

**АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛОФИЗИКИ**

На правах рукописи

ПИЩАК Вадим Каспарович

**СУБСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И МЕХАНИЗМЫ
ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ С ГЦК
И ОЦК-РЕШЕТКАМИ
ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ**

Специальность 01.04.07 — физика твердого тела

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора физико-математических наук

Киев — 1994

4829314

Диссертация является рукописью

Работа выполнена в Институте металлофизики АН Украины

Официальные оппоненты: академик АН Украины,
В. В. Скороход (Институт проблем
материаловедения им. И. Н. Франце-
вича АН Украины, г. Киев),

доктор физико-математических наук,
профессор **И. М. Неклюдов** (Физико-
технический институт АН Украины,
г. Харьков),

доктор технических наук, профессор
Ю. Я. Мешков (Институт металло-
физики АН Украины, г. Киев).

Ведущая организация: Институт электросварки им. Е. О. Па-
тона АН Украины, г. Киев.

Защита диссертации состоится «23 Березня 1994 г.
в 14⁰⁰ часов на заседании Специализированного совета Д. 016.37.01
при Институте металлофизики АН Украины (252680, Киев, пр. Вер-
надского, 36, конференц-зал Института металлофизики АН Украи-
ны).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института
металлофизики АН Украины.

Автореферат разослан «3» лютого 1994 г.

ЛНБ України ім. В. Стефаника



00777785 (+)

Ученый секретарь
Специализированного совета Д. 016.37.01
физико-математических наук
ЛНБ ім. В. Стефаника
АН України

Э. Г. Мадатова

AB-29.317

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

Актуальность темы. К одной из центральных проблем физики прочности и пластичности металлов относится повышение прочности и долговечности металлов в условиях их службы при высоких температурах ($\geq 0,5 T_{пл}$). Способность изделий из металлов изменять свои размеры и разрушаться в условиях длительной службы при высоких температурах известна давно, и к настоящему времени разработаны стандартные металлургические и металлофизические методы повышения жаропрочности и долговечности рабочих изделий путем создания новых прочных сплавов или проведением различных термомеханических обработок.

Стремительное развитие таких важных отраслей промышленности, как атомная энергетика, ракетная и космическая техника, химическое машиностроение, электроника и научное приборостроение, привело к необходимости создания новых жаропрочных материалов с наперед заданными физическими свойствами (электрическими, магнитными, тепловыми). В этом случае возможности существующих металлургических и металлофизических способов повышения жаропрочности материалов оказались ограниченными.

Разработка новых способов повышения жаропрочности материалов возможна на основе научных достижений физики прочности и пластичности в области установления физической природы высокотемпературной деформации металлов. По этой причине изучение физических закономерностей, определяющих прочностные и пластические характеристики металлов и субструктурные изменения, а также установление взаимосвязи между прочностными и субструктурными характеристиками при высокотемпературной деформации и ползучести, представляет собой важную и актуальную научную задачу, решение которой имеет большое как научно-теоретическое, так и прикладное значение.

В настоящее время в этом направлении проводятся многочисленные исследования, в результате которых предлагаются различные модели пластической деформации, учитывающие происходящие при этом субструктурные изменения. Однако, возникающее из-за большого разнообразия элементов дислокационной структуры обилие моделей пластической деформации затрудняет установление общего подхода к решению поставленной задачи.

Поэтому на данном этапе представляется целесообразным установить связь между механическими характеристиками металлов и суб-

структурными изменениями при деформации на количественном уровне, например, через общую плотность дислокаций, и рассмотреть полученные результаты с точки зрения теорий возврата и упрочнения. Зная общие законы изменения плотности дислокаций и их взаимосвязь с механическими характеристиками, можно с большим пониманием искать уже на микроструктурном уровне те элементы дислокационной структуры, которые определяют механизм деформации.

Цель и задачи исследования. Основная цель работы - установление физических закономерностей развития субструктуры при высокотемпературной ползучести на количественном уровне; определение её зависимости от напряжения, температуры, энергии дефектов упаковки, типа кристаллической решетки. Особое внимание при этом уделялось установлению связи найденных структурных закономерностей с механизмами пластической деформации при высокотемпературной ползучести.

В соответствии с поставленной целью работы были сформулированы следующие задачи исследования:

1. Разработать методику для количественного изучения изменения плотности дислокаций при ползучести поликристаллов, используя рентгеновский метод определения общего угла разориентировки субструктуры зерна и электронномикроскопический контроль дислокационной структуры на отдельных этапах ползучести.

2. Изучить влияние процессов возврата на развитие субструктуры при высокотемпературной деформации металлов с ГЦК и ОЦК-решетками.

3. Изучить влияние температуры и напряжения на ползучесть металлов с ГЦК и ОЦК-решетками в температурном интервале от 0,4 до 0,7 $T_{пл}$ в диапазоне скоростей деформации 10^{-5} - 10^{-8} с⁻¹ с целью определения общих закономерностей зависимости скорости ползучести от температуры и напряжения. Для повышения достоверности сопоставления характеристик различных металлов между собой все исследование проводить при одинаковых гомологических температурах $T/T_{пл}$ и приведенных напряжениях σ/σ_T .

4. Изучить закономерности изменения плотности дислокаций в металлах с ГЦК и ОЦК-решетками в тех же условиях, при которых были проведены механические испытания на ползучесть, и найти взаимосвязь между механическими и структурными характеристиками.

5. На основании полученных в работе экспериментальных данных определить границы применимости теории ползучести с возвратом и показать возможность прогнозирования механического поведения исследованных металлов при высокотемпературной ползучести через субструктурные параметры.

Материалы исследования. Основные исследования были проведены на чистых металлах с ПЦК и ОЦК решетками. Исследование процесса высокотемпературной деформации на чистых металлах с широким диапазоном физических свойств позволяет, с одной стороны, ограничить число факторов, влияющих на скорость деформации, с другой стороны, более четко представить роль тех факторов, которые зависят от собственных физических свойств металла.

Из группы металлов с ПЦК решеткой (чистотой 99,99%) были изучены алюминий, никель, медь и серебро, а также твердые растворы на основе меди - $Cu + 7,5 \text{ ат.}\% Al$ и $Cu + 10 \text{ ат.}\% Ni$. Исследования металлов с ОЦК решеткой были проведены на чистых молибдене и вольфраме как в поли-, так и в монокристаллическом состоянии, а также железе, хrome, ванадии и ниобии (чистотой 99,96%). Кроме того, исследования проводили на молибденовых сплавах ЦМ-10 и типа МЧ.

Для повышения достоверности сопоставления между собой результатов механических и структурных исследований различных металлов, были приняты следующие условия проведения экспериментов:

- все образцы имели одинаковые размеры и форму. Испытания и отжиг всех образцов перед испытаниями проводили в вакууме не хуже $5 \cdot 10^{-4}$ Па. Режимы отжига подбирались такими, чтобы средний размер зерна в образцах был примерно 0,5 мкм. Необходимость выращивания зерна такого размера диктовалась рентгеновской методикой исследования структуры;

- все образцы до отжига и после него подвергались электролитической полировке для снятия верхнего поврежденного слоя;

- сравнительные испытания на ползучесть всех исследованных металлов проводили при трех основных температурах - 0,45; 0,56 и 0,68 $T_{пл}$.

Научная новизна результатов исследования. Определены основные закономерности и получены эмпирические уравнения, выражающие связь между плотностью дислокаций и механическими характеристиками металлов с ПЦК и ОЦК-решеткой в условиях деформации растяжением в интервале температур 0,2 - 0,7 $T_{пл}$ и широком диапазоне напряжений. Показано, что одно из основных уравнений теории деформационного упрочнения, выражающее линейное соотношение между напряжением и корнем квадратным из плотности дислокаций, справедливо и при высоких температурах. В этом же интервале температур зависимость плотности дислокаций от деформации выражается степенной функцией, где показатель степени изменяется от единицы при низких температурах до больших значений при высоких температурах.

Предложены структурные критерии определения высокотемпературной области ползучести ПЦК-металлов по изменению плотности дислокаций. Впервые установлено, что нижняя граница высокотемпературной области деформации, в которой скорость установившейся ползучести контролируется переползанием краевых дислокаций, для металлов с ПЦК-решеткой определяется величиной энергии дефектов упаковки. Экспериментально подтверждены теоретические представления о том, что расщепленные краевые дислокации могут осуществлять переползание путем зарождения на них равновесных порогов, без их предварительной стяжки.

Исходя из теории возврата и используя экспериментально полученные в работе уравнения, описывающие динамику и кинетику изменения плотности дислокаций при различных условиях ползучести, предложено уравнение ползучести для металлов с ПЦК-решеткой, позволяющее предсказать скорость на установившейся стадии высокотемпературной ползучести. Предложена схема формирования различных состояний дислокационной структуры в процессе высокотемпературной ползучести в зависимости от условий испытания.

В отличие от металлов с ПЦК-решеткой, в металлах с ОЦК-решеткой обнаружена область деформации с высоким сопротивлением ползучести, в которой скорость ползучести пропорциональна приложенному напряжению. Установлено, что зависимость скорости установившейся ползучести от температуры в ОЦК-металлах определяется температурной зависимостью напряжения, разделяющего области деформации с различными механизмами ползучести. Дана физическая трактовка этому напряжению как напряжению предела пропорциональности при температуре испытания.

Практическое значение работы. Практическое значение могут иметь следующие результаты работы:

1. Рентгеновская методика определения общей плотности дислокаций при деформации крупнозернистых поликристаллических металлов. Методика основана на предложенном Г.Я.Козыроким, В.А.Кононенко и П.И.Окрайнем рентгеновском методе измерения общего угла разориентировки субструктуры зерна.

2. Вывод о том, что температура установления высокотемпературного механизма деформации определяется величиной энергии дефектов упаковки металлов. Этот результат имеет практическое значение как для инженерной практики при изготовлении новых сплавов, так и для развития общей теории ползучести, поскольку не только показывает пути повышения жаропрочности сплавов, но и дает физи-

ческое объяснение этому явлению.

