в окружном направлении. Во избежание нарушения формы сечения трубчатого образца высота цилиндрической пробки на 2–3 мм больше высоты сухарей. Нижний захват 3 выполнен аналогично

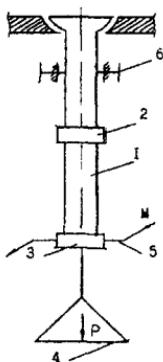


Рис 5.1 Схема установки.

- 1 – образец, 2 – верхний захват,
- 3 – нижний захват, 4 – осевая нагрузка;
- 5 – крутящий момент, 6 – фиксирующие винты

При закреплении образца в зажимах уделялось особое внимание равномерному расположению сухарей по окружности, т.к при нарушении этого требования в зажиме образуется складка на стенке образца, провоцирующая в дальнейшем потерю устойчивости при его закручивании.

По нижнему захвату образца крепится промежуточное звено – подвеска, представляющая поддон 4 для растягивающей нагрузки. Подвеска выполнена таким образом, что растягивающая нагрузка передается в точке соприкосновения стального конуса и стального цилиндра с конусовидной впадиной, предварительно закаленных во избежание смятия в точке контакта. Конструкция подвески позволяет приводить растягивающую нагрузку к оси образца и корректировать при необходимости ее положение в ходе эксперимента, а также не препятствует повороту нижнего захвата при закручивании образца. Для предотвращения колебаний поддона его нижняя часть крепится к основанию рамы с помощью упругих связей

Крутящая нагрузка 5 передается на нижний конец образца системой тросов и блоков в виде пары сил с плечом 200 мм (диаметр шкива, укрепленного на нижнем захвате образца). Трос представляет собой прядь каната диаметром 3 мм, обладающая достаточно большой жесткостью

Шкивы, передающие крутящий момент на нижний конец образца, укрепленного в захвате, установлены на осях жестких кронштейнов с подшипниками, обеспечивая таким образом передачу крутящего момента без потерь. Кронштейны укрепляются на раме болтовым соединением, которое позволяет перемещать их в вертикальном направлении, что дает возможность исследовать образцы разной длины. При закручивании образца в результате нагружения и повороте шкивов, тросы, передающие крутящий момент, из-за различного рода неточностей в соединениях отклоняются от горизонтали на угол, не превышающий  $3^\circ$ , что соответствует ошибке по крутящей нагрузке 0,1 %. Вследствие малости ошибки она в расчетах не учитывается.

Установка позволяет передавать крутящую нагрузку с реверсом, угол закручивания ограничен лишь возможностями образца сохранять устойчивость. Такое конструктивное решение значительно расширяет возможности установки, позволяя осуществлять траектории деформирования, содержащие разгрузку

Нагружение образцов производится гирами точного веса. Наибольшее отклонение в весе одной гири в 10 кг не превышает 0,6 %, гири 5 кг – 0,4 %. Отклонение в весе более мелких гирь не превышает 0,5 %. Тарировка гирь произведена на рычажных весах с использованием эталонных грузов. Все гири имеют прорези, что позволяет использовать при необходимости наряду с поддоном-площадкой стержневые поддоны.

Установка позволяет использовать образцы круглого поперечного сечения сплошные или трубчатые, наружным диаметром от 5 до 16 мм, выполненные из различных материалов. При незначительной реконструкции, с помощью сменных головок, диаметр исследуемых образцов может быть выше

Толщина стенки трубчатого образца, рис. 5.2, измерялась специально сконструированным устройством на основе стандартного индикатора часового типа с ценой деления 0,01 мм, рис. 5.3

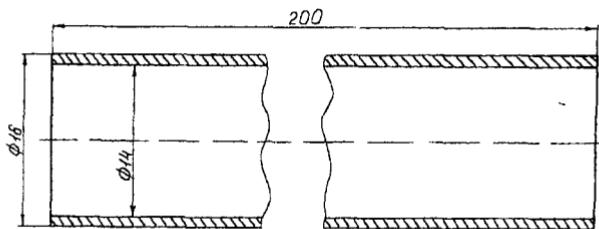


Рис 5 2 Образец для испытаний при упругопластическом деформировании (материал лагунь Л68 ГОСТ 15527-70)

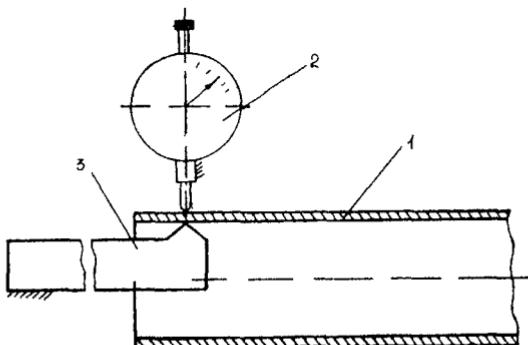


Рис 5 3 Схема измерения толщины стенки образца

Деформации измеряются с помощью зеркальных тензометров Мартенса.

С целью большего удобства в работе отсчеты регистрируются на экране, выполненном на цилиндрической поверхности. Деформации растяжения регистрируются по вертикали вдоль образующей цилиндра, углы закручивания регистрируются по окружной шкале. Для улучшения видимости обеспечивается подсветка экрана направленным источником света, укрепленном на раме установки

При используемых в работе базах тензометра регистрировались относительные деформации растяжения 0,0025 %, относительные деформации сдвига 0,0015 %. Погрешность с учетом неточностей при измерении размеров образца, оптического рычага не превышала 2–3 %, что следует признать удовлетворительным

## 5.2. Техника измерений

Образ процесса деформирования создается путем регистрации деформации и соответствующего этой деформации напряжения. Под образом процесса понимается совокупность траекторий деформации с определенными в каждой точке траектории векторами напряжения. Установка позволяет создавать в элементах образца плоское напряженное состояние.

Нормальные напряжения создаются растягивающей нагрузкой и определяются выражением:

$$\sigma = \frac{P_p}{A},$$

где  $P_p$  – растягивающая нагрузка;  $A$  – площадь поперечного сечения образца.

