

PACS numbers: 61.72.Lk, 61.72.Nn, 62.20.Fe, 81.40.Ef, 81.40.Lm

Деформационная структура металлов и диаграммы ИДТ

В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3; 03142 Киев-142, Украина*

Выполнен теоретический анализ эволюции дислокационных структур и экспериментально изучены закономерности их формирования в процессе деформации более чем в 20-ти металлах и сплавах (Mo, Fe, Fe–Si, Cu, Ni, Ti, V, Nb и другие) с различным типом кристаллической решетки и разными величинами энергии дефекта упаковки. Сделано обоснование перестройки диаграмм деформации в координатах $S-e^n$ (истинное напряжение–истинная деформация в степени n) для получения экспрессной информации о границах (по шкале деформации) существования различных структурных состояний. Обсуждается влияние деформации на отдельные параметры деформационного упрочнения. Построены диаграммы ИДТ (истинная деформация–температура) для металлов и сплавов, каждая из которых представляет собой систему температурных зависимостей критических деформаций смены структурного состояния в процессе пластической деформации от начальных этапов вплоть до разрушения в интервале температур вплоть до начала динамической рекристаллизации. Диаграммы ИДТ позволяют непосредственно определять режимы термомеханической обработки металлов для получения требуемых значений механических характеристик и в то же время идентифицировать механизмы пластической деформации в заданных интервалах температуры, деформации и структурного состояния.

Виконано теоретичний аналіз еволюції дислокаційних структур та експериментально вивчені закономірності їх формування в процесі деформації більш як 20-ти металів та сплавів (Mo, Fe, Fe–Si, Cu, Ni, Ti, V, Nb та інші) з різним типом кристалічної ґратки та різними величинами енергії дефекту пакування. Зроблено обґрунтування перебудови діаграм деформації в координатах $S-e^n$ (істинна напруга–істинна деформація у ступені n) для отримання експресної інформації про межі (по шкалі деформації) існування різних структурних станів. Розглядається вплив деформації на окремі параметри деформаційного зміцнення. Побудовані діаграми ІДТ (істинна деформація–температура) для металів та сплавів, кожна з яких уявляє собою систему температурних залежностей критичних деформацій зміни структурного стану в процесі пластичної деформації від початкових етапів до руйнування

в інтервалі температур до початку динамічної рекристалізації. Діаграми ІДТ дозволяють безпосередньо визначати режими термомеханічної обробки металів для отримання потрібних значень механічних характеристик і в той же час ідентифікувати механізми пластичної деформації в заданих інтервалах температури, деформації та структурного стану.

The theoretical analysis of dislocation-structures' changes is carried out, and regularities of their formation in 20 metals and alloys (Mo, Fe, Fe–Si, Cu, Ni, Ti, V, Nb and others) with different types of a crystalline lattice and different quantities of a stacking-fault energy are studied experimentally. For obtaining the express information about boundaries (on a strain scale) of presence of different structure states, the justification of replotting the stress–strain curves in $S–e^n$ (true stress–true strain in a degree n) co-ordinates is made. An influence of the strain on separate parameters of deformation strengthening is considered. The TDT (true strain–temperature) diagrams for metals and alloys are plotted; each TDT diagram represents a set of the temperature dependences of critical strains of the structure-state change during a plastic deformation from the initial stages down to the fracture within the temperature interval prior right up to the beginning of dynamical recrystallization. The TDT diagrams allow directly to determine concrete regimes of thermomechanical treatment of metals, which can ensure desired values of the mechanical characteristics and, at the same time, to identify mechanisms of a plastic deformation within the given intervals of temperature, strain, and structure state.

Ключевые слова: деформационная структура, перестройка диаграмм деформации, критические деформации, диаграммы ИДТ (истинная деформация–температура), механизмы пластической деформации, режимы термомеханической обработки.

(Получено 8 февраля 2001 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Успехи физики металлов и всего материаловедения во второй половине XX века во многом связаны с развитием и широким использованием дислокационной теории. Одним из результатов было возникновение и неожиданное развитие многочисленных попыток обобщения полученных ранее данных. Среди них особого внимания заслуживают работы М. Эшби и его научной школы по созданию карт «механизмов деформации» и «механизмов разрушения» для конкретных материалов, которые обобщили исследования сотен и сотен ученых по самым различным направлениям физики прочности и материаловедения в целом.

Нисколько не преуменьшая достоинства карт, разработанных М. Эшби и его сотрудниками [1, 2], отметим тем не менее, что в большинстве исходных уравнений, которые легли в основу этих карт, ис-

пользованы выражения для *пластической деформации* или для её *скорости*. Таким образом, как бы невольно признавалось, что деформация является одним из основных параметров процесса, хотя ее связь со многими свойствами материала не очень простая и во многих случаях далеко не совсем очевидная. Тем не менее, многие ученые часто априори признают, что воздействие пластической деформации на металл (материал) изменяет его свойства и какие-то механизмы деформации и разрушения. Если при этом вспомнить, что деформация — это движение, размножение и взаимодействие дефектов кристаллической решетки — дислокаций, мы неизбежно рано или поздно приходим к выводу, что контролирующим моментом пластической деформации в любом металлическом материале и практически при любой температуре (до начала рекристаллизации) являются возникновение и развитие дислокационных структур (или деформационных структур). Отметим также, что изучение деформационных структур и связанных с ними процессов уже давно и успешно развивается с использованием самых различных методов и, прежде всего, наиболее информативного из них — метода трансмиссионной электронной микроскопии.

Сказанное выше можно отнести к наиболее общим обстоятельствам, которые предшествовали появлению данной работы. А самая первая ее задача заключалась в том, чтобы найти общие закономерности эволюции дислокационной структуры в процессе деформации. Это, конечно, представляется с самого начала очень сложной и трудоемкой работой, если ориентироваться только на электронную просвечивающую микроскопию. Но, как уже упоминалось ранее, деформация связана не только с движением, но и с размножением дислокаций и, следовательно, одним из индикаторов процесса деформации и происходящей при этом эволюции структуры должно было обязательно стать деформационное упрочнение. Таким образом, очевидно, что закономерности эволюции дислокационной структуры изначально определялись закономерностями деформационного упрочнения.

Второй не менее важной задачей работы было изучение влияния температуры на структуру и свойства металлов при деформации. Такая задача имела не только научную, но и прикладную направленность, поскольку температуры обработки металлов и их дальнейшей эксплуатации связываются с достижением определенных свойств.

Третья и, может быть, основная задача исследования заключалась в изучении влияния типа кристаллической решетки и величины энергии дефекта упаковки на условия возникновения различных структурных составляющих в процессе деформации и формирования наблюдаемого уровня механических свойств. Здесь обязательным и необходимым условием работы было сравнение механических свойств различных металлов. На этой части работы следовало

бы остановиться несколько подробнее, поскольку сравнение механических свойств металлов с различными типами кристаллических решеток имеет как научный, так и практический интерес. Такое сравнение раскрывает разнообразные факторы, определяющие свойства металлов, выделяет наиболее важные из них, способствует более глубокому пониманию отдельных механизмов упрочнения и т. д. Так, при сравнительном анализе напряжений начала течения, параметров упрочнения и разрушения металлов и сплавов с наиболее распространенными на практике ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-решетками необходимо учитывать следующие факторы:

1) характер межатомной связи (или это просто металлическая связь, или с долей жестко направленных ковалентных связей, роль которых, как известно по ОЦК-металлам [3], становится особенно ощутимой при низкотемпературной деформации);

2) различие в кристаллографии скольжения и двойникования (прежде всего, оценивается число возможных систем скольжения);

3) специфику дислокаций (величина вектора Бюргерса, значение энергии дефекта упаковки, возможность расщепления дислокаций с образованием малоподвижных конфигураций) и т. д.;

4) растворимость в металлах элементов внедрения (например, растворимостью примеси в ГЦК-металлах можно практически пренебречь по сравнению с ОЦК-металлами, тогда как ГПУ-металлы занимают промежуточную позицию, поскольку у них чем больше отношение кристаллографических осей c/a , тем больше размер междоузлий и, следовательно, выше растворимость элементов внедрения) и т. д.

Из указанных факторов наиболее наглядно различие между металлами с ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-решетками проявляется в кристаллографии скольжения и в количестве активных систем скольжения. Однако во всех случаях пластическая деформация начинается при достижении приведенным касательным напряжением критического значения τ_c в системе скольжения, причем при воспроизводимых условиях величина τ_c сохраняется постоянной для каждого данного металла.

2. ВЫБОР МЕТАЛЛОВ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе исследовались металлы и сплавы с тремя основными типами кристаллической решетки для изучения роли числа действующих систем скольжения (ОЦК-решетка — 24 системы скольжения, ГЦК — 12 систем, ГПУ — 1–7 систем) и величины энергии дефекта упаковки [4] на формирование деформационных структур при упрочнении. Конечно, не все 24 или 12 возможных систем скольжения должны были действовать одновременно при пластической деформации кристалла или зерна поликристалла, и, как оказалось [5], дос-

таточно всего только двух-трех. Поэтому наличие большого числа возможных систем скольжения свидетельствует, скорее всего, о том, насколько легко дислокации могут покинуть плоскость скольжения при встрече с препятствием. В числе исследованных были такие металлы, как Mo и его сплавы, Fe и сплавы Fe–Si и Fe–Cr, V и его дисперсно-упрочненный сплав, Cr, Nb и два сплава на его основе, Ta (ОЦК-решетка), Ag, Cu, Ni, Al (ГЦК-решетка) и Co, Ti, Zr, Zn (ГПУ-решетка). Всего в работе были изучены деформационная структура и свойства 25-ти металлов и сплавов.