3. Представляют практический интерес полученные в работе данные о динамике и кинетике изменения плотности дислокаций, на основании которых показана возможность прогнозирования процессов высокотемпературной деформации и ползучести в ГЦК и ОЦК-металлах в широком температурно-силовом интервале.

На защиту выносятся следующие научные положения:

1. Температура, при которой происходит переход от низкотемпературного механизма ползучести к высокотемпературному в металлах с ГЦК-решеткой, определяется величиной энергии дефектов упаковки металлов. Механизм влияния энергии дефектов упаковки на температуру перехода заключается в том, что расщепленные краевые дислокации способны переползать без предварительной локальной рекомбинации частичных дислокаций путем образования на расщепленной дислокации двойного порога. При этом необходимое для прохождения процесса переползания количество равновесных вакансий должно быть пропорционально ширине расщепления.

2. Изменение плотности дислокаций, происходящее при ползучести, определяет скорость деформации на протяжении всей кривой ползучести в рамках единого структурного процесса без искусственного разделения кривой на отдельные стадии.

Плотность дислокаций на любом этапе ползучести является результатом конкуренции процессов возникновения дислокаций вследствие деформации и их уничтожения путем возврата. Это положение дает возможность записать эмпирическое уравнение, которое позволяет предсказать скорость высокотемпературной ползучести в металлах с ГЦК-решеткой через субструктурные параметры.

3. Особенность высокотемпературной ползучести ОЦК-металлов заключается в том, что, во-первых, в чистых металлах с ОЦК-решеткой существует область деформации с высоким сопротивлением ползучести, в которой скорость ползучести изменяется пропорционально приложенному напряжению; во-вторых, температурная зависимость скорости установившейся ползучести определяется температурной зависимостью напряжения, разделяющего области деформации с различными механизмами ползучести.

Личный вклад автора. В диссертации обобщены результаты исследований, выполненных непосредственно автором или группой сотрудников под его руководством. В последнем случае автором производилась постановка работы, формулировались цели, задачи и делались выводы. Материал, включенный в диссертацию не содержит идей или

разработок, принадлежащих соавторам, вместе с которыми были написаны научные работы.

Апробация работы. Основные результаты и положения диссертации докладывались и обсуждались на следующих конференциях и семинарах: VII Всесоюзная конференция "Механизмы релаксационных явлений в твердых телах", Воронеж, 1980; Республиканская конференция "Механико-термическая обработка и субструктурное упрочнение материалов", Киев, 1981, 1990 г.; Постоянный семинар "Актуальные проблемы прочности", Барнаул, 1981 г., 1985 г., 1987 г.; Всесоюзная конференция "Физика прочности и пластичности металлов и сплавов", Самара (Куйбышев), 1986 г., 1992 г.; 8-я сессия постоянного семинара "Пластическая деформация сплавов и порошковых материалов", Томск, 1985 г.; Семинар "Рентгенодифракционные исследования объемных искажений в кристаллах", Одесса, 1986 г.; VI Всесоюзная конференция "Физика разрушения", Киев, 1989 г.

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 40 статей в периодической печати.

Объем и структура работы. Диссертационная работа состоит из введения, семи глав и общих выводов; содержит 350 страниц машинописного текста, включая 99 рисунков, 4 таблицы и библиографию из 236 наименований работ по теме диссертации.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Введение. Ползучесть является одним из основных видов пластической деформации металлов. Практически, каждая рабочая деталь конструкций, работающих при высоких температурах, испытывает деформацию ползучести. Факторы, определяющие поведение металлов при ползучести, разделяются на внешние (приложенное напряжение и температура) и внутренние (структура металлов).

Постоянная потребность техники в новых более жаростойких и более прочных материалах заставила ученых исследовать в первую очередь зависимость скорости деформации от напряжения и температуры. К середине 70-х годов, благодаря работам научных коллективов, возглавляемых такими известными учеными как И.А.Одинг, С.Н.Дурков, В.С.Иванова, И.Л.Миркин, В.А.Павлов, В.М.Розенберг, И.А.Гиндин, Б.Я.Линес, В.И.Трефилов и многими другими, основные закономерности влияния напряжения и температуры на скорость пластической деформации были установлены.

С развитием техники электронной микроскопии стало появляться большое количество работ по исследованию структурных изменений,

происходящих в металлах в процессе пластической деформации. К настоящему времени проведены многочисленные исследования, в которых изучали структурные изменения, происходящие при деформации и определяли их соответствие механизмам пластической деформации. Достигнутые в этой области успехи связаны с работами научных коллективов, возглавляемых такими известными учеными как В.А.Лихачев, Л.Н.Лариков, В.Е.Панин, Э.В.Козлов, Н.А.Конева, Н.И.Носкова, Б.А.Мовчан, Л.М.Нероденко, С.А.Фирстов, Д.В.Мильман, В.И.Бетехтин, М.М.Мышляев, Б.И.Смирнов, Г.Я.Козырский, Е.Э.Засимчук и многими другими, чьи теоретические и экспериментальные работы позволили установить важные закономерности субструктурных изменений, происходящих при пластической деформации.

Подчеркивая большое научное значение проведенных в этом направлении исследований, необходимо отметить, что в вопросе соответствия субструктурных изменений механизмам пластической деформации все ещё нет полной ясности. Это происходит, на наш взгляд, по целому ряду причин.

Во-первых, из-за сложности происходящих при деформации субструктурных изменений. Известно, что имеется большое количество элементов дислокационной структуры. Это краевые и винтовые дислокации, расщепленные дислокации, пороги на дислокациях, диполи, вакансии и т.д. При таком богатом наборе элементов субструктуры трудно определить, какой из них является определяющим для данных условий деформации. Отсюда и появление в литературе различных теорий деформации и ползучести, в которых в качестве структурного параметра брались изменение того или иного элемента дислокационной структуры.

Во-вторых, из-за трудности сопоставления между собой имеющихся исследований, поскольку они проводились разными исследователями в различных температурно-силовых условиях и на сильно различающихся между собой материалах, от чистых металлов до сложных сплавов.

В-третьих, из-за отсутствия надежных количественных данных об изменении субструктуры при высокотемпературной деформации, поскольку большая часть исследований была проведена на качественном уровне.

Анализ имеющихся к началу настоящего исследования данных привел нас к выводу о необходимости планомерного, систематического изучения развития субструктуры в процессе высокотемпературной деформации и ползучести в чистых металлах при одинаковых условиях

испытания с тем, чтобы определить основные физические закономерности развития субструктуры, количественно установить её зависимость от напряжения, температуры, типа кристаллической решетки, энергии дефектов упаковки. Особое внимание при этом предполагалось уделить установлению связи найденных структурных закономерностей с феноменологическими моделями высокотемпературной ползучести. Эти соображения привели к постановке настоящей работы и определили её основную цель.

Рентгеновская методика измерения плотности дислокаций при деформации поликристаллов. Для достижения поставленной цели пришлось решать ряд методических задач. Одной из них была необходимость выбора такой характеристики субструктуры, которая соответствовала бы макроскопичности механических характеристик при пластической деформации. Наиболее подходящей субструктурной характеристикой в данном случае является плотность дислокаций, изменение которой при деформации, как свидетельствуют литературные данные, хорошо объясняет механические характеристики металлов.

Динамику изменения плотности дислокаций при деформации определяли при помощи рентгеновского метода. Этот метод представляет собой дальнейшее развитие предложенного ранее Г.Я.Козыроким, В.А.Кононенко и П.Н.Окрайнем методики нахождения среднего угла разориентировки субструктуры в отдельном зерне.

В своих теоретических работах М.А.Кривоглаз и К.П.Рябошапка с сотрудниками показали, что азимутальное уширение кривых интенсивности (что соответствует углу разориентировки субструктуры) определяется плотностью избыточных дислокаций одного знака. Как показывают теоретические и экспериментальные исследования, проведенные на монокристаллах, в этом случае в центральной части кривой интенсивности должна образоваться площадка постоянной интенсивности (плато). В нашем случае, кривые интенсивности от поликристаллических образцов имели как площадку постоянной интенсивности, так и гауссовское распределение. Проведенные исследования показали, что такое различие в форме кривой интенсивности $\tilde{J}(\theta)$ от зерен одного и того же образца связано с неоднородностью распределения деформации как в пределах образца, так и в пределах одного и того же зерна. Неоднородность деформации в поликристаллах приводит к тому, что в различных зернах образуются дислокационные структуры разного типа. При статистическом усреднении отражений от 20-30 зерен по образцу результирующая кривая $\tilde{J}(\theta)$ всегда описывалась гауссовским распределением.

Таким образом, помимо плотности избыточных дислокаций, вклад в разориентировку субструктуры могут вносить и другие дислокационные структуры. Поэтому правильнее связывать угол разориентировки субструктуры зерна в поликристаллах с некоторой эффективной плотностью дислокаций. Эффективная плотность дислокаций, ответственных за разориентировку субструктуры, определялась по известной формуле Хирша-Келли

$$\rho_s = \delta / b \cdot d, \quad (1)$$

где δ - средний угол разориентировки субструктуры, измеренный методом качающегося кристалла, b - вектор Бюргера и d - размер зерна.

Было показано, что изменение эффективной плотности дислокаций в процессе деформации связано с изменением общей плотности дислокаций. Основным способом доказательства этого положения является сопоставление плотности дислокаций ρ_s , рассчитанной по данным о разориентировке субструктуры зерна, с прямыми электронно-микроскопическими измерениями общей плотности дислокаций ρ . Проверены все три типа зависимости $\rho_s = f(\rho)$, установленные в настоящей работе, с целью определения коэффициента пропорциональности между ρ и ρ_s . На примере ГЦК и ОЦК-металлов и сплавов, деформированных при ползучести или при активном нагружении, было определено, что эффективная плотность дислокаций ρ_s пропорциональна общей плотности дислокаций ρ , измеренной с применением метода трансмиссионной электронной микроскопии, причем коэффициент пропорциональности изменяется в интервале от $0,84 \cdot 10^{-2}$ до $1,3 \cdot 10^{-2}$. Не анализируя причины разброса данных, считая в первом приближении, с учетом ошибок измерения, коэффициент пропорциональности постоянной величиной, было принято что коэффициент пропорциональности для крупнозернистых поликристаллических материалов (≈ 500 мкм) составляет $\sim 10^{-2}$.