Регистрация растягивающей нагрузки производится путем суммирования веса приложенных тарированных грузов. Площадь поперечного сечения определяется из выражения:

$$A = \frac{\pi(D^2 - d^2)}{4},$$

где  $D$  – наружный диаметр трубчатого образца,  $d$  – внутренний диаметр.

Параметры образца измеряются до испытания. В ходе эксперимента изменение диаметров и толщины стенки не учитывается, и определяются таким образом условные напряжения. Анализ показал, что использование истинных напряжений в рабочем диапазоне уточняет результата весьма незначительно, в таких же пределах как и погрешность, вызванные различными ошибками измерений [19].

Касательные напряжения получаем из выражения:

$$\tau = \frac{M_k}{W_p},$$

где  $M_k$  – крутящий момент;  $W_p$  – полярный момент сопротивления.

Крутящий момент определяется по весу крутящей нагрузки выражением:

$$M_{\kappa} = \frac{m \cdot d_{\omega}}{2},$$

где  $P_{kp}$  – крутящая нагрузка;  $d_{\omega}$  – диаметр шкива, передающего крутящий момент на нижний конец образца.

Полярный момент сопротивления определяется как обычно для кольцевого сечения:

$$W_p = \frac{\pi(D^4 - d^4)}{16D}.$$

Когда процесс деформирования выходит за пределы упругости, пластические деформации распространяются на всю стенку трубчатого образца. Полярный момент сопротивления вычисляется из условия постоянства объема по формуле:

$$W_p = \frac{\pi(D^3 - d^3)}{12}.$$

Регистрация деформаций осуществлялась описанным выше тензометром Мартенса. Использовались следующие базы прибора:

- при растяжении – 30 мм и 50 мм;
- при кручении – 50 мм и 70 мм.

В настоящем исследовании рассматривались такие процессы деформирования, в которых деформации растяжения не превышали 2 % или ненамного превышали эту величину. В этом случае разница между условными деформациями и истинными, учитывающими изменение базы тензометра в результате деформирования, не превышает 1,5 %, что позволило использовать условные деформации как продольные, так и сдвиговые. Кроме этого база тензометра меняется при перестановке призмы тензометра по мере исчерпания диапазона (призма ложится гранью на грань шины тензометра). Все эти изменения входят в указанные 1,5 %.

Для обоснования методики, учитывающей протяженность процесса деформирования во времени на каждом уровне напряжений, были поставлены специальные эксперименты, целью которых было выявление на характер деформирования уровня напряжений и величины приращения нагрузки на каждой степени нагружения.

Анализ показывает, что "мгновенная" деформация, т.е. деформация, определенная сразу после приложения нагрузки, составляет  $1/8$ – $1/10$  часть доли деформации, выделяющейся на данном уровне напряжений. Деформирование на каждом уровне напряжений протекает длительно и длится тем больше, чем выше уровень напряжений. На высоких уровнях напряжений скорость деформации снижалась до величины  $10^{-5}$  мин $^{-1}$  по истечении 40–50 мин [10, 11].

Если выделить некоторый одинаковый для всех уровней напряжения промежуток времени, например, 10 первых минут, то из анализа приведенных результатов следует, что доля деформации, выделившейся за это время, изменяется. При растяжении и при кручении с ростом величины приращения напряжения (скорости нагружения) доля деформации, выделившаяся за первые 10 минут деформирования на данном уровне, растет весьма значительно. С ростом же уровня напряжений при одинаковой скорости нагружения эта величина уменьшается.

Данный эксперимент позволил выявить следующую особенность: независимо от скорости нагружения и уровня напряжений скорость деформирования по прошествии некоторого времени от приложения очередного груза уравнивается и далее деформирование продолжается в одинаковых условиях, т.е. деформации затухают одинаково. Конечно, время до начала этого процесса в зависимости от уровня напряжений и скорости нагружения разное.

Учитывая эту особенность, была принята следующая методика регистрации деформаций. Отсчет на каждом уровне напряжений снимается при достижении скоростью деформации определенной величины. Т.о. деформацию при пластическом деформировании целесообразно определять по допуску на ее скорость, тогда получаются адекватные результаты, т.е. на каждом уровне напряжений "отсекается" одинаковая доля деформации. С тем, чтобы величина неучтеноной деформации была минимальной, допуск на скорость должен быть как можно меньше.

### **5.3. Экспериментальная проверка постулата изотропии**

Экспериментальная проверка постулата изотропии при активном нагружении подтверждает самостоятельность этого тео-

ретического положения, лежащего в основе общей математической теории пластичности А.А. Ильюшина [1, 2, 4-6, 8].

Ниже приводятся результаты экспериментальной проверки постулата изотропии для двухзвенных траекторий с разгрузками на образцах из латуни Л68 (химический состав по ГОСТ 15527-70). Диаметр образцов – 200 мм, наружный диаметр  $D = 16$  мм, толщина стенки – 1 мм, рис. 5.2. Задачей является сравнение образа процесса нагружения по траекториям одинаковой геометрии, ориентированным в пространстве напряжений различно.

Методика проверки постулата изотропии заключалась в следующем. Осуществлялась некоторая траектория нагружения, содержащая промежуточную разгрузку, и строился образ процесса, соответствующий данной траектории нагружения, т.е. в точках траектории вычислялись модули соответствующих векторов деформации, и определялась их ориентация относительно траектории нагружения. Затем осуществлялась такая же по внутренней геометрии траектория нагружения, повернутая в пространстве напряжений на некоторый угол по отношению к первой. Далее проводилось сравнение образов процесса в первом и втором случаях [14, 15]. Траектории нагружения строились в пространстве напряжений, где составляющие вектора напряжений  $\vec{S}$ :

$$\vec{S} = S_1 \vec{i}_1 + S_3 \vec{i}_3$$

определялись по формулам:

$$S_1 = \sigma; \quad S_3 = \tau \sqrt{3},$$

здесь  $\sigma$  и  $\tau$  – соответственно осевое и касательное напряжения.