В экспериментальной части работы, которая включала механические испытания на растяжение и исследование образующихся в металле дислокационных структур, образцы изготавливались, как правило, из деформированных материалов, поставляемых в виде листа или прутков, которые один или несколько раз проходили термомеханическую обработку, т. е. получили при повышенной температуре степень деформации не меньше 50–75%. Такое состояние металла гарантировало достаточно равномерный химический состав в продольном и поперечном направлениях образца и относительно небольшой размер кристаллографического зерна (около $d_3 = 50\text{--}200$ мкм) при последующем рекристаллизационном отжиге.

Механические испытания проводились, как правило, на микрообразцах, и поэтому наличие конкретного материала (лист или пруток) определяло тип изготавливаемых образцов: плоские или круглые. Образцы имели площадь поперечного сечения 3–10 мм². Количество образцов для разных металлов изменялось от 10 до 20 штук в серии и определялось в определенной степени изученностью деформационной структуры конкретного металла. Для получения исходной структуры все образцы после изготовления прошли рекристаллизационный отжиг (1 час) при температурах 0,6–0,65 $T_{пл}$ в вакуумной печи (вакуум не хуже 10^{-5} Па). Для всех металлов на контрольных образцах, прошедших термообработку вместе с рабочими, были изготовлены микрошлифы, которые химически травились и методами оптической микроскопии на них проверялась равномерность рекристаллизованной структуры.

3. ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА

3.1. Основные тенденции эволюции деформационной структуры в процессе деформации

Упрочнение металлов и сплавов в процессе пластической деформации обусловлено увеличением плотности дислокаций и перераспределением дислокаций в объеме с образованием различных деформационных структур [6]. В настоящее время относительно хорошо

изучены механизмы деформационного упрочнения, связанные с конкретными дислокационными структурами [7], а также сравнительная эффективность различных структурных состояний (от «леса» дислокаций до разориентированной ячеистой структуры), но практически не изучена роль типа кристаллической решетки и величины энергии дефекта упаковки, а также роль лигатуры и предварительной термомеханической обработки на деформационное упрочнение. Эти факторы могут иметь исключительно важное значение для практического использования деформационных структур в технологических операциях обработки металлов и сплавов давлением и для создания оптимального комплекса механических свойств материала на основе ячеистых структур и эффективных размеров зерен [4].

Наиболее важным и характерным процессом при деформации абсолютного большинства металлов и в том числе изученных в данной работе является образование дислокационной ячеистой структуры [8]. Как показывает эксперимент, формирование ячеистых структур, по-видимому, присуще всем металлам, и определяющими характеристиками здесь будут температура и степень деформации. Предполагается, что определенное значение должны иметь скорость деформации и схема напряженного состояния. В работе [9] с использованием математического аппарата, развитого для спинодального распада пересыщенных твердых растворов, было показано, что движущей силой перестройки, вызывающей образование модулированной структуры, является уменьшение общей упругой энергии системы за счет взаимодействия дислокаций противоположного знака. Конечным результатом такой перестройки оказывается формирование ячеистой структуры с размером ячейки

$$d_{\text{я}} = K_x \rho^{-1/2}, \quad (1)$$

где K_x — некоторая постоянная.

Если перестройка дислокационной структуры обусловлена энергетическим критерием, динамика такой перестройки определяется свойствами самого материала и, в частности, величиной энергии дефекта упаковки [3, 9]. Как известно, энергия дефекта упаковки является физическим параметром, в значительной степени определяющим строение ядра дислокации и возможность ее диссоциации на частичные дислокации, подвижность последних и обуславливает склонность всей дислокации к поперечному скольжению и т. д. Легкость поперечного скольжения винтовых компонент дислокаций определяет во многом различие в механическом поведении металлов с разной энергией дефекта упаковки и, в частности, например, металлов с ГЦК- и ОЦК-решетками. Чем выше данная энергия, тем раньше (если ориентироваться на уровень действующего напряжения и величину деформации) начинается интенсивное поперечное

скольжение, облегчается обход движущимися дислокациями барьеров различной природы, сокращаются стадии легкого и множественного скольжения монокристаллов, отмечаются, соответственно, изменения и на кривых нагружения поликристаллов.

Величина энергии дефекта упаковки даже у разных металлов с одним типом решетки может существенно отличаться, что приводит к широкому спектру наблюдаемых деформационных структур. В ГЦК-металлах и сплавах с низкой энергией дефекта упаковки при деформации отмечаются плоские скопления дислокаций и широкие полосы дефектов упаковки. У ГЦК-металлов [10] со средней энергией дефектов упаковки появляются небольшие различия в механическом поведении в зависимости от величины γ . При деформации у таких металлов формируется ячеистая структура, которая лучше всего выражена в меди. Наиболее высокое значение энергии дефекта упаковки среди металлов с ГЦК-решеткой имеет алюминий, что определяет образование в нем ячеистой структуры с тонкими стенками ячеек. Никель по механическому поведению и формирующейся в нем субструктуре занимает промежуточное положение между алюминием и медью.

ОЦК-металлы [3] имеют в общем случае более высокие значения энергии дефекта упаковки по сравнению с ГЦК-металлами. Поэтому в пластической деформации этих металлов большую роль играет поперечное скольжение винтовых компонент дислокаций, подвижность которых быстро возрастает с увеличением температуры и приложенных напряжений, что способствует образованию ячеистой структуры с более совершенными и узкими стенками, хотя и не столь правильными, как при деформации и последующей полигонизации.

Поскольку деформация представляет собой комбинацию сдвига и поворота [10–12], в стенках ячеек будет постепенно накапливаться избыточная (или нескомпенсированная) плотность дислокаций одного знака, которая обусловит разориентировку соседних ячеек друг по отношению к другу. По мере накопления общей плотности дислокаций и достижения определенного среднего расстояния между дислокациями начинается заметное силовое взаимодействие между ними, движение и аннигиляция дислокаций противоположного знака [7]. В результате такого процесса плотность дислокаций в стенках ячеек понижается, стенки утоняются [13], разориентировка растет. Последний процесс, непрерывно происходящий во время продолжающейся деформации, называется динамическим возвратом. Могут наблюдаться низкотемпературный или высокотемпературный возврат, которые отличаются между собой не только температурными интервалами, но и типом (винтовая, краевая) дислокаций, которые аннигилируют [12].

Если все эти процессы учесть при перестройке диаграмм деформации, которые были получены при механических испытаниях на

разрывных машинах, кривые нагружения превращаются в ломаные линии, у которых каждый участок отвечает определенному структурному состоянию материала [7, 14].

В работах [7, 14, 15] было показано, что деформация, отвечающая перелому на перестроенной линии диаграммы, т. е. фактически какому-то этапу структурных изменений, является критической, и ее величина зависит от температуры и условий испытания. Таким образом, чтобы получить более или менее полное представление о формировании деформационных структур, необходимо выполнить испытания и получить диаграммы деформации для каждого образца из 25 изученных в работе металлов и сплавов в интервале температур.

Как уже неоднократно отмечалось [3, 7], дислокационная структура материала и ее перестройка фактически отслеживают деформацию образца, чтобы не возникали значительные локальные концентрации напряжений, которые могут привести к местному, а затем и к общему разрушению. Напрашивается естественный вывод, что пластическая деформация и сама возможна лишь до тех пор, пока удастся эта перестройка структуры. В противном случае наступает преждевременное разрушение материала (образца, изделия). Становятся понятными и причины, по которым металловеды и металлофизики уделяют такое внимание изучению деформационной структуры металлов и законов ее изменения. Изучение динамики дислокационной структуры становится одним из центральных вопросов современной металлофизики, активно проходит поиск способов обобщения полученных данных по изменению структуры. Одним из первых в этом направлении было предложено [3] построение диаграмм структурных состояний для различных металлов и разных способов деформации. Результатами такого подхода были открытие исходных механизмов изменения структуры у разных металлов, образование однотипных структур и близких пределов (по деформации) существования разных структурных состояний.

3.2. Закономерности деформационного упрочнения. Обработка диаграмм деформации

Поскольку дислокационные структуры, формирующиеся в процессе деформации металлов и сплавов, отличаются величиной эффекта деформационного упрочнения [3, 7], можно ожидать, что последовательное формирование структур в процессе деформирования будет приводить к изменению хода кривой нагружения (т. е. диаграммы деформации). Необходимо лишь найти такой способ обработки кривых, который бы позволил выявить эти изменения. В такой постановке задачи исследования, направленные на изучение деформационного упрочнения, значительно упрощаются, так как появляется возможность определять границы отдельных структурных состояний

непосредственно по кривым нагружения.

Диаграммы деформации для поликристаллических металлов в координатах истинное напряжение–истинная деформация имеют параболический вид и могут быть представлены [5, 16] зависимостью

$$\sigma = \sigma_0 + Ke^n, \quad (2)$$

где σ_0 — предел текучести, K — коэффициент деформационного упрочнения, e — истинная деформация и n — показатель деформационного упрочнения.

Физические теории деформационного упрочнения [5, 16, 17], несмотря на значительные различия в исходных моделях, дают зависимость вида

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha_0 Gb\sqrt{\rho}, \quad (3)$$

где σ_0 — постоянная, зависящая от конкретной модели; G — модуль сдвига; b — модуль вектора Бюргерса и ρ — суммарная плотность дислокаций. Физический смысл выражения (3), предложенного Бейли и Хиршем [17], заключается в том, что деформационное упрочнение является следствием накопления в объеме материала некоторой плотности дислокаций, необходимой для обеспечения заданной степени деформации. При этом упрочнение, обусловленное взаимодействием дислокаций с дальнедействующими полями напряжений (в том числе от дислокационных групп), перерезанием дислокаций леса или перемещением ступенек за дислокациями, а также рядом других механизмов, не только записывается с помощью одного и того же выражения, но и практически не различается коэффициентами α_0 [18], что затрудняет критический анализ деформационного упрочнения в каждом конкретном случае и заставляет во многих случаях ограничиваться чисто формальным описанием.