Проведен анализ границ применимости описанной рентгеновской методики.

Изменение субструктуры при высокотемпературной деформации в условиях активного протекания процессов возврата. Согласно феноменологическим представлениям, высокотемпературная ползучесть обусловлена протеканием процессов возврата, а её скорость определяется соотношением между скоростью деформационного упрочнения и термического разупрочнения. Доказательства таких представлений основаны на измерении механических характеристик металлов, и практически отсутствуют работы по изменению субструктурных харак-

2^x-7к

теристик, в частности, плотности дислокаций в условиях ползучести с возвратом.

В связи с этим, представлялось целесообразным провести вначале структурные исследования в условиях деформации с постоянно возрастающей нагрузкой на образце, когда активно проходит разупрочнение металла. Структурные изменения и механизмы разупрочнения в условиях обычного растяжения достаточно хорошо известны. Предполагалось, что, установив соответствие между субструктурными изменениями и механизмами деформации с помощью описанной рентгеновской методики в условиях плавного нагружения, мы затем сможем по изменению субструктурных характеристик определить области упрочнения и разупрочнения при высокотемпературной ползучести.

Исследования были проведены на четырех чистых металлах с ГЦК-решеткой (Al, Ni, Cu, Ag) в диапазоне температур от 0,2 до 0,7 $T_{пл}$ со скоростью нагружения 0,5 МПа·ч. При фиксированной температуре испытания кривая деформации $\epsilon = f(\sigma)$ отражает способность металла оказывать сопротивление деформации. В области низких температур, когда отсутствует статический возврат, металлы обладают достаточной прочностью, и наблюдается линейный закон деформации

$\epsilon \sim \sigma$. По мере увеличения температуры и развития процессов возврата характер зависимости $\epsilon = f(\sigma)$ изменяется. Кривую деформации в этих условиях испытания удобно описать эмпирическим соотношением $\epsilon = A\sigma^m$, где показатель степени m отражает кривизну кривой деформации и по сути является показателем разупрочнения материала. По мере развития процессов разупрочнения в материале показатель степени m возрастает.

Анализ изменения показателя степени m при различных температурах, позволяет построить температурную зависимость показателя разупрочнения $m(T)$ для каждого металла. Оказалось, что исследованные металлы с ГЦК-решеткой существенно различаются между собой по температурной зависимости $m(T)$. Обнаруженная зависимость объясняется сильным влиянием величины энергии дефектов упаковки на скорость возврата в этих металлах.

Данные по изменению $m(T)$ были сопоставлены со структурными исследованиями. Анализ зависимостей, отображающих изменение плотности дислокаций от величины деформации $\rho(\epsilon)$ для всех четырех металлов при различных температурах (рис. 1), показывает, что характер зависимости $\rho(\epsilon)$ изменяется с температурой. Если при комнатных температурах наблюдается линейная зависимость $\rho(\epsilon)$, то при высоких температурах $\rho(\epsilon)$ изменяется по затухающей кривой.

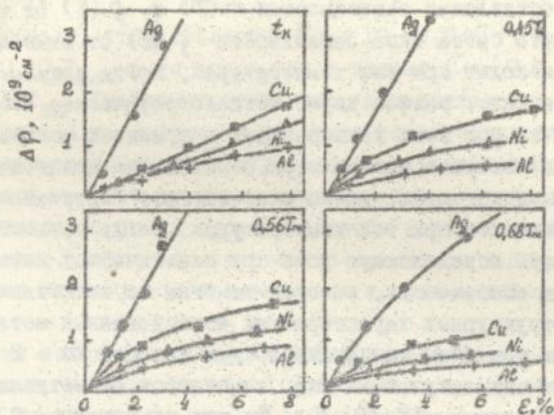


Рис. 1. Изменение общей плотности дислокаций металлов с ГЦК-решеткой при плавном нагружении.

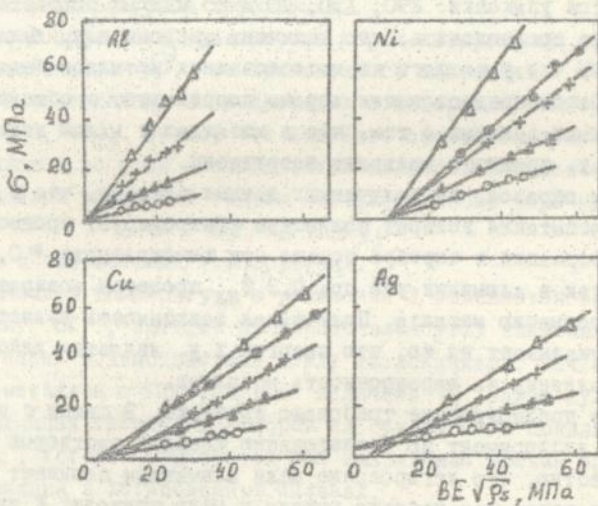


Рис. 2. Соотношения между напряжением σ и плотностью дислокаций $\sqrt{\rho_s}$ в металлах с ГЦК-решеткой при температурах испытания: Δ - комнатная; \bullet - $0,40$; $+$ - $0,45$; \blacktriangle - $0,56$; \circ - $0,68 T_{пл}$.

При сопоставлении зависимостей $m(T)$ и $\rho(\epsilon)$ от температуры заметно, что смена типа зависимости $\rho(\epsilon)$ от линейной до затухающей происходит при тех температурах, когда показатель m переходит значение, равное двум. Металлографические исследования показывают, что при этих температурах в принятых условиях испытания в металлах впервые наблюдается образование полигональной структуры. Следовательно, можно сказать, что "затухание" на кривых $\rho(\epsilon)$ наблюдается при тех температурах, когда процессы возврата начинают играть определяющую роль при пластической деформации.

Ещё одна особенность, которая заметна из сопоставления механических и структурных характеристик исследованных металлов, заключается в том, что температура, при которой $m = 2$ и кривая $\rho(\epsilon)$ принимает затухающий вид, изменяется от металла к металлу. В последовательности *Al, Ni, Cu, Ag* эта температура T_{Π} в условиях плавного нагружения изменяется как 0,3; 0,35; 0,40 и 0,60 $T_{\text{пл}}$. В этой же последовательности металлов изменяется их величина энергии дефектов упаковки: 290; 150; 70 и 25 Мдж/м^2 соответственно. Естественно предположить, что величина энергии д.у. является причиной того, что у каждого из исследованных металлов своя температура T_{Π} . Такое предположение хорошо коррелирует с общеизвестными литературными данными о том, что в металлах с малой величиной энергии д.у. процессы возврата затруднены.

Таким образом, из полученных данных следует, что в данных условиях испытания возврат полностью контролирует процесс пластической деформации в серебре только при температурах $\geq 0,6 T_{\text{пл}}$, в то время как в алюминии уже при $0,3 T_{\text{пл}}$ процессы возврата контролируют деформацию металла. Полученная зависимость является очень важной и указывает на то, что энергия д.у. является действенным фактором влияния на жаропрочность металлов.

Такое предположение требовало проверки. В связи с этим был поставлен эксперимент по исследованию твердых растворов на основе меди. Известно, что легирование меди алюминием понижает энергию д.у., в то время как добавка никеля в медь приводит к увеличению энергии д.у. Были изготовлены два сплава - *Cu + 7,5 ат. % Al* и *Cu + 10 ат. % Ni*. Эти два сплава имеют одинаковые прочностные характеристики при комнатной температуре и существенно различные величины энергий д.у. - 27 Мдж/м^2 и 100 Мдж/м^2 соответственно.

Результаты эксперимента полностью подтвердили высказанное предположение. Механические $m(T)$ и структурные $\rho(\epsilon)$ характеристики исследованных металлов, а также металлографические наблюдения

структуры показали, что в сплаве $Cu + 10 \text{ ат.}\% Ni$ T_{II} оказалась равной $0,40 T_{пл}$, в то время как в сплаве $Cu + 7,5 \text{ ат.}\% Al$ T_{II} равно $0,68 T_{пл}$. Отсюда следует, что, действительно, понижение величины энергии д.у. материала повышает температуру, при которой механизмы возврата начинают контролировать процесс деформации.

До сих пор мы рассматривали механические и структурные характеристики металлов с точки зрения развития в них процессов возврата. Интересно, насколько полученные данные по высокотемпературной деформации согласуются с имеющимися теориями деформационного упрочнения.

Основными положениями теории деформационного упрочнения являются: во-первых, наличие линейной зависимости между корнем квадратным из общей плотности дислокаций и напряжением течения; во-вторых, линейная зависимость между пластической деформацией и плотностью дислокаций. Эти зависимости были установлены для различных металлов при низкотемпературной деформации.

На рис. 2 приведена зависимость корня квадратного из общей плотности дислокаций $\sqrt{\rho}$ от приложенного напряжения σ для четырех чистых металлов, исследованных в интервале температур от комнатной до $0,7 T_{пл}$. Видно, что линейное соотношение между σ и $\sqrt{\rho}$ выполняется во всей исследованной области. Следовательно, одно из основных уравнений теории деформационного упрочнения

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \sqrt{\rho} \quad (2)$$

выполняется и при высоких температурах.

