

Министерство образования и науки Российской Федерации
Санкт-Петербургский институт машиностроения (ЛМЗ-ВТУЗ)

М. А. Скотникова, М. А. Мартынов

***Практическая электронная микроскопия
в машиностроении***

Монография

Санкт-Петербург 2005

УДК 669.2:620.187.3

Скотникова М.А., Мартынов М.А. Практическая электронная микроскопия в машиностроении: Монография.- СПб: - Изд-во ПИМаш, 2005.- 92 с.

Излагаются теоретические основы просвечивающей и растровой электронной микроскопии и практические результаты, полученные за 20 лет работы межкафедральной учебно-научной лаборатории "Физико-технологических исследований и электронной микроскопии" ФТИЭМ ПИМаш. Впервые предлагается теория структурных и фазовых превращений в машиностроительных материалах после широкого спектра технологических и термомеханических воздействий. При любой технологической обработке в зоне контакта инструмента и обрабатываемого материала формируется упругонапряженное поле, действие которого вызывает закономерно изменяющиеся в материале структурные и фазовые превращения.

Результаты проводимых авторами в течение 30 лет научных исследований, внедрены в учебный процесс. Читаются лекции, подготовлен лабораторный практикум в рамках дисциплины "Физика технологических процессов в машиностроении".

Может быть полезна для научных работников, преподавателей, аспирантов, изучающих вопросы структурообразования в сложнолегированных машиностроительных материалах после различных технологических воздействий.

Ил. – 30, библиогр. – 39 назв.

Рецензенты: д.т.н., проф. Войнов К.Н. (ПИМаш),
д.т.н., проф. Криворук М.И. (СПГПУ).

© Санкт-Петербургский
институт машиностроения,
2005

*20 – ЛЕТИЮ МЕЖКАФЕДРАЛЬНОЙ
УЧЕБНО-НАУЧНОЙ ЛАБОРАТОРИИ
«ФИЗИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ
ИССЛЕДОВАНИЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ
МИКРОСКОПИИ» ФТИЭМ ПОСВЯЩАЕТСЯ*

ПРЕДИСЛОВИЕ

от авторов

19 сентября 2005 года исполняется 20 лет межкафедральной учебно-научной лаборатории "Физико-технологических исследований и электронной микроскопии" ФТИЭМ. Мы знаем, что науку, как и историю, делают люди. Не каждому в жизни повезло – создать лабораторию, пройти с ней учебно-научный путь, добиться решения задач, которые перед собой поставил. Но даже самые инициативные люди не смогли бы это сделать в одиночестве, без поддержки здравомыслящих начальников и руководителей. Вспомним, как создавалась лаборатория.

В период с **1978 по 1988 годы** администрация Ленинградского Металлического завода планировала увеличить приток на рабочие места молодых высококвалифицированных специалистов, повысить качество их образования, поэтому строила для своего ВТУЗа новый учебно-лабораторный корпус по адресу Полюстровский пр., д.14. С расширением площадей у института появились перспективы открыть три учебно-научных лаборатории: лабораторию САПР (рук. Л.М. Балдин); лабораторию рентгеноструктурного анализа (рук. М.А. Мартынов); лабораторию электронной микроскопии (рук. М.А. Скотникова) [1].

Учебно-научная лаборатория «Электронная микроскопия» (ЭМ) была организована в июне **1984 года**, сначала на базе двух кафедр института – «Технология металлов и металловедение» и «Резание, станки и инструменты» при поддержке проректора по научной работе А.Е. Кочуры, деканов проф. Л.Н. Филимонова, проф. М.А. Мартынова и Ректора Завода-ВТУЗа при ПО турбостроения ЛМЗ, проф. В.А. Пушкарева (Приказ № 158 от 05.06.1984 года). Ответственными за организационную и учебно-научную работу были назначены доценты соответствующих кафедр Г.Д. Ткачевская и Е.П. Калинин.

«Всем миром» институт собрал деньги и приобрел у НПО «Леннефтехим» два электронных микроскопа РЭМ-200 и ЭМ-200, бывших в употреблении. Поскольку строительство нового лабораторного корпуса в Калининском районе было в самом разгаре, ремонт и запуск оборудования начали прямо на территории НПО «Леннефтехим», располагавшемся в Московском районе по адресу Заозерная ул., дом 1, заключив с ними договор об аренде.

Создание лаборатории включало ряд мероприятий: косметический ремонт помещений, ремонт и запуск электронных микроскопов, закупка вспомогательного оборудования, инструментов и расходных материалов, изготовление специальных приборов и приспособлений, отработка методик электролитического приготовления тонких металлических фольг (образцов) – прозрачных для электронов, реплик и др.

Первыми специалистами, которые приняли в этом активное участие, были: ст.н.с. М.А. Скотникова, которую пригласили по переводу как опытного специалиста из ЦНИИ «Прометей»; инженеры – электронщики С.М. Яковлев, А.С. Игошин; инженер О.В. Карпикова, а также высококвалифицированные специалисты в области высоковакуумной электронной техники А.А. Кутин (по совместительству из ЛГУ) и Г.В. Федоров (по совместительству из ЦНИИ «Прометей»).

После запуска оборудования, проведения необходимых замеров воздухообмена, шума, уровня радиации и др., а также оформления документации, была произведена сдача лаборатории ЭМ Межведомственной комиссии **19 сентября 1985 года**. Информация об этом событии была отправлена в Министерство.

В связи с введением в эксплуатацию межкафедральной учебно-научной лаборатории **17 декабря 1985 года** планово-финансовое управление Минвуза РСФСР выслало расчет фонда заработной платы персонала лаборатории в количестве 4 штатных единиц с выделением дополнительных ассигнований на сумму 440 руб. 44 коп. **30.01.1987 года** (извещение № 55) были выделены дополнительные ассигнования еще на должность техника с окладом 102 руб. 50 коп. **27.07.1988 года** (извещение № 712) начальником планово-финансового управления Минвуза РСФСР

Н.И. Зажиловым был утвержден и выслан расчет фонда заработной платы персонала лаборатории ЭМ на общую сумму 1907 руб. 50 коп. На основании последнего извещения **16.09.1988** года в Заводе-ВТУЗе при ПОТ «Ленинградский металлический завод» было открыто первое штатное расписание для лаборатории ЭМ в количестве 5 штатных единиц (Приказ № 155).

В течение последующих трех лет приходилось работать одновременно в двух районах. В Московском – продолжалось оснащение лаборатории, а в Калининском – полным ходом шло строительство помещений для новой лаборатории. Создание лаборатории включало несколько мероприятий.

Во-первых, перепланировку, доработку строительных чертежей, их согласование со спецслужбами на всех уровнях от начальника строительного участка № 337 М.А. Князева, начальника УКС «ЛМЗ» М.М. Малиновского, начальника Треста №72 Главзапстрой Н.Ф. Саранского до главного инженера Объединения «ЛМЗ» В.К. Глухих, а также изыскание капитальных дополнительных вложений.

Во-вторых, контроль и реализация проведения строительных, вентиляционных, сантехнических, силовых, осветительных работ, прокладки по периметру всех помещений лаборатории водопроводного и заземляющего контуров, охранной и пожарной сигнализаций.

В-третьих, заключение договора с НИИ «Фундаментпроект» для согласования разработанных эскизов специальных фундаментов под электронные микроскопы и реализация этих проектов. На заранее размеченных местах на полу лаборатории были сняты бетонные покрытия и вынут грунт на глубину 2 м. Стенки образовавшихся ям размером 1300х1300х2000 мм были выложены рубероидом. Далее ямы были залиты тремя слоями армированного бетона, разделенного прослойками стекловаты и рубероида. В верхние слои бетонных плит на уровне пола были вмонтированы по два швеллера, между которыми были приварены по 11 пружинных рессор. На такие «плавающие», изолированные от общего фундамента здания учебно-лабораторного корпуса, в дальнейшем были установлены уникальные по своей сложности и виброчувствительности электронные микроскопы.

В-четвертых, демонтаж всего оборудования в Московском районе, перевозка его в новое помещение ВТУЗа, монтаж, запуск оборудования, проведение необходимых замеров, оформление документации и вторая сдача лаборатории электронной микроскопии Межведомственной комиссии, которая была произведена **2.11. 1988 г.**

Хочется отметить, что в первые годы работы учебно-научной лаборатории ЭМ, ее рождения, трудно переоценить вклад инициатора идеи, ректора, профессора В.А. Пушкарева.

С 1988 года по настоящее время ректором ВТУЗа и далее ЛИМаша, ПИМаша является д.ф.-м.н., профессор М.А. Мартынов, 20 лет проработавший руководителем аналогичной лаборатории в промышленности. Благодаря его личному участию и всех членов ректората в судьбе лаборатории с каждым годом улучшалось материально-техническое состояние лаборатории.

В марте 1995 года в связи с установкой и запуском в помещении лаборатории нового растрового электронного микроскопа BS-301 Чехословацкой фирмы TESLA, возникла необходимость в новой сдаче помещений ГОРСЭС. Для этого были проведены новые замеры и оформлены протоколы освещенности, шума, электросопротивления заземляющего контура, воздухообмена. Результаты замера воздухообмена оказались ниже нормы. В связи с требованиями ГОРСЭС воздухообмен в лаборатории должен быть 3-х кратного размера. В связи с этим, была проведена большая работа по согласованию сложившейся ситуации с администрацией ПИМаш и АО «ЛМЗ». Благодаря помощи отдела Главного энергетика «ЛМЗ» (Матюхина Г.В., Власова Н.А., Никитина Н.М., Петрова Ю.И., Лебедева Ю.И.), **к сентябрю 1995 года** помещения лаборатории были обеспечены системой приточно-вытяжной вентиляции необходимой кратности, подключен вытяжной шкаф. Исправлена система приточно-вытяжной вентиляции в фотокомнате. В окно препараторской комнаты смонтирован и введен в эксплуатацию кондиционер БК-1500.

В связи с требованиями ГОРСЭС были подготовлены новые инструкции по радиационной безопасности и радиационному контролю работ в лаборатории. Про-

ведены с оформлением соответствующих документов проверка знаний по радиационной безопасности, электробезопасности (свыше 1000 В), медицинский осмотр сотрудников лаборатории. Оформлены все необходимые документы для проведения аттестации и получения сотрудниками лаборатории льгот за вредные условия труда: 20% надбавки к з/п, укороченного на 1 час рабочего дня, выдачи молока.

В эти годы благодаря администрации института регулярно заключались договора на ремонтно-профилактические работы, на приобретение жидкого азота необходимого для достижения в микроскопах высокого вакуума, приобреталось вспомогательное оборудование, расходные материалы, оргтехника. Однако, наступившая в стране «перестройка» привела к сокращению в лабораториях учебно-вспомогательного персонала и фактическому развалу лаборатории ЭМ. Такая судьба постигла многие аналогичные лаборатории страны.

С 1999-го года благодаря предложению Заведующего кафедрой «Технология машиностроения» профессора Ю.М. Зубарева и декана технологического факультета профессора А.В. Приемышева, лаборатория ЭМ вновь ожила и получила название лаборатория "Физико-технологических исследований и электронной микроскопии" (ФТИЭМ). Скромное штатное расписание межкафедральной лаборатории заполнили на условиях совместительства как высококвалифицированные специалисты, так и студенты дневной формы обучения. Д.т.н., профессор, заведующая лабораторией ФТИЭМ М.А.Скотникова перешла на преподавательскую должность профессора на профилирующую кафедру «Технология машиностроения» (ТМС). В учебный процесс кафедры ТМС была включена новая дисциплина "Повышение качества поверхности и эксплуатационных свойств деталей машин". Для чтения этой дисциплины заведующий кафедрой ТМС профессор А.А. Маталин при жизни начал готовить конспект лекций. Рабочая программа Скотниковой М.А. добавила современные знания о структурно-фазовых изменениях в поверхностных и внутренних слоях материалов изделий в процессе их эксплуатации [2].

С 2001-го года в связи с приходом ПИМаш новых планов Министерства и

возможностью в перспективе открытия по кафедре ТМС специализации № 120152 «Физика технологических процессов в машиностроении» проф. М.А. Скотникова разработала новую учебную рабочую программу с аналогичным названием. Этот курс основан на 30-летнем опыте ее работы в области исследования структурных и фазовых изменений в машиностроительных материалах после широкого спектра технологических и термомеханических обработок. Читая лекции и проводя лабораторные работы, М.А. Скотникова старалась заинтересовать и привлечь к работе в лаборатории ФТИЭМ лучших студентов старших курсов, предложить им научно-исследовательскую работу в рамках инженерной производственной подготовки, преддипломной практики дипломного проектирования.

Сегодня в лаборатории работают высококвалифицированные специалисты в области высоковакуумной электронной техники А.А. Кутин (по совместительству из ЛГУ), Г.В. Федоров, В.С. Соловьев (по совместительству из ЦНИИ «Прометей»), которые поддерживают все оборудование в рабочем состоянии. Инженером В.В. Снетковым (по совместительству из НИИ «Спецматериалы») на базе учебно-научных и методических разработок лаборатории созданы компьютерные программы для лабораторных работ, применяя для этого не только элементы моделирования и расчета, но и электронно-микроскопические иллюстрации по различным технологическим проблемам. Каждый год в лаборатории работают студенты ПИМаш, которые к моменту защиты дипломной работы уже имеют научные труды. Так, например, выпускник 2005 г. Н.А. Крылов, получавший именную стипендию Президента РФ, блестяще защитил дипломную работу, рекомендован ГАК и Ученым советом института для продолжения обучения в аспирантуре, а губернатор С-Петербурга В.И. Матвиенко вручила ему диплом «Лучший выпускник 2005 года».

В настоящее время лаборатория выполняет важную для жизни втуза функцию учебно-научной комплексной подготовки специалистов для машиностроительной отрасли.

ГЛАВА 1.

ОСНОВНЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ С ПОМОЩЬЮ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ И РАСТРОВОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

На современном этапе в условиях стремительного развития техники исследователям все чаще приходится наблюдать и правильно объяснять явления, происходящие в машиностроительных материалах не только на макро- (рис 1,а.), но и на микро- (рис 1,б.), субмикро- (рис 1,в.) и атомном- (рис.1,ж) уровнях. Этому способствуют, соответственно, визуальный осмотр, оптические приборы, а также высоковольтные растровые (РЭМ) и просвечивающие (ПЭМ) электронные микроскопы с повышенной разрешающей способностью, вплоть до 0,001 мкм [3].

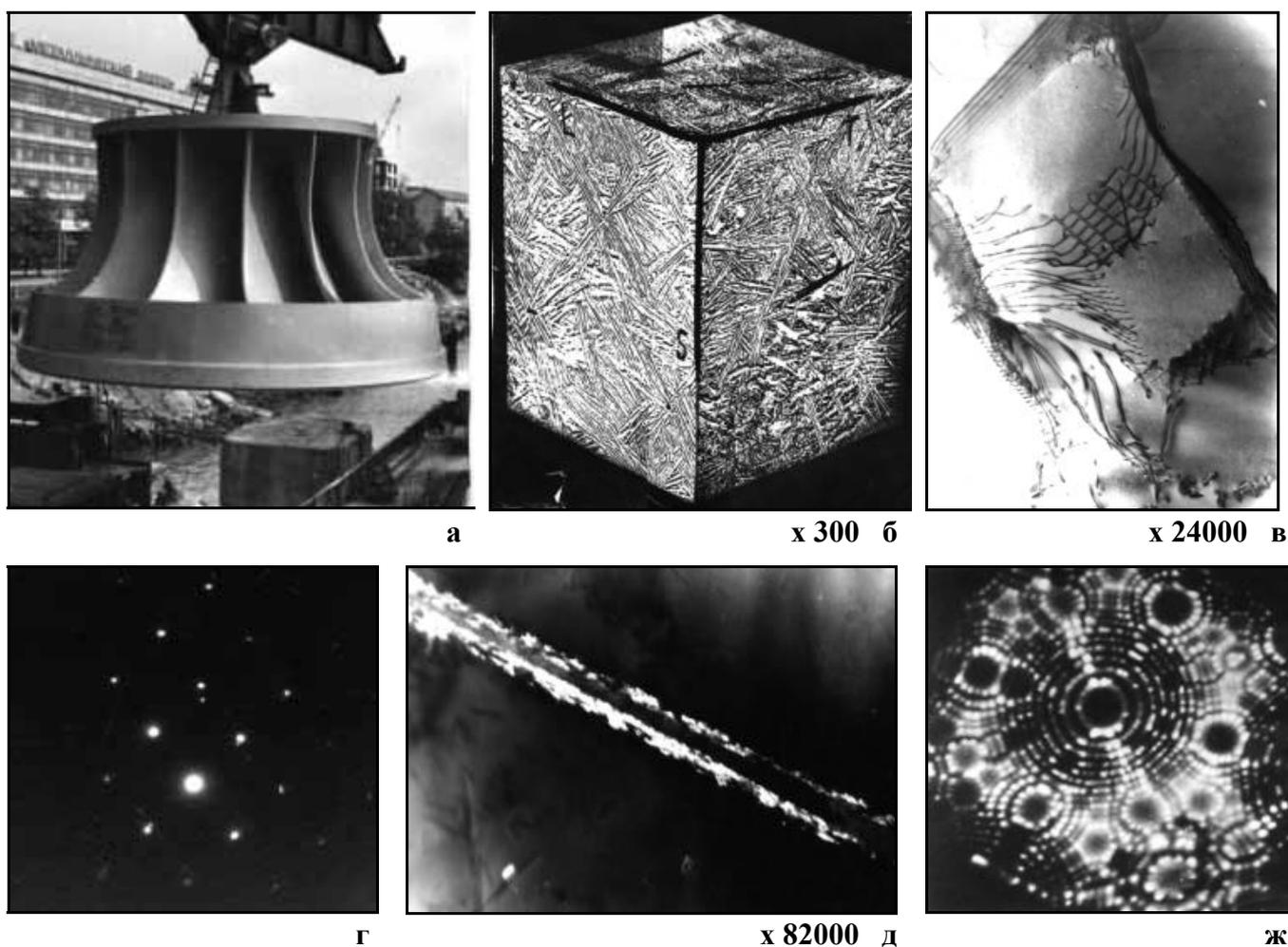


Рис. 1. Изображения строения материала гидротурбины на а – макро-; б – микро-; в-д – субмикро-; ж – атомном уровнях; в режиме г – микродифракции и д – темнопольного изображения

Растровые электронные микроскопы формируют изображение объекта при сканировании его поверхности электронным зондом. **Просвечивающие электронные микроскопы** позволяют получать светлопольное (рис. 1,в) или темнопольное (рис. 1,д) изображения строения тонких металлических фольг, соответственно, в результате прохождения насквозь или дифракции электронов от ряда параллельных кристаллографических атомных плоскостей с одного и того же участка объекта. Сопоставляя дифракционные картины (электронограммы, рис. 1,г) от выделенных участков с их изображениями (рис. 1,д), можно изучать структурные и кристаллографические особенности строения материалов изделий в машиностроении [2-3].

Конструктивно различные виды высоковольтных микроскопов разрабатываются с учетом физики и геометрии результирующих излучений, возникающих при взаимодействии ускоренного пучка электронов с

исследуемым веществом [3-4]. На рис. 2 представлена схема таких эффектов.

Как видно из рисунка, одна часть электронов после взаимодействия с веществом насквозь проходит через образец (тонкий слой материала толщиной менее 2000 А) без изменения своего направления (10); часть электронов при этом отражается от параллельных плоскостей атомов по закону Вульфа-Брега [3]. Обработку информации, которую несут прошедшие насквозь лучи, выполняют просвечивающие электронные микроскопы.

Другая часть электронов отражается от поверхности образца: упруго (3) или неупруго (4). Обработку информации, которую несут эти лучи, выполняют растровые электронные микроскопы.

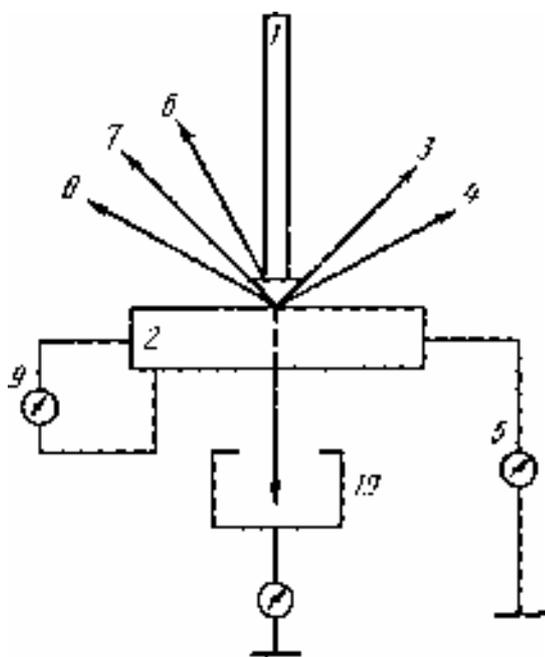


Рис. 2. Эффекты, возникающие при взаимодействии пучка электронов с веществом: 1 – электронный пучок; 2 – образец; 3 – отраженные электроны; 4 – вторичные электроны; 5 – ток поглощенных электронов; 6 – катодоллюминесценция; 7 – рентгеновское излучение; 8 – Оже-электроны; 9 – наведенный ток; 10 – прошедшие электроны

1.1. РАСТРОВАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ

Сущность метода состоит в том, что поверхность массивного образца облучается тонко сфокусированным (диаметром до 5-10 нм) пучком электронов – так называемым электронным зондом. Пучок электронов совершает возвратно-поступательное движение (сканирует) по линии или развертывается в растр – совокупность близко расположенных параллельных линий, вдоль которых пучок электронов обегает выбранный для исследования участок поверхности [3,5].

В каждой точке облучаемой поверхности происходит взаимодействие электронов пучка *1* с веществом, в результате чего возникает ряд эффектов: образуются отраженные электроны *3*, вторичные электроны *4*, рентгеновское *7* и другие излучения (рис. 2). Эти эффекты служат основой для получения разнообразной информации: о рельефе поверхности образца *2*, химическом составе и кристаллографической ориентации объемов, прилегающих к поверхности. Электроны, испускаемые веществом, различного рода излучения, улавливаются специальными датчиками, и после усиления используются для управления яркостью электронно-лучевой трубки, на экране которой формируется изображение. При этом каждой точке на поверхности образца *2* соответствует определенная точка на экране электронно-лучевой трубки. Яркость каждой точки на экране определяется интенсивностью сигнала из соответствующей точки образца. Интенсивность сигналов изменяется при пробегании электронного зонда по поверхности образца. Это обеспечивает контраст в изображении разных участков поверхности на экране электронно-лучевой трубки.

Принципиальная схема РЭМа представлена на рис. 3. На ней можно выделить следующие основные системы: электроннооптическую *1-10*, предназначенную для формирования электронного зонда и его сканирования (пробегания) по поверхности образца *14*; систему, формирующую изображение *11-18*. РЭМ снабжен вакуумной автоматизированной системой и устройствами точной механики (шлюзы, держатели образцов и пр.). Основная область применения РЭМа – анализ рельефа поверхности, в особенности изломов (фрактография). Преимущества РЭМ по сравнению с

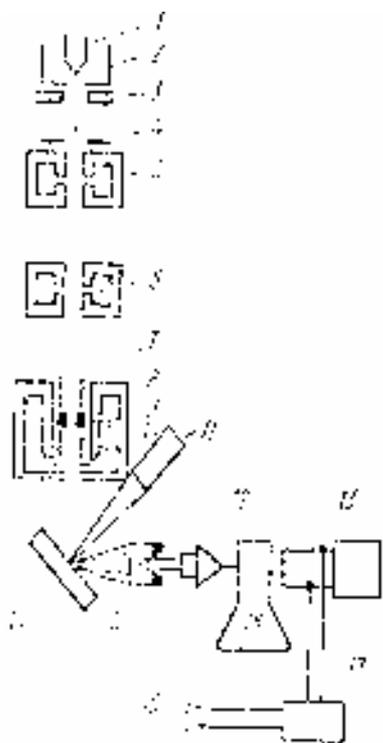


Рис. 3. Принципиальная схема растрового электронного микроскопа (РЭМ):

- 1 – катод; 2 – фокусирующий электрод;
- 3 – анод; 4 – ограничивающая диафрагма;
- 5 – первая конденсорная линза; 6 – вторая конденсорная линза; 7 – отклоняющие катушки; 8 – стигматор; 9 – конечная (объективная) линза; 10 – диафрагма, ограничивающая размер пучка; 11 – детектор рентгеновского излучения; 12 – усилитель фотумножителя; 13 – генераторы развертки;
- 14 – образец; 15 – детектор вторичных электронов; 16 – к отклоняющим катушкам; 17 – управление увеличением;
- 18 – ЭЛТ

другими микроскопами здесь наиболее заметны. В связи с тем, что изображение обычно формируется с помощью вторичных электронов, зона выхода которых ограничена малой областью вокруг места падения зонда, достигается высокая разрешающая способность, что позволяет исследовать мельчайшие детали рельефа поверхности. РЭМ обеспечивает также большую резкость в сочетании с наглядностью изображения. Это дает возможность исследовать объекты с сильно развитой поверхностью.

Подготовка образцов для исследования с помощью РЭМ не вызывает трудностей. Основное требование к образцу – соответствие его размеров размерам камеры для образцов в приборе. Необходимо также, чтобы поверхность, предназначенная для исследования, была чистой. Очистку образцов от загрязнений осуществляют с помощью различных растворителей в ультразвуковой камере в сочетании с осторожной механической очисткой. РЭМ можно использовать для исследования структуры сплавов, характера распределения частиц по форме и размерам. В этом случае образцы для исследования готовят так же, как для наблюдения с помощью светового металлографического микроскопа.

На практике, люди впервые увидевшие электронно-микроскопическое изображение знакомого в обыденной жизни объекта (рис.4,а), вдруг перестают узнавать, поместив его в растровый электронный микроскоп (рис.4,в-г). А, тем не менее,

увеличение до 10000 крат позволяет получить дополнительную и более детальную информацию об изображении объекта, его функциональном устройстве.