Составляющие вектора деформации  $\vec{\varepsilon}$

$$\vec{\varepsilon} = \varepsilon_1 \vec{i}_1 + \varepsilon_3 \vec{i}_3$$

определялись по формулам:

$$\varepsilon_1 = \epsilon; \quad \varepsilon_3 = \gamma \sqrt{3},$$

где  $\epsilon$  и  $\gamma$  – соответственно осевые и сдвиговые деформации.

Траектории нагружения представляют собой двухзвенники с углом излома около  $157^\circ$ . Первая траектория получена следующим образом: начальное звено путем активного растяжения и закручивания до напряжения  $S_1 = 52$  МПа,  $S_3 = 263$  МПа

( $S_3 = 267$  МПа), затем при  $S_3 = \text{const}$  уменьшение крутящей нагрузки до 0 и дальнейшая разгрузка в область  $S_3 < 0$ . Достигнутая при этом начальная деформация  $\bar{\epsilon}$ , составила 2,37 % (составляющие  $\bar{\epsilon}_x = 1,09\%$  и  $\bar{\epsilon}_y = 2,1\%$ ). Начальное звено второй траектории получено путем закручивания образца до напряжения  $S_3 = S_1 = 267$  МПа, чему соответствует деформация  $\bar{\epsilon} = 2,29\%$  ( $\bar{\epsilon}_x = 1,06\%$ ,  $\bar{\epsilon}_y = 2,03\%$ ), затем уменьшение крутящей нагрузки с одновременным увеличением растягивающей в пропорции, соответствующей углу излома траектории  $23^\circ$ , рис. 5.4.

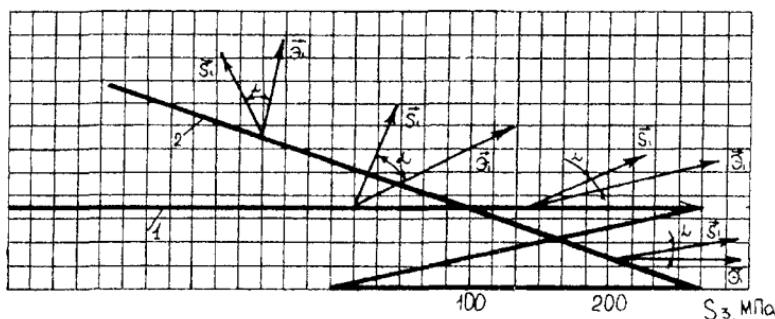


Рис 5.4 Траектории нагружения образцов

- 1 – растяжение и закручивание,
- 2 – закручивание и растяжение

Анализ образца процесса начального звена двухзвенника позволяет сделать заключение об идентичности процесса деформирования при активном нагружении [9]. Отклонения по деформациям в точках одинакового нагружения не превышали 3,5 %, а в точке излома траектории после временной выдержки указанное отклонение составило 3,2 %, что следует признать удовлетворительным. Временная выдержка в точках излома обеих траекторий предпринята с целью полного прекращения деформирования на начальном звене двухзвенника и составила 1 час для каждой траектории.

В каждой точке второго звена траекторий нагружения строились векторы напряжений  $\vec{S}_i$  и деформации  $\vec{\epsilon}_i$ . По мере удаления от точки излома угол  $\alpha$  между указанными векторами изменился, нарастая вначале и уменьшаясь в конце вторичного звена. Этим углом характеризуются векторные свойства процесса. Некоторые численные характеристики анализа изменения угла  $\alpha$

следующие. Первая траектория:  $\alpha = 0$  в точке излома, наибольшее значение  $\alpha = 124^\circ$  на удалении  $\Delta S = 217$  МПа от точки излома,  $\alpha = 45^\circ$  на удалении 272 МПа. Вторая траектория:  $\alpha = 0$  в точке излома, наибольшее значение  $\alpha = 119^\circ$  на удалении  $\Delta S = 219$  МПа от точки излома и  $\alpha = 41^\circ$  на удалении 277 МПа. Здесь  $\Delta S$  — участок второго звена траектории нагружения от точки излома до рассмотриваемой точки. Приведенные данные свидетельствуют об удовлетворительности совпадения векторных свойств образца процесса нагружения для рассматриваемых траекторий.

Скалярные свойства анализировались путем сравнения диаграмм  $|S_i| / |\mathcal{E}_i|$  и диаграмм  $\Delta S_i / \Delta \mathcal{E}_i$ , т.е. определялись: в первом случае длины векторов  $S_i$  и  $\mathcal{E}_i$ , во втором — удаление  $\Delta \mathcal{E}$  по траектории деформирования при удалении  $\Delta S_i$  по траектории нагружения. Сравнение  $|S_i| / |\mathcal{E}_i|$  показывает, что наибольшее отклонение данной зависимости составило 7 %, наибольшее отклонение зависимости  $\Delta S_i / \Delta \mathcal{E}_i$  составило 5 %. Участки, где указанные зависимости отклоняются на наибольшую величину, соответствуют выходу в пластическую область после прохождения тыльной границы текучести. Эта зона траекторий нагружения характеризуется нестабильностью процесса упругопластического деформирования, чем и объясняется наличие указанных отклонений, рис. 5.5.



Рис. 5.5. График сравнения скалярных свойств диаграмм

$$\begin{matrix} 1 & |S_i| / |\mathcal{E}_i| \\ 2 & \Delta S_i / \Delta \mathcal{E}_i \end{matrix}$$

Следующие траектории нагружения имели такие параметры. Начальное звено первой траектории получено путем закручивания образца до напряжения 123 МПа, а начальное звено второй пропорциональным нагружением растягивающей и крутящей нагрузкой до напряжения 118 МПа. Деформация при этом достигла следующих величин: первая траектория – 1,36 %, вторая траектория – 1,44 %. Различия составляют: по напряжениям – 4,1 %, по деформациям – 5,6 %. Окончательно деформация в точках излома обеих траекторий регистрировалась после временной выдержки, после этого осуществлялось второе звено траектории. Для первой траектории второе звено получено приращением вектора напряжений на величину 5,5 МПа на каждом шаге нагружения; для второй траектории приращение вектора напряжений составило 5,06 МПа на каждом шаге нагружения. Нормальные и касательные напряжения на каждой ступени нагружения определялись прикладываемой растягивающей и крутящей нагрузкой и геометрическими характеристиками поперечного сечения образца, т.е. площадью и центробежным моментом сопротивления. Вследствие малой толщины стенки трубчатого образца касательные напряжения считаются постоянными в радиальном направлении. Составляющие векторов напряжений и деформаций для обеих траекторий приведены в табл. 5.1 и 5.2.