С изменением температуры в уравнении 2 изменяется только σ_0 и коэффициент α , который пропорционален углу наклона прямых и отражает степень взаимодействия между дислокациями. Для исследованных чистых металлов с ГЦК-решеткой величина σ_0 равна нулю. В случае исследованных твердых растворов на основе меди появляется напряжение σ_0 , которое трактуется как напряжение трения при движении дислокаций в легированных сплавах.

Полученные зависимости плотности дислокаций от деформации приведены на рис. 1. Линейное соотношение между ϵ и ρ выполняется только при низких температурах. С увеличением температуры испытания наблюдается значительное отклонение от линейности. Причем в разных металлах по-разному, что объясняется развитием процессов возврата в металлах с различной энергией д.у.

Используя универсальность ур. (2) и полученные в настоящей работе данные по изменению $\rho(\epsilon)$, было получено эмпирическое уравнение, описывающее кривые растяжения металлов с ГЦК-решеткой

$$\varepsilon = \frac{2\sigma^2}{\alpha\alpha^2} \left[\frac{1}{2} + \frac{1}{3} \frac{\sigma}{\sigma_{кр}} + \frac{1}{4} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{кр}} \right)^2 + \dots \right], \quad (3)$$

где $\alpha = A/\gamma^{1/2}$, $\sigma_{кр}$ - предельное напряжение, при котором деформация протекает без заметного упрочнения.

В таблице I приведен анализ полученного уравнения, которое отражает наблюдавшиеся в эксперименте зависимости, а также предсказывает некоторые случаи, которые трудно установить экспериментальным путем.

Таблица I.

Температура	$\varepsilon = f_1(\sigma)$	$\varepsilon = f_2(\rho)$
0 (экстраполяция)	$\frac{2}{\alpha\alpha^2} \sigma$ эксперимент - $A\sigma$	$\frac{2}{\alpha B} \rho^{1/2}$
0 - T_{II}	$\frac{2\sigma^2}{\alpha\alpha^2} \left[\frac{1}{2} - \frac{1}{3} \frac{\sigma}{\sigma_{кр}} + \frac{1}{4} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{кр}} \right)^2 - \dots \right]$ эксперимент - $A\sigma^m$ ($m < 2$)	$\rho^{m/2}$ ($\frac{1}{2} < \frac{m}{2} < 1$)
T_{II}	$\frac{1}{\alpha\alpha^2} \sigma^2$ эксперимент - $A\sigma^m$ ($m = 2$)	$\frac{1}{\alpha} \rho$
$T_{II} - T_{III}$	$\frac{2\sigma^2}{\alpha\alpha^2} \left[\frac{1}{2} + \frac{1}{3} \frac{\sigma}{\sigma_{кр}} + \frac{1}{4} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{кр}} \right)^2 + \dots \right]$ эксперимент - $A\sigma^m$ ($m > 2$)	$\rho^{m/2}$ ($\frac{m}{2} > 1$)
T_{III} (экстраполяция)	$\sigma_{кр} = 0$	-

Весь диапазон температур деформации от 0 до T_{III} в таблице условно разделен на две температурные области, положение границы раздела которых T_{II} определяется энергией д.у. данного металла. Все исследуемые структурные и механические характеристики, а также описывающие их функции, монотонно изменяются в пределах всего диапазона температур, проходя через частные простые выражения на границах этих областей. Наиболее важной особенностью полученных соотношений является то, что они определяют не только механические, но одновременно и структурные изменения в зависимости от условий испытания и природы металла.

Воздействие температуры и энергии дефектов упаковки на ползучесть металлов с ГЦК-решеткой. Основным выводом предыдущего раздела следует считать вывод о том, что температура перехода от низкотемпературного механизма деформации к высокотемпературному определяется величиной энергии д.у. металла. Поскольку в исследованиях с постоянно возрастающей нагрузкой на процесс деформации воздействует как температура, так и напряжение, необходимо учитывать влияние и статического и динамического возврата на развитие механизма деформации: При испытании на ползучесть напряжение остается постоянным, и появляется возможность отделить влияние статического возврата от динамического на механизм деформации ползучести с целью выяснения причины влияния энергии д.у. на температуру перехода.

Общепринято, что к высокотемпературной ползучести металлов относится ползучесть, наблюдаемая в области температур от $0,5$ до $0,8 T_{пл}$. Показано, что в области высокотемпературной ползучести сдвиговой механизм пластической деформации сочетается с диффузионными процессами возврата. Нижняя граница высокотемпературной области ползучести была установлена на основании расчетов, которые показали, что при $0,5 T_{пл}$ самодиффузия в металлах протекает уже достаточно быстро, чтобы быть причиной возврата.

Основные признаки высокотемпературной ползучести, согласно литературным данным, можно сформулировать следующим образом: 1) энергия активации ползучести Q_n должна быть равна энергии активации самодиффузии $Q_{см}$; 2) показатель степени при напряжении в уравнении

$$\dot{\epsilon} = A (\sigma/E)^n \exp(-Q_n/kT) \quad (4)$$

равен 4 - 5.

Нами были проведены испытания на ползучесть четырех чистых металлов при одинаковых гомологических температурах $T/T_{пл}$ и постоянных значениях σ/E_T с учетом изменения модуля упругости E_T с температурой испытания. Результаты механических испытаний на ползучесть показали сильную зависимость скорости установившейся ползучести от энергии д.у., что совпадает с литературными данными. Для серебра скорость установившейся ползучести $\dot{\epsilon}_y$ оказалась на 3-4 порядка меньше, чем для алюминия.

Была исследована зависимость $\dot{\epsilon}_y$ от напряжения σ для Al , Ni , Cu и Ag в интервале температур $0,2 - 0,8 T_{пл}$. Оказалось, что температурная область, где $n = 4$ (что характерно для высокотемпературной ползучести) начинается для различных

металлов при различных $T/T_{пл}$ (рис. 3). Для Al область высокотемпературной ползучести начинается при $0,35 T_{пл}$; Ni - $0,45$; Cu - $0,65$ и Ag - при $0,75 T_{пл}$.

Систематизированы наши и литературные данные по изменению энергии активации ползучести с температурой (рис. 4). Показано, что совпадение Q_p и $Q_{см}$ достигается для разных металлов при различных значениях гомологической температуры. Причем совпадение значений Q_p и $Q_{см}$ наблюдается примерно при тех же гомологических температурах, при которых $n = 4$.

Субструктурные исследования показывают, что по характеру изменения $\rho(\epsilon)$ в процессе ползучести (рис. 5) и по появлению полигональной структуры можно однозначно заключить, что в исследованных металлах высокотемпературный механизм начинает контролировать скорость ползучести при разных температурах, зависящих от энергии д.у., а не при $0,5 T_{пл}$ для всех металлов, как предполагалось ранее.

Механизм влияния энергии д.у. на скорость переползания дислокаций, которая контролирует скорость установившейся ползучести, определяется природой взаимодействия дислокаций с вакансиями. Из полученных нами данных о зависимости температуры установления высокотемпературного механизма ползучести от энергии д.у. следует, что для переползания расщепленных дислокаций необходима большая концентрация вакансий, чем для нерасщепленных. Этот факт свидетельствует в пользу тех моделей переползания расщепленных дислокаций, которые не требуют локальной рекомбинации составляющих её частичных дислокаций. В этом случае необходимое для протекания процесса переползания количество вакансий должно быть пропорционально квадрату ширины расщепления.

Роль силового фактора в развитии субструктуры и установлении механизма ползучести в ЦК-металлах. Изложенные выше данные по ползучести касались в основном вопроса влияния температуры на развитие ползучести в металлах с ЦК-решеткой. Не менее сильное влияние на скорость установившейся ползучести оказывает приложенное напряжение. Многочисленные эксперименты показывают, что при фиксированной температуре изменение приложенного напряжения приводит к изменению контролирующего ползучесть механизма деформации.

Была исследована зависимость $\dot{\epsilon}(\sigma)$ в Al , Ni , Ag и сплаве $Cu + 10 \text{ ат.}\% Ni$ при температурах $0,45$ и $0,68 T_{пл}$. При температуре $0,45 T_{пл}$ в изученном интервале скоростей ползучести зависимость $\dot{\epsilon}(\sigma)$ выражается степенной функцией $\dot{\epsilon} \sim \sigma^n$ с показателем степени $n = 7-8$. Такое значение показателя степени

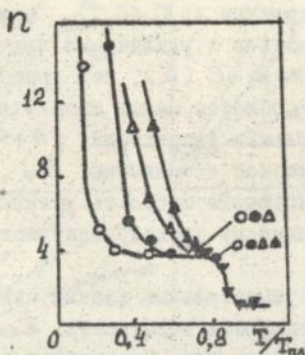


Рис. 3. Зависимость показателя n в уравнении скорости ползучести от температуры для металлов с ПЦК-решеткой.

○ - алюминий; ● - никель;

△, ▽ - медь; ▲ - серебро.

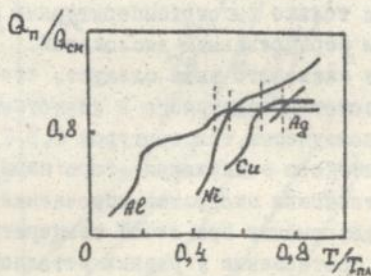


Рис. 4. Изменение энергии активации ползучести Q_p в долях энергии активации самодиффузии $Q_{см}$ в зависимости от температуры испытания металлов с ПЦК-решеткой.

n соответствует низкотемпературному механизму дислокационной ползучести, обусловленному поперечным скольжением винтовых дислокаций. Увеличение температуры до $0,68 T_{пл}$ приводит к возникновению двух линейных участков с различными значениями показателя степени n в зависимости $\dot{\epsilon}(\sigma)$, что свидетельствует о смене механизма ползучести. В области малых напряжений ($\sigma < \sigma_{кр}$) $n = 4-4,5$, а в области больших напряжений ($\sigma > \sigma_{кр}$) $n = 8$. Установлено, что критическое напряжение $\sigma_{кр}$, отвечающее изменению механизма, контролирующего скорость установившейся ползучести, примерно равно условному пределу текучести $\sigma_{0,5}$ при данной температуре испытания.