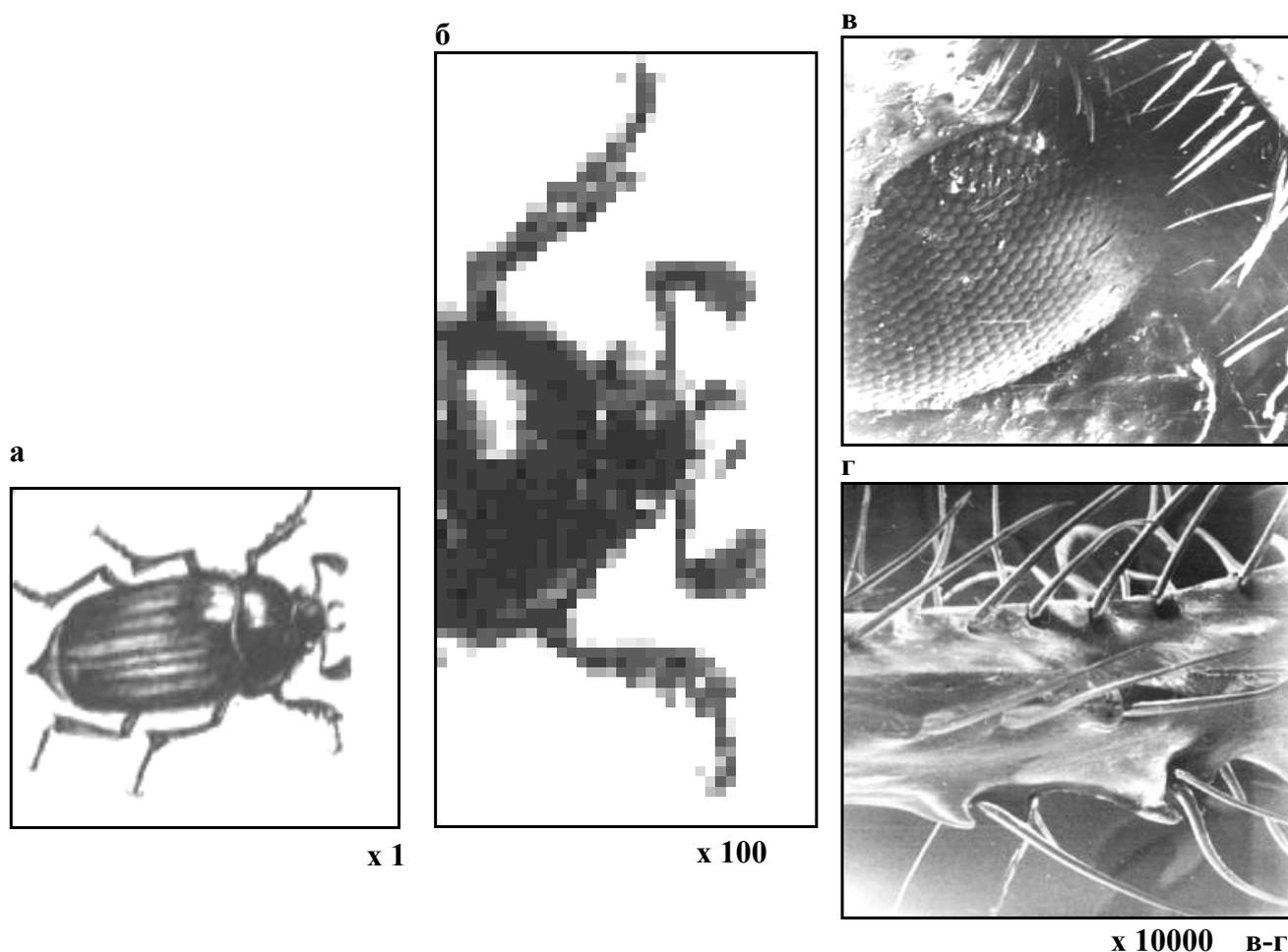


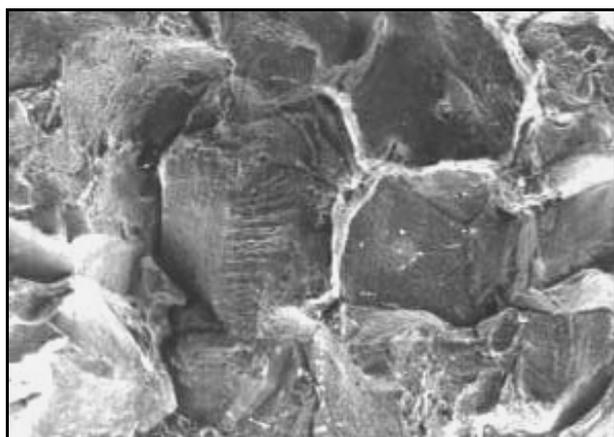
Рис. 4. Изображения внешнего вида объекта на а – макро-; б – микро-; в-г – субмикро- уровнях.

Задачи, решаемые с помощью растровой электронной микроскопии

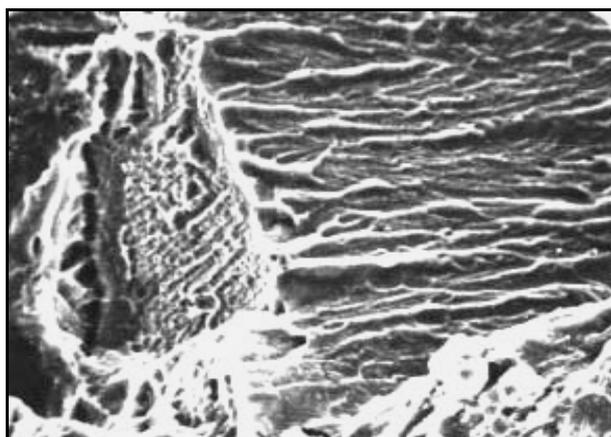
Метод растровой электронной микроскопии является средством диагностики разрушенных деталей, позволяет изучать микротопографию (шероховатость) различных поверхностей материалов изделий и производить оценку надежности материалов [6-7], в частности:

– изучать микротопографию (фрактографию) поверхностей разрушенных образцов (изломов) после испытания, и, проведя классификацию видов разрушения в дальнейшем по виду излома судить об энергоёмкости процесса разрушения. В зависимости от температуры разрушения и прочности границ зерен различают два вида разрушения: по границам зерен (интеркристаллитное разрушение, рис.5, хрупкое (а),

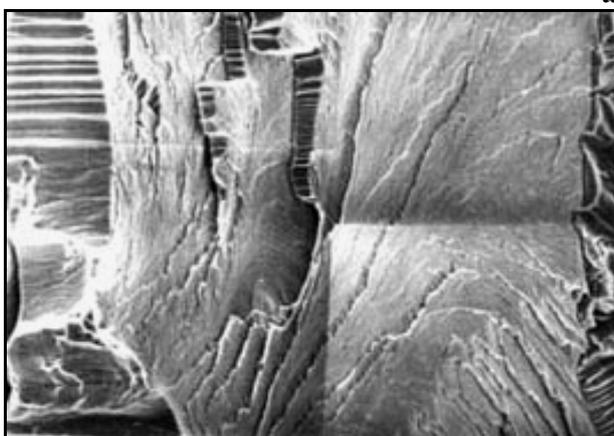
вязкое (б)) и разрушение по телу зерен (транскристаллитное разрушение, рис.5(в-ж)). При транскристаллитном разрушении по мере увеличения затрат энергии, рас-



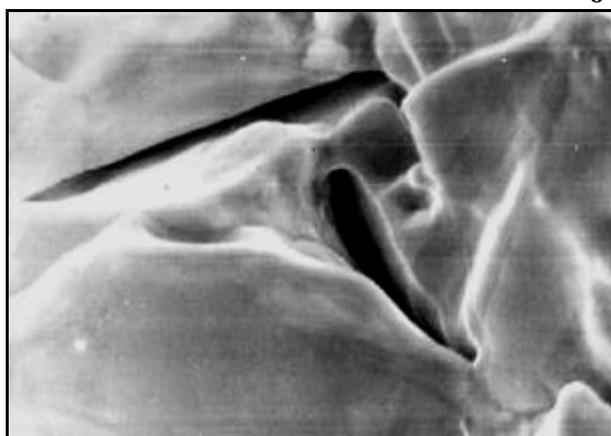
а



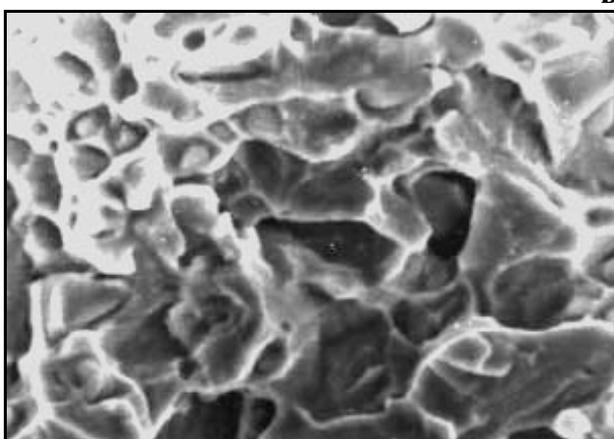
б



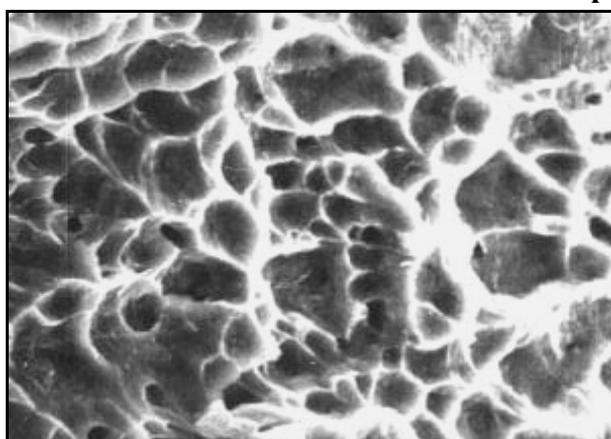
в



г



д



ж

Рис. 5. Изображения изломов при межзеренном хрупком (а) и вязком (б) разрушении; скол (в), микроскол (г), квазискол (д), чашечный (ж) излом при внутризеренном разрушении $\times 3000$ ходуемой системой на разрушение, виды изломов можно расположить в следующей последовательности: скол (рис.5,в); микроскол (рис.5,г); квазискол (рис.5,д); чашечный (рис.5,ж). Все качественные машиностроительные материалы после кратковременных

испытаний на растяжение, как правило, имеют вязкий характер разрушения, т.е. ямочный («чашечный») излом (рис.5,ж). Ямки – это микроуглубления на поверхности, соответствующие участкам, на которых в процессе разрушения происходили образование, рост и слияние микропор (микротрещин). На двух половинках разрушенного образца ямки должны быть симметричны. При хрупком транскристаллитном разрушении участки поверхности, которые при визуальном осмотре казались плоскими и блестящими, под микроскопом имеют характерный рельеф ручьистого узора (рис. 5,в). Каждая линия ручьистого узора представляет собой ступеньку на поверхности излома. Хрупкое разрушение на двух половинках образца всегда оставляет антисимметричные элементы поверхностей (ямки, фасетки, ступеньки):

- РЭМ позволяет изучать поверхности металлоконструкций с целью обнаружения микротрещин;

- давать количественную оценку шероховатости поверхностей изделий с помощью специальных профилограмм, основанных на измерении тока отраженных электронов;

- изучать кинетику роста трещин в образцах и отвечать на вопросы, где зародилась магистральная трещина, каковы направление и скорость ее распространения;

- изучать влияние фазовых выделений на механизмы разрушения;

- исследовать связь микротопографии изломов образцов с исходной структурой для выявления мест предпочтительного зарождения и распространения трещин;

- изучать морфологию фазовых составляющих и их объемную конфигурацию на поверхности травленных микрошлифов и изломов.

Следует отметить, что в машиностроении при эксплуатации изделий, в случаях аварийной ситуации, наиболее часто в изломах обнаруживают усталостный механизм разрушения (рис.6), что свидетельствует о циклическом изменении одного из внешних параметров [8-11].

Характерные признаки таких изломов, выявляют, прежде всего, методом растровой электронной микроскопии. Фрактографический анализ изломов испытанных

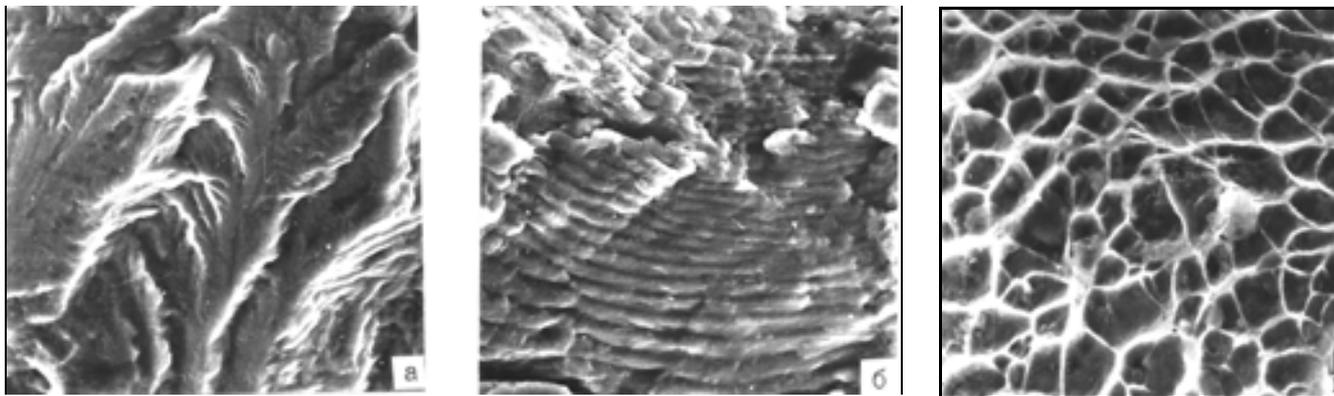


Рис. 6. Изображение изломов при усталостном разрушении с основными зонами:
 а – зарождения; б – полей усталостных бороздок; в – квазистатического долома $\times 3000$

усталостных образцов позволяет заключить, что по мере увеличения длины магистральной трещины и уменьшения живого сечения образца, на его поверхности всегда формируются три характерные зоны разрушения. На смену области зарождения усталостной трещины (рис. 6,а) приходит область ее стабильного распространения с большими полями регулярных усталостных бороздок (рис. 6,б). И, наконец, формируется область долома (рис. 6,в), соответствующая быстрому квазистатическому разрушению заключительной части образца, где механизм усталостного разрушения дополняется механизмом однократного квазистатического разрушения.

1.2. ПРОСВЕЧИВАЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ

Просвечивающий электронный микроскоп [12-14] дает возможность «заглянуть» во внутренний мир строения материала изделия, наблюдать очень мелкие частицы включений, несовершенства кристаллического строения – субзерна, дислокации, которые невозможно разглядеть с помощью оптического микроскопа.

ПЭМ работает по схеме проходящих насквозь электронных лучей в отличие от светового металлографического микроскопа, в котором изображение формируется отраженными от поверхности образца световыми лучами. Источник света в электронном микроскопе заменен источником электронов, вместо стеклянной оптики используются электромагнитные линзы (для преломления электронных лучей).

ПЭМ состоит из электронной пушки – устройства для получения пучка быстрых электронов и системы электромагнитных линз. Электронная пушка и система

электромагнитных линз размещены в колонне микроскопа, в которой в процессе работы микроскопа поддерживается вакуум 10^{-5} - 10^{-6} мм ртутного столба.

Принципиальная оптическая схема ПЭМа показана на рис. 7. В электронной пушке 1, катод – раскаленная вольфрамовая нить испускает электроны, которые ускоряются на пути к аноду мощным электрическим полем, проходят через отверстие анода. Полученный узкий интенсивный пучок быстро летящих электронов вводится в систему электромагнитных линз электронного микроскопа. После фокусирования двухступенчатой электромагнитной линзой (конденсором) 2 электронные лучи, проходя через объект 3, рассеиваются и далее фокусируются объективной линзой 4, формирующей первичное изображение 5 просвечиваемой электронами части объекта. Объективная линза дает увеличение примерно в 100 раз. Следующая за объективной промежуточная линза перебрасывает промежуточное изображение с небольшим увеличением (обычно до 10 раз) 6 в предметную плоскость проекционной линзы 7, а проекционная линза формирует окончательное сильно увеличенное изображение (проекционная линза дает увеличение до 100 раз). Таким образом, общее увеличение электронного микроскопа может достигать 100 000 крат.

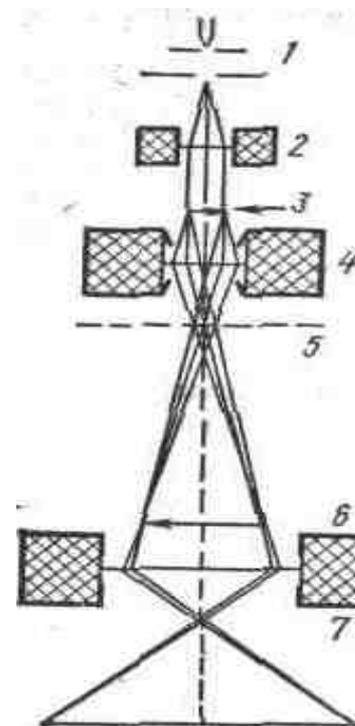


Рис. 7. Принципиальная схема просвечивающего электронного микроскопа:

- 1 – источник излучения;
- 2 – конденсор; 3 – объект; 4 – объектив;
- 5 – первичное промежуточное изображение;
- 6 – вторичное промежуточное изображение;
- 7 – проекционная линза

В связи с тем, что обычные микрошлифы для исследования структуры металлов и сплавов с помощью просвечивающего электронного микроскопа непригодны, необходимо готовить специальные очень тонкие, прозрачные для электронов, объекты. Такими объектами являются реплики (слепки) с поверхности хорошо отполированных и протравленных микрошлифов (*косвенный метод* электронно-микроскопических исследований металлов и сплавов) или металлические фольги,

полученные путем утонения исследуемых массивных образцов (*прямой метод* электронномикроскопических исследований).

Реплика должна полностью воспроизводить рельеф поверхности микрошлифа. Схема воспроизведения рельефа поверхности микрошлифа репликой показана на рис. 8. Толщина реплики должна быть порядка 0,01 мкм. Реплики могут быть одноступенчатыми (слепки непосредственно с исследуемой поверхностью) или двухступенчатыми (сначала получают отпечаток поверхности, на который наносят реплику, копирующую рельеф поверхности первого отпечатка).

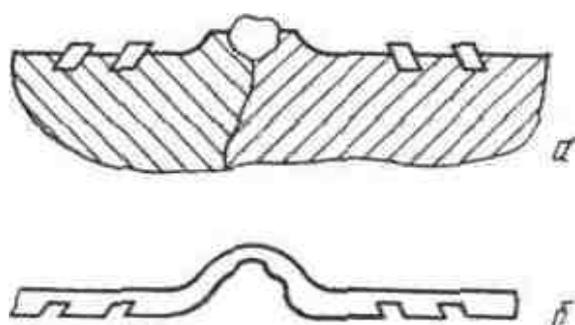


Рис. 8. Схема получения электронномикроскопических препаратов (реплик): *а* – исходный образец в поперечном сечении; *б* – реплика

Одноступенчатые реплики готовят путем распыления вещества (углерода, кварца, титана и других веществ) в вакуумированной испарительной камере (в ВУПе) и осаждения его на поверхность шлифа. Для изготовления углеродных реплик на поверхность шлифа в испарительной камере напыляют уголь с угольных стержней, нагретых пропусканием тока. Пары углерода конденсируются на поверхности шлифа, и образуется тонкая углеродная пленка (реплика).

Полученные путем распыления вещества реплики позволяют воспроизводить даже самые мелкие детали рельефа поверхности исследуемого образца.

В качестве реплики для ряда материалов (алюминия и его сплавов, меди и др.) можно использовать оксидную пленку, которая создается на подготовленной поверхности образца путем анодирования в соответствующем растворе. Применяют также лаковые реплики, которые получают нанесением на поверхность шлифа тонкого слоя лака (4%-ного раствора коллодия в амилацетате).

При изготовлении двухступенчатой реплики (рис. 9,а) в качестве материала для первой ступени можно использовать, например, отмытую от фотоэмульсии фотографическую или рентгеновскую пленку. Ее размягчают в ацетоне и накладывают

на исследуемую поверхность образца под некоторым давлением. После высыхания такой отпечаток осторожно механически снимают с поверхности и на полученный оттиск напыляют в вакууме определенное вещество, например, углерод. Затем подложку (фотопленку) растворяют в ацетоне, а реплику промывают и подвергают исследованию.

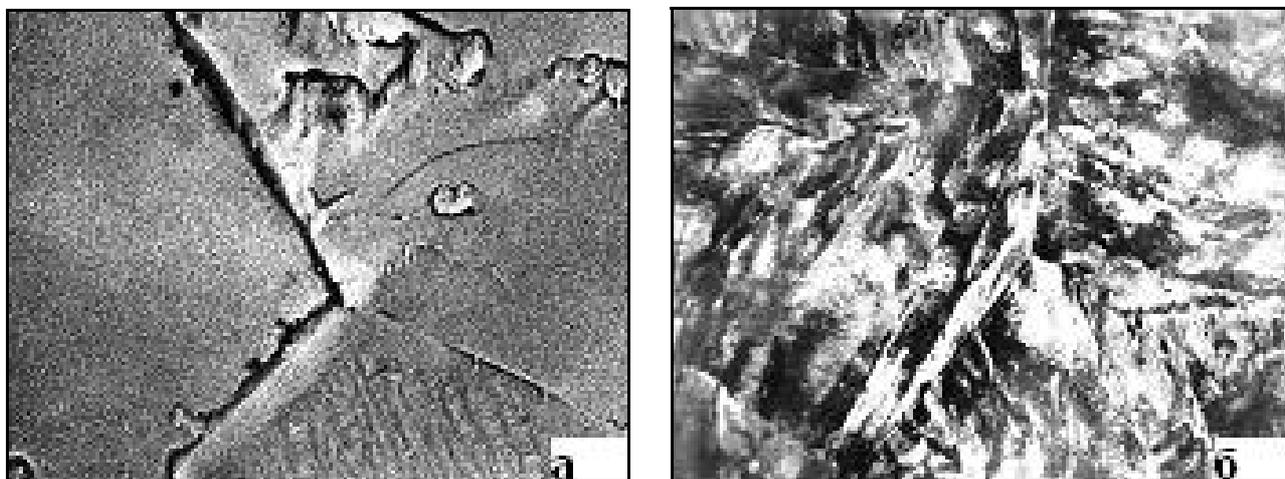


Рис. 9. Изображения стыка трех зерен, полученные с помощью ПЭМ на двухступенчатой реплике (а) и на фольге (б)

Наибольшую информацию о структуре металла дает прямой метод электронномикроскопического исследования, когда объектом исследования служит тонкая металлическая фольга (рис. 9,б). Фольгу чаще всего готовят следующим образом. Из материала, подлежащего изучению, вырезают круглую заготовку образца диаметром 3 мм и толщиной 0,2-0,3 мм, которую затем утоняют шлифованием до 0,1-0,15 мм. Окончательное утонение образца осуществляют химическим или электролитическим (наиболее частый случай) полированием в подходящем реактиве (по химическому составу, температуре). Подготовленный образец погружают в электролит в качестве анода. Катодами служат две металлические пластинки, расположенные по обе стороны от образца (фольги). Электрополирование, при оптимальном соотношении тока и напряжения, продолжают по времени до появления в центральной части полируемого образца небольшого отверстия (диаметром 0,2-0,8 мм). По краям такого отверстия участки фольги получаются наиболее тонкими и могут быть использованы для просмотра в электронном микроскопе.

При рассмотрении реплик и фольг под электронным микроскопом при больших увеличениях вид микроструктуры значительно изменяется. Поэтому для правильной расшифровки структуры необходимо начинать исследование с небольших увеличений, постепенно переходя к большим.

Для металлофизических исследований обычно используют микроскопы с ускоряющим напряжением 100-200 кВ, позволяющие просвечивать электронными лучами объекты толщиной 0,2-0,4 мкм (предельная толщина зависит от атомной массы материала). С увеличением ускоряющего напряжения возрастает проникающая способность электронов, что дает возможность изучать объекты большей толщины. Широкое применение получили электронные микроскопы УЭМВ-100, ПЭМ-100, ЭМ-200 и др. Известны электронные микроскопы с ускоряющим напряжением 500, 1000, 1500 и даже 3500 кВ. Такие микроскопы позволяют изучать объекты толщиной до нескольких микрометров.

Задачи, решаемые с помощью просвечивающей электронной микроскопии

Если растровая электронная микроскопия может объяснить, *как* произошло разрушение в исследуемом материале изделия, *как* металлическая поверхность детали откликается на термопластическое воздействие внешней среды, то просвечивающая электронная микроскопия [15] может объяснить, *почему* это происходит, как этому способствует структурно-фазовое состояние материала.

Метод просвечивающей электронной микроскопии позволяет изучать внутреннюю структуру исследуемых материалов, в частности:

- определять тип и параметры кристаллической решетки матрицы и фаз;
- определять ориентационные соотношения между фазой и матрицей;
- изучать строение границ зерен;
- определять кристаллографическую ориентацию отдельных зерен, субзерен;
- определять углы разориентировки между зернами, субзернами;
- определять плоскости залегания дефектов кристаллического строения;

- изучать плотность и распределение дислокаций в материалах изделий;
- изучать процессы структурных и фазовых превращений в сплавах;
- изучать влияние на структуру машиностроительных материалов технологических факторов (прокатки,ковки, шлифовки, сварки и т.д.).

Все перечисленные выше задачи постоянно встречаются в практической деятельности исследователей материалов. Главной из них является задача выбора материала конструкций с заданными механическими свойствами, такими чтобы готовая конструкция смогла стабильно работать в условиях дальнейшей ее эксплуатации. Эту задачу можно решить только совместными усилиями кристаллографов, металлургов и технологов. Успех ее решения зависит от:

- правильного выбора *металла основы* с нужным типом кристаллической решетки (ОЦК, ГЦК, ГПУ) – это область кристаллографии;
- легирования и термопластической обработки металла с целью формирования в нем заданной структуры – это область металловедения;
- разработки технологических процессов изготовления конструкции – это область технологии.