Табл. 5.1

Экспериментальные значения составляющих векторов напряжений  $S_i$  и деформаций  $\vartheta_i$ ,  
после точки излома для траектории I

$S_1$ , МПа	$S_2$ , МПа	$\vartheta_1$ , %	$\vartheta_2$ , %
1	2	3	4
0,0	123,0	0,0	1,36
9,7	111,0	0,01	1,35
14,0	101,0	0,012	1,35
16,1	96,1	0,014	1,35
20,5	81,0	0,018	1,34
24,8	70,8	0,022	1,34

Окончание табл. 5.1

1	2	3	4
29,1	60,7	0,022	1,33
35,6	45,5	0,024	1,32
39,9	35,4	0,028	1,31
48,5	15,2	0,032	1,30
55,1	0,0	0,036	1,29
59,3	-10,1	0,038	1,28
63,7	-20,2	0,040	1,27
68,0	-30,4	0,046	1,26
72,3	-40,5	0,052	1,24
76,7	-50,6	0,060	1,21
78,9	-55,7	0,066	1,20
80,9	-60,7	0,070	1,19
85,3	-70,8	0,080	1,16
89,6	-81,0	0,150	1,08
91,8	-86,0	0,18	1,06
94,0	-91,1	0,24	0,98
96,1	-96,1	0,33	0,87
98,3	-101,2	0,44	0,74
100,4	-106,3	0,58	0,58
102,6	-111,3	0,73	0,41
104,8	-116,4	0,88	0,19
106,9	-121,4	1,14	-0,02

Таблица 5.2

Экспериментальные значения составляющих векторов напряжений  $S_I$  и деформаций  $\mathcal{E}_I$ , после точки излома для траектории 2

$S_I$ , МПа	$S_3$ , МПа	$\mathcal{E}_I$ , %	$\mathcal{E}_3$ , %
1	2	3	4
46,7	110,0	0,51	1,35
46,7	99,0	0,51	1,34
46,7	66,0	0,52	1,33

1	2	3	4
46,7	44,0	0,52	1,32
46,7	16,5	0,53	1,31
46,7	-23,4	0,53	1,30
46,7	-40,3	0,54	1,28
46,7	-57,2	0,55	1,25
46,7	-68,4	0,55	1,24
46,7	-85,2	0,55	1,22
46,7	-90,8	0,56	1,21
46,7	-102,0	0,59	1,16
46,7	-113,2	0,63	1,04
46,7	-118,8	0,67	0,86
46,7	-124,4	0,69	0,80
46,7	-130,0	0,78	0,66

На рис. 5.6 показаны графики зависимости угла отставания вектора деформации от вектора напряжения  $\alpha$  от  $\Delta S$ , где  $\Delta S$  –

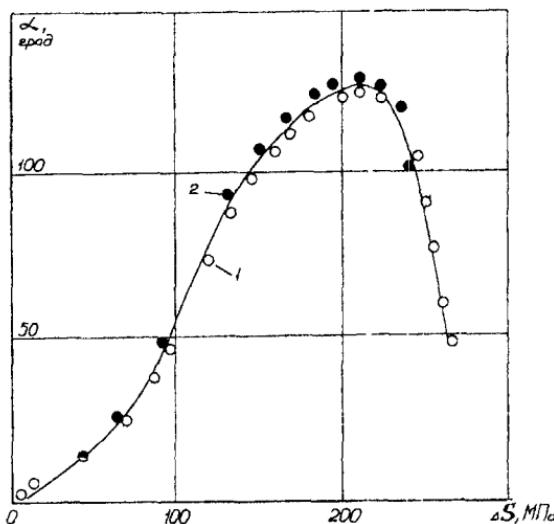


Рис. 5.6. Графики зависимости угла между векторами напряжения  $\vec{S}$  и деформации  $\vec{\epsilon}$  от длины траектории нагружения (сплошной линией показана аппроксимирующая зависимость, выраженная уравнением 3)

участок второго звена траектории от точки излома до рассматриваемой точки

Из графика рис. 5.6 видно, что наибольшее "отставание" вектора деформации  $\bar{\mathcal{E}}$  от вектора напряжения  $\bar{S}$  составляет угол  $125 - 128^\circ$  и приходится на точки траекторий 1 и 2, удаленные от точки излома на величину 210 МПа и 205 МПа соответственно. Анализ графиков рис. 5.6 показывает, что расхождение угла  $\alpha$  в одинаково расположенных точках обеих траекторий не превышает 5 – 6 % на всем протяжении за исключением точек, примыкающих к тыльной границе упругой поверхности. Это связано с нестабильностью процесса деформирования в указанной части траектории и подтверждает выводы [10, 17], где это явление наблюдалось на примере другого материала. Вероятно, это явление следует считать закономерным для процессов деформирования данной внутренней геометрии.