Как показали экспериментальные данные, чем выше температура испытания, тем больше скорость ползучести $\dot{\epsilon}_{кр}$, при которой происходит смена механизма деформации. Это хорошо видно на рис. 6 на примере никеля, по тому, как "излом" на кривых $\lg \dot{\epsilon} - \lg \sigma$ смещается при изменении температуры. Кроме того, в зависимости от энергии д.у., например для алюминия и серебра, $\dot{\epsilon}_{кр}$ различается на два порядка. Соответствующая обработка этих данных позволяет получить эмпирическую зависимость критической скорости ползучести от температуры $\dot{\epsilon}_{кр} = \dot{\epsilon}_0 e^{\sigma/T}$, в которой $\dot{\epsilon}_{кр}$ является по сути наибольшей скоростью ползучести, которая при данной температуре T может быть обеспечена только высокотемпературным механизмом деформации, контролируемым переползанием дислокаций.

Таким образом из сказанного выше следует, что общепринятое сейчас разделение высокотемпературного и низкотемпературного механизмов деформации и ползучести температурой $0,5 T_{пл}$ неверно, так как не отражает физического содержания этого перехода. Физика перехода состоит в соотношении скоростей упрочнения и возврата упрочнения в процессе деформации при любой температуре. Необходимое для смены механизмов соотношение у разных металлов достигается при существенно разных условиях из-за сильного влияния энергии дефектов упаковки на процессы упрочнения и возврата.

Была изучена кинетика изменения плотности дислокаций в процессе ползучести металлов в широком диапазоне температур и напряжений. Показано, что при всех условиях испытания общая плотность дислокаций изменяется во времени так же, как и деформация ползучести. Поскольку внешние условия испытания (T, σ) при ползучести остаются постоянными, то сложная кинетика деформации при этом определяется только изменением внутреннего субструктурного фактора. Обнаруженная аналогия в кинетике деформации и общей плотности

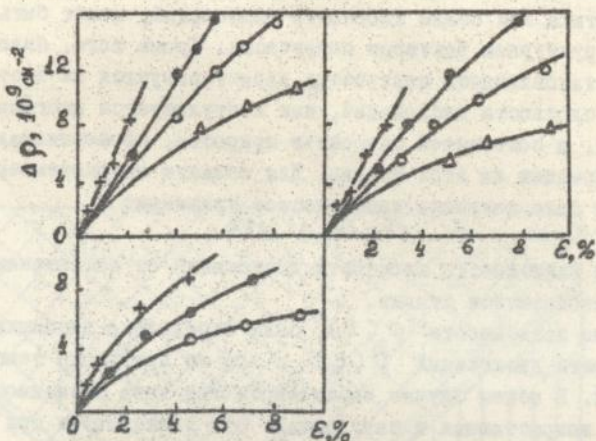


Рис. 5. Изменение плотности дислокаций в серебре (+), меди (●), никеле (○) и алюминии (Δ) от деформации ползучести ϵ при коэффициентах объемной диффузии D : а - 10^{-19} ; б - 10^{-14} ; в - $10^{-12} \text{ см}^2/\text{сек}$.

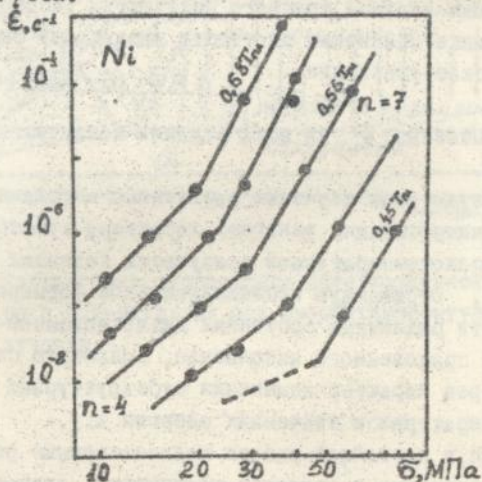


Рис. 6. Зависимость скорости установившейся ползучести никеля от напряжения при различных температурах.

дислокаций позволила предположить, что именно такая интегральная характеристика как общая плотность дислокаций, может быть определяющим субструктурным фактором ползучести. Кроме того, было обнаружено, что установившаяся ползучесть характеризуется не постоянным значением плотности дислокаций, как постулируется многими теориями ползучести, а постоянной скоростью прироста, пропорциональной скорости деформации на этой стадии. Для области высокотемпературной ползучести было получено кинетическое уравнение

$$\rho = A(\sigma/\sigma_{кр})^k t^{1/2}, \quad (5)$$

отражающее зависимость плотности дислокаций от напряжения и времени на установившейся стадии.

Помимо зависимости $\rho(t)$, была определена динамика изменения плотности дислокаций $\rho(\varepsilon)$ в том же интервале температур и напряжений. В общем случае наблюдаются три типа зависимости $\rho(\varepsilon)$: линейная, возрастающая и затухающая. Эти зависимости при фиксированной температуре и напряжении описываются эмпирическим соотношением $\rho = \rho_0 + K\varepsilon^v$. Линейная зависимость реализуется при условии $\sigma = \sigma_{кр}$. Следовательно, переход через $v = 1$ означает изменение механизма деформации, контролирующего скорость установившейся ползучести.

На основании анализа большого количества экспериментальных данных по динамике изменения плотности дислокаций было предложено общее эмпирическое уравнение

$$\rho = \alpha \varepsilon + \frac{\alpha \rho \ln(\sigma/\sigma_{кр})}{2} \varepsilon^2 \quad (6)$$

описывающее изменение ρ на всех стадиях ползучести в любых условиях испытания.

Анализ результатов изучения различными методами (оптическая и электронная микроскопия, рентген) характера субструктурных изменений при высокотемпературной ползучести позволил предложить схему (рис. 7), отражающую последовательное формирование в процессе ползучести различных состояний дислокационной структуры в зависимости от приложенного напряжения, задающего скорость деформации. Рассмотрен характер изменения субструктурных состояний при различных температурах и значениях энергии д.у.

Полученные в настоящей работе количественные результаты по изменению субструктуры в процессе ползучести, позволяют критически рассмотреть теории ползучести на предмет выполнения предсказаний теории в отношении изменений субструктуры. Из теорий феноменологического уровня наиболее реалистической представляется теория ползучести с возвратом. До сих пор достоверность теории ползучести

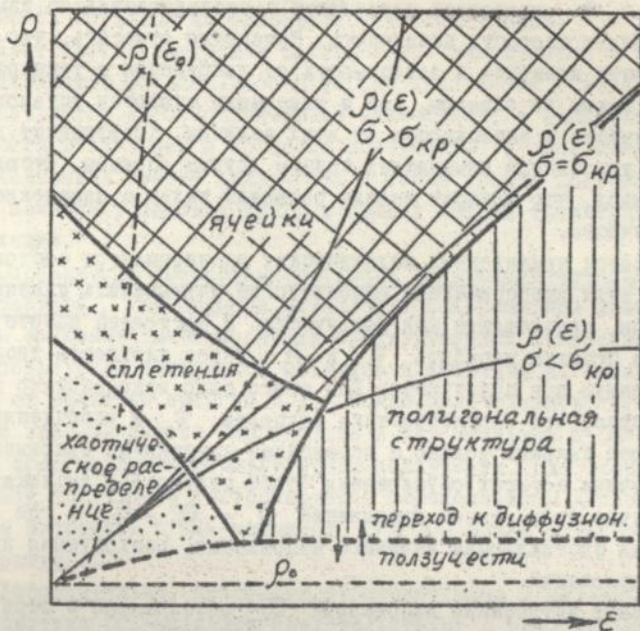


Рис. 7. Карта-схема перестройки дислокационной структуры в ГЦК-металлах при высокотемпературной ползучести.

с возвратом основывается на экспериментальных работах, в которых показано, что скорость установившейся ползучести можно описать уравнением $\dot{\epsilon} = -\tau/h$, где h - коэффициент деформационного упрочнения и τ - скорость возврата измеряются экспериментально при механических испытаниях.

Подобные эксперименты были проведены в нашей работе на металлах с ГЦК-решеткой, и показано хорошее совпадение рассчитанных через τ и h скоростей ползучести с экспериментально измеренными величинами скорости ползучести. Интересно отметить, что изменение скорости возврата в зависимости от напряжения и температуры происходит таким же образом, как и изменение скорости установившейся ползучести в зависимости от этих величин. Коэффициент деформационного упрочнения изменяется совсем другим образом. Отсюда делается вывод, что возврат вносит решающий вклад в изменение скорости ползучести.

Недостаток проведенных механических экспериментов состоит в том, что в этих экспериментах абсолютно не учитывались изменения субструктуры, происходящие при ползучести. В настоящей работе была предпринята попытка выразить τ и h через плотность дислокаций, измеренную при ползучести. Для этого было использовано то обстоятельство, что характеристики возврата τ и упрочнения h по сути своей связаны только с изменением внутренних напряжений

σ_i , величина которых обусловлена общей плотностью дислокаций. В общем случае приложенное напряжение $\sigma = \sigma_i + \sigma_{зр}$, где $\sigma_{зр}$ - динамическая составляющая внешнего напряжения, расходуемая на движение дислокаций.