Задача создания сплава с заданными механическими свойствами подразумевает создание материала с заданной внутренней структурой, поскольку практически все механические свойства являются структурночувствительными. Все без исключения изменения свойств материалов в глубинных или поверхностных слоях – это отклик на изменение их внутреннего строения на макро-, микро- и субмикро- уровнях.

Изучение микротопографии поверхности и внутренней структуры конструкционных материалов является одним из наиболее эффективных приложений мощных современных и быстро развивающихся методов растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

ГЛАВА 2

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Почти 50 лет тому назад было высказано изречение проф. М.В. Классен-Неклюдовой и Т.А. Конторовой:

"Какие бы задачи ни ставило перед собой человечество, возможность их осуществления всегда будет определяться прочностью конструкционных материалов".

И сегодня это изречение и проблемы физики прочности машиностроительных материалов весьма актуальны. Российская наука о прочности традиционно занимает одно из ведущих мест в мире. В качестве примера можно привести мировой рекорд прочности, достигнутый Ленинградским профессором В.А. Лихачевым около 20 лет назад на используемом в промышленности сплаве молибден-рений с пределом прочности, равным 9300 МПа.

2.1. ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Элементы машин и конструкций, изготовленные из металлов и сплавов, под воздействием приложенных к ним внешних усилий, претерпевают деформацию [16].

Деформацией принято называть любые изменения геометрии и формы твердого тела в результате механического воздействия.

Прочностью материала – называются характеристики его способности сопротивляться деформации и разрушению.

Условным пределом текучести принято называть такое напряжение, после нагружения и разгрузки которого, в материале остается *пластическая деформация величиной 0,2 %*.

Условным пределом прочности принято называть такое напряжение, при котором в материале возникает первая микротрещина.

Известны две категории механизмов **пластической деформации**:

I категория – трансляционные (сдвиговые) механизмы переноса массы деформируемого тела с сохранением сплошности. Они возникают при малых степенях и скоростях пластической деформации, при умеренных температурах;

1. *Скольжение* – это ламинарное **движение дислокаций** вдоль плотноупакованных плоскостей и направлений в кристалле (вдоль систем скольжения), рис. 10.

2. *Двойникование* – это ламинарное, но **неоднородное** по сечению **движение атомов**, в результате приводящее к симметричной переориентации областей кристаллической решетки относительно наиболее плотноупакованных плоскостей в кристалле (плоскостей двойникования).

3. *Мартенситное превращение* – это ламинарное, **однородное** по сечению, кооперативное **движение атомов** без образования дефектов кристаллического строения, в результате приводящее к фазовому превращению, характерное для сплавов с “памятью формы”.

II категория – ротационные (поворотные) механизмы переноса массы деформируемого тела с сохранением сплошности. Они возникают при больших степенях и скоростях пластической деформации, при повышенных температурах;

1. *Ротация* – это, **встречно направленное неоднородное** по сечению тела, **движение дислокационных комплексов**, в результате приводящее к вихреобразной переориентации областей кристаллической решетки относительно направления перпендикулярного плоскости смещения (направления поворота).

Дефекты кристаллического строения, особенно дислокации, определяют важнейшие физико-химические и механические свойства материалов.

Различают дислокации полные и частичные (расщепленные). Полные дислокации весьма подвижны, формируются и перемещаются одновременно по нескольким системам скольжения, равномерно распределяясь в объеме деформируемой заготовки. Частичные дислокации малоподвижны, их движение ограничено в пределах одной системы скольжения, при этом снижается равномерность их распределения в объеме заготовки. Расщепление дислокаций происходит в материалах с низкой энергией дефекта упаковки, с понижением температуры, возрастанием степени легирования материала и скорости деформирования. Расщепление дислокаций происходит в тех случаях, когда энергетические затраты на их расщепление оказываются

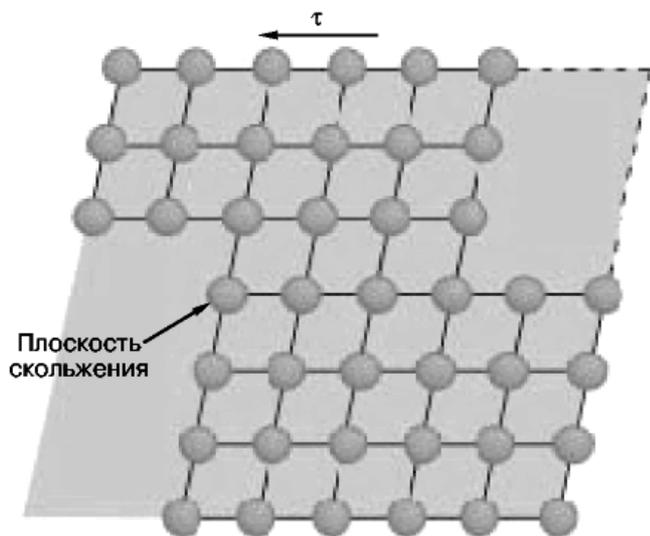


Рис. 10. Схема деформации кристалла при скольжении: τ - напряжение сдвига

меньше общего результирующего снижения энергии системы. Эти энергетические затраты определяются энергией дефекта упаковки (ЭДУ).

Дефектом упаковки – называется нарушение нормальной для данного кристалла последовательности в расположении атомов.

Энергией дефекта упаковки – называется энергия, которую надо затратить, для формирования дефекта

упаковки. В табл. 1 представлены значения величин энергии дефекта упаковки для ряда металлов.

Таблица 1.

Значения величин энергии дефекта упаковки для ряда металлов

Me	Mo	Al	Ni	Fe	Mg	W	Au	Cu	V	Co	Nb	Ag	Ti
ЭДУ, эрг/см ²	300	280	200	140	110	90	50	40	30	26	20	17	10

Например в титане, ниобии, ванадии, с низкой энергией дефекта упаковки 10, 20, 30 эрг/см² (см. табл. 1), соответственно, расщепление дислокаций происходит легко. В этих металлах скольжение расщепленных дислокаций оказывается затруднено. Вероятно поэтому, перечисленные металлы оказываются нетехнологичными и труднообрабатываемыми. В молибдене, алюминии, никеле с высокой энергией дефекта упаковки 300, 280, 200 эрг/см², соответственно, расщепление дислокаций практически невозможно, и дислокации перемещаются с большой скоростью. Это легкообрабатываемые материалы.

Следует отметить, что пластическая деформация является коллективным эффектом, протекающим одновременно или последовательно на различных структурных уровнях. Пластическая деформация начинается в наиболее слабых местах

(микрообъемах). Вследствие прохождения в них релаксационных процессов (возникновения дефектов кристаллического строения) и последующего деформационного упрочнения (взаимодействие дефектов друг с другом), деформация перераспределяется на другие сечения, которые раньше были более прочными, чем первые и т.д. Этот процесс повторяется до тех пор, пока металл сохраняет равномерное деформационное упрочнение.

По мере исчерпания упрочнения металла путем создания, размножения и взаимодействия дефектов кристаллического строения происходит локализация, возникают первые микротрещины. Но металл снова ищет пути своего самосохранения за счет изменения его геометрии (образуется “шейка”), подключаются ротационные механизмы пластической деформации (на смену ламинарным). И только после их исчерпания наступает разрушение материала с образованием двух свободных поверхностей.

2.2. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ УПРОЧНЕНИЯ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Прочность металлического материала, т.е. его способность сопротивляться деформации и разрушению в кристаллическом состоянии, может быть увеличена за счет пяти принципиально различных механизмов упрочнения [2]. Это – твердорастворное (σ_1), дисперсионное (σ_2), зернограничное (σ_3), дислокационное (σ_4), субструктурное (σ_5) упрочнения. Однако, результатом действия любого из перечисленных механизмов, является смещение атомов, для чего необходимо преодоление сопротивления межатомной силы связи – силы Пайерлса. Эту силу называют еще силой трения решетки (σ_0) (табл. 2).

Любые воздействия на материалы, приводящие к повышению их сопротивления деформированию, можно свести к этим пяти механизмам. В современных машиностроительных материалах чаще всего используются комбинированные воздействия нескольких из этих механизмов.

Таблица вкладов, повышающих прочность материалов

$\sigma_{0,2} =$	σ_0	+	σ_1	+	σ_2	+	σ_3	+	σ_4	+	σ_5
	<i>Сила трения решетки</i>		<i>Твердорастворное упрочнение</i>		<i>Дисперсионное упрочнение</i>		<i>Упрочнение зернограничное (большеугловыми границами)</i>		<i>Дислокационное упрочнение</i>		<i>Упрочнение субструктурное (малоугловыми границами)</i>

1. Упрочнение, обусловленное силой трения решетки в монокристалле

Пластическая деформация осуществляется под действием напряжений σ , приложенных извне, однако более важным для протекания пластической деформации оказывается реальное напряжение сдвига τ , действующее в данной системе скольжения (рис.10).

Макроскопический сдвиг возникает тогда, когда напряжение сдвига в наиболее подходящей системе скольжения достигает максимальной величины $\tau_{кр}$, так называемого критического напряжения сдвига. Это критическое напряжение, в частности, можно считать количественной характеристикой модуля упругости на сдвиг G , МПа в монокристалле (табл. 3).

Напряжением Пайерлса (σ_0) – называется напряжение, необходимое для перемещения дислокации на межатомное расстояние в монокристалле

$$\sigma_0 = \tau_{кр} = 2,5 \cdot 10^{-4} G \quad (1)$$

Таблица 3.

Значения величин напряжения Пайерлса для ряда металлов

Me	W	Mo	Ni	α-Fe	Cu	Au	Al
$\tau_{кр}$, МПа	38	30,5	23	21,5	12	8,0	6,8

2. Упрочнение, обусловленное твердорастворным механизмом в монокристалле сплава

Твердорастворное упрочнение основано на введении в кристаллическую решетку основного металла элементов замещения или внедрения. Если при введении второго элемента в кристаллическую решетку основного металла его решетка

сохраняется, а атомы этого второго элемента замещают часть атомов основного элемента на их законных узлах, то в этом случае образуется **твердый раствор замещения**. Если же при введении второго элемента атомы его располагаются в междоузлиях кристаллической решетки основного металла и она также сохраняется, то имеем дело с **твердым раствором внедрения**.

При взаимодействии атомов замещения или внедрения с атомами основного металла, во-первых, может образоваться определенный порядок в расположении атомов (ближний или дальний), и, во-вторых, кристаллическая решетка основного металла может искажаться вследствие **размерного несоответствия** (Δ) диаметров атомов основы и атомов другого сорта, образующих твердый раствор.

$$\Delta = (d_{\text{Fe}} - d_{\text{Me}}) / d_{\text{Me}}, \quad (2)$$

где d_{Fe} – диаметр атомов основы (например, железа), d_{Me} – диаметр атомов другого сорта (легирующих элементов, примесных атомов).

Особенно большие искажения возникают при введении в твердый раствор атомов внедрения (например, углерода, азота, кислорода, водорода и др.), диаметр которых чрезвычайно мал и сильно отличается от диаметра атомов основы многих машиностроительных материалов.

В процессе пластической деформации дислокации при своем движении разрушают ближний порядок в сплаве и преодолевают искажения кристаллической решетки. Это повышает работу сопротивления деформированию. Соответственно возникает вклад в сопротивление деформированию, т.е. вклад в прочность материала, обусловленный наличием искажений кристаллической решетки – твердорастворным упрочнением.

Твердорастворным упрочнением (σ_1) – называется напряжение, которое необходимо преодолеть в процессе пластической деформации, в результате возникших искажений кристаллической решетки, обусловленных размерным несоответствием атомов основы и атомов другого сорта (легирующих элементов, примесных атомов).

$$\sigma_1 = \sum (K_i \cdot C_i), \quad (3)$$

где K_i – коэффициент упрочнения сплава i -м легирующим элементом, пропорциональный величине его размерного несоответствия Δi ;

C_i – концентрация содержания в сплаве i -го легирующего элемента.

В табл. 4 представлены значения величин коэффициентов упрочнения для ряда легирующих элементов в железе. Видно, что одним из основных механизмов упрочнения закаленной углеродистой стали, широко используемой в технике, является твердорастворное упрочнение. Введением азота в кристаллическую решетку аустенитной стали удается поднять обычно невысокий предел текучести аустенитных сталей до значений, сопоставимых с пределом текучести высокопрочных мартенситных сталей. Другой аспект современного применения твердорастворного упрочнения – создание материалов с аномальной температурной зависимостью сопротивления деформированию. Это бинарные сплавы с определенным соотношением компонентов (1:1, 1:2, 1:3), у которых с ростом температуры напряжения течения не снижаются, а, наоборот, возрастают.

Таблица 4.

Значения величин коэффициентов упрочнения для ряда легирующих элементов в железе

Me	V	Mo	Ni	Cr	Mn	Cu	Al	Ti	Si	P	C, N
K_i	3	11	30	31	33	39	60	82	86	690	4670

Типичными примерами таких материалов являются интерметаллиды Ni_3Al , Ni_3Ge и др., которые имеют широкое применение в технике как жаропрочные материалы.

3. Дисперсионное упрочнение в монокристалле

Дисперсионное упрочнение заключается чаще всего в образовании мелких выделений второй фазы в матрице основного материала (рис. 11). Эти выделения могут иметь ту же самую или иную кристаллическую решетку, создавать поля напряжений, быть перерезаемыми или непроходимыми для дислокаций. В любом

случае они создают дополнительные препятствия для движения дислокаций и могут значительно повышать прочность материала. Таким способом, например, повышают прочность отпущенной стали и многих алюминиевых сплавов. В отличие от твердорастворного, дисперсионное упрочнение может серьезно снизить пластичность металлического материала, что является часто существенной проблемой при его использовании.

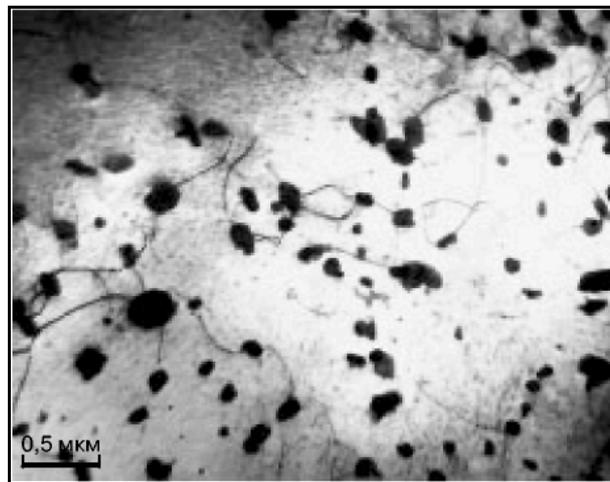


Рис. 11. Электронно-микроскопическое изображение частиц второй фазы в алюминиевом сплаве $\times 24000$

Дисперсионным упрочнением (σ_2) – называется напряжение, которое необходимо преодолеть в процессе пластической деформации, в результате образования мелких выделений второй фазы в матрице основного материала.

$$\sigma_2 = 0,8 G \cdot b / \lambda , \quad (4)$$

где **G** – модуль упругости на сдвиг; **b** – вектор Бюргерса (**b** – мера искаженности кристаллической решетки, обусловленная наличием в ней дислокации [18]); λ – расстояние между частицами второй фазы.

4. Зернограничное упрочнение в поликристалле

Большинство используемых на практике материалов – поликристаллы. Поликристаллическое тело (рис. 12) состоит из областей (зерен), каждая из которых представляет собой монокристалл, но эти отдельные монокристаллы повернуты друг относительно друга на некоторый угол (десятки градусов). Границы, разделяющие зерна, называются большеугловыми границами (БУГ) зерен. Наличие границ зерен в поликристалле приводит к его дополнительному упрочнению по сравнению с монокристаллом. Экспериментально установлено, что с уменьшением

среднего размера зерна D сопротивление деформированию, а также прочность, возрастают.

Зернограничным упрочнением (σ_3) – называется напряжение, которое необходимо преодолеть в процессе пластической деформации, в результате образования большого числа большеугловых границ зерен в матрице основного материала.

$$\sigma_3 = K_y \cdot D^{-1/2}, \quad (5)$$

где K_y – коэффициент упрочнения;
 D – размер зерна.

В последние годы интенсивно развиваются технологии, связанные с использованием ультрамелкозернистых поликристаллических материалов. Таким путем удается значительно повысить сопротивление деформированию, поскольку мелкие зерна в своих границах накапливают большую избыточную энергию. Для ограничения их роста при повышенных температурах границы зерен закрепляют мало-растворимыми частицами вторых фаз. Они препятствуют миграции (движению) границ и тем самым росту зерен. Эффективность закрепления границ зерен определяется

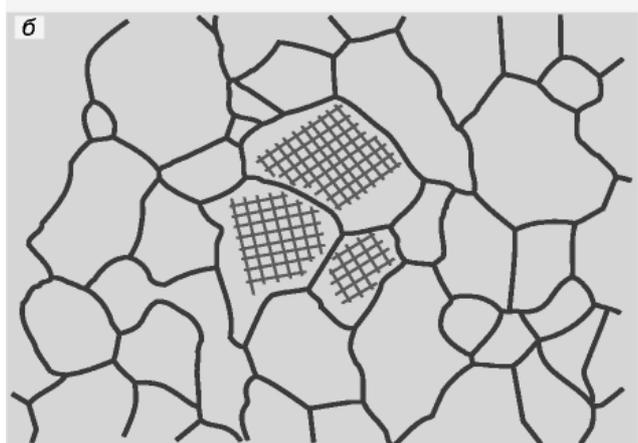
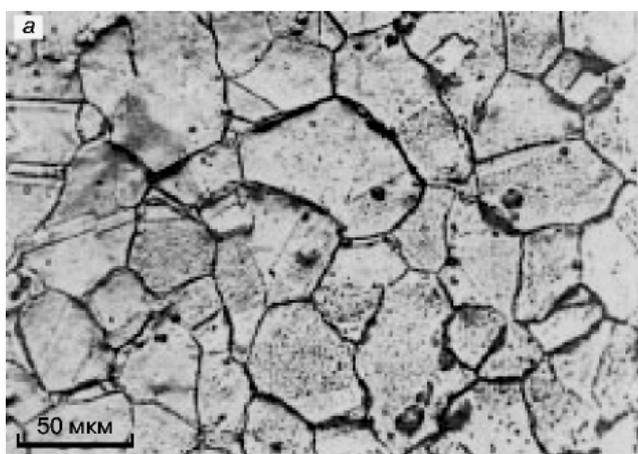


Рис. 12. Поликристаллический материал:
а – наблюдение зерен на поверхности металла в металлографическом микроскопе, б – схематическое изображение этой картины; штриховка – обозначение кристаллических решеток в зернах [18]

ется размером частиц и объемных долей частиц второй фазы.

К настоящему времени разработаны некоторые сплавы промышленного применения, например на основе алюминия и меди со стабильным размером зерен 0,1-0,4 мкм, тогда как обычно в практике используются поликристаллы размером зерен в среднем 30-40 мкм. Использование ультрамелкозернистых материалов весьма

перспективно, однако остается пока нерешенной проблема стабильности микрозерен при повышенных температурах испытания.

5. Дислокационное упрочнение в поликристаллах

Как указывалось выше, предел текучести – это величина внешнего деформирующего напряжения, при котором деформация металла из упругой превращается в пластическую. В идеальном случае на участке упругого деформирования дислокации не участвуют в деформации. Между тем экспериментально установлено [17], что скольжение отдельных дислокаций и их групп начинается еще до достижения предела текучести при напряжениях, составляющих $1/3$ - $2/3$ от предела текучести. В монокристаллах скольжение групп дислокаций начинается от поверхности, в поликристаллических образцах – от границ зерен. Дислокационные скопления (рис. 13), испущенные поверхностным источником или границей зерна, даже на пределе текучести проходят расстояние всего нескольких микрометров от источников.

Лишь при деформациях порядка 1-2% однородное скольжение охватывает большую часть зерна.

Дислокации, скользящие через хаотически расположенные неподвижные дислокации, испытывают со стороны последних сопротивление двоякой природы. Во-первых, это упругое торможение, обусловлен-

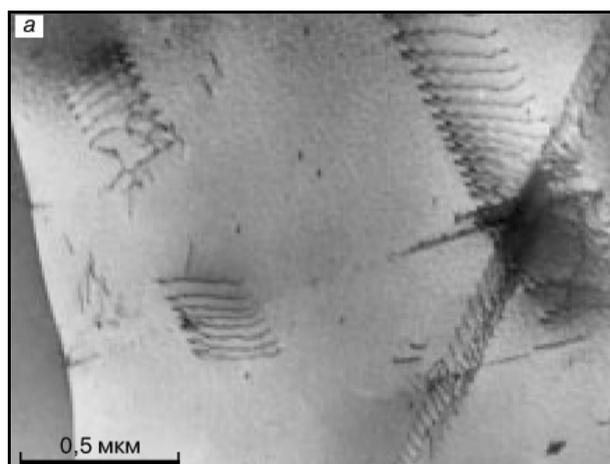


Рис. 13. Электронно-микроскопическое изображение дислокационного скопления.

ное совокупным упругим полем всех дислокаций, присутствующих в материале (дислокационным ансамблем). Во-вторых, это контактное торможение, обусловленное взаимодействием скользящих дислокаций с конкретными дислокациями. Скользящие дислокации могут пересекать неподвижные (рис. 13). При этом образуются пороги, волочение которых в процессе деформации приводит к генерации точечных дефектов (вакансий, межузельных атомов). Другой вид контактного взаимодействия – дислокационные реакции, когда взаимодействующие дислокации образуют другую

дислокацию с другими параметрами. Такие реакции могут приводить к формированию дислокационных барьеров, препятствующих скольжению последующих дислокаций.

Дислокационным упрочнением (σ_4) – называется напряжение, которое необходимо преодолеть в процессе пластической деформации, в результате образования большого числа линейных дефектов кристаллического строения в матрице основного материала.

Вклад σ_4 в напряжение предела текучести оказывается равным [17],

$$\sigma_4 = \alpha \cdot m \cdot G \cdot b \cdot \rho^{1/2}, \quad (6)$$

где α – коэффициент (0,1...1); m – фактор Шмидта (2,75); G – модуль сдвига;

b – вектор Бюргерса; ρ – плотность дислокаций.

6. Субструктурное упрочнение в поликристалле

В чистых металлах увеличение сопротивления деформированию осуществляется исключительно за счет субструктурного упрочнения. Субструктурное упрочнение достигается при введении в кристаллическую решетку очень большого числа линейных дефектов – дислокаций с плотностью, порядка 10^{11} - 10^{12} см⁻². При таком большом количестве дислокации группируются в плотные дислокационные стенки.

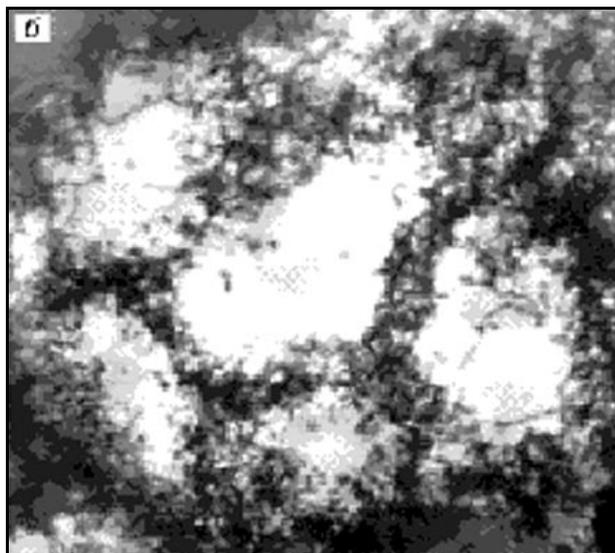


Рис. 14. Электронно-микроскопическое изображение дислокационных субзерен.
x 24000

При этом зерна поликристаллического тела (рис. 12) разбиваются на области (дислокационные субзерна) (рис. 14), каждая из которых представляет собой монокристалл, но эти отдельные монокристаллы повернуты друг относительно друга на некоторый малый угол (меньше десятки градусов). Границы, разделяющие субзерна, называются малоугловыми границами (МУГ) зерен. Наличие границ субзерен в поликристалле приводит к его дополнительному

упрочнению. Экспериментально установлено, что с уменьшением среднего размера субзерна d сопротивление деформированию, а также прочность, возрастают.

Субструктурным упрочнением (σ_5) – называется напряжение, которое необходимо преодолеть в процессе пластической деформации, в результате образования большого числа малоугловых дислокационных границ субзерен в матрице основного материала.

$$\sigma_5 = K_c \cdot d^{-m}, \quad (7)$$

где K_c – коэффициент упрочнения учитывающий субструктуру; d – размер субзерна; $m = 0,5 \dots 1,0$.

Сопротивление движению дислокации через их хаотическое распределение отличается от сопротивления при движении через упорядоченное расположение дислокаций (через субструктуру). Если в первом случае оно зависит только от плотности дислокаций, то при организации субструктуры оно уже зависит от параметров последней. Это явление и называется субструктурным упрочнением. Как уже указывалось выше, оно формирует упрочнение чистых металлов. В формировании прочности закаленной стали оно дает значительный вклад, порой превышающий вклад других видов упрочнения. В последнее время развиваются технологии, позволяющие создавать определенные субструктуры в различных металлических сплавах, обеспечивающих им стабильные прочностные свойства.

Заключение

Выше была изложена классическая схема физических основ упрочнения металлических материалов. В этой схеме можно полагать, что напряжение течения, а также прочность материала могут быть определены как сумма отдельных вкладов: твердорастворного (σ_1), дисперсионного (σ_2), зернограничного (σ_3), дислокационного (σ_4), субструктурного (σ_5) упрочнения.

Однако, исследования последнего времени показали, что физика формирования напряжения течения значительно сложнее [18].

Во-первых, вклады в прочность оказались не всегда аддитивны.

Во-вторых, в определенных местах материала создаются локальные концентраторы напряжений или возникает локальное разупрочнение материала. И то и другое влечет за собой локализацию деформации, оценка напряжения, в условиях которой затруднена.

В-третьих, в ходе пластической деформации протекают многочисленные субструктурные и фазовые превращения, изменяющие как величины, так и зависимость вкладов от параметров субструктуры.

Рассмотрим подробнее наиболее существенные закономерности превращения субструктур в материале по мере увеличения его степени пластической деформации.