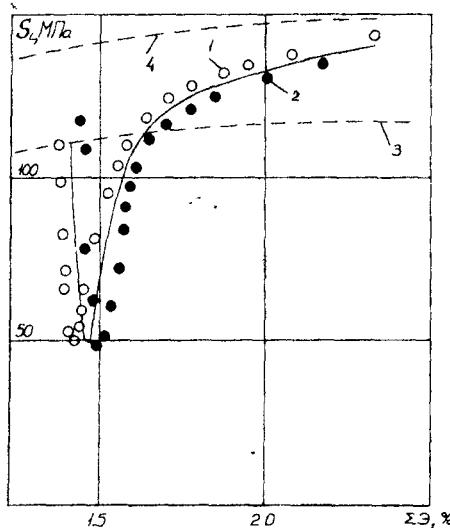


Рис 5.7 Графики зависимости интенсивности напряжения  $S$  от длины траектории деформации  $\Sigma\mathcal{E}$  (сплошной линией показана аппроксимирующая зависимость, выраженная уравнением 4)

Скалярные свойства образа процесса нагружения иллюстрируются рис. 5.7 и 5.8. На рис. 5.7 изображена зависимость длины вектора напряжения  $S$  от длины траектории деформирования

$\Sigma$  Э. На участке кривых за точкой излома траектории наблюдаеться резкое уменьшение длины вектора напряжения  $S$ , и после достижения минимального значения, равного 51 МПа и 47 МПа для траекторий 1 и 2 соответственно, имеет место рост этой величины. Кривые 1 и 2 на рис. 5.7 идентичны, расхождение по напряжениям не превышает 5 %, а по деформациям – 7 %. Указанные расхождения определялись с учетом поправки на то, что в точках излома полного совпадения напряжений и деформаций для обеих траекторий в ходе экспериментов достигнуть не удалось.

Траектории деформирования, полученные при простом нагружении, обозначены цифрами 3 и 4. Кривая 3 соответствует чистому кручению, кривая 4 – растяжению. Анализ взаимного расположения кривых 1 и 2 между собой и по отношению к кривым 3 и 4 показывает, что результаты опыта согласуются с выводами работы [11].

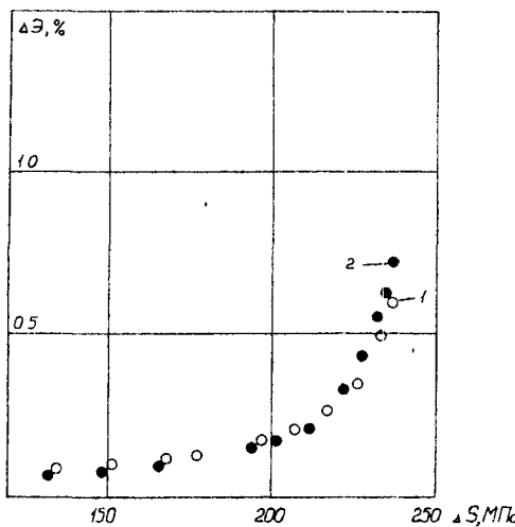


Рис. 5.8 Взаимосвязь между приращением вектора деформации  $\Delta\mathcal{E}$  и напряжения  $\Delta S$  при ступенчатом нагружении

На рис. 5.8 изображена зависимость  $\Delta\mathcal{E} - \Delta S$ , где  $\Delta\mathcal{E}$  – длина дуги траектории деформации от точки излома до текущей точки, а  $\Delta S$  – длина дуги траектории напряжения до соответствующей текущей точки. Из рис. 5.8 видно, что кривые, соответствующие траекториям 1 и 2, разнятся незначительно. Наибольшее отклонение

нение и здесь наблюдается в указанной ранее зоне нестабильности процесса упругопластического деформирования вблизи тыльной границы области упругий деформаций.

На основании экспериментальных данных [16, 18] получены аппроксимирующие зависимости, позволяющие теоретически описывать двухзвенные процессы, рассмотренные выше. Векторные свойства процесса описываются функцией

$$\alpha(x) = (-4,2x^3 + 1382x^2 - 41407x) \cdot 10^{-5} - 0,868,$$

где  $x = \Delta S$ .

Скалярные свойства процесса деформирования можно описать функцией

$$\dot{\varepsilon} = 143,5 - 134988 \cdot e^{-3y},$$

где  $\dot{\varepsilon}$  – интенсивность деформации;  $y = \Sigma \dot{\varepsilon}$ .

Приведенные функции получены для участков траекторий после точки излома. Они могут быть использованы для описания образа процесса нагружения, имеющего идентичные параметры: длину начального звена и угол излома траектории.

Таким образом, приведенные результаты, полученные на латунных образцах, экспериментально подтверждают постулат изотропии в случаях нагружения по двухзвенным траекториям с разгрузками. Совпадение данного вывода с аналогичным, полученным на материалах Ст. 20, X18H10T [7, 10] позволяет сделать вывод об универсальности постулата изотропии – основы теории упругопластических процессов.

#### 5.4. Экспериментальное определение механических характеристик металлов с покрытиями

Механическим испытаниям подверглись 3 партии образцов после борирования при одинаковой температуре ( $T = 940^\circ\text{C}$ ). Временная выдержка процесса борирования составила:  $\tau = 120$  мин, 180 мин и 360 мин. В дальнейшем партии образцов нумеруются в порядке возрастания временной выдержки:

- 1 партия – 120 мин;
- 2 партия – 180 мин;
- 3 партия – 360 мин.

В каждой партии содержалось 5 образцов, обработанных в одинаковых условиях. Кроме того, дополнительно исследовались 3 образца, которые не подвергались борированию; общее число

исследуемых образцов составило 18 штук. Все образцы подвергались отжигу при  $T = 610^{\circ}\text{C}$  в течение 60 минут в среде солевого расплава для снятия технологических напряжений, полученных в процессе изготовления цельнотянутых труб.

Определялись следующие механические характеристики

- временное сопротивление  $\sigma_v$ ;
- предел текучести  $\sigma_T(\sigma_{0,1})$ ,
- модуль упругости первого рода  $E$ ;
- модуль упругости второго рода  $G$ .

Последовательность постановки экспериментальных работ.

1. Определение модулей упругости  $E$  и  $G$ .

2. Определение предела текучести  $\sigma_T$  или  $\sigma_{0,2}$ .

3. Определение предела временного сопротивления  $\sigma_v$ .

Позиции 1 и 2 выполнялись на установке и по методике описанной выше, позиция 3 – на разрывной машине Р-20. Подобная последовательность проведения экспериментов позволяет осуществить обозначенную выше программу испытаний на всех образцах каждой партии. При этом каждый образец закрепляется и освобождается из захватов испытательных машин один раз. Предложенная методика сводит к минимуму возможность механических повреждений образца, приводящих к искажениям результатов последующих экспериментов [13].