Изменение внутренних напряжений σ_i обусловлено в первую очередь изменениями общей плотности дислокаций согласно уравнению $\sigma_i = \alpha b G \rho^{1/2}$. Тогда величины τ и h можно записать через изменение ρ следующим образом:

$$\tau = d\sigma_i/dt = \frac{\alpha G b}{2 \rho^{1/2}} \cdot \frac{d\rho}{dt}, \quad (7)$$

$$h = d\sigma_i/d\epsilon = \frac{\alpha G b}{2 \rho^{1/2}} \cdot \frac{d\rho}{d\epsilon}. \quad (8)$$

Величины $d\rho/d\epsilon$ и $d\rho/dt$ можно определить из полученных в работе данных о зависимостях $\rho(t)$ и $\rho(\epsilon)$ (ур. 5 и 6) в исследованных металлах. Отсюда скорость ползучести

$$\dot{\epsilon} = |\tau/h| = \frac{d\rho/dt}{d\rho/d\epsilon} = \frac{A (\sigma/\sigma_{зр})^4}{2 a t^{1/2} (\sigma/\sigma_{зр})^4} \rho \epsilon. \quad (9)$$

Уравнения (7), (8) и (9) описывают изменение τ , h и $\dot{\epsilon}$ в любой момент времени независимо от стадий ползучести, что обусловлено непрерывным характером заложенных в эти уравнения субструк-

турных изменений при ползучести.

Компьютерные расчеты скорости установившейся ползучести по формуле (9) показывают хорошее совпадение с измеренной в эксперименте скоростью ползучести. Изменение с температурой и напряжением рассчитанной скорости ползучести происходит аналогично изменению измеренной скорости, что свидетельствует о том, что теория ползучести с возвратом удовлетворительно описывает высокотемпературную ползучесть металлов на феноменологическом уровне.

Достоинство настоящих исследований заключается в том, что доказательство справедливости теории ползучести с возвратом впервые базируется на субструктурных изменениях, в частности, изменении плотности дислокаций в процессе ползучести. Анализ современных дислокационных теорий ползучести с точки зрения полученных результатов позволяет сделать выбор в пользу модели трехмерных сеток дислокаций.

Особенности высокотемпературной деформации металлов с ОЦК-решеткой. На примере металлов с ГЦК-решеткой нами были определены основные закономерности субструктурных изменений при высокотемпературной ползучести металлов и показана их сильная зависимость от величины энергии д.у. Можно было ожидать, что установленные закономерности справедливы и для металлов с ОЦК-решеткой. Тогда область высокотемпературной ползучести, где скорость установившейся ползучести контролируется переползанием дислокаций, должна наступать в ОЦК-металлах ($\gamma > 300 \text{ мДж/м}^2$) уже при комнатных температурах.

Действительно, некоторые субструктурные и механические характеристики ОЦК-металлов свидетельствуют о том, что процессы возврата в них протекают гораздо легче, чем в ГЦК-металлах. Так, в условиях деформации с плавно возрастающим напряжением, затухающая кривая $\rho(\epsilon)$ наблюдается в α -железе уже при комнатной температуре. Однако в дальнейшем, по мере повышения температуры, кривая зависимости $\rho(\epsilon)$ опять становится линейной. Причиной такой аномальной последовательности в изменении $\rho(\epsilon)$ является наличие примесей внедрения в ОЦК-металлах.

Присутствие примесей внедрения в ОЦК-металлах нарушает поступательный, плавный ход температурных зависимостей различных механических и структурных характеристик, который наблюдался в ГЦК-металлах. Тем не менее, одна из основных закономерностей теории деформационного упрочнения, устанавливающая линейное соотношение между $\sqrt{\rho}$ и σ (ур. 2) сохраняется при всех температурах

испытания от 0,2 до 0,7 $T_{пл}$ для металлов с ОЦК-решеткой. Влияние примесей внедрения сказывается на температурных зависимостях параметров σ_0 и α . В области средних температур (0,3 - 0,4 $T_{пл}$) параметры σ_0 и α несколько увеличиваются, и в результате кривые $\sigma_0(T)$ и $\alpha(T)$ приобретают "горбообразный" характер.

Чтобы отделить вредное влияние примесей, необходимо было провести исследования на чистых металлах с ОЦК-решеткой. Практически сделать это на поликристаллических материалах очень сложно, поскольку все известные металлы с ОЦК-решеткой принадлежат к металлам У и VI групп, которые склонны легко растворять примеси внедрения (углерод, кислород, азот). С целью уменьшения влияния примесей внедрения дальнейшие исследования были проведены на поликристаллическом молибдене, рафинированном цирконием (0,12 вес. % Zr). Молибден такого состава близок к сплаву ЦМ-10. Цирконий "отсасывает" примеси из решетки и переводит их в труднорастворимые химические соединения типа карбидов, нитридов и окислов циркония. Несмотря на очевидное упрочняющее влияние в общем незначительного количества дисперсных выделений, эффект очистки металла доминирует при этом и приводит к заметному увеличению пластичности.

Было обнаружено, что в условиях плавно возрастающего напряжения на образце кривые деформации рафинированного молибдена разделяются на два участка. В пределах первого участка деформация изменяется пропорционально напряжению с большим коэффициентом деформационного упрочнения, который практически очень слабо уменьшается при повышении температуры. Второй участок кривой характеризуется весьма быстрой (относительно напряжения) деформацией со сравнительно малым и зависящим от величины деформации коэффициентом деформационного упрочнения. На втором участке кривой был определен показатель деформационного разупрочнения m в уравнении $\epsilon \sim \sigma^m$. Он оказался равен двум независимо от температуры испытания.

Необходимо заметить, что для ПЦК-металлов при любой температуре вся кривая растяжения является однородной, удовлетворяющей степенной зависимости с единым для данной температуры значением показателя m . У металлов с ОЦК-решеткой наблюдается несколько иная ситуация. При любой температуре сначала реализуется линейный участок, за которым следует параболический.

По сути, линейный участок на кривых деформации ОЦК-металлов ограничен сверху напряжением предела пропорциональности $\sigma_{пр}$, при достижении которого происходит срыв пропорциональности. На рис. 8 приведены значения $\sigma_{пр}$, при которых заканчивается линей-

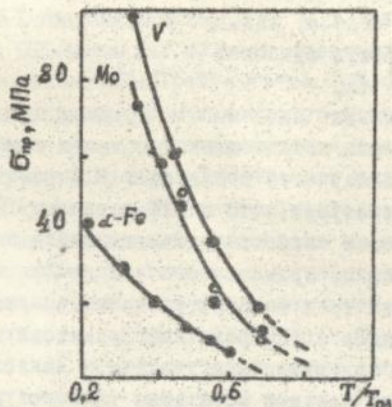


Рис. 8. Зависимость от температуры предела пропорциональности $\sigma_{пр}(\bullet)$ и напряжения $\sigma_{кр}(\circ)$ для металлов с ОЦК-решеткой.

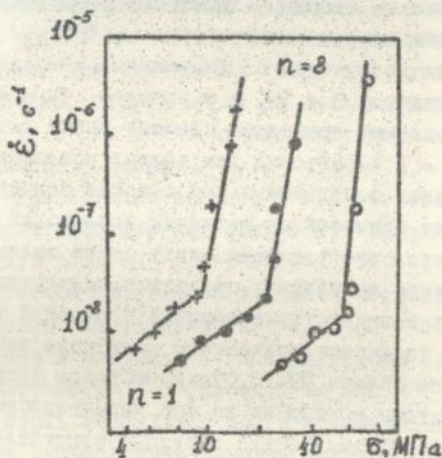


Рис. 9. Зависимость скорости установившейся ползучести молибдена от величины приложенного напряжения. (○) - 0,45 ; (⊙) - 0,56 ; (+) - 0,68 $T_{пл}$.

ный участок на кривых деформации в зависимости от температуры для исследованных нами железа, ванадия и молибдена. Кривые на этом рисунке удобно выразить функцией

$$\dot{\epsilon}_{пр} = C (1 - T/T_{пл})^3, \quad (10)$$

которая хорошо описывает зависимость предела пропорциональности от температуры в пределах исследованной области температур.

Испытания на ползучесть металлов с ОЦК-решеткой были проведены при тех же температурах, что и ПЦК-металлов (0,45; 0,56 и 0,68 $T_{пл}$). Зависимости скорости установившейся ползучести $\dot{\epsilon}$ очищенного молибдена от приложенного напряжения в логарифмических координатах для этих трех температур приведены на рис. 9. В отличие от чистых металлов с ПЦК-решеткой, у которых подобные кривые разбиваются на два прямолинейных участка с наклонами $n = 4,5$ и $n = 8$, в данном случае при всех трех температурах кривые четко разделяются на два участка - с $n = 1$ в области малых напряжений и $n = 9$ при больших напряжениях.

Аналогичные результаты с областью ползучести, где $n = 1$, были получены также на ниобии и хrome при температуре испытания 0,68 $T_{пл}$. При более низких температурах (0,56 $T_{пл}$) в ниобии наблюдаются две области ползучести со значениями показателя степени n , соответственно, 3 и 10, а у хрома - $n = 4$ и 8.

Анализ этих данных позволяет сделать вывод о том, что область ползучести с $n = 1$ характерна для чистых металлов с ОЦК-решеткой, или для ОЦК-металлов с примесями при высоких температурах, когда тормозящее влияние примесей на движение дислокаций исчезает.

Было проведено сопоставление между собой данных по ползучести монокристаллического молибдена; поликристаллического молибдена, изготовленного из монокристалла горячей прокаткой и рекристаллизационным отжигом; поликристаллического молибдена марки МЧ и молибденового листового сплава ЦМ-Ю. Таким образом предполагалось выявить влияние чистоты молибдена на его характеристики ползучести.

Моно- и поликристаллические образцы, изготовленные из чистых монокристаллов молибдена, а также образцы, изготовленные из массовых заготовок сплава ЦМ-Ю, показали наличие области ползучести с $n = 1$ уже при 0,45 $T_{пл}$ (подобно данным на рис. 9). Образцы из тонколистового сплава ЦМ-Ю и металлокерамического молибдена марки МЧ обнаруживают область ползучести с $n = 1$ только при 0,68 $T_{пл}$. В области низких температур (0,45 и 0,56 $T_{пл}$) присутствие примесей внедрения в этих образцах изменяет поведение молибдена при ползучести, заменяя свойственную чистому молибдену область

ползучести с $n = 1$ на ползучесть с $n = 3$ или 5.