2.3. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ СУБСТРУКТУР В МАТЕРИАЛАХ С УВЕЛИЧЕНИЕМ СТЕПЕНИ ИХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Исследования показали, что в ходе пластической деформации, по мере увеличения степени пластической деформации и роста плотности дислокаций, субструктуры закономерным образом последовательно сменяют друг друга. Дислокационный ансамбль при достаточно высоких плотностях дислокаций характеризуется высоким упругим полем, которое не уступает внешнему воздействию. Вследствие этого, дислокационная подсистема кристалла может рассматриваться как самоорганизующаяся, благодаря внутреннему своему взаимодействию и превращению. Перераспределение дислокаций при деформации постоянно стремится привести дислокационную подсистему к некоторому локальному минимуму по внутренней энергии. Поэтому нередко при одинаковой плотности дислокаций энергия новой субструктуры, образующейся в процессе деформации, ниже, чем энергия старой [18].

Проанализировав большое количество экспериментальных данных по исследованию эволюции дислокационных субструктур деформированных металлов при постепенном увеличении степени пластической деформации, и обратив внимание на их коллективные эффекты, изобразим схему превращений субструктур (СС) (табл.5).

Напомним, что все металлы и сплавы имеют определенную энергию дефектов упаковки (ЭДУ), которая уменьшается со снижением температуры и повышением скорости пластического деформирования и со снижением чистоты материала (см. разд. 2.1). ЭДУ оказывает влияние на контактное взаимодействие дислокаций и на формирующиеся последовательности субструктур. Снижение ЭДУ задерживает перестройку дислокаций и соответственно субструктурные превращения. Дислокационные скопления приобретают ограниченный плоский характер (см. табл. 5).

Опишем основные виды субструктур, формирующиеся в деформированных материалах заготовок и изделий, по мере увеличения степени их пластического деформирования и с учетом энергии дефекта упаковки (ЭДУ).

1. Хаотическое распределение дислокаций, $\rho_{\perp} = 2 \cdot 10^9 \dots 4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (высокая ЭДУ):

- формируется в условиях симметричного множественного скольжения при сильном твердорастворном упрочнении или сильном самоторможении дислокаций;
- при сравнительно не высокой дислокационной плотности.

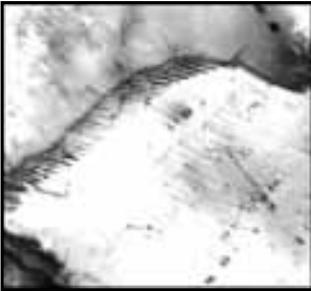
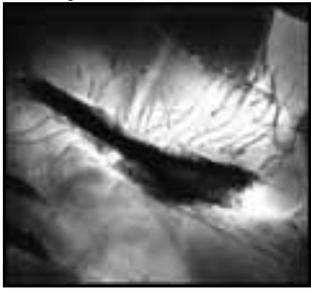
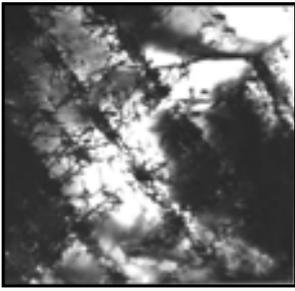
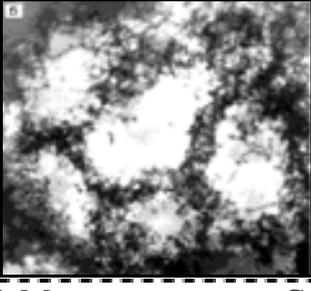
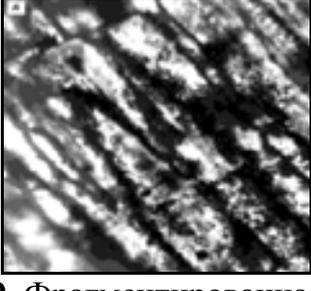
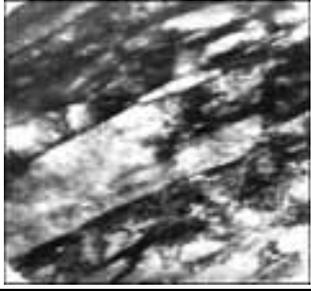
2. Формирование плоских дислокационных скоплений (дислокаций "леса") (низкая ЭДУ):

- дислокации формируются в условиях затрудненности поперечного скольжения;
- дислокации почти не взаимодействуют друг с другом;
- при слабом твердорастворном упрочнении или слабом самоторможении дислокаций;
- при малом числе скоплений дислокаций;
- при сравнительно низких температурах.

3. Клубковая дислокационная субструктура, $\rho_{\perp} = 5 \cdot 10^9 \dots 9 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (высокая ЭДУ):

- дислокации сильно взаимодействуют друг с другом;
- действуют несколько систем скольжения при переползании и поперечном скольжении дислокаций;
- при сравнительно высоких температурах.

СХЕМА ПРЕВРАЩЕНИЙ СУБСТРУКТУР (СС)

		Высокая ЭДУ		Низкая ЭДУ	
		Сдвиговая, ламинарная деформация		Не разориентированные субструктуры	
Шкала степени пластической деформации, % и плотности дислокаций, $1 / \text{см}^2$	$2 \cdot 10^9$	1. Хаотическое распределение дислокаций		2. Плоские скопления дислокаций	
	$5 \cdot 10^9$	3. Клубки дислокаций		4. Сетчатая СС	
	$1 \cdot 10^{10}$	5. Ячеистая СС		6. Ячеисто-сетчатая СС	
	$20 \cdot 10^{10}$	7. Микрополосовая СС		8. Микродвойниковая СС	
	$40 \cdot 10^{10}$	9. Фрагментированная структура		10. Структура с дискретными разориентировками	
			Поворотная, ротационная деформация		Разориентированные субструктуры

4. Плоская однородная сетчатая дислокационная субструктура (низкая ЭДУ):

– действуют не более двух систем скольжения при ограниченности переползания и поперечного скольжения дислокаций.

5. Ячеистая дислокационная субструктура, $\rho_{\perp} = 1 \cdot 10^{10} \dots 19 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (высокая ЭДУ):

– формируется в процессе пластической деформации при высоких и умеренных температурах;

– формируется в условиях переползания дислокаций и при их поперечном скольжении;

– при работе нескольких систем скольжения;

– при достаточной концентрации подвижных точечных дефектов;

– стенки ячеек могут содержать одинаковое число дислокаций разного знака (мультипольные образования), в связи с чем разориентировки в субструктуре отсутствуют;

– с развитием пластической деформации происходит накопление избыточной плотности дислокаций в стенках ячеек, которые перестают быть мультипольными образованиями и тогда они оказываются разориентированными.

6. Неоднородная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура (низкая ЭДУ):

– неоднородное распределение дислокаций с большой и малой дислокационной плотностью;

– напоминает ячеистую структуру, так как встречаются замкнутые области, ограниченные широкими участками сгущений дислокаций.

7. Микрополосовая структура, $\rho_{\perp} = 20 \cdot 10^{10} \dots 39 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (высокая ЭДУ):

– угол разориентировки любой;

– система параллельных дислокационных субграниц, лежащих в октаэдрических плоскостях;

– соседние субграницы находятся часто в дипольной конфигурации;

– между субграницами микрополосовой субструктуры имеется высокая плотность дислокаций, образующих сетчатую либо ячеисто-сетчатую структуру;

– на электронно-микроскопических изображениях наблюдаются изгибные экстинкционные контуры, расположенные сначала перпендикулярно границам, т.е. имеет место градиент изгиба-кручения вдоль полос. Сами границы свободны от напряжений. Встречаются границы кручения, наклона и смешанные;

– формируется в условиях переползания, поперечного скольжения дислокаций, асимметричного скольжения;

– развитием микрополосовой субструктуры являются оборванные субграницы.

8. Микродвойниковая субструктура (низкая ЭДУ):

– в отличие от полосовой структуры (угол разориентировки любой), угол разориентировки имеет определенное значение;

– как и в полосовой структуре: присутствует изгиб, параллельный границе; с увеличением деформации, поле напряжений усложняется

9. Фрагментированная структура, $\rho_{\perp} = 40 \cdot 10^{10} \dots 1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ (высокая ЭДУ):

– при больших степенях пластической деформации и высокой плотности дислокаций, происходит фрагментация кристаллов и их взаимная разориентировка. Плотность дислокаций при этом уменьшается в теле субзерен и увеличивается по их границам;

– формируется при высокой дислокационной плотности, при сильной неоднородности скольжения и градиенте разориентировок,

– формируется при повышенных температурах в условиях интенсивного протекания процессов возврата и полигонизации, когда все дислокации собираются на малоугловых субграницах либо влились в большеугловую (БУГ) границу зерен деформационного или термического происхождения, ограничивающие мелкие субзерна.

10. Структура с дискретными разориентировками (низкая ЭДУ):

– формируется в сплавах с низкой ЭДУ при больших степенях деформации;

– при незавершенном двойниковании.

Как видно из схемы табл. 5, шкала скалярной плотности дислокаций от $1 \cdot 10^9$

до $20 \cdot 10^{10}$ не изменяется, если даже включить в рассмотрение чистые металлы или другие способы пластической деформации (например, усталостный механизм). Это свидетельствует о том, что скалярная плотность дислокаций является важнейшим параметром, контролирующим эволюцию дислокационной субструктуры. Кроме того, в процессе ее эволюции, на каждой стадии имеют место сразу два типа субструктур (гетерогенная система). Скольжение идет в основном в пределах одного из них, именно того типа, объемная доля которого убывает. Происходящее в нем активное скольжение и последующие релаксационные процессы как раз и приводят к образованию нового типа субструктуры и к постепенному заполнению им объема материала [19]. Важно отметить, что при подключении ротационных механизмов деформации, при формировании микрополосовой, микродвойниковой, фрагментированной (см. табл.5,(7-10)) структур, средняя скалярная дислокационная плотность уже не контролирует эволюцию структуры.

2.4. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛАХ С ПОВЫШЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА

По результатам широкого комплекса исследований можно сделать вывод, что наибольшей сопротивляемостью охрупчиванию и длительностью эксплуатации в энергетическом машиностроении обладают высоколегированные аустенитные дисперсионно-твердеющие хромоникелевые стали и двухфазные титановые сплавы. Распад таких неравновесных твердых растворов сопровождается многостадийным выпадением высокодисперсных вторичных карбидных, интерметаллидных, нитридных и других фаз, вблизи которых возникают упругоискаженные области на границе раздела «предвыделение новой фазы – матрица» [20-21].

Двухфазные ($\alpha+\beta$) – титановые сплавы пластинчатого типа являются перспективными материалами для отдельных элементов конструкций атомных энергетических установок, что обусловлено большой их стойкостью к радиационному распуханию. Механизм подавления распухания обычно связывают с усилением

рекомбинации разноименных дефектов (вакансия – межузельный атом) в упругоискаженных областях, возникающих в инкубационном периоде распада неравновесных твердых растворов [20]. В отличие от дисперсионно-твердеющих сталей, стимулом для перехода в относительное равновесие пересыщенных твердых растворов титана является не выделение вторичных фаз новой стехиометрии, а гомогенные фазовые превращения на основе полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения, равномерно охватывающие весь объем материала.

Известно, что в сплавах на основе титана, обладающих низкой ЭДУ, неравновесные твердые растворы, пересыщенные вакансиями и межузлиями, возникают не только при их облучении ускоренными частицами, но и при металлургическом переделе, технологической обработке, сварочном цикле, т.е. под влиянием различных термических и механических воздействий, приводящих к смещению атомов основы из равновесных узлов кристаллической решетки. Особенно чувствительными к вакансионному пересыщению твердых растворов, их распаду и к возникающим при этом напряжениям, оказываются вязкопластические свойства, которые снижаются с усилением внутренних напряжений по сечению заготовок.

Целью настоящей работы явилось изучение закономерностей распада пересыщенных вакансиями неравновесных твердых растворов и фазовых превращений в широком температурно-временном интервале и их влияние на вязкопластические свойства сплавов на основе титана.

Материалом для исследования служили плоские деформированные заготовки из двухфазных промышленных титановых сплавов средней прочности, систем Ti-Al-V; Ti-Al-V-Mo; Ti-Al-V-Zr как стандартных, так и специально разработанных в ЦНИИ “Прометей”. Заготовки были получены в результате горячей деформации со степенью 80%, в $\beta \dots (\alpha + \beta)$ -областях и последующего ускоренного охлаждения душированием (исходное состояние). После этого заготовки повторно нагревали в интервале температур от 300 до 1100 °С и выдержках от 15 мин до 500 часов с охлаждением на воздухе. Исследования проводились с привлечением оптической

металлографии, электронной микроскопии, дилатометрических, микрокалориметрических и механических испытаний.

2.4.1. Модель фазовых превращений в вакансионно-пересыщенных ОЦК– твердых растворах титановых сплавов

Как было показано ранее в работе [22], при нагреве чистого титана, особенностью его полиморфного $\alpha \rightarrow \beta$ превращения является формирование в определенном температурно-временном интервале вблизи температуры фазового перехода, его ОЦК– модификации пересыщенной вакансиями ($\beta_{\text{перес.}}$). Согласно расчетам, при температуре полиморфного превращения 882°C в равновесном состоянии концентрация вакансий в титане с ГПУ– кристаллической решеткой на 8 порядков больше чем с ОЦК. Поэтому, в работе развивается представление о том, что во время полиморфного $\alpha_p \rightarrow \beta_p$ – превращения, высокотемпературная ОЦК– фаза, образуясь по сдвиговому механизму и наследуя дефекты низкотемпературной α – модификации, оказывается вакансионно-пересыщенным β – твердым раствором ($\alpha_\beta \rightarrow \beta_{\text{перес.}}$). Пересыщенный вакансиями ОЦК– твердый раствор стремится перейти в относительное равновесие ($\beta_{\text{перес.}} \rightarrow \beta_p$) по механизму многостадийного распада.

На I стадии распада происходит микрорасслоение неравновесного твердого раствора по вакансиям, т.е. образование микрообъемов обогащенных и обедненных вакансиями. Устойчивость такого двухкомпонентного твердого раствора (атомы металла – вакансии) в определенном температурно-временном интервале может быть обусловлена упорядоченным распределением вакансий.

На II стадии внутри микрообъемов, обогащенных вакансиями формируются вакансионные когерентные предвыделения, в которых происходит перестройка кристаллической ОЦК– решетки в гексагональную ω – решетку (ω -состояние). Такая перестройка сопровождается возникновением сильных структурных напряжений в результате концентрационного и размерного несоответствия на границе раздела “предвыделение формирующейся ω - фазы – β - матрица”. На рис. 15 изображена

вакансионно-пересыщенная и упорядоченная пространственная кристаллическая решетка, состоящая из 8 элементарных ОЦК-ячеек (рис.15,а), которая может быть представлена как суперпозиция двух кристаллических сверхрешеток, вставленных одна в другую: металлической (рис.15,б), образующей решетку алмаза с параметром $a_{\text{алмаз}}=2a_{\beta}$ (равным удвоенному параметру ОЦК – решетки) и вакансионной (рис.15,в) с гексагональной ω -решеткой ($a_{\omega}=\sqrt{2} \cdot a_{\beta}$, $c_{\omega}=\sqrt{3}/2 \cdot a_{\beta}$).

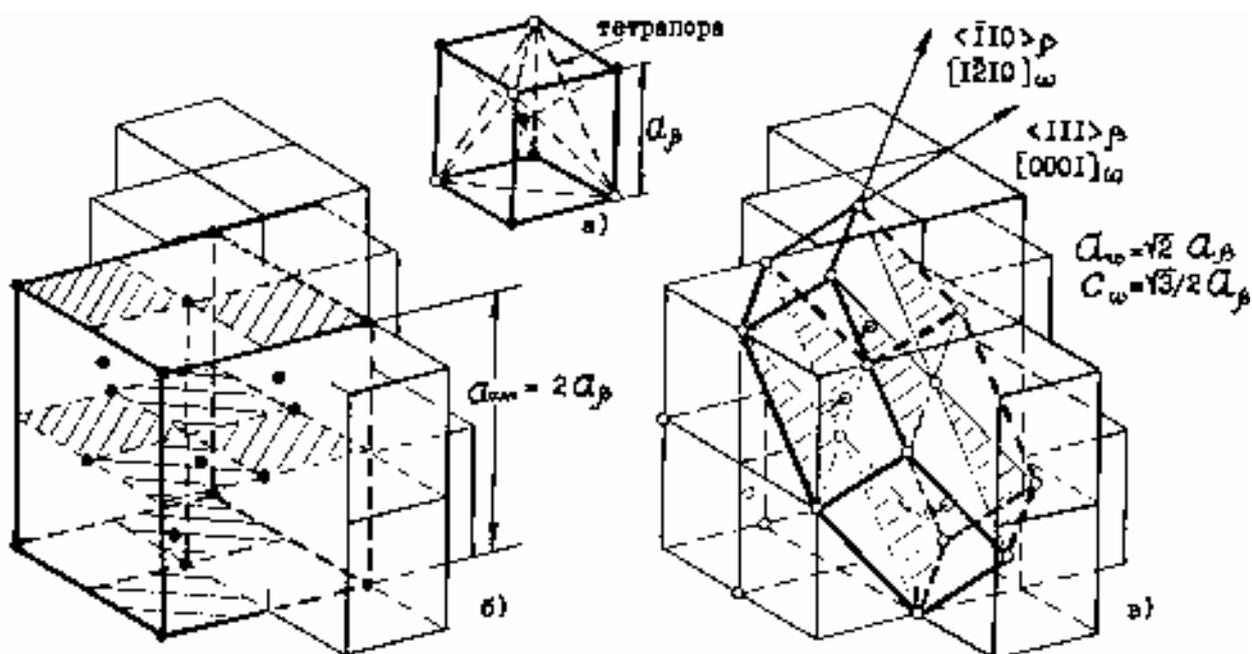


Рис. 15. Вакансионно-пересыщенная и упорядоченная ОЦК – решетка (а) как суперпозиция двух кристаллических подрешеток, вставленных одна в другую: металлической (б), образующей решетку алмаза и вакансионной (в) с ω -решеткой

На III стадии под действием внутренних напряжений происходят перераспределения на вакантные места дислоцированных (межузельных) атомов, т.е. “схлопывание” (рекомбинация) металлической и вакансионной сверхрешеток и обособление равновесной β_p – фазы. Если в высокотемпературной ОЦК – модификации титана, пересыщенном вакансиями ($\beta_{\text{перес}}$), присутствуют избыточные α -стабилизирующие легирующие элементы, то на III стадии произойдет релаксационное их перераспределение в вакансионную гексагональную сверхрешетку и в результате «схлопывания» сформируются и обособятся две высокотемпературные равновесные β - и α -

фазы ($\alpha_p \rightarrow \beta_{\text{перес.}} \rightarrow \alpha + \beta$). Завершением III стадии $\alpha_p \rightarrow \beta_{\text{перес.}} \rightarrow \beta_p$ или $\alpha_p \rightarrow \beta_{\text{перес.}} \rightarrow \alpha + \beta$ превращений является гомогенное распределение атомов и вакансий в уже обособленных равновесных ГПУ и ОЦК– решетках.

Очевидно, пересыщенный вакансиями ОЦК– твердый раствор будет иметь наибольший объем (“распухание”) в конце I стадии, когда в нем в результате микрорасслоения сформируются микрообъемы, пересыщенные вакансиями, и наименьший объем в начале III стадии после «схлопывания» двух сверхрешеток под действием внутренних напряжений.

Предложенный механизм возвращения к термодинамическому равновесию системы вакансионно-пересыщенных твердых растворов замещения имеет большое сходство с известными в литературе двумя диффузионными механизмами – Френкеля и Киркендалла. Эффект Френкеля предполагает конденсацию избыточных вакансий и образование одномерных, двухмерных или трехмерных вакансионных комплексов, приводящих к “распуханию” объема металла (аналогично, в сплавах титана – $\beta_{\text{перес.}}$ - твердого раствора). Эффект Киркендалла предполагает встречное перераспределение дислоцированных атомов и вакансий при сохранении объема системы в целом (аналогично, в сплавах титана «схлопывание» двух сверхрешеток).

Думается, что предложенная модель рекомбинации металлической и вакансионной сверхрешеток в вакансионно- пересыщенном ОЦК– твердом растворе титановых сплавов сохранится независимо от причин, вызвавших зарождение вакансий и межузельных (смещенных, дислоцированных) атомов. Поэтому можно полагать, что в титане и его сплавах, при значительной теплосмене или деформации вблизи температуры полиморфного превращения, а также при радиационном облучении, в их ОЦК– модификации возникает аномальное пересыщение тепловыми, деформационными или радиационными вакансиями, а также межузельными атомами, которые стремятся к микрорасслоению, упорядочению и рекомбинации.

2.4.2. Кинетическая диаграмма структурных и фазовых превращений в сплавах титана в зависимости от температуры нагрева

Как было показано ранее в работах [23, 24, 27], пластическая деформация титановых сплавов в верхней части $(\alpha+\beta)$ - области и последующее ускоренное охлаждение приводят к формированию двух неравновесных фаз – $\alpha(\beta)$ - и $\beta(\alpha)$ - твердых растворов. Такие растворы, находясь в упруго-напряженном состоянии, оказываются пересыщенными вакансиями и отличаются повышенным растворением в них разноименных β - и α - стабилизирующих легирующих элементов и стремятся к распаду.

При последующем нагреве, для своей самоорганизации и перехода к относительному равновесию, система реализует два релаксационных механизма: структурный и концентрационный. Структурная релаксация проявляется в направленных атомно-кристаллических сдвигах дислоцированных (смещенных) атомов основы и реализуется в виде **структурных превращений**. Концентрационная релаксация проявляется в атомно-кристаллической и объемной диффузии вакансий, атомов внедрения и замещения и реализуется в виде **фазовых превращений**.

Полученные результаты рентгеноструктурного, металлографического, электронно-микроскопического анализа и физических методов исследования позволили построить обобщенную кинетическую диаграмму структурных и фазовых превращений в титановых сплавах после нагрева при температурах 300...1100 °С, изотермической выдержки длительностью от 15 мин до 500 часов и охлаждения на воздухе (рис. 16). Были определены инкубационные периоды фазовых превращений $\beta(\alpha)$ -, $\alpha(\beta)$ -, $\beta_{\text{перес}}$ - твердых растворов. Показано, что фазовое превращение твердых растворов со свойственным им составом, развиваются в соответствующих им температурно-временных интервалах. Чем более легированы фазы α - и β - твердых растворов одноименными α - и β - стабилизирующими элементами, тем при более низких температурах и за более длительное время завершается их распад. Он развивается через стадии микрорасслоения (формирования микрообъемов обедненных и обогащенных вакансиями и избыточными легирующими элементами), формирования

когерентных предвыделений в обогащенных микрообъемах, обособления фазы нового состава, и далее гомогенизация (выравнивание химического состава) частиц новой фазы с равновесной концентрацией легирующих элементов и вакансий.

На представленной диаграмме (рис. 16), левее линии КМ находится область дораспадного периода. Правее линии ДГ располагается область гомогенизации α -твердого раствора. Линии 1-1, 2-2 определяют температуры окончания $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$ и $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ превращений. Кривые КМ – ЛН и АБ – ДГ а также ЕЖ – ФХ ограничивают инкубационные периоды распада вакансионно-пересыщенных неравновесных $\beta(\alpha)$ - и $\alpha(\beta)$ -, а также $\beta_{\text{перес}}$ - твердых растворов, соответственно, (стадии I и II). Пунктирные линии в их пределах соответствуют температурно-временному состоянию металла, при котором достигается его наибольшее "распухание" на стадии микрорасслоения и упорядочения по вакансиям и избыточным легирующим элементам (конец I стадии).

Линии ЛН, ДГ, ФХ, ограничивающие сверху инкубационные периоды распада твердых растворов, соответствуют температурно-временному состоянию металла, при котором его объем сокращается, так как заканчивается формирование когерентных предвыделений, и под действием возникающих внутренних напряжений происходит перераспределения на

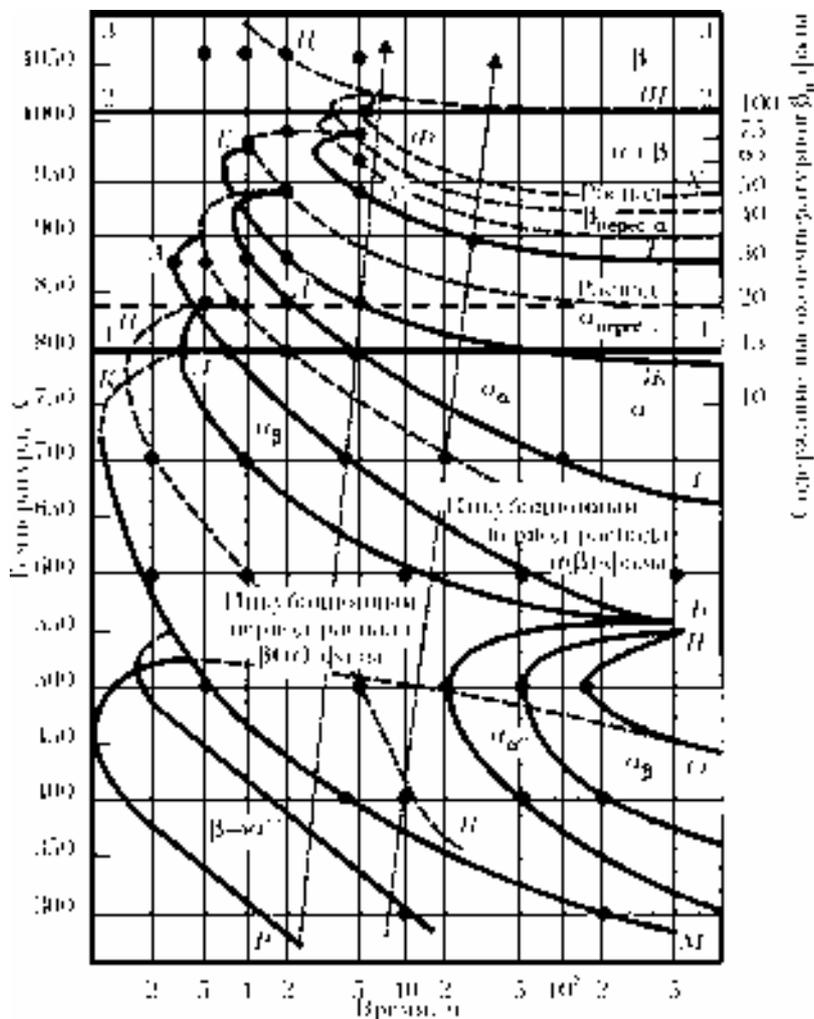


Рис. 16. Кинетическая диаграмма структурных и фазовых превращений в сплавах титана в зависимости от температуры нагрева абсолютной и приведенной

вакантные места дислоцированных (межузельных) атомов, т.е. “схлопывание” (рекомбинация) металлической и вакансионной сверхрешеток (начало III стадии). Как видно из диаграммы, чем более легирован $\beta(\alpha)$ - твердый раствор β - стабилизирующими элементами, тем при более низкой температуре и за большее время происходит его распад. При этом накапливаются более значительные внутренние напряжения, приводящие к более интенсивной рекомбинации разноименных точечных дефектов.