Выражение (3) нельзя непосредственно применить для анализа кривых деформационного упрочнения, поскольку оно не содержит в явном виде деформацию, но, если использовать представления о средней длине свободного пробега дислокаций L , можно установить формальную связь между выражениями (2) и (3) с помощью простейшей зависимости между деформацией и плотностью дислокаций

$$e = \alpha_1 b\rho L, \quad (4)$$

где α_1 — ориентационный фактор (по Конраду [19] $\alpha_1 = 0,5$), L — средняя длина свободного пробега дислокаций. Отметим сразу, что выражение (4) нашло свое экспериментальное подтверждение, по крайней мере, для материалов с ОЦК-решеткой. Подставляя ρ из

формулы (4) в выражение (3), получаем

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha_2 G \sqrt{be/L}, \quad (5)$$

где $\alpha_2 = \alpha_0/(\alpha_1)^{1/2} = 1,41\alpha_0$.

Если теперь принять, что длина свободного пробега остается при деформации постоянной: $L = \text{const}$ или изменяется очень незначительно, мы фактически приходим к одной из первых моделей деформационного упрочнения Тейлора [20], которая дает параболическую зависимость между напряжением и деформацией. При этом показатель упрочнения $n = 0,5$, а коэффициент деформационного упрочнения K принимает вполне конкретный физический смысл:

$$K = \alpha_2 G \sqrt{b/L}. \quad (6)$$

Зависимость между напряжением и деформацией в уравнении (5) дает формальное описание процесса, что связано с принятым условием $L = \text{const}$. Справедливость этого условия проверить непосредственно нельзя, но фактически его проверкой может быть перестройка кривых нагружения в координатах $S-e^{1/2}$ (истинное напряжение–корень из истинной деформации). В результате такой перестройки параболические зависимости должны стать прямыми линиями, точнее, ломаными с прямолинейными участками, если какие-то параметры процесса упрочнения изменяются во время деформации. Подобная проверка выполнена рядом авторов для монокристаллов [18, 21] и поликристаллических ОЦК-металлов [21, 22] и подтвердила высказанные предположения. Конечно, результаты перестройки не следует понимать буквально, как существование некоторого среднего пути пробега дислокаций, но выполнение условия $L = \text{const}$ обусловлено, скорее всего, линейным законом набора общей плотности дислокаций во время деформации. Перестройка кривых нагружения однофазного молибдена [7] в координатах $S-e^{1/2}$ позволила (Рис. 1) выявить в области однородной деформации три прямолинейных участка, на границах которых происходит изменение коэффициента деформационного упрочнения.

Учитывая известные данные [6, 16] об изменении дислокационной структуры в процессе деформации, можно предположить, что этим участкам соответствуют различные механизмы деформационного упрочнения или, другими словами, движущиеся дислокации на своем пути встречают и вынуждены взаимодействовать с самыми разными неподвижными (или малоподвижными) дислокационными образованиями, характер которых может быть выявлен методами трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ).

На основании электронно-микроскопических исследований дислокационной структуры молибденовых образцов (Рис. 2), специально

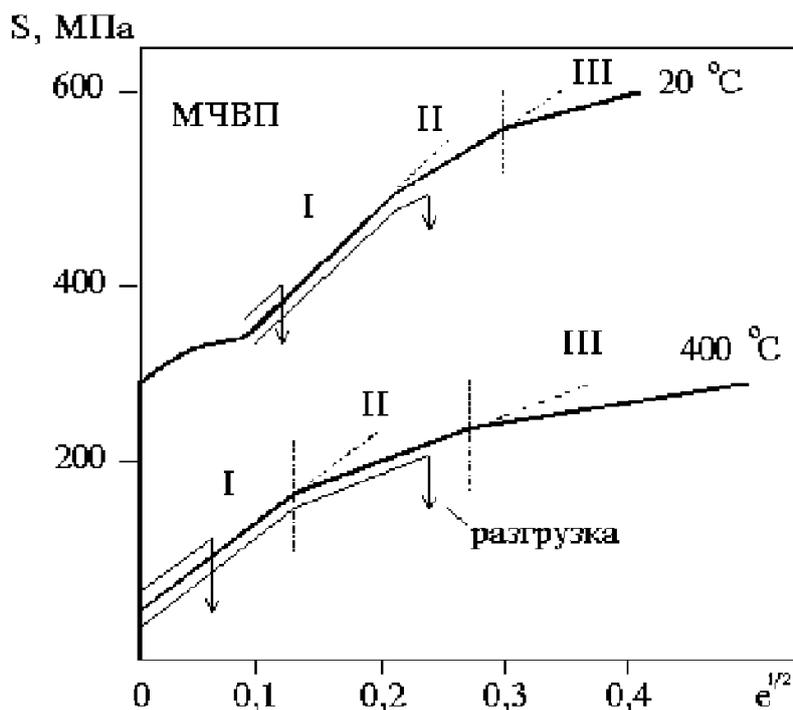


Рисунок 1. Диаграммы деформации сплава МЧВП при температурах 20 и 400 °С, перестроенные в координатах $S-e^{1/2}$ [7].

деформированных на определенную степень деформации, чтобы попасть в одну из наблюдаемых (Рис. 1) прямолинейных стадий упрочнения, установлено, что, действительно, на каждом из переломов кривой нагружения в координатах $S-e^{1/2}$ происходит смена преобладающей дислокационной структуры.

Формирование структуры последовательно проходит через стадии: «леса» дислокаций (Рис. 2а), стадию образования узлов и сплетений (Рис. 2б), образование «ячеистой» структуры (Рис. 2в) и образование полигональной структуры (Рис. 2г). Последующее изучение дислокационной ячеистой структуры показало, что она может быть слабо разориентированной и сильно разориентированной на более позднем этапе деформации (структура возврата), и смена этих структур также вызывает перелом кривых нагружения [7].

По результатам испытаний на растяжение определялись основные характеристики материалов: предел текучести σ_s , предел прочности σ_b , разрушающее напряжение S_k , равномерная относительная деформация ε_0 , общая относительная деформация ε и поперечное сужение ψ . Относительная погрешность определяемых величин на деформированных материалах обычно не превышала 1%.

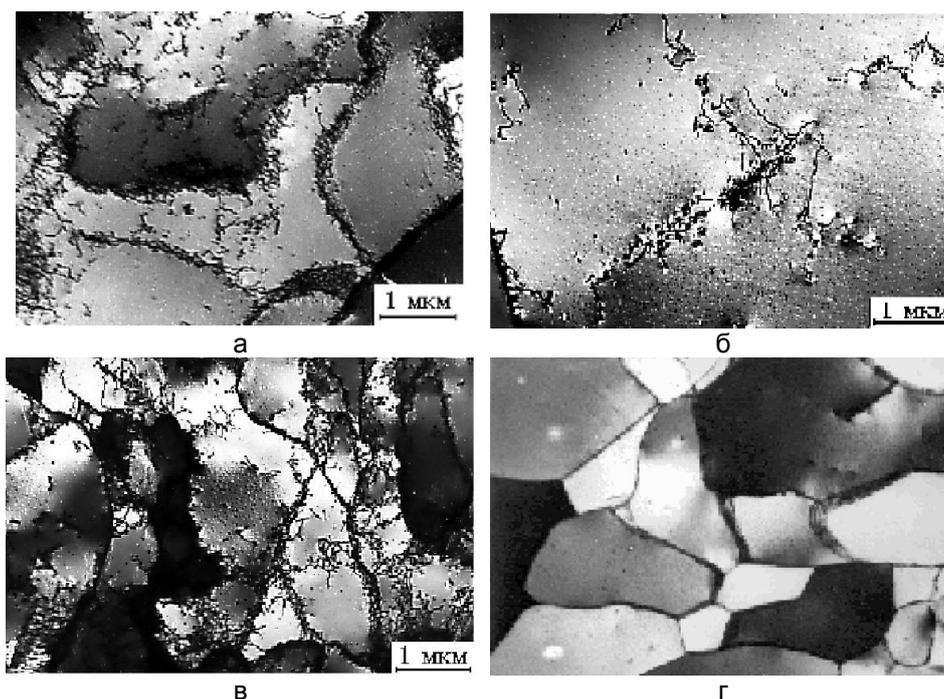


Рисунок 2. Дислокационная структура молибденового сплава МЧВП на разных стадиях параболического упрочнения: а — первая стадия; б — вторая стадия; в — третья стадия; г — четвертая стадия.

3.2.1. Схема перестройки машинных диаграмм деформации

Для механических испытаний на растяжение применяются винтовые машины [23] с постоянной скоростью движения одного из захватов ($V_m = \text{const}$). При этом диаграмма деформации образца (диаграмма нагрузка–удлинение) регистрируется на диаграммной ленте, скорость движения V_d которой также постоянна, а само перемещение диаграммы должно быть пропорционально величине общей деформации системы образец–машина с коэффициентом пропорциональности по удлинению $m = V_m/V_d$. На поперечной шкале диаграммной ленты регистрируется нагрузка с коэффициентом M (Н/мм).