Обнаружение в ОЦК-металлах области ползучести с $n = 1$ является несколько неожиданным результатом. Обычно область ползучести с $n = 1$ наблюдается в металлах при очень высоких температурах и малых напряжениях и классифицируется как бездислокационная диффузионная ползучесть Набарро-Херинга или ползучесть Кобла. Электронномикроскопические и металлографические наблюдения, а также данные механических испытаний, указывают на то, что в данном случае ползучесть с $n = 1$ является дислокационной ползучестью.

По совокупности данных этот тип ползучести ближе к дислокационной ползучести Харпера-Дорна. Ползучесть Харпера-Дорна также наблюдается при высоких температурах и малых напряжениях и имеет показатель степени $n = 1$, однако, в отличие от ползучести Набарро-Херинга и Кобла, она не зависит от размера зерна или субзерна.

В этой связи был поставлен эксперимент по сопоставлению ползучести молибдена в поли- и в монокристаллическом состоянии. Оказалось, что и в поликристаллическом молибдене и в монокристаллическом с ориентировкой (112) вдоль оси растяжения наблюдается область ползучести с $n = 1$ при одинаковых скоростях установившейся ползучести. Следовательно, размер зерна не сказывается на механизме ползучести с $n = 1$, и его можно предварительно классифицировать как ползучесть Харпера-Дорна.

Из данных, приведенных на рис. 9 следует ещё одна интересная особенность высокотемпературной ползучести металлов с ОЦК-решеткой. Разграничение двух областей ползучести с $n = 1$ и $n = 9$ происходит при практически постоянной для всех исследованных температур скорости установившейся ползучести $\dot{\epsilon} = 10^{-8} \text{ с}^{-1}$.

Напомним, что в металлах с ГЦК-структурой (рис. 6) критическая скорость ползучести $\dot{\epsilon}_{кр}$ (переход от $n = 5$ к $n = 8$) зависит от температуры столь же сильно, как и коэффициент диффузии D , что подтверждает диффузионную природу ползучести, проявляемую в механизме переползания дислокаций. В чистом металле с ОЦК-решеткой (молибдене) $\dot{\epsilon}_{кр}$ практически не зависит от температуры. На краях исследованного интервала температур (0,45 - 0,68 $T_{пл}$) критические скорости различаются менее чем в два раза, т.е. близки к значению 10^{-8} с^{-1} . Детальный анализ экспериментальных результатов показал, что реальное влияние температуры на скорость установившейся ползучести ОЦК-металлов в рамки универсальной формулы (4) не укладывается.

Влияние температуры на ползучесть ОЦК-металлов более нагляд-

но проявляется в зависимости от температуры напряжения $\sigma_{кр}$, которое разделяет области ползучести с $n = 1$ и $n = 9$. Такие зависимости $\sigma_{кр}(T)$ для молибдена представлены на рис. 8. На этом рисунке представлены также данные по изменению с температурой

$\dot{\epsilon}_{пр}$ молибдена в условиях деформации методом плавного нагружения. Совпадение данных $\sigma_{кр}$ и $\dot{\epsilon}_{пр}$ на рисунке свидетельствует о том, что они имеют одну физическую природу, и $\sigma_{кр}$ при ползучести примерно равно $\sigma_{пр}$ при каждой данной температуре.

Учитывая этот факт, а также то, что при всех исследованных температурах переход от области ползучести с $n = 1$ к области с $n = 9$ происходит практически при одной и той же скорости $\dot{\epsilon}_{кр}$, для скорости установившейся ползучести можно предложить простую эмпирическую зависимость, которая позволяет прогнозировать скорость ползучести молибдена $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{кр} (\sigma/\sigma_{кр})^n$, где $n = 1$ для $\sigma < \sigma_{кр}$ и $n = 9$ для $\sigma > \sigma_{кр}$, а $\sigma_{кр} = \sigma_{пр}$ при обычном испытании на растяжение при данной температуре. Подставив $\sigma_{кр}$ из уравнения Ю в это уравнение, получим уравнение для скорости установившейся ползучести

$$\dot{\epsilon} = \frac{A\sigma^n}{C^n} / (1 - T/T_m)^{3n} \quad (II)$$

в котором температурный член выражен степенной функцией в отличие от экспоненциальной в формуле (4) для ПЦК-металлов.

Таким образом, по целому ряду особенностей (механических, кинетических и структурных) поведение чистых металлов с ОЦК-решеткой (молибден, вольфрам, ниобий, хром) при ползучести сильно отличается от поведения сравнительно хорошо изученных металлов с ПЦК-решеткой. Очевидно, это обусловлено различиями в природе и поведении определяющих деформацию дефектов кристаллической решетки, главным образом дислокаций.

Два фактора: объемная структура ядра винтовых дислокаций и высокий барьер Пайерлса в ОЦК-металлах, по-видимому, и обуславливают отмеченные особенности их пластической деформации, в частности, существование барьера по напряжению $\sigma_{кр}$. Повышение температуры не устраняет целиком этот барьер, а только снижает его уровень, уменьшая необходимое для его преодоления напряжение $\sigma_{кр}$. Ниже

$\sigma_{кр}$ деформация осуществляется движением краевых дислокаций, так как для них барьер Пайерлса значительно ниже, чем для винтовых. Выше $\sigma_{кр}$ деформация металлов контролируется механизмом перемещения винтовых дислокаций путем поперечного скольжения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

В результате проведенных исследований сформулированы основные закономерности развития субструктуры при высокотемпературной деформации и ползучести в металлах с ГЦК и ОЦК-решетками. Получены эмпирические уравнения, устанавливающие взаимосвязь между изменением субструктуры (плотности дислокаций) в процессе высокотемпературной деформации и внешними факторами (температурой и напряжением).

Использование в работе установленных закономерностей развития субструктуры позволило уточнить известные механизмы высокотемпературной деформации, определить их границы по температуре и напряжению, в пределах которых эти механизмы действуют, объяснить роль энергии дефектов упаковки в установлении механизма высокотемпературной деформации, найти общие черты развития высокотемпературной деформации в металлах с ГЦК и ОЦК-решетками, а также исследовать особенности высокотемпературной деформации в металлах с различным типом кристаллической решетки.

1. Развита представления об эффективной плотности дислокаций, ответственных за разориентировку субструктуры в крупнозернистых деформированных поликристаллических металлах. Показано, что при высокотемпературной деформации эффективная плотность дислокаций изменяется пропорционально общей плотности дислокаций, и характер её изменения с деформацией $\rho(\epsilon)$ определяется механизмом возврата, контролирующего скорость высокотемпературной деформации. Установлено, что затухающая зависимость $\rho(\epsilon)$ наблюдается при высоких температурах и малых напряжениях и связана с механизмом диффузионно-контролируемого переползания дислокаций; возрастающая зависимость соответствует высоким напряжениям, когда контролирующим механизмом является поперечное скольжение и аннигиляция винтовых дислокаций.

2. Экспериментально изучена температурная зависимость $\rho(\epsilon)$ и $\rho(\dot{\epsilon})$ для поликристаллических металлов с ГЦК-решеткой в диапазоне температур от комнатной до $0,7 T_{пл}$ в условиях деформации с постоянно возрастающим напряжением, что дало возможность установить эмпирические уравнения, описывающие в широком диапазоне температур кривые деформации металлов с учетом субструктурных изменений, происходящих при деформации.

Показано, что в металлах с ГЦК и ОЦК-решетками одно из основных уравнений теории деформационного упрочнения, выражающее соотношение между напряжением течения и плотностью дислокаций $\sigma = \sigma_0 + \alpha \sqrt{\rho}$, выполняется в широком диапазоне температур от

комнатной до $0,7 T_{пл}$. Для чистых металлов с ПЦК-решеткой σ_0 равно нулю.

3. По температурным зависимостям механических, структурных и термодинамических характеристик исследованных металлов впервые установлено, что температура перехода от низкотемпературного механизма ползучести к высокотемпературному (когда скорость ползучести контролируется переползанием дислокаций) в металлах с ПЦК-решеткой зависит от величины их энергии дефектов упаковки.

Раскрыта физическая причина влияния энергии дефектов упаковки на механические свойства металлов. Получено экспериментальное подтверждение теоретическим представлениям о том, что переползание расщепленных дислокаций может осуществляться без предварительной стяжки частичных дислокаций, путем образования на расщепленной дислокации двойного порога.

4. В области высокотемпературной ползучести, при фиксированной температуре испытания, увеличение приложенного напряжения приводит к смене механизма деформации, контролирующего скорость установившейся ползучести, от высокотемпературного к низкотемпературному. Показано, что напряжение $\sigma_{кр}$, при котором происходит смена механизма деформации при ползучести, примерно равно условному пределу текучести $\sigma_{0,5}$ при данной температуре.

5. На основании структурных исследований в широком температурно-силовом интервале металлов с ПЦК и ОЦК-решетками установлено, что на установившейся стадии ползучести общая плотность дислокаций изменяется с постоянной скоростью, которая пропорциональна скорости ползучести.

Предложено эмпирическое уравнение, описывающее изменение общей плотности дислокаций на всех стадиях ползучести.

6. Результаты механических испытаний чистых металлов и твердых растворов с ПЦК-решеткой рассмотрены с точки зрения теории ползучести с возвратом. Установлено, что теория ползучести с возвратом хорошо выполняется в тех температурно-силовых условиях, когда скорость ползучести контролируется переползанием дислокаций.

Показано, что более точное совпадение с теорией возврата достигается, если выразить скорость возврата и скорость деформационного упрочнения через экспериментально измеренное изменение плотности дислокаций при ползучести. Такой подход позволил получить уравнение, которое дает возможность определить скорость ползучести ПЦК-металлов на любом этапе деформации с учетом субструктурных изменений.