Как было показано в работах [23, 25], в процессе распада $\beta(\alpha)$ - твердого раствора при температурах ниже $550\text{ }^\circ\text{C}$,

увеличение времени старения от 0,5 до 500 ч. приводит к увеличению количества зон предвыделений α - фазы, но даже 1000 часовая выдержка в такой низкотемпературной области не смогла привести к полному завершению процесса распада β - фазы, с выделением частиц α - фазы обособленных от матрицы.

Выдвинутые теоретические представления были экспериментально подтверждены с помощью дилатометрического и микрокалориметрического анализа. Результаты исследования представлены на рис. 17 в виде кривых изменения коэффициента линейного расширения и теплового микротока в процессе нагрева образцов со

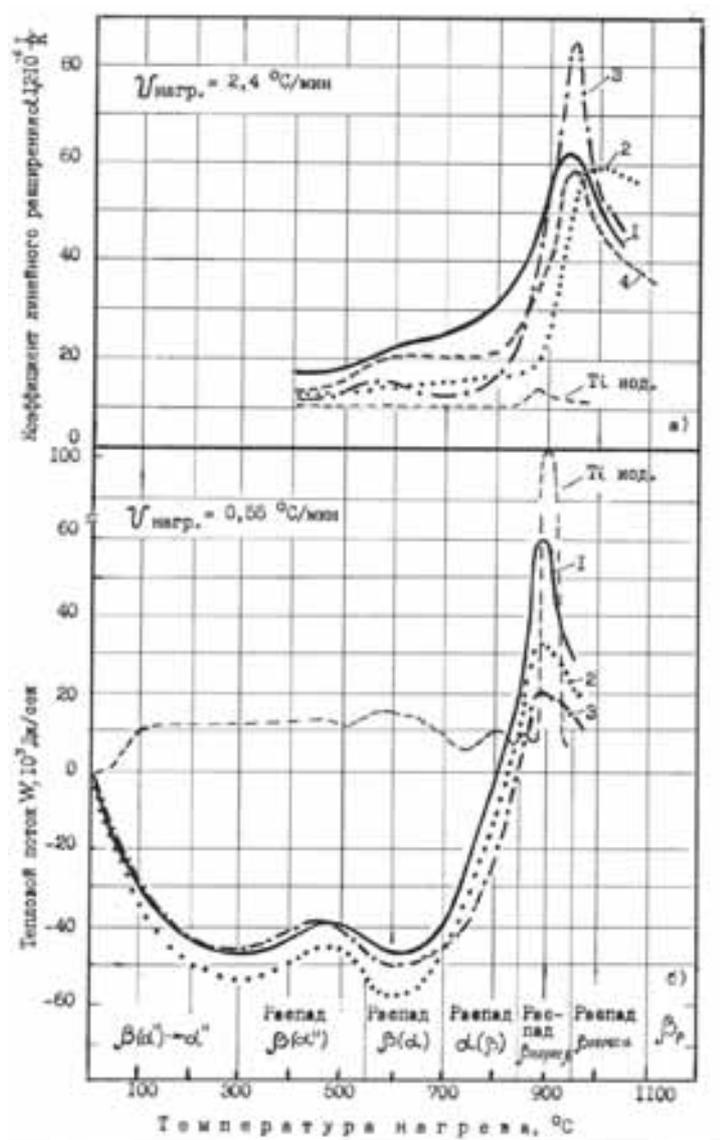


Рис. 17. Дилатометрические (а) и микрокалориметрические (б) кривые исследованных титановых сплавов

скоростью 2,4 и 0,55 °С/мин, соответственно (линии нагрева нанесены на диаграмму распада, см. рис. 16).

Всеми методами были зафиксированы температурно-временные интервалы, последовательно сменяющих друг друга процессов. Начиная с температуры 300 и 600°С, наблюдали увеличение коэффициентов линейного расширения и тепловых микротоков. Максимумы такого “распухания” образцов, сопровождающегося интенсивным теплопоглощением при температурах 500 и 900°С, совпадали с температурно-временными интервалами распада вакансионно-пересыщенных $\beta(\alpha)$ - и $\beta_{\text{перес.}}$ - твердых растворов с ОЦК– решеткой, соответственно, на стадии микрорасслоения (конец I стадии). При дальнейшем увеличении температуры наблюдали уменьшение коэффициентов линейного расширения и тепловых микротоков. Максимумы сокращения размеров образцов, сопровождающихся интенсивным тепловыделением при температурах 600 и T_{III} °С, совпадали с температурно-временными интервалами распада вакансионно-пересыщенных $\beta(\alpha)$ - и $\beta_{\text{перес.}}$ - твердых растворов на стадии окончания формирования двух когерентных подрешеток и их “схлопывания” в результате релаксационного перераспределения избыточных α - и β - стабилизирующих элементов в вакансионную гексагональную подрешетку (начало III стадии).

После старения материалы испытывали при комнатной температуре на растяжение и ударный изгиб (рис.18). Было показано, что низкотемпературное снижение характеристик прочности ($\sigma_{0,2}$, σ_B) и пластичности (δ , ψ), (рис.18), а имели место на стадии микрорасслоения пересыщенного вакансиями $\beta(\alpha)$ - твердого раствора (конец I стадии). Наиболее чувствительными к внутренним напряжениям, возникающим в результате распада $\beta(\alpha)$ - фазы, оказались результаты испытания на ударный изгиб (рис.18,б). С понижением температуры снижение ударной вязкости начиналось позже и продолжалось более длительный промежуток времени. Наименьшие значения достигались при распаде остаточного $\beta(\alpha)$ - твердого раствора на стадии окончания формирования когерентных предвыделений (конец II стадии). Далее на III

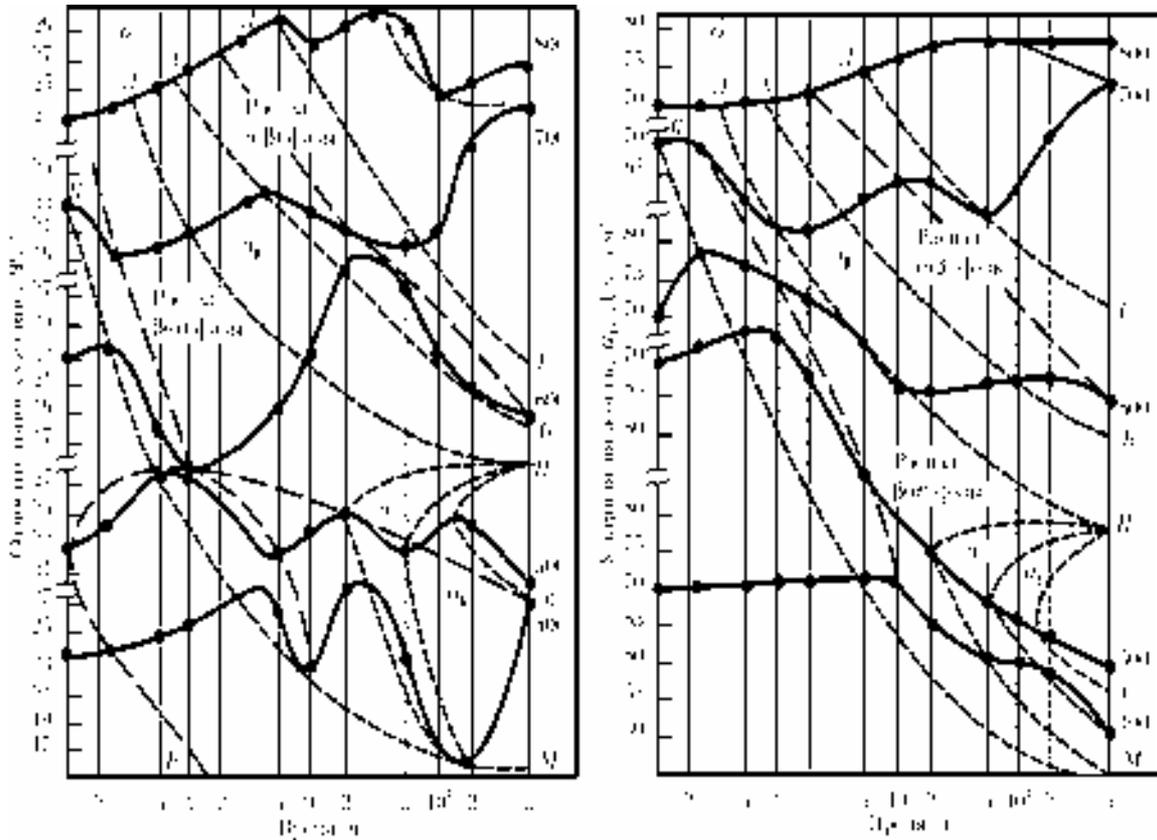


Рис. 18. Влияние низкотемпературного распада на температурно-временные зависимости пластичности (а) и ударной вязкости (б) сплавов титана (цифры обозначают температуру, °С).

стадии, в результате релаксационного перераспределения избыточных α -стабилизирующих элементов в вакансионную гексагональную подрешетку и “схлопывания”, формировались и обособлялись частицы относительно равновесной гексагональной $\alpha\beta$ -фазы, при этом наблюдали увеличение вязкопластических свойств титановых сплавов.

Обсуждение

Из анализа полученных результатов можно предположить, что для двухфазных вакансионно-пересыщенных титановых сплавов, находящихся в температурно-временном интервале ниже линии ОР (см. диаграмму структурных и фазовых превращений на рис. 16), межузельные атомы и легирующие элементы малоподвижны и концентрационная релаксация системы проявляется главным образом в микрорас-

слоении по вакансиям. Диффузионные механизмы сменяются сдвиговыми и осуществляются с помощью мартенситного превращения, двойникования или перехода вакансионно-пересыщенного и упорядоченного ОЦК-кристалла в ω -состояние с гексагональной решеткой. Такие процессы создают поля высоких внутренних напряжений – "концентраторы", которые могут вызвать дрейфовое атомно-кристаллическое перераспределение межузельных атомов и легирующих элементов. Низкотемпературное старение при температуре ниже 550 °С наиболее полно обнажает дрейфовые формирования микросегрегаций, которые при более высоких температурах маскируются диффузионным перераспределением атомов основы, примесей и легирующих элементов [25].

Радиационное облучение, ослабляя взаимодействие между атомами основы, создает вакансионное пересыщение и приводит к снижению термодинамической устойчивости твердых растворов $\beta(\alpha)$ - и $\alpha(\beta)$ -фаз, т.е. ускоряет процесс распада: уменьшает во времени инкубационный период, смещает его в область более высоких температур и приводит к повышению критической температуры хрупкости. На стадии III, окончания формирования предвыделений, возникают максимальные структурные напряжения в результате концентрационного и размерного несоответствия на границе раздела "формирующаяся фаза – матрица", которые вызывают дрейфовое перераспределение легирующих элементов, примесных или межузельных атомов и приводят к началу обособления частиц новой фазы или к рекомбинации. Согласно кинетической диаграмме распада (рис.16), чем более легированы $\beta(\alpha)$ - и $\alpha(\beta)$ - твердые растворы одноименными стабилизаторами и более термодинамически устойчивы, тем при более низких температурах и за более продолжительное время происходит их распад. При этом накапливаются более значительные внутренние напряжения, приводящие к более интенсивной рекомбинации разноименных точечных дефектов.

Таким образом, можно полагать, что наибольшим сопротивлением радиационному распуханию двухфазные титановые сплавы с низкой ЭДУ обладают в

высоконапряженных состояниях материала: после больших пластических деформаций; в состоянии структурно-фазовых и мартенситных превращений; в состоянии, в котором вакансионно-пересыщенные упорядоченные $\beta(\alpha)$ - и $\alpha(\beta)$ - твердые растворы обогащены одноименными β - и α - стабилизирующими элементами и их многостадийный распад не доходит до полного завершения с выделением частиц новой фазы, обособленных от матрицы (согласно диаграммы, 550°C). В этих состояниях смещенные атомы металла основы оказываются в более неравновесном термодинамическом состоянии, чем легирующие элементы и примесные атомы, в связи с этим скорость рекомбинации пар "вакансия – межузельный атом основы" оказывается выше, чем "вакансия – растворенный атом замещения или внедрения". В этих состояниях в процессе распада накапливаются более значительные внутренние напряжения, приводящие к более интенсивной рекомбинации разноименных точечных дефектов.

2.5. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ С УВЕЛИЧЕНИЕМ СКОРОСТИ ИХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В процессе пластической деформации, во время эволюции субструктуры материала происходит перераспределение внутренних напряжений. Важно напомнить, что каждому типу субструктуры соответствует определенная плотность дислокаций, и для ее формирования требуется определенное время тем большее, чем ниже температура нагрева. Отсюда становится понятным, почему увеличение скорости деформирования и снижение температуры задерживает эволюцию структурообразования. При этом тормозятся релаксационные процессы, и возрастает сопротивление деформированию. Для сохранения целостности материала изделия на смену сдвиговым, ламинарным механизмам приходят высокоскоростные механизмы фазовых превращений (см. раздел 2.1.). Для сравнения в табл. 6 приведены скорости пластической деформации, которые реализуются в материалах при различных видах их технологической обработки, испытаниях и при работе конструкций.

Скорость деформации машиностроительного материала от способа его обработки

Способ деформирования	Скорость деформации, с ⁻¹
Шлифование	$10^5 \dots 10^6$
Взрыв, ударная волна	$10^4 \dots 10^6$
Резание	$10^1 \dots 10^4$
Испытание на ударную вязкость	$10^2 \dots 10^3$
Прокатка, ковка, волочение	$10^0 \dots 10^3$
Горячая прокатка	$10^0 \dots 10^2$
Экструзия	$10^{-2} \dots 10^1$
Испытания на растяжение по ГОСТ	$10^{-4} \dots 10^{-3}$
Ползучесть в конструкциях	$10^{-10} \dots 10^{-6}$
"Холодная" релаксация напряжений в конструкциях	$10^{-12} \dots 10^{-9}$

Как видно из табл. 6, скорости пластической деформации могут различаться на 17 порядков.

Релаксационные процессы вносят большой вклад в формирование структуры и, соответственно, свойств при пластической деформации. Этот вклад состоит в том, что одновременно с процессами **упрочнения** и формирования субструктуры деформированного состояния происходят процессы **разупрочнения** (превращения субструктур (см. раздел 2.3.; 3.4)).

Разупрочняющие процессы происходят тем интенсивнее, чем больше время, температура, степень и меньше скорость деформирования материала.

Введем понятия: $(d\varepsilon / dt)_{\text{деформ.}}$ – скорость деформирования материала,

$(d\varepsilon / dt)_{\text{релакс.}}$ – скорость релаксации (например, рекристаллизации) материала.

В таком случае можно дать определения горячей и холодной пластической деформации.

Горячей деформацией – называется деформация, проходящая при скоростях, сопоставимых со скоростями релаксации,

$$(d\varepsilon / dt)_{\text{деформ.}} \approx (d\varepsilon / dt)_{\text{релакс.}} \quad (8)$$

Теплой деформацией – называется деформация, проходящая при скоростях больших по сравнению со скоростями релаксации,

$$(d\varepsilon / dt)_{\text{деформ.}} > (d\varepsilon / dt)_{\text{релакс.}} \quad (9)$$

Холодной деформацией – называется деформация, проходящая при скоростях много больших по сравнению со скоростями релаксации,

$$(d\varepsilon / dt)_{\text{деформ.}} \gg (d\varepsilon / dt)_{\text{релакс.}} \quad (10)$$

Физическая сущность **медленного** процесса деформирования состоит в следующем. Напряжение при достижении им предела текучести вызовет пластическую деформацию по механизму скольжения, т.е. приведет в движение дислокации. Если препятствий для свободного перемещения дислокаций нет, и они не возникают в процессе деформации, то деформация может быть сколь угодно большой. При растяжении образец может удлиниться в десятки и сотни раз, превращаясь в подобие проволок. Конечно, так удлиниться на многие сотни и тысячи процентов образец сможет лишь тогда, когда не возникает концентратора, местного сужения, образования шейки. Если возникает шейка, то деформация локализуется, и в таком металле, в конечном итоге, произойдет разделение образца на две части.

Физическая сущность **быстрого** процесса деформирования состоит в том, что за сверхкороткое время, внешнее приложенное напряжение может вызвать пластическую деформацию только по скоростному механизму фазовых (мартенситных) превращений. В материале не успевают срабатывать релаксационные процессы, затрудняется теплообмен между деформируемой зоной и окружающей средой. Поэтому происходит переход от изотермической деформации к адиабатической, подключаются ротационные механизмы пластической деформации. Возникшая локализация пластической деформации сохраняется вплоть до разрушения.

Оценку динамического предела текучести $\sigma_{T(\text{динамич.})}$ в зависимости от ско-

рости динамического нагружения $(d\varepsilon/dt)_{(динамич.)}$ можно произвести по формуле:

$$\sigma_{T(динамич.)} = \sigma_{T(статич.)} + K \cdot \lg[(d\varepsilon/dt)_{(динамич.)} / (d\varepsilon/dt)_{(статич.)}] , \quad (11)$$

где $\sigma_{T(статич.)}$ – величина предела текучести материала, полученная при обычном стандартном испытании на растяжение со скоростью $(d\varepsilon/dt)_{(статич.)} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

С увеличением скорости деформирования происходит увеличение прочности, снижение пластичности и вязкости разрушения материала.

Аварийная ситуация деталей (их преждевременное разрушение) обычно возникает в условиях создания **локализации пластической деформации** (непредсказуемой эволюция субструктуры сплавов) в местах действия максимальных касательных напряжений.

Высокая работоспособность деталей обычно достигается в условиях **однородной пластической деформации**, закономерного развития эволюции внутризеренной субструктуры материала (самоорганизации), что вызывает перераспределение макронапряжений, формирующихся в объеме всей детали, в пределах действия максимальных касательных напряжений и вдоль формирующихся, достаточно развитых субграниц.

Однородная пластическая деформация – это самоорганизующийся процесс перераспределения внутренних напряжений в системе, при котором релаксационное разупрочнение поспевает за механическим, термическим и концентрационным упрочнением. Однородная пластическая деформация свойственна металлам с высокими вязкопластическими свойствами при низких скоростях нагружения и умеренных температурах.

Локализованная пластическая деформация – развивается в условиях торможения релаксационных процессов (при низких температурах, высоких скоростях деформирования, циклических нагрузках) и сосредотачивается в плоскостях и направлениях действия максимальных касательных напряжений.

Локализованная пластическая деформация свойственна материалам с низкими вязкопластическими свойствами при высоких скоростях и низких температурах нагружения.

Таким образом, при выборе режимов технологических обработок, а также условий последующей эксплуатации готовых изделий, необходимо правильно подбирать температурно-скоростные условия протекания в них деформационных и релаксационных процессов, зависящих от механических и теплофизических свойств материала.

Чем выше скорость деформирования (ниже температура деформации, ниже энергия дефекта упаковки металла), тем меньше времени для эволюционирования субструктуры и релаксационного перераспределения легирующих элементов, тем труднее происходит перераспределение напряжений вдоль новых границ раздела и тем более локализовано развивается пластическая деформация и наступает преждевременное разрушение.

Часто говорят, что все механические свойства являются структурно - чувствительными. Однако думается, что это утверждение – не бесспорно. Структурно - чувствительными оказываются результаты статических механических испытаний образцов со скоростью деформирования $(d\varepsilon/dt)_{(статич.)} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, в материале которых успевают проходить структурные, фазовые превращения и перераспределение внутренних напряжений вдоль новых границ раздела. Структурно - нечувствительными оказываются результаты динамических механических испытаний образцов со скоростью деформирования $(d\varepsilon/dt)_{(динамич.)} = 10^{+4} \text{ с}^{-1}$, проходящих в условиях локализации пластической деформации под углом 45° к направлению действия главных касательных напряжений, независимо от структуры.

ГЛАВА 3.

ФИЗИКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Сегодня мы стоим на пути необходимости создания контролируемых технологических процессов, что обеспечит повышение качества и надежности работы деталей машин и конструкций, увеличение их срока эксплуатации. Основопологающим принципом такой деятельности является научно-обоснованная комплексная разработка всей **цепочки технологических процессов**: от промышленного литья, производства заготовок, их окончательной механической обработки до материаловедческого контроля в процессе эксплуатации готовых изделий.

На каждом этапе такого комплексного технологического процесса, материал заготовки наследует структурно-фазовые изменения и перераспределение легирующих элементов. При этом изменяются его свойства.

В энергетическом машиностроении проблема высокоскоростной обработки возникает не только на этапе изготовления лопаток паровых турбин, но и при их эксплуатации, во время которой развивается эрозионное разрушение их поверхностей. Высокоскоростная каплеударная обработка их частицами пара со скоростью 200...500 м/с вызывает скорость пластической деформации ($10^{+4} \dots 10^{+6}$, 1/с).

Считается что двухфазные ($\alpha+\beta$)- титановые сплавы мартенситного класса (например, ВТ6, ТС5) являются перспективными материалами для изготовления лопаток паровых турбин атомных станций большой мощности, что обусловлено их стойкостью к высокоскоростному каплеударному воздействию частицами пара.

Поэтому технологические проблемы, на решение которых могут быть направлены вышеизложенные результаты (главы 1,2), полученные специалистами в области “Физики технологических процессов в машиностроении”, можно сформулировать, как, например:

1. «Повышение эффективности высокоскоростных технологических обработок металлических заготовок, как результат понимания и контроля

структурно-фазовых превращений, протекающих в их материале».

2. «Разработка научно-обоснованной технологической цепочки изготовления титановых лопаток паровых турбин, обладающих высокой эрозионной стойкостью без дорогостоящего покрытия, как результат понимания и контроля структурно-фазовых превращений, протекающих в материале».

За 30-летний опыт работы авторами, особенно с титановыми сплавами, на каждом этапе технологической цепочки изготовления готовой продукции, разработаны **свои подходы**.

1. Разработан новый подход на этапе производства заготовок из титановых сплавов.

Авторами [23-27], разработана **обобщенная кинетическая диаграмма** структурно- фазовых превращений деформированных титановых сплавов в широком температурно-временном интервале, установлена связь со свойствами (см. раздел 2.4.). Показано, что наиболее высокой технологичностью титановые сплавы обладают при деформации в температурно - временном интервале, в котором в сплаве содержится равное 50% -е содержание высокотемпературной α - и β - фаз .

1.1. Авторами [24,26], **впервые** разработан метод оценки, помимо «абсолютных» температур, температуры «приведенные» к определенному количеству высокотемпературной β - фазы (T10; T15; T20; T30; T50; T65; T75; T100). Например, при изготовлении лопаток паровых турбин для каждой партии пруткового лопаточного материала перед штамповкой необходимо провести эксперимент и установить зависимость нарастания содержания высокотемпературной β - фазы по мере увеличения абсолютной температуры нагрева. Деформация (штамповка) лопаточного материала в интервале приведенных температур T45-T50 должна быть наиболее технологичной. При этом проработка материала по всему сечению лопатки должна быть более однородна по структуре и свойствам.

1.2. Авторы рекомендуют проводить окончательную термическую обработку в интервале приведенных температур T10 - T15, при которой в материале

формируется полигонизованная дислокационная структура с дисперсными «мягкими» включениями β - фазы. При этом достигаются высокие эксплуатационные свойства титановых изделий.

2. Разработан новый подход на этапе механической обработки заготовок изделий из титановых сплавов.

Авторами [28-31] (см. раздел 3.3), **впервые** разработана модель стружкообразования с учетом волновой теории пластической деформации при высокоскоростной лезвийной механической обработке поверхностей титановых изделий. Рассматривается вопрос о выборе научно-обоснованного технологического режима обработки, повышения качества поверхности и надежности деталей машин, снижения износа инструмента.

3. Разработан новый подход на этапе эксплуатации готовых изделий из титановых сплавов, подверженных каплеударному воздействию частицами пара.

Как показано в работах [32-34], авторы, изучив эрозионные повреждения поверхностей титановых лопаток из сплава ТС5 на макро- и микроуровне, показали, что и в этом случае волновая природа пластической деформации приводит к типичным для больших скоростей структурно- фазовым превращениям.

Для того чтобы смоделировать действие частиц пара, формирующих одноосную ударную волну в объеме образцов-свидетелей титановых лопаток, был предложен **принципиально новый подход** [34] (разд. 3.2). Образцы из материала лопаток подвергались высокоскоростному нагружению с помощью легкогазовой пушки (пневмокопра). Исследованы механизмы деформации и разрушения плоских мишеней из сплава титана ВТ6 и изменение их свойств вдоль и поперек направления движения ударной волны со скоростью 400...600 м/с. Показано, что структурно-фазовые превращения при высокоскоростном нагружении играют первостепенное значение. Установлены закономерности фазовых превращений.

3.1. ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ ТИТАНА ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ СО СКОРОСТЬЮ 400...600 м/с

Высокоскоростная деформация является современным высокопроизводительным способом обработки металлических материалов. В различных областях промышленности с успехом используется энергия взрыва и другие методы получения ударных волн дляковки, штамповки, сварки и лезвийной обработки материалов. Однако сегодня в области машиностроения остались не решенными ряд проблем по высокоскоростному взаимодействию твердых тел, например, по «эрозии» паровых лопаток в результате каплеударного воздействия водяного пара, интенсивному износу инструмента при повышении скорости лезвийной обработки сверх определенного уровня. Можно полагать, что это происходит из-за локализации пластической деформации в металле заготовки в зоне контакта с инструментом.