#### 5.4.1. Модули упругости $E$ и $G$

При определении модуля упругости  $E$  начальная нагрузка на образец составляла 1128 Н, т.е. модуль  $E$  определялся на участке диаграммы  $\sigma - \varepsilon$  при некотором начальном напряжении, отличном от нуля. Это выполнено для того, чтобы исключить неточности измерений, связанные с возможным проскальзыванием образца в захватах и тензометров по образцу, свойственных началу нагружения. Верхний предел нагружения в данном эксперименте составил 2109 Н. Напряжения, соответствующие нижнему ( $\sigma'$ ) и верхнему ( $\sigma''$ ) пределам нагружения, составили около 63 МПа и 118 МПа соответственно, а изменение напряжений  $\Delta\sigma$  составило около 55 МПа. Результаты экспериментального определения модуля упругости  $E$  образцов в зависимости от времени выдержки при борировании приведены в табл. 5.3–5.5.

Таблица 5.3

(время выдержки – 120 мин)

№ образца	$\sigma'$ , МПа	$\sigma''$ , МПа	$\Delta\sigma$ , МПа	$\Delta\varepsilon \cdot 10^{-3}$	$E \cdot 10^5$ , МПа
1	63,4	118,5	55,1	0,244	2,26
2	62,1	116,1	54,0	0,233	2,32
3	63,7	119,0	55,3	0,232	2,38
4	63,3	118,3	55,0	0,266	2,07
5	63,4	118,5	55,1	0,265	2,08

Таблица 5.4

(время выдержки – 180 мин)

№ образца	$\sigma'$ , МПа	$\sigma''$ , МПа	$\Delta\sigma$ , МПа	$\Delta\varepsilon \cdot 10^{-3}$	$E \cdot 10^5$ , МПа
1	62,5	116,8	54,3	0,225	2,41
2	63,3	118,3	55,0	0,256	2,15
3	62,2	116,2	54,0	0,231	2,34
4	63,9	119,2	55,3	0,246	2,25
5	63,0	117,7	54,7	0,270	2,03

Таблица 5.5

(время выдержки – 360 мин)

№ образца	$\sigma'$ , МПа	$\sigma''$ , МПа	$\Delta\sigma$ , МПа	$\Delta\varepsilon \cdot 10^{-3}$	$E \cdot 10^5$ , МПа
1	62,9	117,5	54,6	0,277	1,97
2	62,9	117,5	54,6	0,237	2,30
3	63,5	118,7	55,2	0,269	2,05
4	63,2	118,1	54,9	0,230	2,39
5	63,4	118,5	55,1	0,225	2,45

Экспериментальное значение модуля упругости  $E$  для образцов контрольной группы, не подвергавшихся диффузионному борированию, оказалось равным  $E = 1,93 \cdot 10^5$  МПа

Как следует из анализа результатов, представленных в таблицах 5.3–5.5, значения модуля упругости  $E$  для образцов, диффузионно-насыщенных бором, повысились по сравнению с образцами из Стали 20 в среднем на 15,5 %. При этом следует отметить, что в эксперименте наблюдается достаточно высокий разброс экспериментальных данных. Так, в первой партии отклонение величины среднего значения модуля упругости  $E$  от величин, полученных по результатам экспериментов, лежит в пределах 7 %. Эта же величина для второй и третьей партий составляет 9 % и 12 % соответственно. Анализируя данные таблиц 5.3–5.5, следует отметить, что четкой закономерности изменения величины модуля упругости  $E$  в зависимости от продолжительности процесса борирования обнаружить не удалось, для образцов первой партии увеличение значения модуля упругости составило 15 %, для образцов второй партии – 16 % и для образцов третьей партии – 15,5 % по отношению к исходному состоянию материала.

Экспериментальные значения величины модуля упругости второго рода  $G$  приведены в табл. 5.6–5.8.

Таблица 5.6  
(время выдержки – 120 мин)

№ образца	$\tau'$ , МПа	$\tau''$ , МПа	$\Delta\tau$ , МПа	$\Delta\gamma \cdot 10^{-3}$	$G \cdot 10^4$ , МПа
1	5,3	60,9	55,6	0,67	8,30
2	5,3	61,4	56,1	0,68	8,25
3	5,2	60,4	55,2	0,76	7,26
4	5,3	61,7	56,4	0,68	8,29
5	5,4	62,0	56,6	0,69	8,20

Таблица 5.7

(время выдержки – 180 мин)

№ образца	$\tau'$ , МПа	$\tau''$ , МПа	$\Delta\tau$ , МПа	$\Delta\gamma \cdot 10^{-3}$	$G \cdot 10^4$ , МПа
1	5,8	67,4	61,6	0,75	8,21
2	5,3	61,4	56,1	0,76	7,38
3	5,2	60,4	55,2	0,78	7,08
4	5,4	62,0	56,6	0,71	7,97
5	5,2	60,6	55,4	0,68	8,15

Таблица 5.8

(время выдержки – 360 мин)

№ образца	$\tau'$ , МПа	$\tau''$ , МПа	$\Delta\tau$ , МПа	$\Delta\gamma \cdot 10^{-3}$	$G \cdot 10^4$ , МПа
1	5,7	66,0	60,3	0,75	8,04
2	5,9	68,7	62,8	0,80	7,85
3	5,8	67,6	61,8	0,74	8,35
4	6,2	71,9	65,7	0,83	7,92
5	6,0	69,3	63,3	0,81	7,81

Экспериментальное значение модуля упругости  $G$  для образцов контрольной группы, не подвергавшихся диффузионному борированию, оказалось равным  $G = 7,81 \cdot 10^4$  МПа.