На диаграмму деформации (Рис. 3, верхняя стрелка показывает направление движения диаграммы) наносятся две рабочие линии: ось удлинения x (линия OA) и линия упругого хода диаграммы OB . Перпендикуляр из точки предела упругости (точка отклонения диаграммы деформации от линии упругого хода кривой) отсекает (Рис. 3) отрезки x_0 и y_0 , из которых рассчитывается эффективный модуль

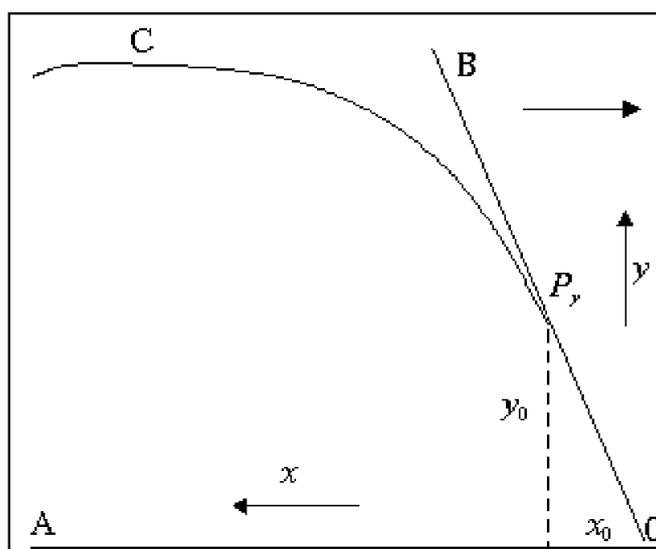


Рисунок 3. Схема обработки диаграммы деформации для расчета истинных значений деформации и напряжения.

упругости системы образец–машина.

$$E_0 = (y_0/x_0)(M/m), \quad (7)$$

Применялась следующая последовательность расчета:

1. Диаграмма деформации переносится по точкам в таблицу (экспериментальные данные берутся на данном этапе в миллиметрах диаграммы) с интервалом удлинения в одну или в половину клеточки. При этом для компьютерного расчета пользуемся Excel-таблицей, в колонках которой закладываются определенные операции.

2. Колонка А (удлинение в миллиметрах диаграммы) пересчитывается в колонку С (уже удлинение системы образец–машина) по формуле

$$\delta = \Delta l m, \quad (8)$$

где Δl — текущее значение удлинения в колонке А.

3. Нагрузка P (колонка В) пересчитывается в напряжение σ (колонка D):

$$\sigma = PM/F_0. \quad (9)$$

здесь F_0 — начальная площадь поперечного сечения образца.

4. Величина упругой деформации системы образец–машина (колонка E) для любой точки диаграммы рассчитывается по формуле

$$\delta_y = \sigma/E_0, \quad (10)$$

а относительная пластическая деформация самого образца определяется (колонка F) из выражения

$$\varepsilon = (\delta - \delta_y)/l_0, \quad (11)$$

где l_0 — начальная длина образца.

5. Истинная пластическая деформация образца (колонка G) составляет

$$e = \ln(1 + \varepsilon). \quad (12)$$

6. На следующем этапе расчета определяются e^n (колонка H) и истинное напряжение S (колонка I):

$$S = \sigma(1 + \varepsilon). \quad (13)$$

В тех случаях, когда показатель деформационного упрочнения n не равен 0,5 (например, в ГЦК- и ГПУ-кристаллических решетках, упрочнение которых будет более подробно анализироваться далее на основе конкретных экспериментальных данных), расчет диаграмм деформации дополняется еще несколькими действиями.

Во-первых, определяется прирост истинного напряжения ΔS при деформациях больше 1% и соответствующий прирост деформации Δe . Отметим, что граница деформации в 1% здесь выбрана сознательно с целью исключить начальный участок, на котором возможна локальная деформация. Во-вторых, определяются $\lg \Delta S$ (колонка K Excel-таблицы) и $\lg \Delta e$ (колонка L Excel-таблицы) и в логарифмических координатах строится график $\lg \Delta S - \lg \Delta e$, который позволяет [24, 25] определить эффективное значение показателя n . В заключение диаграмма деформации перестраивается в координатах $S - e^n$ для нахождения границ структурных состояний.

3.3. Диаграммы структурных состояний

Диаграммы структурных состояний первоначально предполагалось [3] строить в координатах $T - e$ (температура–деформация), но со временем координаты поменялись местами. На диаграмму структурных состояний в координатах $e - T$ (или $T - e$) наносились точки с изученной структурой, отвечающие конкретным условиям деформации сплавов. Затем на диаграмме проводились границы между группами

точек с однотипной структурой. В результате оказалось [3], что в изменении дислокационной структуры наблюдается определенная закономерность, которая сохраняется у разных металлов, хотя отмечаются кое-какие особенности (в настоящее время это объясняется разными кристаллическими решетками, числом систем скольжения и отличием в величине энергии дефекта упаковки). Если исключить начальную область деформации, в которой у многих металлов фиксируется нестабильная по величине и часто локально протекающая деформация, дислокационная структура в процессе деформации обычно проходит следующие обязательные состояния:

а) хаотическое, или однородное распределение (в ГЦК- и ГПУ-металлах эта стадия может называться стадией множественного скольжения), иногда, исторически, эту стадию называют «лес» дислокаций;

б) стадия сплетений, узлов или клубков дислокаций, возникающих при дальнейшем увеличении плотности дислокаций;

в) стадия «ячеистой» структуры, которую подразделяют на отдельные стадии слабо- и сильноразориентированной ячеистой структуры.

Наиболее сложным моментом, ограничивающим применение диаграмм структурных состояний, был и остается до сих пор сам метод их построения, отличающийся невероятной трудоемкостью, поскольку он включает в себя деформацию заготовок, вырезку образцов, ручную шлифовку с последующей электрополировкой шайб, просмотр шайб в электронном микроскопе с целью поиска «светящихся» (пригодных для просмотра) мест, съемку электронно-микроскопических структур и анализ отснятого материала. О трудоемкости данного метода говорит тот факт, что для получения диаграммы структурных состояний одного металла или сплава требовалось полгода напряженного совместного труда лаборатории из четырех–пяти человек. Причем, самым сложным остается первый пункт, связанный с деформацией заготовок на разную степень деформации и при разных температурах.

В настоящей работе для нахождения границ структурных состояний было предложено непосредственно использовать (как уже отмечалось ранее) разрывные образцы, испытанные при разных температурах, а вернее диаграммы деформации, полученные при испытании этих образцов. Диаграмма деформации в ответ на смену в образце структурного состояния изменяет коэффициент деформационного упрочнения. При перестройке диаграмм деформации в координатах $S-e^n$ (истинное напряжение–истинная деформация в степени n , где n — показатель деформационного упрочнения) они превращаются в ломаные кривые, где каждый прямолинейный участок кривой отвечает только одному структурному состоянию. Важным следствием обработки диаграмм деформации в координатах $S-e^n$

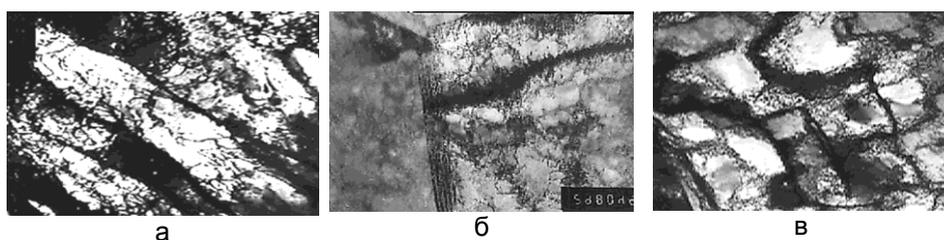


Рисунок 4. Дислокационная структура деформированных металлов: а — железо, 20°C, $\epsilon = 0,41$, $\times 30000$; б — никель, 200°C, $\epsilon = 0,38$, $\times 20000$; в — никель, 400°C, $\epsilon = 0,40$, $\times 30000$.

стала возможность экспрессного построения диаграмм структурных состояний.

С применением электронной микроскопии изучены деформационные структуры почти всех исследованных в работе металлов и построены диаграммы структурных состояний для большинства из них. Для примера на Рис. 4 приведены некоторые наиболее характерные структуры, которые привели к довольно интересным выводам. Известно [7], что одна из наиболее важных особенностей ячеистых структур и их главная способность заключается в возможности воспринимать поворотную моду деформации, что позволяет деформировать металл без нарушения сплошности и разрушения до больших степеней деформации. В ОЦК-решетке (Рис. 4а, железо), имеющей большой запас систем скольжения, ячейки могут вытягиваться и поворачиваться на самые разные углы. Но в ГЦК-решетке такие повороты уже проблематичны и материалу (никель) проще оказывается разделить (Рис. 4б) дислокационную ячейку поперечными стенками, по которым и происходит поворот.

Кстати, на этом снимке (Рис. 4б) хорошо видно, что стенки ячеек фактически являются участками плоскостей скольжения. И это несмотря на то, что температура испытания была 200°C, а для никеля это уже довольно высокая температура. Наблюдаемая на том же снимке (Рис. 4б) очистка внутренних объемов ячеек свидетельствует о том, что при данной деформации ($\epsilon = 0,38$) происходит процесс динамического возврата и этот процесс начинается не возле границ зерен, где следовало бы ожидать максимальную плотность дислокаций, а в центральных областях. Значит, в этих местах подвижность дислокаций самая высокая, а схема напряженного состояния остается наиболее благоприятной.