На практике наиболее трудно обрабатываемыми считаются титановые сплавы, особенно, двухфазные мартенситного класса, что обусловлено их низкой теплопроводностью, высокими контактными температурами, высокой склонностью к структурным и фазовым превращениям при деформации.

3.1.1. Методика и материалы

Методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, испытаний на микротвердость исследовались субструктурные изменения происходящих в материале образцов из двухфазных титановых сплавов ПТ-3В, ОТ4, ВТ6, ВТ-23, обработанных ударной волной.

Условия нагружения обеспечивали скорость ударника ($V_{imp.}$) 446 и 568 м/с, что соответствовало диапазону скоростей деформации $10^5...10^6$ с⁻¹. При этом заготовки были доведены до полного разрушения с образованием двух свободных поверхностей или каверны. Испытания были выполнены с использованием плоских мишеней-образцов толщиной 7 мм и диаметром 52 мм, нагруженных с помощью пневматической пушки (пневмокопра) с диаметром ствола 30 мм [35].

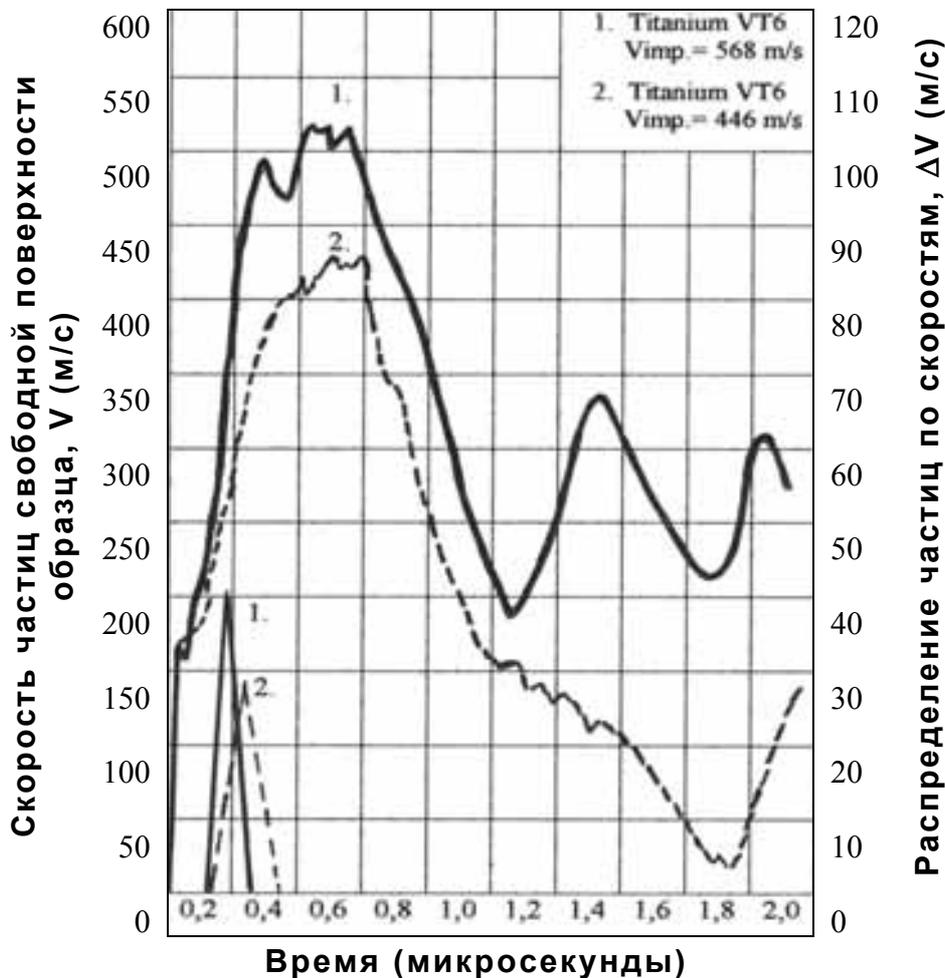


Рис. 19. Временные профили скорости свободной поверхности мишеней № 1 и № 2 из сплава ВТ6, нагруженных при скоростях ударника 568 и 446 м/с

Для регистрации скорости свободной поверхности ударно-нагружаемых плоских мишеней применяли двухканальный скоростной интерферометр, который позволял регистрировать временную историю не только средней скорости свободной поверхности мишени, но и распределение частиц по скоростям (ΔV) (рис. 19). Разрешающая способность интерферометра по времени составляла порядка двух микросекунд, а пространственное разрешение – 100 μm .

3.1.2. Исследование морфологии разрушения металла заготовок после ударного нагружения

На рис. 20(а,б) представлены фотография и схема разрушения заготовки – образца из сплава ВТ6, обработанной ударной волной со скоростью 568 м/с. Видно,

что образовавшаяся откольная щель была параллельна свободной поверхности мишени и имела ступенчатую форму. Можно выделить три зоны разрушения.

Зона 1 – «эпицентр» ударной волны диаметром не более 15 мм, в котором формировались характерные вязкие «туннели», ориентированные вдоль направления удара.

Зона 2 – кольцеобразная «периферия» ударной волны. Возможно, в этой зоне

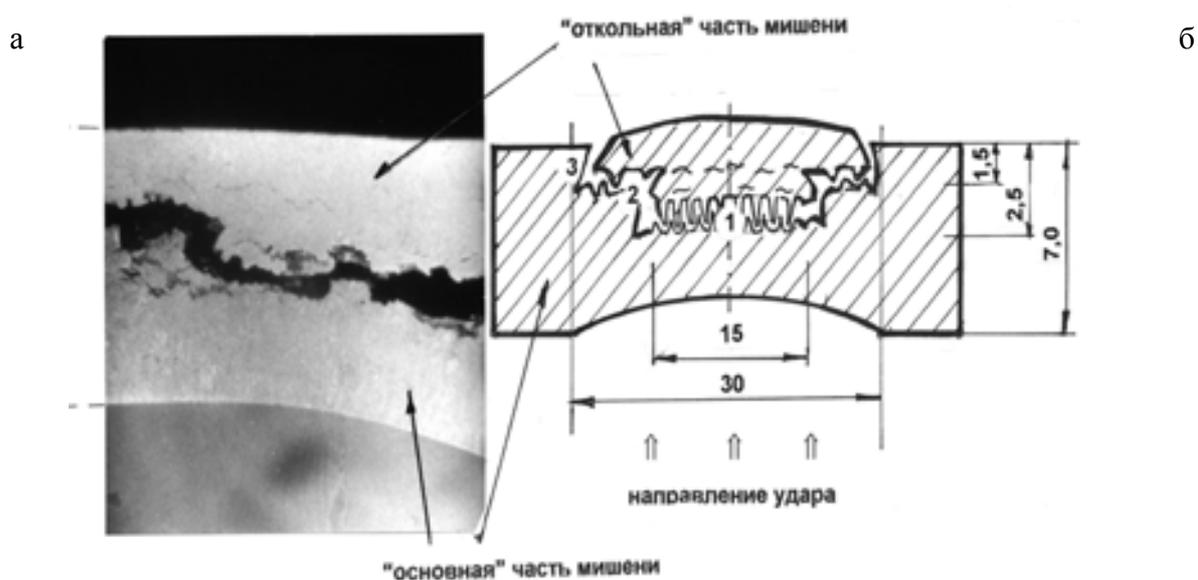


Рис. 20. Схема разрушения металла плоской заготовки при ударном нагружении со скоростью 568 м/с. Размеры указаны в мм (а). Фотография долевого сечения "откольной" и "основной" частей разрушенной заготовки (б)

происходило поперечное растекание волны сжатия с потерей скорости и энергии.

Зона 3 – «долом». Оказалось, что поверхности изломов, имеющие на макроуровне антисимметричный характер, на микроуровне не совпадали. Происходило выкрашивание материала, особенно в зоне 2 (рис.20,б). После окончания испытания, поверхность «откольной» части оказалась спрямленной (внутренние напряжения снялись), а «основная» часть разрушенной заготовки сохраняла сильный изгиб.

На рис. 21 (а - ж) представлены электронно-микроскопические фотографии изломов и шлифов поперечного сечения «откольной» и «основной» частей разрушенной заготовки в зонах 1 и 2. Видно, что в изломе разрушенной заготовки на мезоуровне формировались фрактурные составляющие округлой формы размером

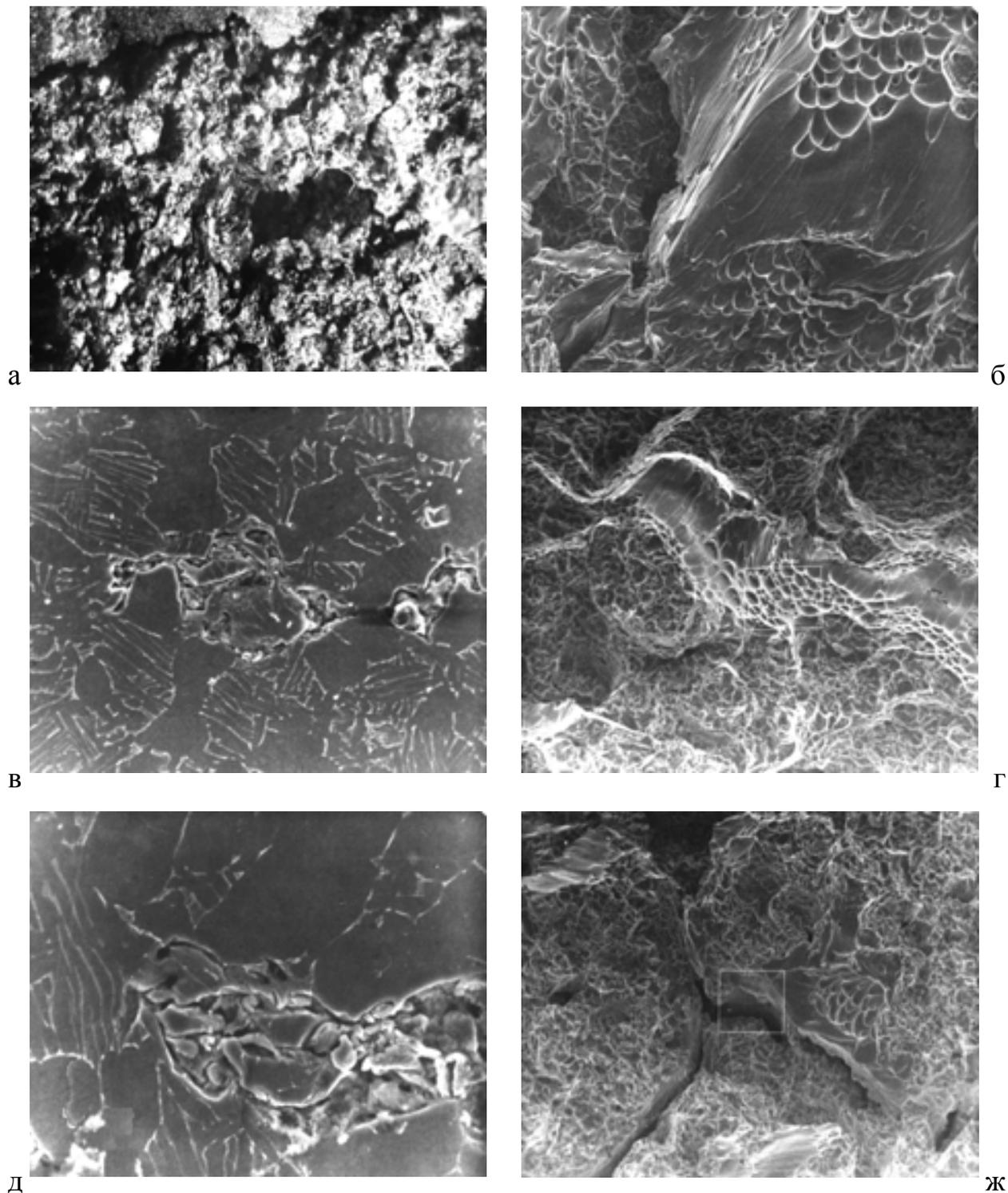


Рис. 21. Поверхность шлифа поперечного сечения и свободной поверхности изломов «основной» (а) и «откольной» (б-ж) частей мишени в зоне 1 (б- г) и в зоне 2 (в- ж) до (а, г, ж) и после (б, в, д) травления. $\times 14$ (а), $\times 470$ (б), $\times 1300$ (в), $\times 220$ (г, ж), $\times 2400$ (д)

100...200 мкм, рис. 21(а, г) и 300...400 мкм, рис. 21(ж), соответственно, в зоне 1 и в зоне 2. Такие мезообъемы были внутренне разбиты на более мелкие микросоставляющие тоже округлой формы 10...40 мкм, рис. 21(в, д). Такие вязкие участки

металла разрушенной заготовки могли быть сформированы в результате ротационного механизма пластической деформации вдоль узких микроканалов, направление которых совпадало с направлением действия максимальных напряжений. Вдоль границ таких каналов формировалось однофазное состояние (в исходном состоянии двухфазного сплава), так как травление поверхности излома в таких участках наличие второй β - фазовой составляющей не выявило, рис. 21(б).

Можно полагать, что при скоростной обработке сжимающая ударная волна модулирует структуру материала заготовки, разбивая ее на мезообъемы размером 100...400 мкм, рис. 21(г), по границам которых разгрузочная волна, подключая ротационные (поворотные) моды, совершает локализованные адиабатические сдвиги рис. 21(б) и отрыв.

3.1.3. Оценка микротвердости металла заготовки после ударного нагружения

На рис. 22 представлены результаты измерения микротвердости с интервалом 20 мкм при нагрузке 20 г в металле заготовки из сплава ВТ6 после обработки ударной волной со скоростью 568 м/с. Измерения были выполнены, начиная от края «основной» части заготовки по следу движения волны в центральной и периферийной области, отстоящей от центра на расстоянии 4 мм, в обоих случаях на уровне зоны 1. Абсолютные значения микротвердости в центре и на периферии достигали в среднем 4413 и 3996 МПа, соответственно, при средней твердости металла образца в исходном состоянии 2416 МПа. Как видно из рис. 22, результаты измерения микротвердости после ударного нагружения имели волнообразный характер с размером полуволны 100...200 мкм.

По сравнению с центральной, периферийная волна, отстоящая от центра на 4 мм (зона 1), находилась в противофазе и таким образом, она была самосогласована в мезообъеме 100...200 мкм. Аналогичные сравнительные результаты были получены и на уровне зоны 2. Периферийная волна, отстоящая от центра на 11 мм

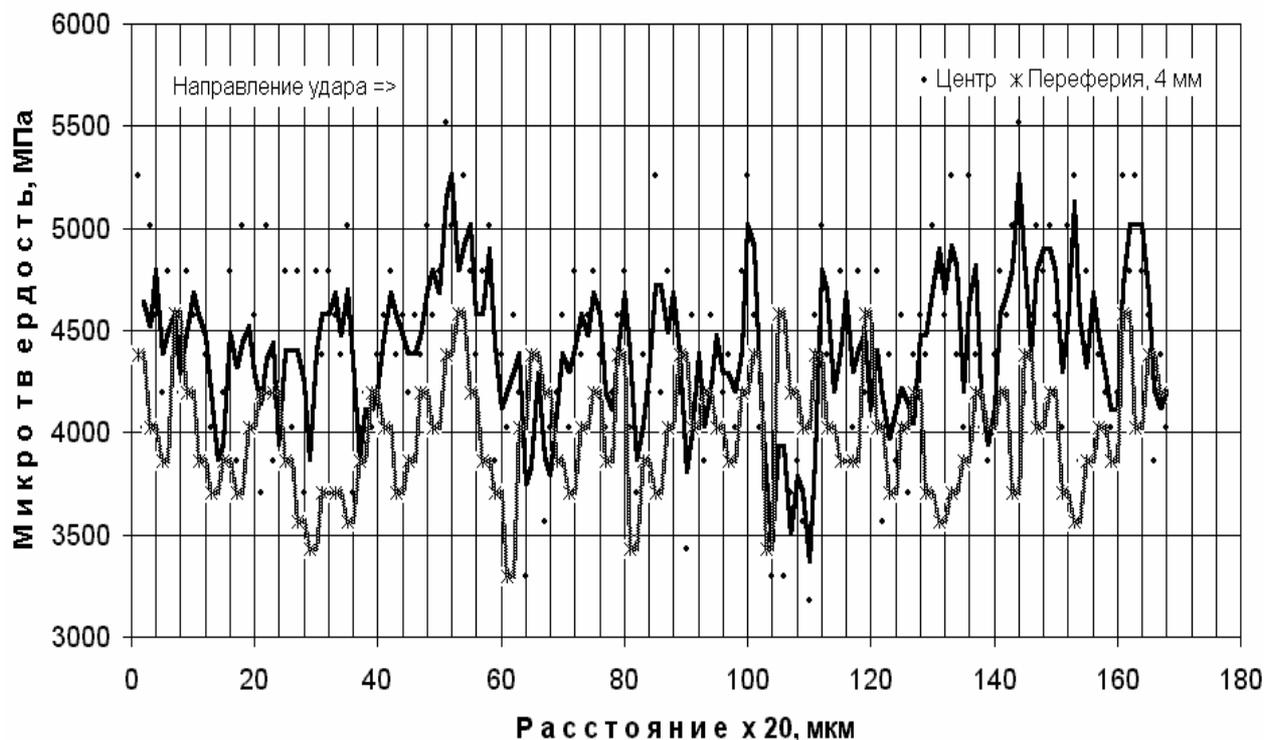


Рис. 22. Распределение микротвердости в металле заготовки из сплава ВТ6 вдоль направления движения ударной волны со скоростью нагружения 568 м/с в зоне 1

(зона 2) реже была самосогласована с центральной, зато размер самосогласованных объемов увеличивался до 300...600 мкм.

3.1.4. Структура металла заготовки после ударного нагружения

Структуру металла заготовок из сплавов ОТ4, ВТ6 и ВТ-23, испытанных ударником и взрывной волной, исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии, рис. 23. Результаты показали, что с повышением скорости ударной волны имела место локализация пластической деформации, которой всегда предшествовал распад пересыщенных твердых растворов. Во всех исследованных материалах в пограничных слоях сформированных мезообъемов прослойки β - твердого раствора под действием ударной волны подвергались частичному или полному распаду (растворению) в результате $\beta \rightarrow \alpha$ - превращения. В таких местах формировалась разориентированная сверхмелкая структура, которая имела повышенную микротвердость и давала в режиме микродифракции «кольцевые» или даже "галлообразные" электронограммы, рис. 23(а), здесь наблюдалось зарождение микротрещин.

Как было показано ранее [24] (см. раздел 2.4.), с повышением коэффициента β - стабилизации титановых сплавов распад прослоек β - твердых растворов со

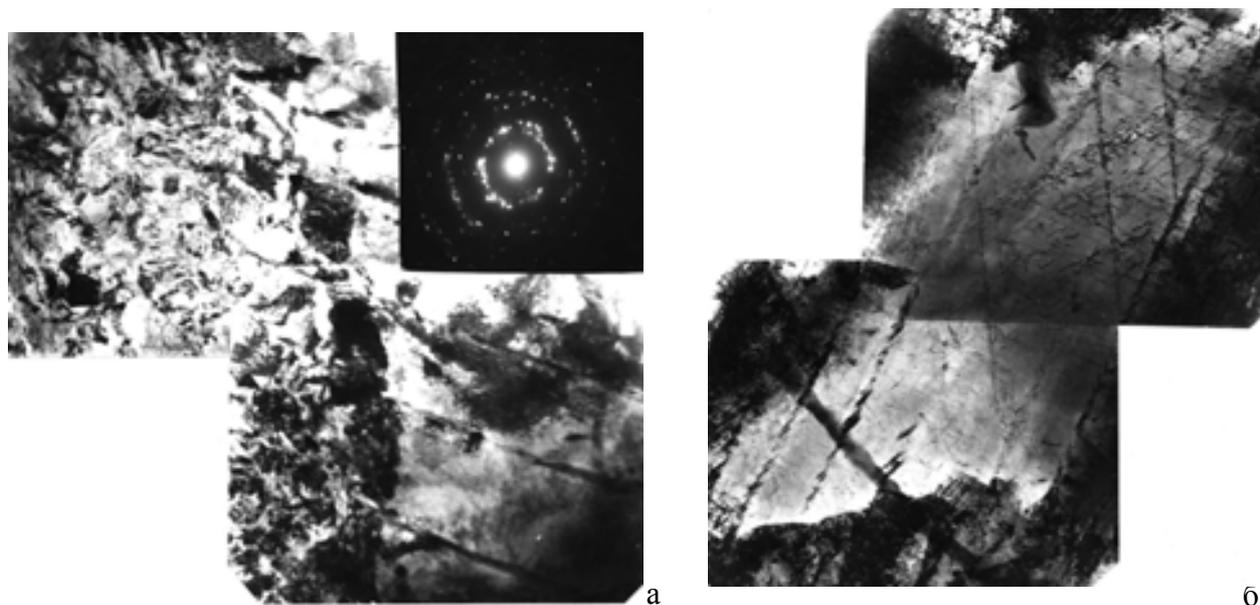


Рис. 23. Электронно-микроскопические снимки структуры после нагружения взрывной волной металла заготовки из сплава ОТ4 (а) и VT-23 (б) $\times 24000$

свойственным им составом развивается в соответствующих им температурно-временных интервалах, тем при более низких температурах и за более длительное время, чем они более обогащены одноименными β - стабилизирующими легирующими элементами. Поэтому с увеличением скорости и сокращением времени ударного нагружения β - прослойки более легированных сплавов VT23 и VT6 оказались более устойчивы к распаду по сравнению со сплавами ПТЗВ и ОТ4. Как видно из рис. 23, при одинаковом нагружении взрывной волной в заготовке из сплава ОТ4, рис. 23(а), наблюдалась локализация пластической деформации, в то время как в сплаве VT23 имел место только предшествующий ей распад прослоек β - фазы, рис. 23(б).

Заключение

Можно полагать, что при скоростной механической обработке, сжимающая ударная волна модулирует структуру материала, разбивая ее на мезообъемы размером 100...400 мкм. Внутри сформированных мезообъемов фазы волн противоположны по знаку, что приводит к относительной релаксации в них напряжений.

В результате самоорганизации системы формируется разгрузочная волна пластической деформации и разрушения, зависящая от релаксационной способности материала (структурной и концентрационной [24], энергии дефекта упаковки, способности превращения механической энергии в тепловую, осуществления фазовых превращений).

На микромасштабном уровне волна пластической деформации, формируя, размножая и самоорганизуя дефекты кристаллического строения, вызывает деформационное упрочнение микрообъемов металла заготовки. Для сохранения устойчивости деформируемого материала скорость деформационного упрочнения должна преобладать над скоростью динамической структурной и концентрационной релаксации. При резком снижении способности материала к деформационному упрочнению на микроуровне, в пластическую деформацию вовлекаются объемы металла на мезоуровне.

При увеличении скорости механической обработки заготовок из титановых сплавов, обладающих низкой теплопроводностью, скорость деформационного упрочнения за счет трансляционных мод пластической деформации на микро- и мезоуровнях быстро уменьшается (тормозится) и оказывается соизмеримой со скоростью релаксационного разупрочнения. Избыток тепловой энергии приводит к ее перераспределению (локализации) и к развитию пластической деформации, в которую вовлекаются объемы металла на мезоуровне. При этом подключаются ротационные моды пластической деформации, приводящие к ее локализации и разрушению.

Как показали результаты рентгеноструктурного анализа, в результате ударного нагружения в материале образцов на входе формировалась волна нагрузки, приводящая к распаду твердого раствора β - фазы и обогащению ванадием α - фазы до формирования мягкой орторомбической мартенситной α'' - фазы, гасящей ударную волну. Подключение новых мод пластической деформации по механизму фазовых превращений значительно затрудняет достижение исчерпания пластичности, необходимого для разрушения материала при ударном нагружении.

3.3. ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ЛЕЗВИЙНОЙ ОБРАБОТКЕ

Лезвийная обработка является одним из наиболее распространенных способов механической обработки изделий из сталей и сплавов. Пластическая деформация, разрушение, выделение энергии протекают дискретно (скачкообразно), что сопровождается изменением волн перенапряжений [36-37]. Развитие представлений о дискретном характере распространения пластической деформации приводит к необходимости признания ее волновой природы, особенно при высоких скоростях и периодического возникновения локализации деформации, в результате взаимодействия волн нагрузки и разгрузки [38-39], как способа эстафетного перемещения концентраторов напряжений по образцу.

При уменьшении скорости пластической деформации и увеличении теплопроводности материала заготовки стружкообразование происходит при относительно низких температурах, при которых релаксационные процессы в материале заторможены, происходит вовлечение в деформацию большого объема материала заготовки. При этом скорость деформационного упрочнения за счет волн нагрузки оказывается много больше релаксационного разупрочнения за счет волн разгрузки, развивается равномерная деформация и формируется сливная стружка [29-31].

При увеличении скорости взаимодействия и уменьшении теплопроводности материала заготовки происходит смена механизма пластической деформации, переход от равномерной сдвиговой изотермической деформации к локализованной ротационной (поворотной) моде [34]. В этих локальных объемах происходит интенсивное тепловыделение, и стружкообразование развивается при относительно высоких температурах, при которых интенсивность релаксационных процессов повышается. Здесь скорость деформационного упрочнения за счет волн нагрузки оказывается соизмеримой со скоростью релаксационного разупрочнения за счет волн разгрузки, развивается локализованная адиабатическая деформация и формируется стружка локального сдвига [29-31].

3.3.1. Методика и материалы

Материалом для исследования служили высокопрочные сплавы на основе алюминия АМц и титана ВТ23. Обработка цилиндрических заготовок Ø 30 мм из этих материалов проводилась резцом ВК8 без смазки со скоростью подачи $S = 0,25$ мм/оборот и глубиной резания $t = 3$ мм в диапазоне скоростей резания 2...380 м/мин. Геометрические параметры резца составляли углы: $\varphi=45$; $\varphi_1=15$; $\alpha=6$; $\gamma=12^\circ$. В табл. 7 представлены химический состав, средние значения уровня прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$) пластичности (δ), коэффициентов трения (μ) и теплопроводности (λ) исследованных сплавов.