При определении величины модуля упругости  $G$  материала после обработки карбидом бора использованы те же образцы, что и для определения величины модуля упругости  $E$ . Приращение нагрузки составило 49 Н, что соответствовало приращению касательных напряжений 55,9–60,8 МПа. Как показывает анализ данных, представленных в таблицах 5.6–5.8, при борировании наблюдается рост величины модуля упругости  $G$  по сравнению с исходным состоянием Стали 20. Так, для образцов первой партии средняя величина модуля упругости  $G$  составила  $8,06 \cdot 10^4$  МПа. Отклонение величин модуля  $G$ , полученных для разных образцов этой партии, лежит в пределах 2–10 %. Увеличение значения модуля упругости  $G$  для образцов этой партии составило около 3 %

Для образцов второй партии средняя величина модуля упругости  $G$  составила  $7,76 \cdot 10^4$  МПа, т.е. величина модуля упругости  $G$  уменьшилась на 0,6 %. Отклонение отдельных результатов испытаний этой партии от среднего значения модуля лежит в пределах 6–9 %. Для образцов третьей партии средняя величина модуля упругости  $G$  оказался равным  $8,0 \cdot 10^4$  МПа, т.е. увеличение составило 2–4 %. Попытки определения значений модулей упругости  $E$  и  $G$  при большем приращении напряжения улучшения результатов не дали.

#### 5.4.2. Пределы текучести $\sigma_T$ и прочности $\sigma_B$

Результаты экспериментальных исследований представлены в табл. 5.9–5.11

Таблица 5.9  
(время выдержки – 120 мин)

№ образца	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\varepsilon_{\text{пред}}$ , %
1	193	288	1,62
2	-	-	-
3	194	281	1,73
4	200	298	1,66
5	190	293	1,83

Таблица 5.10  
(время выдержки – 180 мин)

№ образца	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\varepsilon_{\text{пред}}$ , %
1	206	294	1,71
2	206	298	1,82
3	213	301	1,63
4	214	306	1,97
5	202	297	1,75

Таблица 5 11

(время выдержки - 360 мин)

N образца	$\sigma_t$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\epsilon_{пред}$ , %
1	211	306	1,58
2	202	292	1,69
3	207	291	1,81
4	211	294	1,73
5	213	299	1,88

Временное сопротивление для образцов необработанных карбидом бора составил 287 МПа, а предел текучести – 205 МПа.

Как следует из анализа данных табл. 5 9–5.11 временное сопротивление материала  $\sigma_b$  практически не изменился по сравнению с необработанным материалом. Так, в первой партии отклонение среднего значения  $\sigma_b$  для борированного и исходного материала составляет 1,0 %, а отклонение этой же величины для отдельных образцов этой партии лежит в пределах 3 %. Во второй партии эти же отклонения составляют 4 % и 2,3 %, а в третьей партии – 3,1 % и 3,3 % соответственно.

Значение предела текучести  $\sigma_t$  для образцов первой партии уменьшилось на 5 %, а разброс экспериментальных данных лежит в пределах 3 %. Для образцов второй партии значение предела текучести увеличилось на 1,5 %, а разброс значений лежит в пределах 3 %. Для образцов третьей партии значение предела текучести увеличилось на 2 %, а разброс значений лежит в пределах 3 %. Таким образом видно, что изменение предельных напряжений  $\sigma_b$  и  $\sigma_t$  приближенно совпадает с величиной разброса экспериментальных данных. Это позволяет сделать вывод о неизменности предельных характеристик  $\sigma_b$  и  $\sigma_t$  материала, обработанного карбидом бора.

Анализ продольных деформаций  $\epsilon_{пред}$ , соответствующих временному сопротивлению показывает, что деформационные свойства борированной Стали 20 резко изменяются. Так предельная деформация  $\epsilon_{пред}$  образцов первой партии составляет в среднем 1,71 %, во второй партии – 1,78 % и в третьей партии – 1,74 %. Если сравнить значение этого параметра с теми же значениями для исходного материала, то оказывается, что  $\epsilon_{пред}$  для диффузии

онно-борированной Стали 20 составляет (0,55–0,69) от  $\varepsilon_{\text{пред}}$  Стали 20. Можно сделать предположение, что процесс диффузионного насыщения образцов Стали 20 карбидом бора приводит к значительному (до 40 %) снижению деформационных свойств стали

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ильюшин А.А. Пластичность. – М. 1948.
2. Ильюшин А.А., Ленский В.С. Сопротивление материалов – М : 1969.
3. Надай А. Пластичность и разрушение твердых тел. Т.2 – М.: Мир, 1969. – 863 с.
4. Андреев Л.С. О проверке постулата изотропии // Прикладная механика, 1969. – № 7. – С. 122–125
5. Елсуфьев С.А. Экспериментальная проверка постулата изотропии и закона запаздывания общей теории пластичности // Гидротехника. Л.: 1964 – С. 143–51.
6. Ленский В.С. Экспериментальная проверка законов изотропии и запаздывания при сложном нагружении // Известия АН СССР. Серия механика и машиностроение, 1958. – № 11 – С. 15–24.
7. Вязун Д.Е., Дощинский Г.А. Исследование поверхности текучести при простом нагружении // Прочность, пластичность и контактное взаимодействие твердых тел – Томск, 1976. – С. 11–14.
8. Ленский В.С. Экспериментальная проверка основных постулатов общей теории упругопластических деформаций // Вопросы теории пластичности. – М : 1961. – С. 58–82.
9. Родионов В.К., Шишмарев О.А., Щербо А.Г. Экспериментальное исследование некоторых закономерностей пластического деформирования стали // Прикладные проблемы прочности и пластичности, 1983 – Вып. 23. – С. 149–156.
10. Щербо А.Г. Экспериментальная проверка постулата изотропии для траекторий нагружения с разгрузками // Прикладная механика, 1990 – Т. 26, № 1 – С. 72–77
11. Шишмарев О.А., Щербо А.Г. Образ процесса нагружения для двузвенных ломаных траекторий деформации с углом излома

ма более 90° // Известия АН СССР Серия механика твердого тела, 1982 – № 5 – С 185–189

**12. Комплексное исследование природы разрушения материалов с покрытиями:** Отчет о НИР (заключ.) / Полоцкий государственный университет (ПГУ) Руководитель В Э Завистовский – ГБ 13 95 – Новополоцк, 1996 – 97 с (без приложения)