На Рис. 4в показана структура границы никеля при высокотемпературной (400°C) деформации $\epsilon = 0,5$. Обращают на себя внимание дифракционные полосы вдоль границы, которые свидетельствуют об очень низком уровне внутренних напряжений в границе, т. е. о высокой скорости диффузионных процессов, которые практически пол-

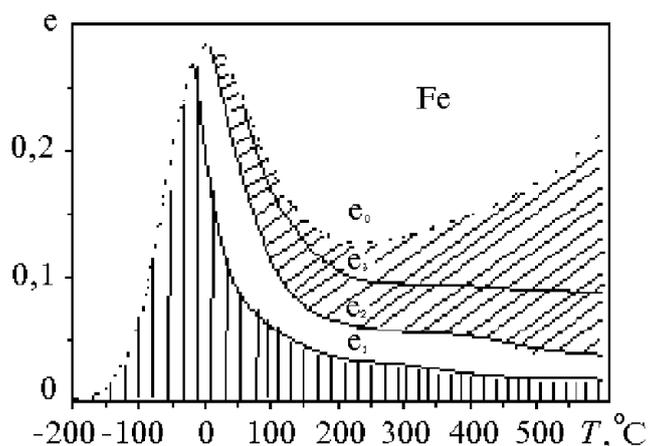


Рисунок 5. Диаграмма структурных состояний железа.

ностью снимают (как бы размывают) деформационное поле. Повышение плотности дислокаций внутри зерен еще можно отметить, но собрать их в четкие области уже невозможно.

В качестве примера диаграммы структурных состояний ряда исследованных металлов показаны на Рис. 5–7. Все диаграммы имеют указанные выше области структурных состояний, которые назовем кратко: лес, клубки, ячейки. Эти области на диаграммах разделены линиями температурной зависимости критических деформаций e_1 и e_2 , которые являются верхней границей равномерного распределения дислокаций и соответственно нижней границей области ячеистой структуры.

Железо

На Рис. 5 приведена диаграмма структурных состояний железа. В ней наблюдаются все те же области и кривые, что и на рассмотренной подробно в работе [7] диаграмме молибдена, но внешний вид диаграммы во многом определяется поведением такой характеристики, как e_0 . Однородную деформацию e_0 нельзя считать независимой характеристикой материала, так как в каждом конкретном материале она определяется соотношением между коэффициентом деформационного упрочнения и снижением нагрузки в результате утонения образца (уменьшения площади поперечного сечения) при пластической деформации. Фактически независимой характеристикой может быть только коэффициент деформационного упрочнения, в который в обязательном порядке входит сомножитель, учитывающий форму дислокационных групп. Еще одно важное обстоятельство следует учитывать, а именно, склонность многих ОЦК-металлов к

низкотемпературной хладноломкости и возникновению при пластической деформации различных микротрещин, резко уменьшающих поперечное сечение образца и ускоряющих переход к локализованной деформации в шейке. Последнее, скорее всего, мы и наблюдаем в диаграмме структурных состояний железа, особенно при низких температурах. Из других отличий можно отметить сравнительно низкий уровень деформации ϵ_3 , отвечающей началу динамического возврата, что может, скорее всего, быть связано с величиной упругого модуля и энергии дефекта упаковки.

Ванадий

Диаграмма структурных состояний для ванадия (Рис. 6), которая была получена одной из первых [10], представляет особый интерес в связи с тем, что она иллюстрирует достаточно характерный для многих ОЦК-металлов и сплавов случай динамического деформационного старения при температурах около $0,33T_{пл}$. Как известно [26–28], при повышенных температурах подвижность примесных элементов внедрения резко возрастает и они успевают образовывать атмосферы на дислокациях при малейших задержках последних возле каких-либо препятствий. Поэтому каждое последующее начало движения дислокаций будет связано с необходимостью оторваться от примесной атмосферы. Большая растворимость элементов внедрения в твердом растворе, и особенно в ОЦК-металлах и сплавах, неизбежно приводит к появлению примесных атмосфер и резкому снижению подвижности дислокаций в указанном температурном интервале.

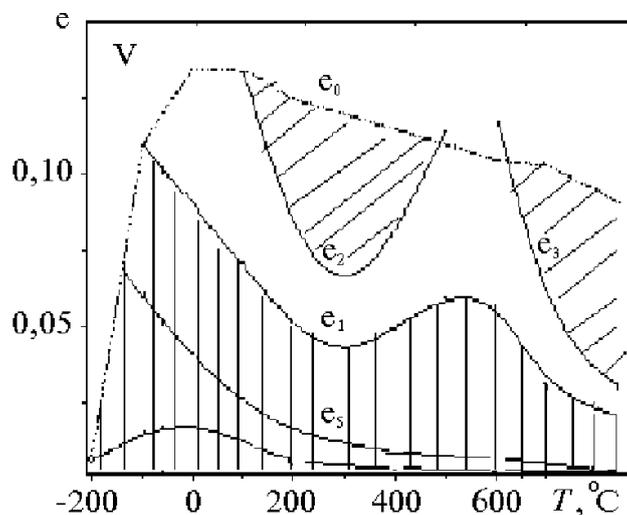


Рисунок 6. Диаграмма структурных состояний ванадия.

Поэтому любая перестройка дислокационных структур резко замедляется и происходит, как показывает диаграмма ванадия (Рис. 6), при значительно более высоких степенях деформации (т. е. при повышенных плотностях дислокаций). Обозначения областей на диаграмме структурных состояний (Рис. 6) приняты следующие: 1 — локальная деформация; 2 — «лес дислокаций»; 3 — дислокационные сплетения; 4 — дислокационная ячеистая структура и 5 — области структур возврата. При низких температурах деформация ванадия ограничена резким спадом кривой ε_0 , т. е. этот материал также склонен к хладноломкости.

Медь

Диаграмма структурных состояний меди (Рис. 7) характеризуется плавным ходом линий (границ структурных состояний) и высоким уровнем пластичности металла. Однако эта пластичность не остается на постоянном уровне, а снижается в районе 500°C (т. н. красноломкость, которую связывают с образованием в процессе деформации комплексов инородных атомов и которую можно избежать при высоких скоростях деформации). Как и в предыдущем случае с диаграммой структурных состояний ванадия, атмосферы примесных элементов (или их комплексов) достаточно заметно повышают степени деформации, необходимые для тех или иных преобразований дислокационной структуры.

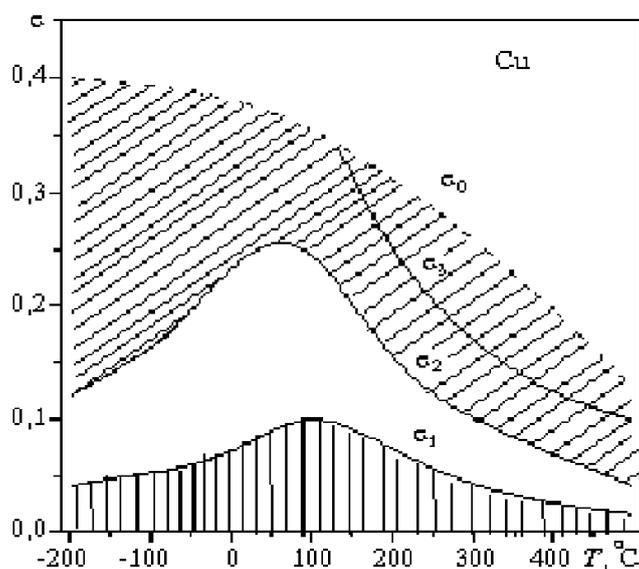


Рисунок 7. Диаграмма структурных состояний меди.

4. ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММ ИДТ (ИСТИННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ–ТЕМПЕРАТУРА)

4.1. Дислокационная модель. Критические деформации

Известны различные варианты [3, 7, 29] описания эволюции дислокационной структуры при пластической деформации металлов в интервале температур. В числе первых здесь было построение диаграмм структурных состояний [3], а затем, как бы в развитие этого метода, для наиболее изученных в структурном отношении металлов были предложены диаграммы ИДТ (истинная деформация–температура) [7]. Такие диаграммы не только дают физическое объяснение отдельных этапов структурной эволюции, но и могут быть использованы на практике для разработки режимов термомеханической обработки материалов.

Диаграмма ИДТ в координатах $\ln \epsilon - T$ (логарифм истинной деформации–температура) представляет (Рис. 8) [3, 7] совокупность областей существования различных структурных состояний и является картой эволюции дислокационной структуры материала от момента начала деформации до разрушения. Основные линии диаграммы ИДТ — линии температурной зависимости критических деформаций смены структурных состояний. Прежде всего, это линии температурной зависимости деформации образования ячеистой структуры при низких и средних температурах (примерно до $0,4 T_{пл}$), а также низки, соответственно, высокотемпературного возврата.левой границей диаграммы ИДТ является линия низкотемпературного разрушения, а

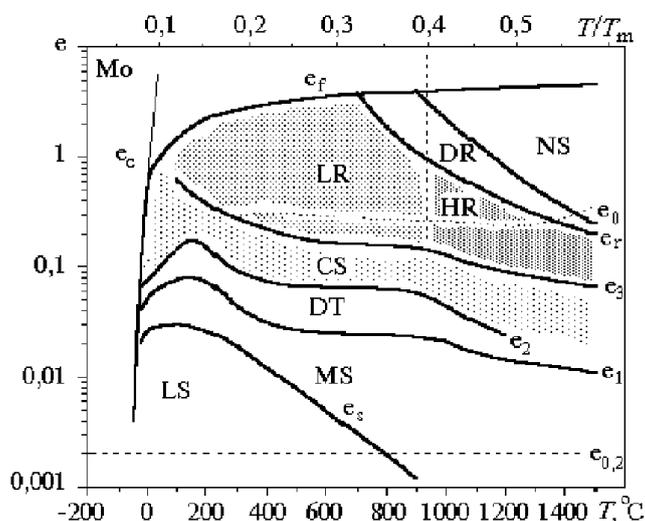


Рисунок 8. Диаграмма ИДТ молибденового сплава МЧВП.