Таблица 7.

Химический состав и механические свойства сплавов

Марка сплава	Химический состав, % (вес)	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	μ	λ , Вт/(м·К)
АМц	AL-1,5Mn-0,7Fe-0,6Si-0,2Cu	110	60	33	1,9	0,53
ВТ-23	Ti- 5Al-5V-2Mo-1Cr-0,5Fe	995	925	14	0,61	0,045

Видно, что в сплаве АМц, по сравнению с титановым сплавом ВТ-23, деформационное упрочнение ($\sigma_B - \sigma_{0,2}$) и теплопроводность были велики, что согласуется с известной легкостью лезвийной обработки сплавов на основе алюминия.

3.3.2. Оценка интенсивности износа материала инструмента

При резании металлических заготовок в зоне контактного взаимодействия обрабатываемой заготовки и резца возникает сложный многофакторный процесс взаимодействия деформации, трения, адгезии и разрушения, на соотношение величин которых влияют физико-механические и химические свойства контактирующих материалов, геометрия резания, смазка, скорость и температура деформирования.

На рис. 24 представлены экспериментальные зависимости, демонстрирующие нарастание линейного износа инструмента с увеличением скорости лезвийной обработки исследованных сплавов.

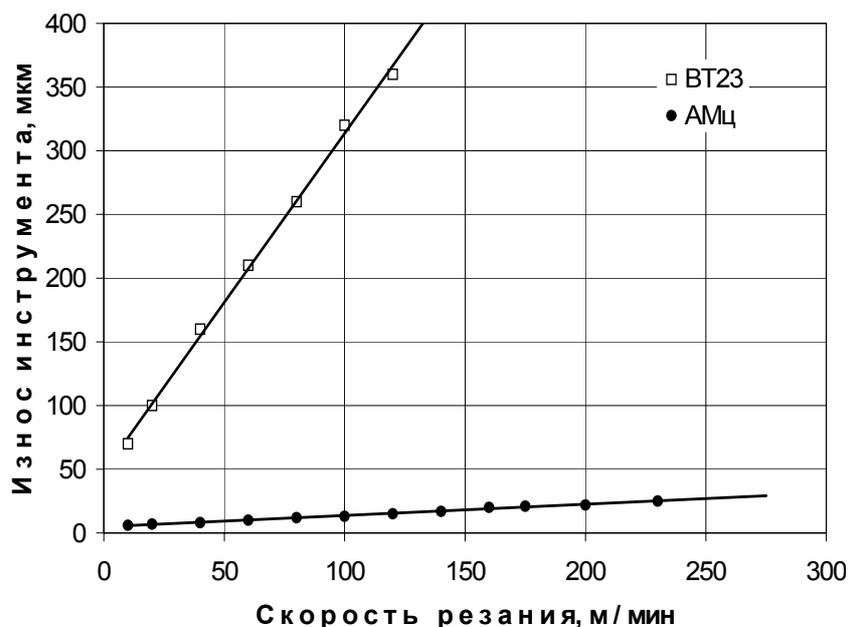


Рис. 24. Износ реза при лезвийной обработке сплавов АМц и ВТ-23 с разными скоростями.

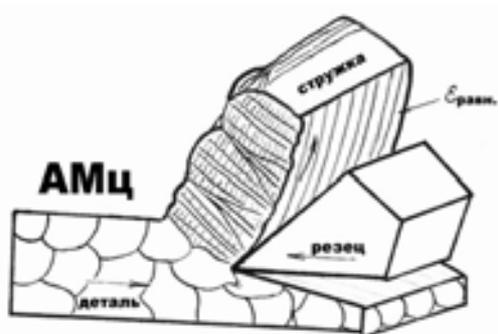


Рис. 25. Схема формирования «сливной» стружки (равномерная деформация)

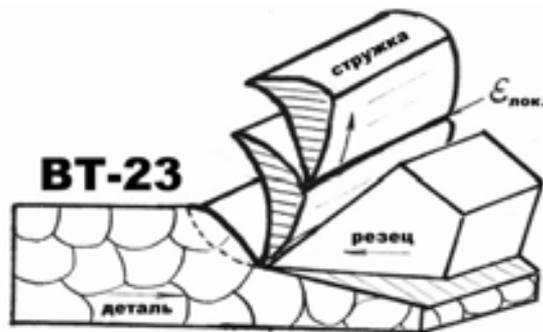
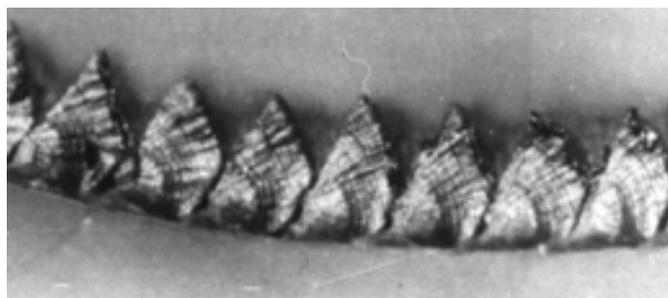
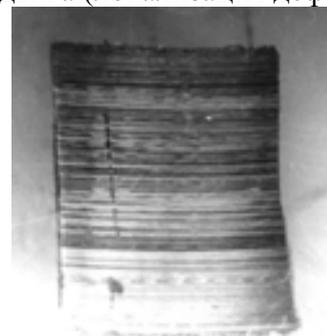


Рис. 26. Схема образования стружки «адиабатического» сдвига (локализация деформации)



а



б

Рис. 27. Стружка из сплава ХВГ после лезвийной обработки со скоростью 59,3 м/мин (а, б); х 24. (а) – поперечное, (б) – продольное сечения

При обработке сплавов АМц и ВТ23 износ инструмента нарастает равномерно без перегиба с малой и большой интенсивностью износа, соответственно. На рис. (25 – 26) изображены обрабатываемая заготовка, резец и формирующаяся

стружка с отмеченными местами локализации пластической деформации ($\epsilon_{\text{ЛОК}}$).

При обработке сплава титана ВТ23 ($V_{\text{РЕЗ}} = 2 \dots 120$ м/мин) локализация деформации оставляла след по всей ширине стружки с прирезцовой стороны, при этом формировалась *стружка локального адиабатического сдвига* (рис. 26) и износ резца резко возрастал с увеличением скорости обработки резанием (рис. 24). Для сравнения на рис. 27(а, б) представлены микрофотографии поверхности стружки из сплава на основе железа ХВГ. Видно, что в аналогичном диапазоне скоростей в этом случае формируется *элементная* стружка. Следов локализации деформации не наблюдали только с прирезцовой стороны, рис. 27(б).

При обработке сплава алюминия АМц ($V_{\text{РЕЗ}} = 8 \dots 380$ м/мин) следов локализации деформации не наблюдали, при этом формировалась *сливная* стружка (рис. 25) и износ резца был невелик в широком диапазоне скоростей резания (рис. 24).

3.3.3. Структура материала стружки

Структуру образующейся стружки на макро- и микроуровнях исследовали с помощью оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии с привлечением микродифракционного анализа и ПЭВМ. Образцы (фольги) для просвечивающей электронной микроскопии вырезали трубчатым электродом диаметром 3мм в продольном сечении стружки.

3.1. Структура металла стружки из сплава АМц

Как показали результаты ранее проведенных исследований [28], в сплаве на основе алюминия АМц с низкой релаксационной способностью металла структура в исходном состоянии представляла собой равноосные зерна с марганцосодержащими включениями MnAl_6 . После лезвийной обработки формировались высоконапряженные структуры с большим количеством изгибных экстинкционных контуров, свидетельствующих о значительных внутренних напряжениях и об отсутствии следов релаксации.

Как показала растровая электронная микроскопии, свободная поверхность стружки из сплава АМц формировалась по механизму усталостного разрушения.

На рис. 28(а) представлен сегмент стружки, полученной при скорости резания 230 м/мин и надломленной руками при комнатной температуре. Видно, что участок долома стружки имеет вязкий чашечный характер, в то время как поверхность стружки сформировалась по усталостному механизму разрушения, о чем свидетельствовали колонии регулярных усталостных бороздок, ориентированных перпендикулярно направлению распространения трещины. На поверхности стружки видны следы равномерной пластической деформации без ее макроскопической локализации и образования отдельных сегментов. По известной классификации этот тип стружки можно отнести к *сливной*. Локализация пластической деформации в металле заготовки из сплава АМц наступала только при очень большой скорости резания 6000 м/мин, рис. 28(б).

Таким образом, стружкообразование в сплавах на основе алюминия, обладающих низким деформационным упрочнением (низким тепловыделением) и высокой теплопроводностью (интенсивным теплооттоком), развивалось при относительно низких температурах, при которых релаксационные процессы были заторможены, что обеспечивало равномерность пластической деформации металла заготовки и низкий износ материала инструмента.

3.2. Структура металла стружки из сплава ВТ23

В сплаве на основе титана ВТ-23 структура в исходном состоянии представляла собой колонии параллельных пластин α - и β - фаз [28]. При лезвийной обработке резанием, начиная уже со скорости 2 м/мин, имела место неоднородная пластическая деформация, ее сильная локализация в узких периодически повторяющихся объемах металла по механизму формирования сверхмелких дислокационных ячеистых структур, рис. 28(ж).

Как показали результаты растровой электронной микроскопии, свободная поверхность стружки из сплава ВТ-23 формируется по сложному механизму с признаками деформации и разрушения в условиях подключения ротационного механизма, рис. 28(в). По известной классификации этот тип стружки можно отнести к

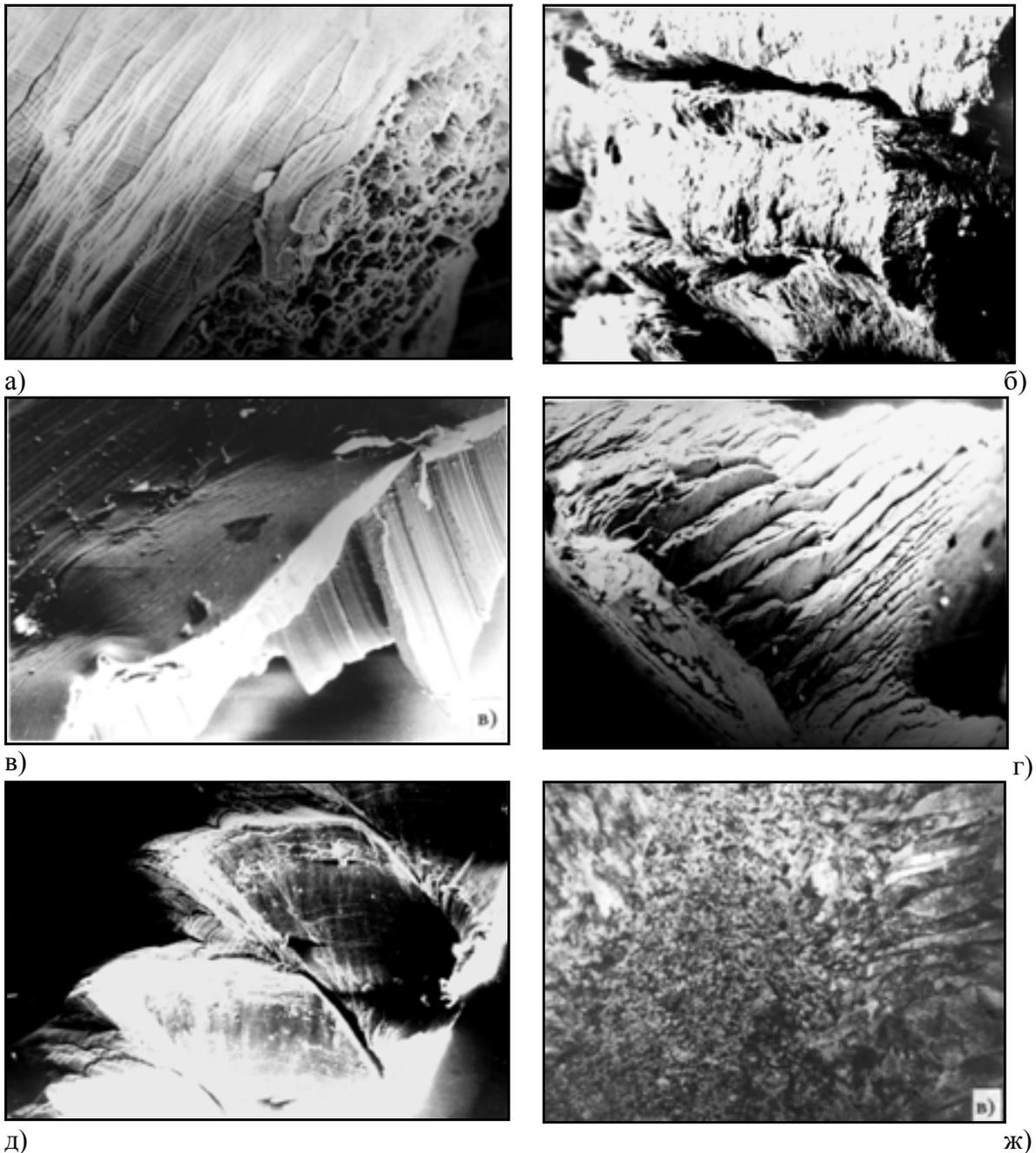


Рис. 28. Характерные фотографии поверхности стружек из сплава АМц (а, б); VT-23 (в); ХВГ (г, д) после лезвийной обработки со скоростью 230 (а); 6000 (б); 120 (в); 34 (г); 275 (д) м /мин. Структура стружки из сплава VT-23 после лезвийной обработки со скоростью 120 м /мин, (ж) х 400 (а, б, в); х 200 (г, д); х13000 (ж)

стружке локального сдвига. Для сравнения на рис. 28(г, д) представлены микрофотографии поверхности стружки из сплава на основе железа ХВГ. Видно, что в аналогичном диапазоне скоростей в этом случае формируется стружка *элементарная* без признаков действия ротационного механизма.

Таким образом, при стружкообразовании в титановых сплавах, обладающих высоким деформационным и фрикционным тепловыделением, низкой теплопроводностью и значительной релаксационной способностью (структурной и концентрационной), создаются условия для диссипативного видоизменения структуры и химического состава в узких периодических слоях материала. Это приводит к так называемой фрикционной приспособляемости (периоду приработки) материала. В контактной зоне формируется износостойкая вторичная структура, существенно снижающая износ металла обрабатываемой детали, но повышающая износ режущей кромки инструмента.

В структуре стружки из сплава ВТ23 локализация пластической деформации выражалась в формировании узких полос (зон) с более мелкой ячеистой структурой, рис. 28(ж). На рис. 29 представлены: схематическое изображение исследованной фольги после лезвийной обработки, рис.29,б; номера зон (1- 6) в которых была произведена съемка; и распределение по этим зонам средних размеров дислокационных ячеек, рис. 29(в). Номера зон 1 и 6 соответствовали местам сочленения (границам) сегментов стружки, а номера 2, 3, 4, 5 – местам внутри сегментов. Как видно из графика, рис. 29(в), вдоль границ сегментов, особенно свободного края стружки, в узких полосах локализации пластической деформации (зона 6) формировались более мелкие дислокационные ячейки (0,15 мкм) по сравнению с внутренними зонами сегментов 4 и 5 (0,3 мкм). Вдоль прирезцового края стружки размеры дислокационных ячеек вдоль границ сегментов (1) и между ними (2 – 3) были приблизительно одинаковы (0,21...0,25 мкм).

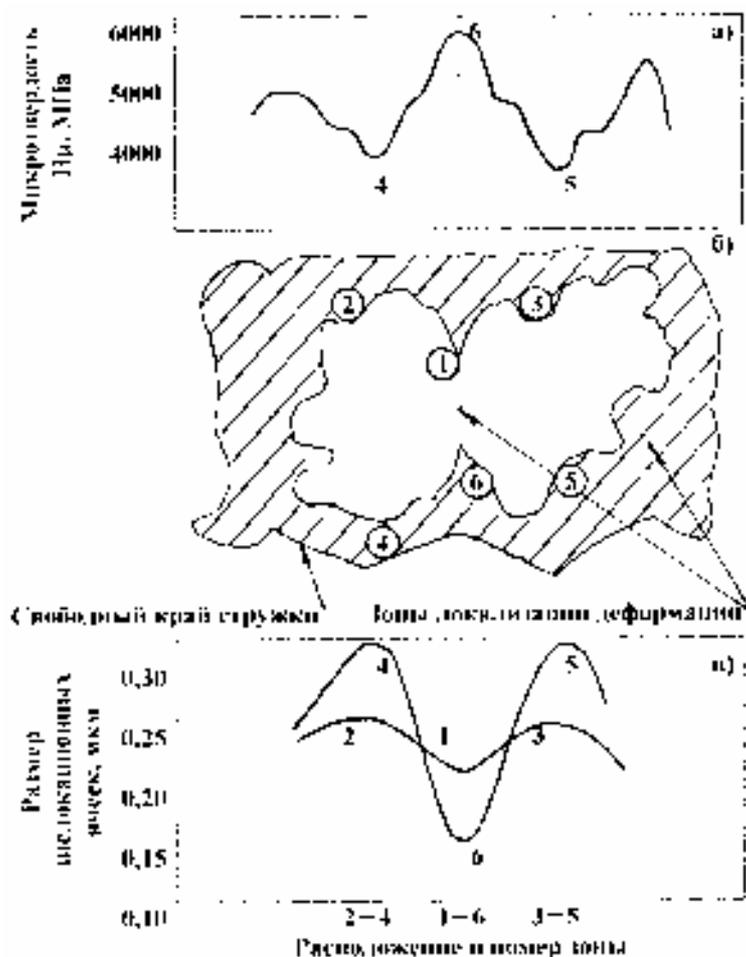


Рис. 29. Изменение значений микротвердости (а), размеров дислокационных ячеек (в) и схема (б) их распределения в долевом направлении элементной стружки

4. Оценка микротвердости материала стружки

В процессе точения резец при своем движении деформирует обрабатываемый материал заготовки, формируя волну сжатия. Поэтому способ испытания на микротвердость является наиболее чувствительным локальным методом анализа материала под действием сжимающих напряжений и позволяет детально с высокой точностью произвести оценку прохождения волны пластической деформации.

Измерения микротвердости производились на микрошлифах, приготовленных в продольной плоскости стружки в долевом и поперечном ее направлениях с интервалом 20 мкм при нагрузке 20 г. Результаты измерения микротвердости имели волнообразный характер с периодом, равным ширине сегмента

стружки, особенно при измерении вдоль направления свободного края элементной стружки, рис. 29(а), рис. 30.

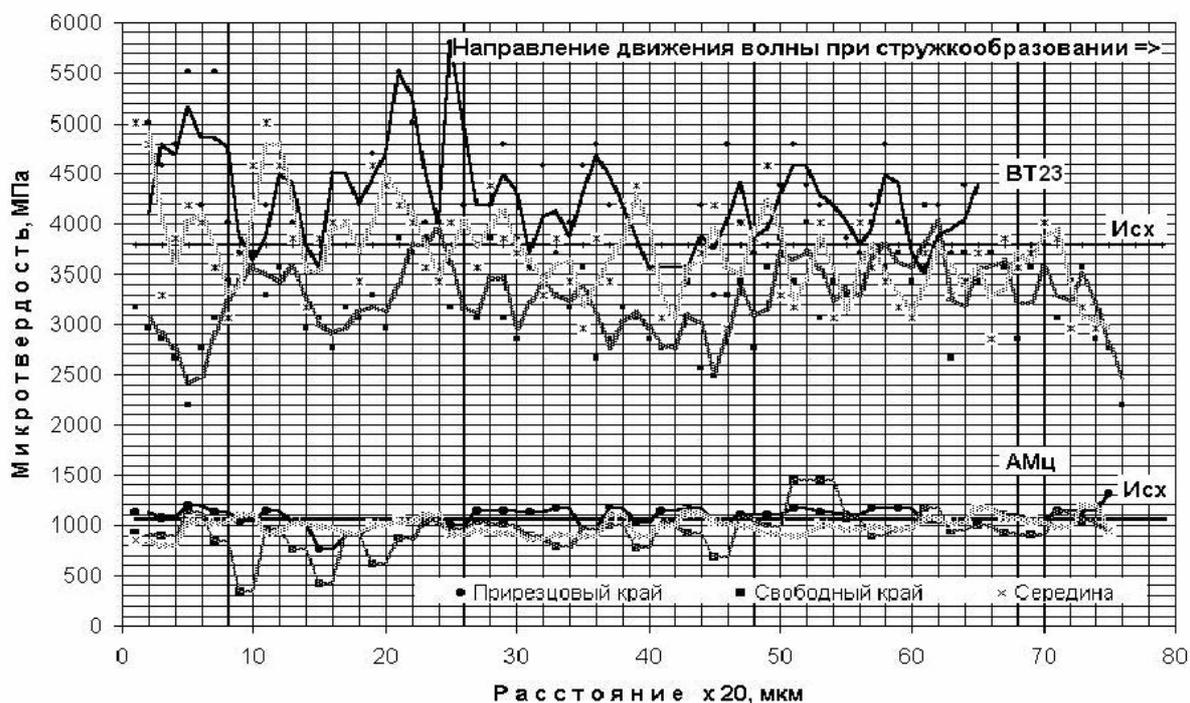


Рис. 30. Результаты измерения микротвердости материала стружки из сплавов ВТ23 и АМц вдоль направления движения реза

Максимальные значения микротвердости приходились на места сочленения сегментов стружек, рис.29(а), (зона б), в которых с помощью просвечивающей электронной микроскопии была обнаружена локализация пластической деформации по механизму формирования узких зон вторичных дислокационных субструктур, рис.28(ж). Здесь абсолютные значения микротвердости для сплава ВТ-23 достигали, 4381 МПа при средней твердости стружки 3761 МПа (табл. 8). В сплаве АМц локализации пластической деформации обнаружено не было, и средняя твердость составляла 1193 МПа.

Следует отметить, что указанные изменения размера субзерен, рис. 29(б, в), и величины микротвердости, рис. 29(а), рис. 30, вблизи свободного края стружки были более существенны, чем в прирезцовой зоне, что свидетельствует о прохождении там более интенсивных тепловыделений и релаксационных процессов.

Таблица 8.

Число измерений (n), результаты измерения микротвердости (H_{μ}) и среднего квадратичного отклонения (S)

Сплав	АМц		BT23	
Микротвердость сплава в исходном состоянии, МПа				
n	25		20	
H_{μ}	928		3903	
S	62		270	
Микротвердость стружки в долевом направлении, МПа				
Вдоль свободного края			В прирезцовой зоне	
n	25		27	30
H_{μ}	1182		3871	4421
S	140		545	397
Микротвердость стружки в поперечном направлении, МПа				
В металле основы			В местах локализации деформации	
n	28		16	20
H_{μ}	1193		3761	4381
S	66		184	366

Как видно из рис. 30, при лезвийной обработке заготовки из сплава титана продольная волна пластической деформации в среднем приводила к упрочнению прирезцового и разупрочнению свободного краев стружки, по сравнению с исходным состоянием. В материале на основе алюминия, микротвердость изменялась мало и более равномерно по всему объему стружки.

Таким образом, вдоль непрерывно движущейся зоны стружкообразования формируются чередующиеся зоны упрочнения и разупрочнения. Периодическое формирование высокопрочных дислокационных субструктур (вторичных структур) повышает защитную износостойкость обрабатываемого материала заготовки, и повышает износ режущей кромки инструмента. Титановые сплавы, по сравнению с алюминиевыми, более склонны к протеканию структурных и фазовых превращений во время лезвийной обработки, особенно высокоскоростной. Этим объясняется более интенсивный износ инструмента при обработке сплава BT23 (рис. 24).

Заключение

На макроуровне резец, являясь макроконцентратором, формирует впереди себя волну нагрузки периодической концентрации напряжения, определяемую полем упругих напряжений в окрестностях распространяющейся трещины. Поле напряжения, возникающее вблизи резца, зависящее от его геометрии и первоначально формирующееся на макроуровне, далее перераспределяется на мезо- и микроуровень.

В результате самоорганизации системы формируется разгрузочная волна пластической деформации и разрушения, зависящая от релаксационной способности материала (его энергии дефекта упаковки). Такая волна, первоначально формирующаяся на микроуровне, перераспределяется на мезо- и далее на макроуровень, обеспечивая релаксацию напряжения во всем объеме детали.

На макроуровне по мере торможения нарастания равномерной пластической деформации на смену трансляционной моде приходит ротационная пластическая деформация. В металле возникают микрообъемы, совершающие согласованный разворот относительно друг друга и вокруг направления действия максимальных касательных макронапряжений. Ротационный механизм пластической деформации сохраняется вплоть до разрушения образца, носит локализованный характер и сопровождается тепловыделением.

Таким образом, периодическую локализацию пластической деформации можно рассматривать, как способ релаксации концентраторов напряжений на макроуровне для обеспечения дополнительной диссипации энергии в тех случаях, когда на микро- и мезоуровнях скорость деформационного упрочнения за счет трансляционных механизмов упрочнения резко уменьшается и оказывается соизмеримой со скоростью релаксационного разупрочнения. При этом подключаются ротационные (поворотные) моды пластической деформации, сопровождающиеся тепловыделением.

При стружкообразовании соотношение количества выделяемого тепла и его теплооттока, а так же соотношение скоростей деформационного упрочнения и

релаксационного разупрочнения определяют объем металла обрабатываемой заготовки, вовлекаемый в равномерную пластическую деформацию, и период локализации деформации (размер сегмента стружки).

Для эффективного повышения износостойкости инструмента необходимо, чтобы скорость деформационного упрочнения преобладала над скоростью динамической структурной и концентрационной релаксации. Т.е. необходимо создавать условия, чтобы как можно дольше не происходило торможение эволюционирования структуры на микро- и мезоуровнях, вплоть до исчерпания трансляционных механизмов упрочнения за счет формирования ячеистой дислокационной структуры (см. табл. 5), а также оптимизировать скорость и температуру деформирования. В противном случае избыток тепловой энергии (вследствие уменьшения диссипации и торможения протекания равномерной изотермической деформации) приведет к локализации тепла и пластической деформации на макроуровне. Подключение новых мод пластической деформации значительно затрудняет достижение исчерпания пластической деформации, необходимой для разрушения при стружкообразовании.