**13. Разработка теоретических основ механики разрушения материалов и деталей машин с покрытиями и методов прогнозирования показателей их надежности:** Отчет о НИР (заключ.) / Полоцкий государственный университет (ПГУ) Руководитель В Э Завистовский – ГБ 09-97 – Новополоцк, 1998 – 77 с (без приложения)

**14. Завистовский В.Э., Щербо А.Г., Родионов В.К.** О постулате изотропии для двузвенных траекторий нагружения с разгрузками образцов из латуни Л70 // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин Темат сб / Полоцкий государственный университет, 1997 – Вып 3 – С 162–163

**15. Zavistovskiy V.E., Scherbo A.G.** Experimental investigation of elastoplastic deforming of brass specimens // Metal forming and cutting – Vilnius Technika, 1998 – Р 167–171

**16. Zavistovskiy V.E., Scherbo A.G.** Experimental study of postulate of isotropy for trajectories with the point of break with unloading // Extended abstracts YI International Symposium on CREEP and COUPLED PROCESSES – Bialystok, 1998 – Р 117 120

**17. Щербо А.Г., Родионов В.К.** Методика испытания материалов за пределом упругости для построения равновесной модели процесса // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин Темат сб / Полоцкий государственный университет, 1999 – С 83–85

**18. Завистовский В.Э., Щербо А.Г.** Экспериментальное исследование образа процесса нагружения латунных образцов для траекторий одинаковой внутренней геометрии с разгрузками // Материалы технологии, инструмент, 1999 – Том 4, № 4 – С 14–17

**19. Пригородовский Н.И.** Методы и средства определения полей деформаций и напряжений – М Машиностроение, 1983 – 248 с

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Подверженность металлов с покрытиями возникновению трещин определяется рядом факторов, связанных с состоянием поверхности. К их числу относятся дефекты микроструктуры, наплавки и напыления, остаточные напряжения, пластическая деформация, участки концентрации напряжений и изменения, вызванные механической обработкой поверхности материала. Разрушение деталей чаще всего начинается с поверхности из-за усталостных трещин, износа, коррозии и т.д., вызванных различными видами механического, теплового и других воздействий.

Структурная неоднородность и пористость металлов с покрытиями предопределяют механизмы разрушения, вместе с тем, со временем исследования в механике разрушения позволяют влиять на характер распространения трещины. Одним из возможных теоретических решений "заличивания" микродефектов может служить структурно-диффузионный механизм взаимодействия микропор и частиц материала покрытия при изотермическом воздействии. Разработанная модель позволяет проследить процесс "заличивания" микропор за счет направленного движения дислокаций и, тем самым, уменьшить пористость материала покрытия и повысить его прочность.

Проведенные экспериментальные исследования позволили определить важнейшие механические характеристики образцов из Стали 20 с газотермическими и диффузионными покрытиями при стационарном и циклическом нагружении.

Правильное представление об основных особенностях деформирования и разрушения металлов позволяет установить влияние покрытия на эволюцию микродефектов в приповерхностных слоях основного металла и прогнозировать долговечность и прочность конструкционных металлов и сплавов с покрытиями.

# ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ .....	3
<b>ГЛАВА 1. ДЕФЕКТЫ МЕТАЛЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ .....</b>	<b>5</b>
1.1. Дефекты в металлах и сплавах .....	5
1.2. Дефекты наплавки и напыления .....	11
ЛИТЕРАТУРА .....	25
<b>ГЛАВА 2. МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ .....</b>	<b>29</b>
2.1. Разрушение металлов .....	29
2.1.1. Виды разрушения металлов .....	29
2.1.2. Механизмы зарождения трещин .....	32
2.1.3. Усталость металлов .....	35
2.2. Разрушение металлов с покрытиями .....	37
2.3. Критерии разрушения твердых тел .....	45
2.3.1. Критерии разрушения .....	45
2.3.2. Критерии локального разрушения .....	50
2.4. Механизм структурного диффузионного взаимодействия микродефектов в поверхностном слое .....	52
ЛИТЕРАТУРА .....	58
<b>ГЛАВА 3. ИСПЫТАНИЕ ОБРАЗЦОВ МЕТАЛЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ .....</b>	<b>63</b>
3.1. Материалы и методика испытаний .....	63
3.1.1. Материалы образцов и покрытий .....	63
3.1.2. Образцы, оборудование, технологические режимы .....	66
3.2. Испытания на усталость .....	68
3.3. Испытания при статическом нагружении .....	87
3.4. Фракторграфические исследования изломов .....	89
ЛИТЕРАТУРА .....	92

<b>ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЗОНЫ СПЛАВЛЕНИЯ*</b>	95
4.1. Методика исследования .....	97
4.2. Структура и свойства зоны сплавления .....	101
<b>ЛИТЕРАТУРА .....</b>	115
<b>ГЛАВА 5. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ .....</b>	117
5.1. Установка и образцы .....	117
5.2. Техника измерений .....	121
5.3. Экспериментальная проверка постулата изотропии .....	123
5.4. Экспериментальное определение механических характеристик металлов с покрытиями .....	132
5.4.1. Модули упругости $E$ и $G$ .....	133
5.4.2. Пределы текучести $\sigma_t$ и прочности $\sigma_b$ .....	137
<b>ЛИТЕРАТУРА .....</b>	139
<b>ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....</b>	141

— 178468 —

**Научное издание**

**Владимир Эдуардович Завистовский**

**МЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ  
МАТЕРИАЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ**

**Редактор Р.Н. Авласенок**

**Компьютерный набор и верстка:  
И.В. Ворсова**

**Лицензия ЛВ № 317 от 22.07.98**



---

**Формат 60x84 1/<sub>16</sub>.  
Усл.печ.л. 8,37.  
Тираж 500.**

**Бумага офсетная.  
Уч.-изд.л. 7,68.  
Заказ 3480.**

---

**Отпечатано с оригинал-макета заказчика  
Полоцким ПП "Наследие Ф. Скорины"  
на Ricoh Priport  
ЛП № 131**