верхней — предельная деформация материала, прилегающего к месту разрушения в шейке (ориентировочно до деформаций $\epsilon \approx 10$).

На Рис. 8 приведена диаграмма ИДТ молибдена (фактически молибденового сплава МЧВП), имеющего средний размер зерна около 30 мкм. Напомним, что область, обозначенная как MS, представляет структуру первой параболической стадии упрочнения (хаотическое распределение дислокаций), область DT — второй параболической (дислокации располагаются в виде клубков-сплетений), а CS — третьей параболической (слабо разориентированная ячеистая структура), LR — структуру стадии низкотемпературного динамического возврата (сильно разориентированная ячеистая структура), HR — структуру стадии высокотемпературного динамического возврата (субзеренная структура). Кривые $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$ — критические деформации перехода между соответствующими структурными состояниями. Кривая ϵ_0 — температурная зависимость равномерной деформации, ϵ_f — кривая конечной деформации (разрушения).

В данном разделе ставилась цель получить аналитические выражения для основных линий критических деформаций, исходя из существующих представлений о механизме пластической деформации в интервале температур и эволюции при этом дислокационной структуры в материале. Конкретная задача раздела сводилась к тому, чтобы объединить результаты отдельных работ и на их основе предложить обобщенную дислокационную модель процесса эволюции дислокационной структуры при деформации. Предполагалось также изучить основные факторы, влияющие на температурную зависимость скорости дислокаций в различных температурных областях.

Предлагаемая дислокационная модель исходит из нескольких общепринятых положений, которые основаны на выводах теоретических и экспериментальных работ [5, 26, 27, 30], исследовавших эволюцию структуры при деформации:

1. Активная пластическая деформация (термин принят для скоростей деформации порядка $10^{-2}-10^{-4} \text{ с}^{-1}$, которые обычно используются при механических испытаниях) всегда сопровождается ростом общей плотности дислокаций.

2. В процессе роста при деформации общей плотности дислокации равномерное (хаотическое) распределение дислокаций противоположных (!) знаков с какого-то момента деформации становится энергетически невыгодным, и дислокации начинают перестраиваться с образованием «модулированной структуры» (согласно Хольту [9]), т. е. участков с низкой и высокой плотностью дислокаций (в структуре соответственно наблюдаются сплетения и клубки дислокаций).

3. При дальнейшей деформации эти образования соединяются, образуя ячеистую структуру, представляющую области, ограничен-

ные участками повышенной плотности дислокаций (деформационные, рыхлые границы), но уже с разориентировкой (доли градусов) между соседними ячейками. Начальный средний размер ячейки структуры составляет несколько микрон (чаще 1–3 мкм) и уменьшается с деформацией. Эта величина зависит от условий деформации (температура, скорость и степень деформации) и констант материала (вектор Бюргерса и модуль сдвига).

4. При некоторой степени деформации ($\varepsilon = 15\text{--}20\%$) из-за уменьшения размера ячеек расстояние между отдельными дислокациями в границе становится настолько незначительным, что они начинают перемещаться, и в результате взаимодействия происходит аннигиляция дислокаций противоположного знака и утонение границ. Начинается процесс динамического возврата, который может быть низко- или высокотемпературным.

5. Низкотемпературный возврат, обусловленный поперечным скольжением и аннигиляцией винтовых дислокаций, характерен для низких и средних температур. При высокотемпературном возврате происходит уже переползание и аннигиляция краевых компонент за счет активного развития диффузионных процессов. При этом средняя разориентировка между соседними ячейками быстро нарастает пропорционально деформации [3, 11], а границы ячеек утоняются, поскольку в результате аннигиляции дислокаций противоположного знака в границах остаются только дислокации несоответствия. Формирующиеся в материале дислокационные структуры с большими разориентировками и границами из дислокаций несоответствия называются структурами возврата.

6. Как следует из эксперимента [7], любая критическая деформация (см. Рис. 8) для многих металлов в широком температурном интервале определяется достижением заданной плотности дислокаций (или, точнее, определенного расстояния между дислокациями). Поэтому, как следует из уравнения Орована для скорости деформирования,

$$\dot{\varepsilon} = 0,5b\rho V, \quad (14)$$

где b — модуль вектора Бюргерса, ρ — плотность дислокаций и V — средняя скорость дислокации, цель настоящей работы — при постоянстве прочих величин изучить температурную зависимость скорости движения дислокаций (вернее, ее обратной величины)

$$e_{\text{кр}} \sim \rho \sim 1/V. \quad (15)$$

7. При низких температурах (ниже $0,15T_{\text{пл}}$) рассматриваемая схема эволюции дислокационной структуры может претерпевать небольшие изменения в зависимости от подвижности (скорости движения) винтовых и краевых компонент дислокаций, особенно в металлах с ОЦК-

решеткой. В этом температурном интервале скорость краевых компонент дислокаций V_k может в несколько раз и даже на порядок превышать скорость винтовых V_v , что учитывается при расчете [31, 32] заданием определенного отношения скоростей

$$V_k/V_v = \exp\{\Delta U/(kT)\}, \quad (16)$$

где ΔU — энергия образования перетяжки, необходимой для начала скольжения [26, 27] винтовой дислокации, k — постоянная Больцмана, T — абсолютная температура. Такое различие скоростей отдельных компонент дислокаций приводит к специфичной структуре материала при низкотемпературной деформации (в такой структуре преобладают длинные участки дислокаций винтовой ориентации).

8. Необходимо отметить, что деформационно-температурное поле, в котором строится диаграмма ИДТ, ограничено со стороны низких температур кривой хрупкого разрушения (для металлов, склонных к низкотемпературной хрупкости), а со стороны больших деформаций — кривой предельных пластических деформаций в шейке вязко разрушенных образцов. Обе эти кривые заслуживают физического объяснения и теоретических выводов.

4.2. Основные линии и области диаграммы ИДТ

Если для определения скорости движения дислокации использовать (как в данной работе) обычную экспоненциальную зависимость

$$V = V_0 \exp\{-U/(kT)\}, \quad (17)$$

где U — эффективное значение энергии активации и V_0 — коэффициент пропорциональности, уравнение для критической деформации, согласно выражению (15), будет иметь вид

$$e_{кр} \sim A \exp\{U/(kT)\}, \quad (18)$$

где A — предэкспоненциальный множитель. С его помощью кривая деформации приводится к нужному участку шкалы деформации. Принимая конкретные значения эффективной энергии активации металла для определенных температурных интервалов [33] и задавая характерный для эксперимента интервал деформаций, можно определить величину множителя A и использовать его для уточнения расчетной кривой $e_{кр}$ на диаграмме ИДТ (Рис. 9).

При низких и средних температурах в ОЦК-металлах для процесса термически активируемого скольжения дислокаций, определяющего все деформационные процессы, используют значение $U \approx 0,2$ эВ (см. Рис. 9, кривая 1), а при повышенных температурах, при которых на-

блюдается высокотемпературный динамический возврат, значение эффективной энергии активации достигает $U \approx 1$ эВ и более (что соответствует энергии самодиффузии [33]). Этому значению энергии активации U , или же случаю критической деформации высокотемпературного возврата, соответствует кривая 2 (Рис. 9), которая пересекает кривую 1 на участке шкалы деформации, отвечающей новому значению множителя A .

При низких температурах различие в скоростях движения винтовых и краевых компонент дислокаций нарастает по мере снижения температуры, и, как следствие возникающей структуры с преобладанием вытянутых винтовых компонент, минимальное расстояние, на котором начинается взаимодействие дислокаций, достигается при меньшей общей плотности дислокаций или, как уже отмечалось раньше, при меньшей степени деформации. Это отражено [7, 34] и на расчетной кривой (см. Рис. 9, кривая 3). Аналитически эту часть кривой критической деформации ($\epsilon_{кр3}$) в области низких и средних температур можно представить в виде

$$\epsilon_{кр3} \sim \{1 - A_2 \exp\{\Delta U/(kT)\}\} A_1 \exp\{U/(kT)\}, \quad (19)$$

где первый сомножитель отражает в первом приближении различие

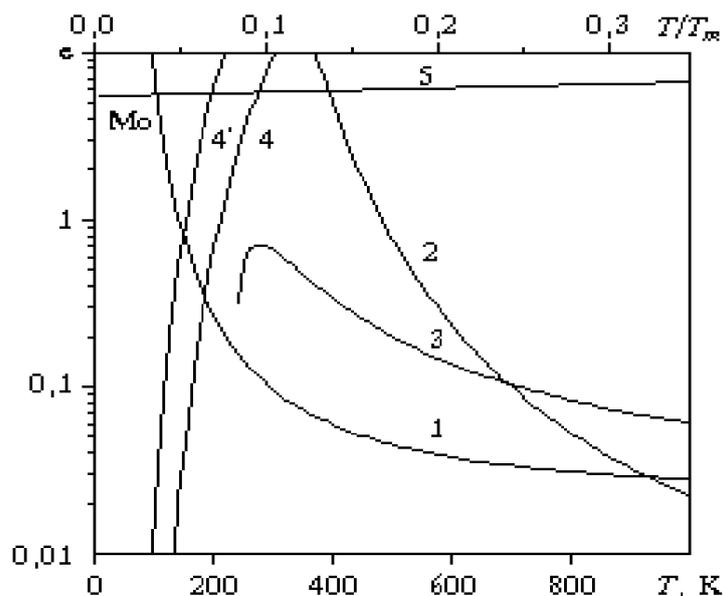


Рисунок 9. Расчетные температурные зависимости критической деформации ϵ_1 (образование сплетений) для молибденового сплава МЧВП в различных температурных интервалах: 1 — $(0,15-0,45)T_{пл}$ ($U = 0,24$ эВ); 2 — $T > 0,45T_{пл}$ ($U = 1,01$ эВ); 3 — $(0,07-0,45)T_{пл}$.