Таким образом, в долевом направлении обрабатываемой заготовки во время стружкообразования, впереди движущегося резца, создающего периодическую концентрацию напряжения, формируется разгрузочная волна пластической деформации, обеспечивающая его релаксацию, в результате локальных структурных и фазовых превращений деформируемого кристалла, который в целом остается структурно-стабильным. Период локализации деформации (размер сегмента стружки) зависит от упругопластического состояния, термокинетических условий резания и от релаксационной способности (структурной и концентрационной) обрабатываемого материала заготовки. Прохождение диссипативных процессов в контактной зоне обрабатываемой заготовки способствует периодическому формированию высокопрочных вторичных структур, повышающих защитную износостойкость обрабатываемого материала заготовки, но снижающие износостойкость режущей кромки инструмента. Для эффективного повышения износостойкости инструмента необходимо

создавать условия для энергетического баланса между подводимой тепловой энергией и ее диссипацией за счет структурных и фазовых превращений в обрабатываемом материале заготовки.

ГЛАВА 4.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ НА ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ УЧЕБНОГО ПРОЦЕССА В ИНСТИТУТЕ МАШИНОСТРОЕНИЯ

Сегодня наша промышленность переживает трудности, возникшие на определенном этапе развития экономики. Несовершенные, трудоемкие, неконтролируемые технологические процессы, к сожалению, приводят к получению продукции, которая не может конкурировать с западными аналогами по цене и качеству.

Сегодня, мы стоим на пути необходимости создания научно-обоснованных, контролируемых технологических процессов, что обеспечит повышение качества и надежности работы деталей машин и конструкций, увеличение их срока эксплуатации. Одним из наиболее эффективных путей повышения конкурентоспособности промышленной продукции на внутреннем и внешнем рынке, повышения ее качества, является объединение усилий высшей школы, науки и производства – создание учебно-научных центров (УНЦ). Именно в УНЦ должны создаваться новые наукоемкие технологии на базе фундаментальных научных исследований с привлечением широкого круга специалистов. Проведение таких исследований сегодня возможно лишь на базе учебно-научных центров (УНЦ), объединяющих специалистов вузов, НИИ, заводов.

Основополагающим принципом научно-исследовательской деятельности УНЦ является научно-обоснованная комплексная разработка всей цепочки технологических процессов: от промышленного литья, производства и обработки заготовок, сварки до сборки и материаловедческого сопровождения готовых изделий в процессе эксплуатации. На каждом этапе определяются требования к обес-

печению качественного изготовления материалов и изделий, все необходимые методики контроля.

В высших учебных заведениях, имеющих большое число кафедр, высококвалифицированных специалистов, создаются предпосылки проведения крупных фундаментальных исследований на стыках различных отраслей знаний. Тесная связь с производством, особенно в системе «Завод – ВТУЗ» через работу студентов в рамках инженерной производственной подготовки (ИПП), позволяет наиболее чутко ощущать потребности базовых предприятий, быстро адаптировать молодых специалистов в условиях конкуренции в рыночных экономических условиях. Преимуществом вузов является постоянный приток и обновление научных кадров, возможность отбора талантливой молодежи, привлечение студентов и аспирантов. Сегодня в ВУЗах сосредоточена основная масса высококвалифицированных ученых теоретиков из числа профессорско-преподавательского состава, которые могут осуществлять теоретические и фундаментальные исследования. Именно для этих целей выделяется финансирование в рамках Государственных научно-технических программ и грантов по фундаментальным исследованиям в области технических наук, на поддержание базовой науки Высшей школы. Во многих вузах созданы и успешно работают госбюджетные научно-исследовательские центры в виде проблемных лабораторий и учебно-научных центров.

Таким образом, вопросы повышения качества образования и выпускаемой промышленной продукции оказываются тесно взаимосвязанными.

Выпускники 21-го века, должны уметь представить работодателю не только комплексные знания о ряде предметов, но и понимать их взаимосвязь. Уметь логически мыслить, рассуждать, задавать вопросы, устанавливать причинно-следственную связь, уметь связывать все полученные знания, применять их на практике. Сегодня Высшая школа взяла курс на комплексное образование, комплексную подготовку специалистов через организацию проблемных лабораторий, решение

научно-технических задач, а промышленность – на создание научно-обоснованных, контролируемых технологий, гарантирующих качество и надежность изделий.

4.1. ПРАКТИЧЕСКИЙ ОПЫТ НАУЧНОЙ И УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКОЙ РАБОТЫ ЛАБОРАТОРИИ ФТИЭМ ПИМАШ

Профессиональная подготовка специалиста зависит не только от накопления производственного и жизненного опыта, но и от того багажа теоретических знаний, которые были получены им в вузе. Уровень этих знаний зависит от готовности кафедр, факультетов и вуза в целом к преподаванию общенаучных, общетехнических и специальных дисциплин. Немаловажную роль в этом играет уровень научно-методического обеспечения учебного процесса – методика преподавания, количество и качество методических пособий, материальная база, их соответствие современным достижениям науки и техники.

На технологическом факультете ПИМаш работает учебно-научная лаборатория «Физико-технологических исследований и электронной микроскопии» (ФТИЭМ), которая отчётливо показывает успешное внедрение в учебный процесс новейших результатов, достигнутых в научных исследованиях.

Лаборатория ФТИЭМ, созданная в 1985 году, сегодня имеет следующие цели и результаты:

1. РАЗРАБОТКА И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ УЧЕБНОГО ПРОЦЕССА:

С сентября 1999 года силами научного руководителя лаборатории и преподавателями кафедры «Технология машиностроения», накопленный в лаборатории многолетний научно-технический потенциал, был успешно внедрен в учебный процесс. На основе новейших научных достижений и защищенной докторской диссертации, были разработаны

Рабочие программы по дисциплинам:

- “Повышение качества поверхности и эксплуатационных свойств деталей машин” (специальность № 120100);
- "Физика технологических процессов в машиностроении" (специализация № 120152);
- "Триботехническое материаловедение" (специальность № 071200);

2. ОБЕСПЕЧЕНИЕ УЧЕБНО- И НАУЧНО- МЕТОДИЧЕСКИХ РАЗРАБОТОК:

Методические указания к лаб. работам:

- "Микродифракционный фазовый анализ кристаллических веществ методом просвечивающей электронной микроскопии с привлечением средств вычислительной техники", М.А.Скотникова, В.В.Снетков.- СПб.: ПИМаш, 1998.- 30 с. Разработана компьютерная программа;
- "Расчёт предела текучести машиностроительных материалов как совокупной характеристики с учётом влияния структурных уровней". М.А.Скотникова, В.В.Снетков.- СПб.: ПИМаш, 1999. (электронный вид). Разработана компьютерная программа.
- "Контроль напряженно-деформированного состояния металлических заготовок методами рентгенографии и электронной микроскопии". М.А.Скотникова, В.В.Снетков.- СПб.: ПИМаш, 1999.- 33 с. Разработана компьютерная программа.
- "Нормирование технологического процесса". М.А.Скотникова, В.В.Снетков, Н.А. Крылов. 2004. (электронный вид). Разработана компьютерная программа.
- “Повышение эксплуатационных свойств деталей машин”. М.А.Скотникова, В.В.Снетков.- СПб.: ПИМаш, 2005. (электронный вид). Разработана компьютерная программа.

Конспекты лекций по курсам:

- "Повышение качества поверхности и эксплуатационных свойств деталей

машин". М.А.Скотникова. СПб.: ПИМаш, 2000;

- "Физика технологических процессов в машиностроении". М.А.Скотникова.- СПб.: ПИМаш, 2003;
- "Триботехническое материаловедение" М.А.Скотникова.- СПб.: ПИМаш, 2000.

Технические средства обучения:

- комплект плакатов "Физико-механические свойства металла заготовок и деталей машин";
- комплект слайдов "Структурно-фазовые особенности строения металла заготовок и деталей машин";
- комплект фотографий "Дефекты кристаллического строения металла заготовок и деталей машин";
- коллекция образцов до и после испытаний на длительную прочность, пластичность, ползучесть, усталость, трещиностойкость и др.

3. ПРОВЕДЕНИЕ НАУЧНО- И УЧЕБНО- ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ РАБОТ ПО ГОСБЮДЖЕТНЫМ И ХОЗДОГОВОРНЫМ ТЕМАМ:

- за период работы лаборатории «ФТИЭМ» были выполнены 14 хозяйственных и госбюджетных НИР, в частности по заказам предприятий ЦНИИ КМ "Прометей" (темы № 8714/54-87; № 8-3/93-89; № 9027/239-90), НПО "Краснознаменец" (темы № 9122; № 606/ 50103/123), Института судебной экспертизы (тема № 9301), ВНИИ гидромеханизации и санитарно-технических и специальных строительных работ (ВНИИГС) (№ VII-91-003), ОАО "ЛМЗ" (тема № 630-3);
- в том числе, с 1993 по 1995 гг. работы выполнялись в рамках Государственной научно-технической программы "Конструкционные материалы со специальными свойствами" ГОСКОМВУЗа РФ (Головной Совет МАТИ) (темы № 10.14.1-3) на тему «Разработка и исследование путей повышения вязко-пластических свойств крупногабаритных полуфабрикатов из α -сплавов титана»;

- а также с 1996 по 1997 гг. в рамках ГРАНТА ГОСКОМВУЗа РФ по фундаментальным исследованиям в области технологических проблем производства авиакосмической техники на тему «Высокотемпературная термомеханическая обработка как способ управления структурно-фазовым состоянием и свойствами крупногабаритных сплавов титана» (Головной Совет МАТИ) (темы № 10.24.1-2);

- сотрудники лаборатории «ФТИЭМ», аспиранты, дипломники, студенты проводят свои научно-исследовательские работы по направлению "Физико-технологические исследования процессов производства, обработки заготовок и материаловедческое сопровождение готовых промышленных изделий при эксплуатации".

4. ПОВЫШЕНИЕ КВАЛИФИКАЦИИ СТУДЕНТОВ И АСПИРАНТОВ:

Рекомендации в аспирантуру

- По результатам успешной защиты своего дипломного проекта студенты Волошенко И.Н., Оленин М.И., Огульчанская Е.С., Наумова Е.А., Сидорова В.Ю., Мережникова Ю.А. Алексеев Н.Е., Касторский Д.А., Трифонова А.В., Ананьина Е.В. , Строкина Т.И., Виноградов В.В., Крылов Н.А., и др. получили рекомендацию ГАК для поступления в Аспирантуру.

Победители ГРАНТОВ

Студенты лаборатории принимали участие и стали победителями в конкурсах ГРАНТОВ.

- **1996 г. студент Оленин Д.М. (гр.5641)** принял участие и стал победителем конкурса Грантов среди научной молодежи Санкт-Петербурга (науч. руков. М.А. Скотникова) на тему «Повышение вязкопластических свойств крупногабаритных полуфабрикатов из малолегированных титановых сплавов»;

- **2001 г. студент Касторский Д.А. (гр.4505)** победитель конкурса Грантов среди научной молодежи Санкт-Петербурга (науч. руков. М.А.Скотникова). «Повышение эффективности лезвийной обработки детали типа вала на основании исследования процессов в зоне стружкообразования»;

- **2002 г. студентка Строкина Т.И. (гр.4555)** победитель конкурса Грантов среди научной молодежи Санкт-Петербурга (науч. руков. М.А.Скотникова). «Учет технологической наследственности заготовки при проектировании технологического процесса валов с повышенной эрозионной стойкостью»;

- **2003 г. студент Крылов Н.А. (гр.4555)** победитель конкурса Грантов среди научной молодежи Санкт-Петербурга (науч. руков. М.А.Скотникова). «Учет структурно-фазовых превращений в эрозионно-стойких сплавах титана при проектировании технологического процесса изготовления вала».

Участие в хоздоговорных и госбюджетных НИР

- **2000-2001 гг.** студенты Касторский Д.А. (гр. 4505), Строкина Т.И., Трифонова А.В. (гр.3555) принимали участие в хоздоговорной теме с Ленинградским Металлическим заводом Х/д № 630-3 (ОАО «ЛМЗ») на тему «Исследование структурных и фазовых превращений в металле штамповок крупногабаритных лопаток из сплава ВТ6 изготовленных по различным технологиям», науч. руков. М.А. Скотникова;

- **2002 г.** студенты Касторский Д.А. (гр. 5505), Строкина Т.И., Трифонова А.В. (гр.4555), Крылов Н.А. (гр.3555) в рамках договора о творческом сотрудничестве с институтом проблем машиноведения им. Благонравова принимали участие в работе на тему «Проведение испытаний и исследование структурных и фазовых превращений в металле поковок из сплава ВТ6 после ударного нагружения», науч. руков. М.А. Скотникова;

- **2004 г.** студентка Строкина Т.И. (гр. 5505) в рамках договора о творческом сотрудничестве с каф. химии ПИМаш принимала участие в работе на тему «Исследование влияния фуллерена на структуру и твердость сплава на основе меди», науч. руков. В.А. Никитин;

- **2005 г.** студентка Ланина А.А. (гр. 5555) в рамках договора о творческом сотрудничестве с Ленинградским Металлическим заводом принимала участие в работе на тему «Электронно-микроскопическое изучение эрозионной повреж-

даемости лопаток паровых турбин из сплава ТС5», науч. руков. М.А. Скотникова.

Участие в конференциях

• **1991 г. студентка Сидорова В.Ю.** (гр.5305, каф. сварки) (науч. руков. М.А. Скотникова) приняла участие и получила грамоту по итогам Республиканского конкурса НИР студентов по ВШ (Московский вечерний Metallургический институт).

• **1992 г. студентка Мережникова Ю.А.** (гр.5304, каф. сварки) (науч. руков. М.А. Скотникова) приняла участие и успешно выступила на научно-технической конференции студентов нашего института.

• **2002 г. студент Крылов Н.А.** (гр.3555, каф. ТМС) (науч. руков. М.А.Скотникова) и успешно выступил на Политехническом симпозиуме «Молодые ученые–промышленности северо- западного региона», СПбГТУ на тему: «Повышение ресурса работы лезвийного инструмента при высоких скоростях механической обработки».

• **2002 г. студенты Касторский Д.А., Крылов Н.А., Строкина Т.И., Трифонова А.В.** (науч. руков. М.А.Скотникова) приняли участие в конференции молодых ученых и студентов «Проблемы современного энергомашиностроения». Уфа, УГАТУ.

• **1999-2005 гг. студенты Касторский Д.А., Крылов Н.А., Строкина Т.И., Трифонова А.В., Ананьина Е.В., Виноградов В.В., Галышев А.А.** приняли участие в **23-х** Международных научно-технических конференциях и семинарах на русском и английском языках в городах СНГ – Москва, Санкт-Петербург, Барнаул, Белгород, Новгород, Старая Русса, Обнинск, Донецк, Волжский, Волгоград, Черноголовка и др.

Кроме того, были сделаны доклады в США (города Portland, Baltimore) и в ФРГ (в городе Hamburg) (см. Конференции).

Участие в публикациях

- За весь период сотрудниками лаборатории совместно со студентами опубликовано 54 печатных научных трудов.
- Проводится практика проведения внутри лаборатории информационных дней и НТС (согласно существующему плану).

5. ОРГАНИЗАЦИЯ СОТРУДНИЧЕСТВА С ОРГАНИЗАЦИЯМИ

И ВУЗАМИ НАШЕЙ И ДРУГИХ СТРАН:

- за 20 лет работы лаборатории, сотрудниками, аспирантами, студентами во главе с научным руководителем д.т.н., профессором кафедры «Технология машиностроения» Скотниковой М.А. накоплен огромный научно-технический потенциал. В лаборатории прошли научно - производственную практику более 100 сотрудников, аспирантов, дипломников, студентов из ВТУЗа, СПбГТУ и других организаций. По результатам работы 15 дипломников были рекомендованы для поступления в аспирантуру, пять работ участвовали в республиканском и городском конкурсах грантов и стали победителями. С участием студентов, дипломников, аспирантов опубликовано 130 научных трудов, в том числе 27 на английском языке;

- благодаря усилиям заведующего лабораторией ФТИЭМ Крылова Н.А., студента каф. сварки Галышева А.А., научного руководителя лаборатории ФТИЭМ проф. Скотниковой М.А.;

– в августе 2005 г. в Интернете был создан сайт о лаборатории ФТИЭМ ПИМаш:

<http://www.elmic.narod.ru>

– подключена электронная почта

E-mail: elmic@narod.ru

- можно надеяться, что дальнейшая материально-техническая и научно-методическая поддержка учебно-научной работы лаборатории ФТИЭМ со стороны кафедр факультета и руководства института позволит достичь еще более значительных результатов.

Литература

1. Ткачевская Г.Д., Скотникова М.А. Межкафедральная лаборатория электронной микроскопии. Завод-ВТУЗ при ПОТ "ЛМЗ", 1985.- 4 с.
2. Скотникова М.А. Повышение качества поверхности и эксплуатационных свойств деталей машин. Учеб. пособие. СПб.: ПИМаш, 2001.- 121 с.
3. Пушкарев В.А., Скотникова М.А., Паромов В.В., Кратович Л.Ф. Методы исследования кристаллического строения металлов и сплавов: Учеб. пособие. ЛПИ им. Калинина, 1989.- 110 с.
4. Утевский Л.М. Микродифракционная электронная микроскопия в металлведении. М.: Металлургия, 1973.- 583 с.
5. Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. М.: Металлургия, 1975.- 479 с.
6. Балтер М.А., Любченко А.П., Акенова С.И. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей. М. : Машиностроение, 1987.- 160 с.
7. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. - М. : Машиностроение, 1978.- 200 с.
8. Иванова В.С., Шанявский А.А. количественная фрактография. Усталостное разрушение. Челябинск : Металлургия, 1988.- 400 с.
9. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. - М. : Металлургия, 1989.- 576 с.
10. Иванова В.С. Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975.- 456 с.
11. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов. / Под ред. Яремы С.Я.: Пер. с польского. М.: Металлургия, 1990.- 623 с.
12. Томас Г., Гориндж М.Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. / Под ред. Вайнштейна Б.К.: Пер. с английского. М.: Наука, 1983.- 320 с.
13. Шиммель Г. Методика электронной микроскопии. / Под ред. Розенфельда А.М., Спасского М.Н.: Пер. с нем. М.: Мир, 1972.- 300 с.

14. Пилянкевич А.К. Просвечивающая электронная микроскопия. Киев: Наукова Думка, 1975.- 219 с.
15. Васильева Л.А., Малашенко Л.М., Тофленец Р.Л. Электронная микроскопия в металловедении цветных металлов: Справочник. Мн.: Наука и техника, 1989.- 208 с.
16. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977.- 430 с.
17. Козлов Э.В., Теплякова Л.А., Конева Н.А. и др. Роль твердорастворного упрочнения и взаимодействий в дислокационном ансамбле в формировании напряжения течения азотосодержащей аустенитной стали // Изв. вузов. Физика. -1996.- № 3.- С. 33.
18. Конева Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский образовательный журнал. 1996.- № 6.- С. 99-107.
19. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. - 255 с.
20. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. Челябинск: Металлургия, 1988.— 656 с.
21. Гуляев Б.Б., Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Паршин А.М., Пряхин Е.И. Структура и свойства сплавов. М.: Металлургия, 1993. – 317 с.
22. Скотникова М.А. Кристаллогеометрическая модель пересыщения вакансиями высокотемпературной ОЦК- модификации титана // Металловедение и термическая обработка металлов.- М., 1998,- № 3,- с.22-24.
23. Parshin A.M., Ushkov S.S., Skotnikova M.A. Decomposition Diagram and Heat-Treatment Schedule of Titanium alloy.// Proceeding of the 8th World Conference “Titanium 95”, Birmingham, UK , 1996 p. 2515-2522.
24. Skotnikova M.A., Ushkov S.S. Decomposition of Nonequilibrium Solid Solutions and Mechanical Properties of Titanium Alloys. // Proceeding of the “9th World Conference on Titanium”, Saint- Petersburg, Russia, 1999, Science and Technology 2000, p.414-421.
25. Skotnikova M.A., Syshchikov V.I., Ushkov S.S. Influence of atmospheric impu-

rity on low-temperature decomposition nonequilibrium solid solutions of titanium alloys. // Proceeding of the “9th World Conference on Titanium”, Saint- Petersburg, Russia, 1999, Science and Technology 2000, v.2, p. 216-222.

26. Скотникова М.А. Изучение структурно- фазовых превращений и свойств, как способ совершенствования технологии производства и термообработки деформированных полуфабрикатов из сплавов титана. MORINTECH–97, Proceeding of the Second International Conference and Exhibition on “Marine Intellectual Technologies”, Russia, Saint-Petersburg, 1997, v.4, p.251-255.

27. Скотникова М.А., Паршин А.М. Диаграмма распада и режим термической обработки двухфазных сплавов титана. // Металловедение и термическая обработка металлов.- 1997.- № 7.- с. 31-37.

28. M.A. Skotnikova, K.N. Voinov ,M.A. Martynov, S.S. Ushkov About Nature of Dissipative Processes at Cutting Treatment of Titanium Blanks Alloys. Proceeding of the “9th World Conference on Titanium”, Saint- Petersburg, Russia, 1999, Science and Technology, 2000, v.3, p.1668-1674.

29. М.А. Скотникова, Д.А. Касторский, Т.И. Строкина. Структурные превращения в металлах при скоростном резании // Вопросы материаловедения.- 2002.- Вып. 1(29). с. 199-215.

30. M.A. Skotnikova, D.A. Kastorski, T.I. Strokina, N.A. Krylov Structural and Phase Transformations in Metals at Fast-Track Cutting // Proceeding of the Conference «Physics and Mechanics of Large Plastic Strains». Russia- France, 4-7 Junes 2002, St. Petersburg, «Вопросы материаловедения», 2003 г., Вып.1(33), с. 214-224.

31. M.A. Skotnikova, M.A. Martynov, S. S. Ushkov, D.A. Kastorski Structural-Phase Transformation In Titanium Alloys at High-Speed Mechanical Effect // Proceeding of the «10th World Conference On Titanium» 13-18 Jules 2003, Hamburg, Germany, 2004, v.2, p. 831-838.

32. М.А. Скотникова, Т.А. Чижик, И.Н. Цыбулина, О.Н. Симин. Конструирование и совершенствование производства титановых рабочих лопаток турбин боль-

шой мощности: Сб. статей «Механика и процессы управления». Миасс: Межрегиональный Совет по науке и технологиям.- 2002.- с. 227-231.

33. M.A. Skotnikova, Y.M. Zubarev, T.A. Chizhik, I.N. Tsybulina Structural-Phase Transformation In Metal of Blades of Steam Turbines From Alloy VT6 After Technological Treatment // Proceeding of the «10th World Conference on Titanium» 13-18 Jules 2003, Hamburg, Germany, 2004, v.5, p. 2991-2999.

34. M.A. Skotnikova, T.I. Strokina, N.A. Krylov, Yu. Mesherykov, A. Divakov Formation of Rotation in Titanium Alloys at Shock Loading // Proceeding of the Conference of the American Physical Society. Topical Group on «Shock Compression of Condensed Matter» held in Portland, Oregon, 20-25 Jules 2003, New York, 2004, page 609-612.

35. Мещеряков Ю.И., Диваков А.К. Интерференционный метод регистрации скоростной неоднородности частиц в упругопластических волнах нагрузки в твердых телах. Ленинградский филиал института машиноведения имени А.А. Благонравова, РАН.- 1989.- препринт № 25, 36

36. Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э. и др. Кооперативные процессы и локализация деформации. Киев: Наук. Думка, 1989.- 320 с.

37. Орлов Л.Г. Наблюдение распространения трещины в железе при растяжении образца в электронном микроскопе // ФММ.- 1970.- т. 30.- №1.- с. 186-187.

38. Скотникова М.А., Штельмах С.В., Андреева В.Д., Крылов Н.А. Структурно-фазовые превращения в двухфазном титановом сплаве VT6 при импульсном нагружении: Сб. статей «Фазовые превращения и прочность кристаллов». Черноголовка, 2004.- с.129-130.

39. Скотникова М.А., Мотовилина Г.Д., Крылов Н.А. и др. Особенности разрушения сплава VT6 при ударном нагружении // Сб. статей IV Международный симпозиум «Современные проблемы прочности» имени В. А. Лихачёва.- Старая Русса, Новгородский государственный университет, 20-24 октября 2003.- Т. 2.- с. 80-85.

Содержание

Предисловие.....	3
ГЛАВА 1. Основные методы исследования структуры с помощью просвечивающей и растровой электронной микроскопии.....	9
1.1. Растровая электронная микроскопия	11
1.2. Просвечивающая электронная микроскопия	16
ГЛАВА 2. Физика прочности машиностроительных материалов.....	22
2.1. Основные механизмы пластической деформации.....	22
2.2. Физические основы упрочнения машиностроительных материалов.....	25
2.3. Закономерности превращения субструктур с увеличением степени пластической деформации материалов.....	34
2.4. Закономерности фазовых превращений в деформированных материалах с повышением температуры нагрева	39
2.5. Закономерности фазовых превращений в машиностроительных материалах с увеличением скорости их деформирования	50
ГЛАВА 3. Физика технологических процессов в машиностроении.....	55
3.1. Закономерности структурных и фазовых превращений в сплавах титана при ударном нагружении со скоростью 400...600 м/с	58
3.2. Закономерности структурных и фазовых превращений в машиностроительных материалах при высокоскоростной лезвийной обработке	66
ГЛАВА 4. Практическая электронная микроскопия на пути совершенствования учебного процесса в институте машиностроения.....	78
4.1. Практический опыт учебно-методической работы лаборатории ФТИЭМ ПИМаш.....	80
Литература.....	87

Темплан 2005 г

Скотникова Маргарита Александровна
Мартынов Михаил Анатольевич

Практическая электронная микроскопия в машиностроении

Монография

Редактор – Г.Л. Чубарова

П21(03)

Подписано в печать 11.07.2005		Формат 60 x 90 1/16
Бумага тип № 3	Печать офсетная	Усл. печ. л. 5,75
Уч.- изд. л. 5,75	Тираж 150 экз.	Заказ 25

Издание Санкт-Петербургского института машиностроения
195197, Санкт-Петербург, Полюстровский пр., 14

ОП ПИМаш