7. Сравнительный анализ механических и субструктурных характеристик металлов с ГЦК и ОЦК-решетками при высокотемпературной деформации показал, что, поскольку металлы с ОЦК-решеткой обладают высокой энергией д.у., процессы возврата начинают активно развиваться в них при относительно низкой температуре и в исследованном температурном интервале ($0,45 - 0,7 T_{пл}$) величина энергии д.у. не оказывает столь существенного влияния на механизмы деформации, как в металлах с ГЦК-решеткой. Более важное влияние на процесс высокотемпературной деформации в чистых ОЦК-металлах оказывает строение ядра винтовой дислокации.

8. На основании изученной в работе силовой зависимости скорости ползучести ОЦК-металлов установлено, что в пределах области малых напряжений чувствительность к напряжению чистых ОЦК-металлов значительно меньше ($n = 1$), чем у чистых ГЦК-металлов ($n = 5$). В области больших напряжений поведение ОЦК и ГЦК-металлов при ползучести практически одинаково и контролируется одним механизмом деформации ($n = 7 - 8$).

Показано, что напряжение, разделяющее области ползучести с $n = 1$ и $n = 8$ и отвечающее за смену механизма, контролирующего скорость установившейся ползучести, равно напряжению предела пропорциональности $\sigma_{пр}$ при температуре испытания.

9. Установлено, что наличие примесей внедрения в ОЦК-металлах приводит к изменению механизма деформации, контролирующего скорость ползучести в области малых напряжений; показатель степени n вместо единицы становится равным 3 или 5.

10. В результате исследования температурно-силовых характеристик ползучести чистых металлов с ОЦК-решеткой предложено эмпирическое уравнение, позволяющее прогнозировать установившуюся скорость ползучести. Зависимость скорости установившейся ползучести от температуры в этом уравнении выражается температурной зависимостью напряжения, разделяющего области деформации с различными механизмами ползучести и определенного как напряжение предела пропорциональности.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Крайнец П.Н., Пишак В.К. Особенности высокотемпературной ползучести металлов с ГЦК-решеткой. - Известия АН СССР, Металлы, 1973, № 3, с. 151-154.

2. Козырский Г.Я., Крайнец П.Н., Пишак В.К. Влияние темпе-

ратуры деформации на образование субструктуры в никеле // Металлофизика. - 1974. - № 56. - С. 22-26.

3. Козыровский Г.Я., Крайнец П.Н., Пицак В.К. Структурные изменения в Cu и сплаве $CuAl$ при высокотемпературной деформации // ФММ. - 1974. - т. 38, № 5. - С. 1027 - 1032.

4. Козыровский Г.Я., Крайнец П.Н., Пицак В.К. Исследование изменений структуры ванадия при растяжении с постоянной скоростью нагружения // ФММ. - 1976. - т. 41, № 3. - С. 614-619.

5. Крайнец П.Н., Пицак В.К. Температурная зависимость деформационного упрочнения поликристаллических металлов с ГЦК-решеткой // Известия АН СССР, Металлы. - 1976. - № 4. - С. 127-131.

6. Козыровский Г.Я., Крайнец П.Н., Пицак В.К. Изменение субструктуры ванадия при ползучести // Металлофизика. - 1977. - № 69. С. 51-55.

7. Крайнец П.Н., Пицак В.К. Структурные изменения в сплаве $Cu + 10$ ат. % Ni при ползучести // ФММ. - 1977. - т. 44, № 4. - С. 761-765.

8. Козыровский Г.Я., Крайнец П.Н., Пицак В.К. Изменение плотности дислокаций и механических свойств α - железа в зависимости от температуры деформации // Металлофизика, - 1978. - № 71. - С. 55-60.

9. Крайнец П.Н., Пицак В.К. Влияние типа кристаллической решетки на деформацию железа // Металлофизика. - 1978. - № 72. - С. 31-35.

10. Крайнец П.Н., Пицак В.К. Зависимость скорости ползучести от напряжения для металлов с ГЦК решеткой // ФММ. - 1978. - т. 46, № 3. - С. 597-601.

11. Горная И.Д., Петруни Г.А., Пицак В.К. Сопоставление электронномикроскопических и рентгеновских данных об изменении плотности дислокаций при деформации сплава медь-никель // ФММ. - 1978. - т. 46, № 2. - С. 427-429.

12. Крайнец П.Н., Пицак В.К. зависимость прочности и субструктуры меди и сплавов $Cu + 7,5$ ат. % Al и $Cu + 10$ ат. % Ni от температуры деформации // Известия АН СССР, Металлы. - 1978. - № 5. - С. 131-138.

13. Крайнец П.Н., Пицак В.К. Выражение кривых деформация-напряжение для поликристаллических металлов с ГЦК-решеткой через субструктурные параметры // Металлофизика. - 1978. - № 74. - С. 71-79.

14. Крайнец П.Н., Пицак В.К. Влияние напряжения на струк-

турные изменения при высокотемпературной ползучести сплава $Cu + 10$ ат. % Ni // УФД. - 1979. - т. 24, № 8. - С. 1183-1187.

15. Окраинец П.Н., Пищак В.К. Упрочнение, возврат и структурные изменения при ползучести сплава $Cu + 10$ ат. % Ni // ФММ. - 1980. - т. 49, № 5. - С. 1081-1087.

16. Окраинец П.Н., Пищак В.К. Связь структурных изменений с механическим поведением металла при ползучести. Уравнения ползучести // Проблемы прочности. - 1980. - № 3. - С. 12 - 19.

17. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пищак В.К. Динамика изменения плотности дислокаций при ползучести никеля // ФММ. - 1980. - т. 49, № 3. - С. 651-654.

18. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пищак В.К. Структурные изменения и механизм ползучести никеля // УФД. - 1980. - т. 25, № 3. - С. 485-489.

19. Окраинец П.Н., Пищак В.К. Формирование субструктуры и внутренних напряжений при ползучести // ФММ. - т. 49, № 6. - 1980. С. 1274-1279.

20. Окраинец П.Н., Пищак В.К. Определение упрочнения и возврата при высокотемпературной ползучести никеля по изменению плотности дислокаций // Металлофизика. - 1981. - т. 3, № 1, - С. 107-113.

21. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пищак В.К. Плотность дислокаций и внутренние напряжения в алюминии при высокотемпературной ползучести // Металлофизика. - 1982. - т. 4, № 1. - С. 82-87.

22. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пищак В.К. Структурные изменения в Al и в сплаве $Al + 1$ вес. % Si при ползучести // Металлофизика. - 1982. - т. 4, № 6. - С. 115-116.

23. Окраинец П.Н., Пищак В.К. Фактор напряжения в уравнениях ползучести металлов // УФД. - 1982. - т. 27, № 10. - С. 1550-1555.

24. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пищак В.К. Рентгеновская методика изучения динамики плотности дислокаций при деформации поликристаллов. - Препринт ИМФ АН УССР, ИМФ 2.82, 1982. - 28 с.

25. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пищак В.К. Изменение плотности дислокаций в никеле при больших скоростях ползучести // УФД. - 1984. - т. 29, № 2. - С. 274-279.

26. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пищак В.К. Структурные и механические особенности ползучести серебра // Известия АН СССР, Металлы. - 1984. - № 4. - С. 179-183.

27. Окраинец П.Н., Пищак В.К. Ползучесть и энергия активации ползучести металлов // Металлофизика. - 1985. - т. 7, № 3. - С. 73

28. Окраинец П.Н., Пишак В.К. О границах высокотемпературной области ползучести металлов с ГЦК-решеткой // УФД. - 1985. - т. 30, № 9. - С. 1386-1392.

29. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пишак В.К. Фактор напряжения при ползучести молибдена // Металлофизика. - 1985. - т. 7, № 2. - С. 115-116.

30. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пишак В.К. Скорость ползучести молибдена и никеля при 0,56 $T_{пл}$ // Известия АН СССР, Металлы. - 1986. - № 6. - С. 180-184.

31. Кононенко В.А., Пишак В.К. Микроструктура и характеристики ползучести рекристаллизованного молибдена // Металлофизика. - 1986. - т. 8, № 6. - С. 65-69.

32. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пишак В.К. Субструктурные и механические характеристики ползучести молибдена // УФД. - 1988. - т. 33, № 9. - С. 1377-1381.

33. Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пишак В.К. Особенности ползучести молибдена при различных температурах // Металлофизика. - 1988. - т. 10, № 2. - С. 55-59.

34. Кононенко В.А., Пишак В.К. Ползучесть моно- и поликристаллического молибдена высокой чистоты // Высокочистые вещества. - 1988. - № 4. - С. 119-123.

35. Окраинец П.Н., Пишак В.К. Эмпирическое уравнение ползучести молибдена // Металлофизика. - 1989. - т. 11, № 3. - С. 112-114.

36. Котко В.А., Моисеева И.В., Окраинец П.Н., Пишак В.К. Эволюция субструктуры при высокотемпературной ползучести в металлах с ГЦК-решеткой // УФД. - 1989. - т. 34, № 10. - С. 1576-1582.

37. Окраинец П.Н., Пишак В.К. Деформация молибдена в условиях плавного нагружения и ползучести // Известия АН СССР, Металлы. - 1990. - № 5. - С. 135-140.

38. Окраинец П.Н., Пишак В.К. Ползучесть молибдена различной чистоты // Металлофизика. - 1990. - т. 12, № 4. - С. 28-32.

39. Кононенко В.А., Пишак В.К., Шатова И.В. Сравнительное исследование ползучести моно- и поликристаллического молибдена // ФММ. - 1991. - № 4. - С. 181-186.

40. Окраинец П.Н., Пишак В.К. Особенности высокотемпературной ползучести металлов с ОЦК-решеткой // Металлофизика. - 1991. - т. 13, № 8. - С. 116-120.

В.Минин

Подписано к печати 05.01.94. Формат 60x84 1/16.
Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 2,09.
Тираж 100. Зак. 7к.

ИИИ корпорации УкрНИИ, 252171 Киев 171, ул. Горького, 160.

460690

AB 29.314
AB 29.314