скоростей винтовой и краевой компонент дислокаций; A_1 и A_2 — предэкспоненциальные множители.

Надо отметить, что при низких температурах у металлов, склонных к хладноломкости, как в случае приведенного здесь молибдена (см. Рис. 8), затрудняется релаксация концентраторов напряжений, возникающих при пластической деформации. Поэтому в местах появления концентраторов могут возникать напряжения, близкие к теоретической прочности $E/10$, где E — модуль нормальной упругости. При этом пластическая деформация металла значительно снижается вплоть до разрушения сколом. Низкотемпературная хрупкость или левая граница диаграммы ИДТ — обозначим ее $\epsilon_{кр4}$ — (Рис. 9, кривая 4) имеет очень резкую температурную зависимость, которую можно представить следующим образом:

$$\epsilon_{кр4} \sim (E/10)[\exp\{U/(kT)\}]^{0,5}. \quad (20)$$

Выражение (20) означает, что степень деформации до разрушения быстро нарастает (или быстро уменьшается) в зависимости от температуры. Даже учет возможной релаксации $\Delta\sigma$ концентраторов напряжений при пластической деформации не дает существенного эффекта:

$$\epsilon_{кр4'} \sim (E/10 - \Delta\sigma)/\exp\{U/(kT)\}^{0,5}, \quad (21)$$

где

$$\Delta\sigma \sim Ke^{0,5} \sim A_3 \exp\{0,2/(kT)\}, \quad (22)$$

хотя и несколько сдвигает расчетную кривую (Рис. 9, кривая 4') в сторону низких температур; здесь K — коэффициент деформационного упрочнения.

При средних и высоких температурах максимально возможная деформация (верхняя граница диаграммы ИДТ) слабо зависит от температуры и контролируется [7] только температурной зависимостью коэффициента деформационного упрочнения

$$\epsilon_{кр5} \sim K^{-2}, \quad (23)$$

а последний, в свою очередь, определяется только температурной зависимостью модуля нормальной упругости. С учетом известных выражений для температурной зависимости модуля нормальной упругости [35] кривую $\epsilon_{кр5}$ можно записать в виде

$$\epsilon_{кр5} \sim 0,25 \cdot 10^9 [10^4 - 0,9T/\exp(1/T)]^{-2}. \quad (24)$$

Все кривые температурной зависимости рассмотренных критических деформаций сведены вместе на Рис. 9 в пределах деформационно-температурного поля, характерного для молибдена, диаграмму ИДТ которого (см. Рис. 8) мы периодически сравнивали с полученными в работе расчетными значениями.

На Рис. 10 сопоставлены расчетные (тонкие линии) и экспериментальные данные (жирная линия) для определения температурной зависимости критической деформации начала образования ячеистой структуры в молибдене (кривая e_2).

Расчетные результаты представлены низко- и высокотемпературными участками (кривые $e_{кр3}$ и $e_{кр2}$ соответственно). Их разделение обусловлено поведением краевых дислокаций при температурах выше $0,4T_{пл}$, когда краевые компоненты начинают играть решающую роль в термически активированном движении дислокаций при обходе препятствий в плоскости скольжения [33]. Не совсем четкое совпадение экспериментальной линии e_2 и расчетной $e_{кр3}$ на участке низких и средних температур, хотя характер этих линий в общем-то совпадает, объясняется тем, что предэкспоненциальные множители уравнения (19), по всей вероятности, являются температурно-зависимыми функциями, что и отмечается в некоторых работах [3, 31, 33].

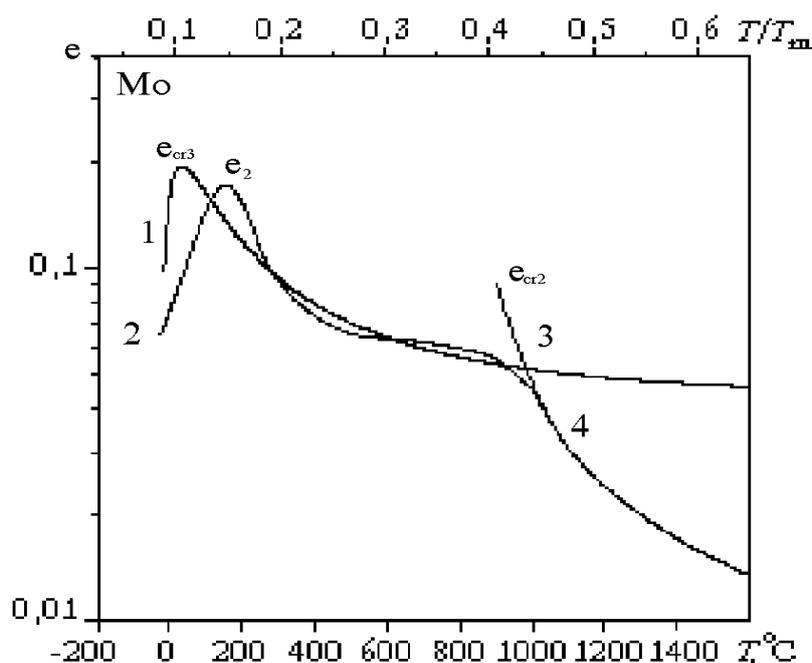


Рисунок 10. Сопоставление расчетных (кривые 1, 3) и экспериментальных (кривые 2, 4) значений критической деформации e_1 (см. рис. 8, 9).

Поскольку деформация представляет собой комбинацию сдвига и поворота [10–12], в стенках ячеек будет постепенно накапливаться избыточная (или нескомпенсированная) плотность дислокаций одного знака, которая обусловит разориентировку соседних ячеек относительно друг друга. По мере накопления общей плотности дислокаций и достижения определенного среднего расстояния между дислокациями начинается заметное силовое взаимодействие между ними, движение и аннигиляция дислокаций противоположного знака [7]. В результате плотность дислокаций в стенках ячеек понижается, стенки утончаются [13], разориентировка растет. Последний процесс, непрерывно происходящий во время продолжающейся деформации, называется динамическим возвратом. Могут наблюдаться низко- или высокотемпературный возврат, которые отличаются между собой не только температурными интервалами, но и типом дислокаций (винтовая, краевая), главным образом действующих при таком возврате структуры.

Если все эти процессы учесть при перестройке диаграмм деформации, которые были получены при механических испытаниях на разрывных машинах (практика такого расчета подробно изложена в разделе 3.2.1), кривые нагружения превращаются в ломаные линии, у которых каждый участок отвечает определенному структурному состоянию материала [7, 36].

Таким образом, анализ существующих представлений о механизме пластической деформации в различных температурных интервалах и эволюции дислокационной структуры при деформации позволил создать не только обобщенную дислокационную модель эволюции, но и получить аналитические выражения для критических деформаций перестройки структуры. Сравнение экспериментальных данных, полученных на молибдене, и расчетных кривых показало, что основным действующим фактором при этом является скорость термически активируемого движения дислокаций, а различие в поведении винтовых и краевых компонент дислокаций обуславливает целый ряд особенностей процесса эволюции структуры в разных температурных интервалах. Из сравнения можно также заключить, что для общей картины эволюции структуры большое значение имеют температурные зависимости модуля нормальной упругости и параметра кристаллической решетки материала.

4.3. Экспериментальные диаграммы ИДТ для металлов

Диаграммы структурных состояний, полученные при перестройке кривых растяжения и проконтролированные методом трансмиссионной электронной микроскопии, стали основой для дальнейшего построения диаграмм ИДТ. Ниже представлены примеры отдельных диаграмм ИДТ, которые иллюстрируют приведенные ранее сообра-

жения и являются наиболее характерными.

Молибден

Экспериментально построенная в работе диаграмма истинная деформация–температура (ИДТ) для молибдена, которая приведена на Рис. 8, в хронологическом порядке была первой, дав начало самой идее — представлять структурные превращения в виде диаграммы. Эта диаграмма достаточно сложна и, как уже отмечалось, один из основных ее результатов состоит в том, что на ней обнаруживается еще одна критическая деформация ε_3 , соответствующая началу процессов динамического возврата [5]. На Рис. 8 достаточно четко видно, что на кривой ε_3 можно выделить два экспоненциальных участка низко- и высокотемпературного динамического возврата, которые различаются действующими в них механизмами этого процесса (т. е. возврат за счет скольжения в границах ячеек винтовых компонент дислокаций, или возврат при переползании краевых компонент). При построении диаграммы ИДТ для молибдена впервые подробно изучена в широком интервале температур и деформаций верхняя граница существования полигональных (ячеистых с возвратом) структур, которой является динамическая рекристаллизация деформированного металла.

Железо

На Рис. 11 приведена диаграмма ИДТ железа. В ней отмечаются такие же области и кривые, что и в диаграмме молибдена (Рис. 8), но внешний вид диаграммы ИДТ для железа в значительной мере определяется поведением однородной деформации ε_0 . Это вызвано тем, что в интервале температур ниже $0,2T_{пл}$ наблюдается значительный подъем ε_0 , который связан с соответствующим ростом сопротивления движению дислокаций и предела текучести. На диаграмме ИДТ наблюдается рост практически всех критических деформаций (Рис. 11). Если растёт сопротивление движению дислокаций, значит, уменьшается подвижность последних и их способность к перестройке структуры. Конечно, это несколько упрощенная схема явления, поскольку однородную деформацию ε_0 нельзя считать независимой характеристикой материала. В каждом конкретном материале величина ε_0 определяется равновесием между коэффициентом деформационного упрочнения и снижением нагрузки в результате утонения образца при пластической деформации. Еще одно важное обстоятельство должно быть учтено, а именно, склонность многих ОЦК-металлов к низкотемпературной хладноломкости и возникновению при пластической деформации многочисленных микротре-

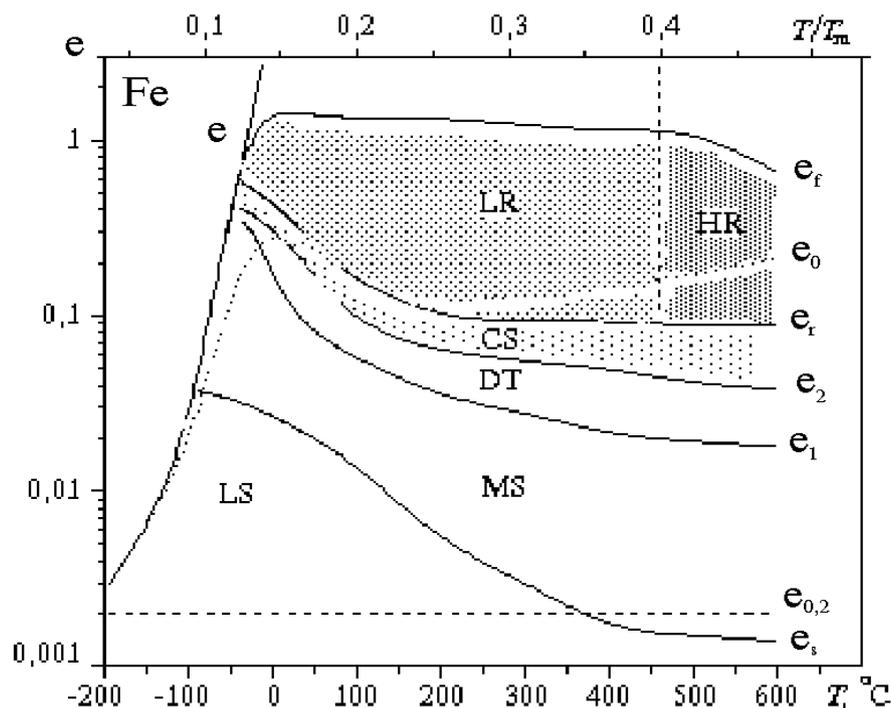


Рисунок 11. Диаграмма ИДТ железа.

щин, резко уменьшающих поперечное сечение образца и ускоряющих переход к локализованной деформации в шейке. Последнее, скорее всего, мы и наблюдаем в диаграмме ИДТ железа при низких температурах. Из других особенностей деформационной структуры исследованного железа можно отметить сравнительно низкий уровень деформации начала динамического возврата, что может быть связано с величиной модуля упругости и энергии дефекта упаковки.

Сплав железо–кремний

Сплав Fe–Si (до 3%), называемый ранее «динамная сталь», в силу своих полезных для практики магнитных свойств вызывает постоянный к себе интерес. В настоящей работе этот сплав в основном иллюстрирует влияние уменьшения энергии дефекта упаковки на деформационную структуру железа при легировании кремнием (примерно от 150 для железа до 70 мДж/м² для сплава). Как показали структурные исследования, добавка кремния меняет в принципе дислокационную структуру деформированного железа. Из-за увеличения расщепления дислокаций в плоскости скольжения они с тру-

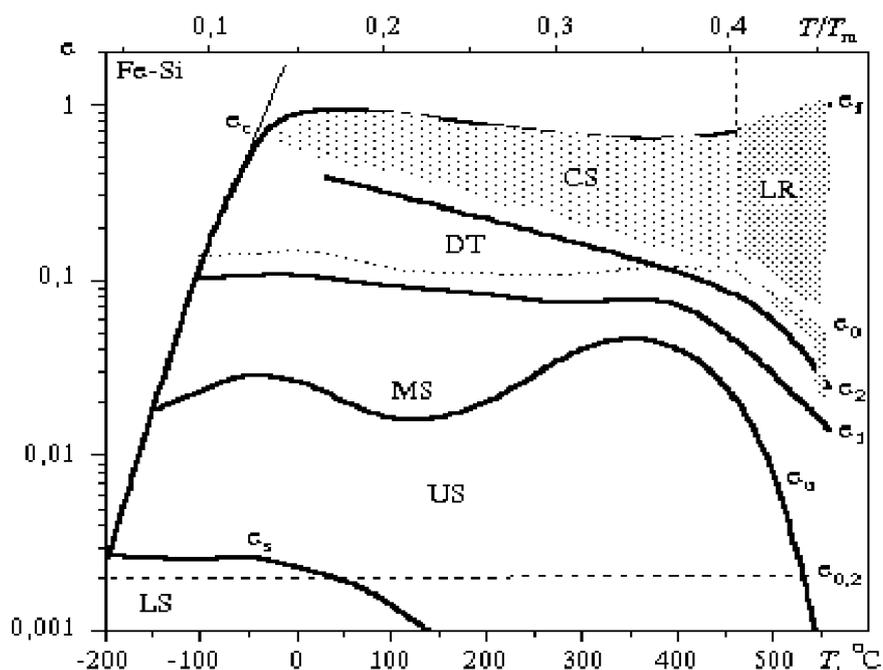


Рисунок 12. Диаграмма ИДТ сплава Fe–Si.

дом покидают эту свою систему, испытывая сложности с поперечным скольжением. Даже оптическая микроскопия и метод избирательного травления позволяют наблюдать в сплаве Fe–Si плоские скопления дислокаций. Плоские скопления дислокаций — это мощные концентраторы напряжений, приводящие к возникновению микротрещин и в целом к снижению пластичности материала. Поэтому на экспериментально построенной диаграмме ИДТ (Рис. 12) в основном наблюдается критическая деформация ϵ_1 (хотя ее уровень в два раза выше, чем в обычном железе) и только при повышении температуры деформации до 400°C и выше появляется деформация ϵ_2 и, соответственно, ячеистая структура.

Никель

Диаграмма ИДТ никеля (Рис. 13) отличается плавным ходом линий критических деформаций (границ структурных состояний). Только в районе 100°C на кривых температурной зависимости критических деформаций ϵ_1 и ϵ_2 отмечается небольшой максимум, который можно объяснить присутствием элементов внедрения, несмотря на очень малую их растворимость в ГЦК-решетке (это, скорее всего, взаимодействие по механизмам Сноэка или Сузуки [11]).

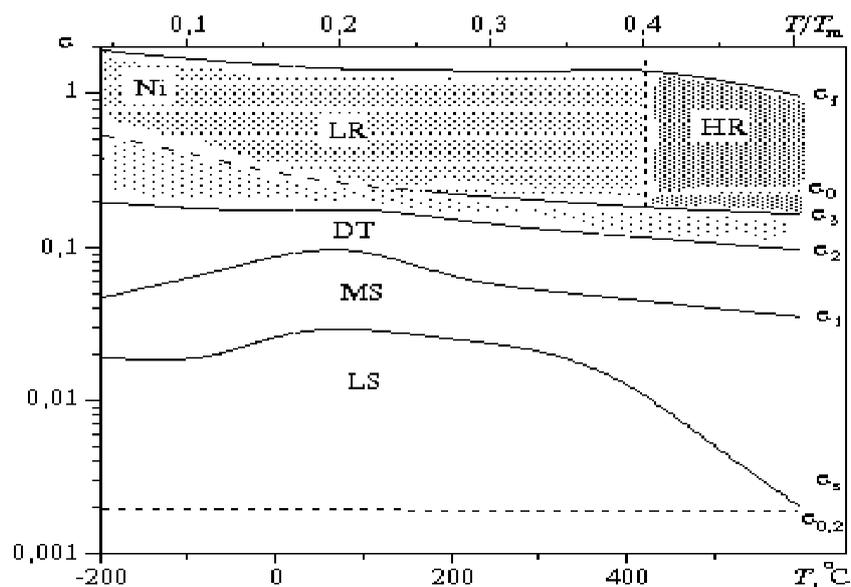


Рисунок 13. Диаграмма ИДТ для никеля.

Титан

Диаграмма ИДТ для титана (с размером зерна $d = 100$ мкм) имеет все элементы (Рис. 14), характерные для металла с ГПУ-решеткой и которые неоднократно обсуждались ранее [10, 36]. Кривая температурной зависимости критической деформации ϵ_1 имеет небольшой подъем при низких температурах, обусловленный заметным снижением скорости дислокаций в процессе их термоактивационного движения, затем растянутый максимум в области средних температур, вызванный динамическим деформационным старением (здесь предполагается взаимодействие по Коттреллу) и небольшой подъем при приближении к фазовому превращению. Это поведение кривых во многом повторяется и на кривой температурной зависимости деформации ϵ_2 , и на кривой ϵ_n — кривой конца локального протекания деформации. Верхняя кривая ϵ_3 соответствует началу процесса образования в титане полосчатой структуры [37, 38], которая является для ГПУ-металлов фактически структурой возврата.

4.4. Общая схема диаграммы ИДТ для металлов

Полученные экспериментально при активной деформации диаграммы ИДТ, общее количество которых составляет больше десяти и ко-

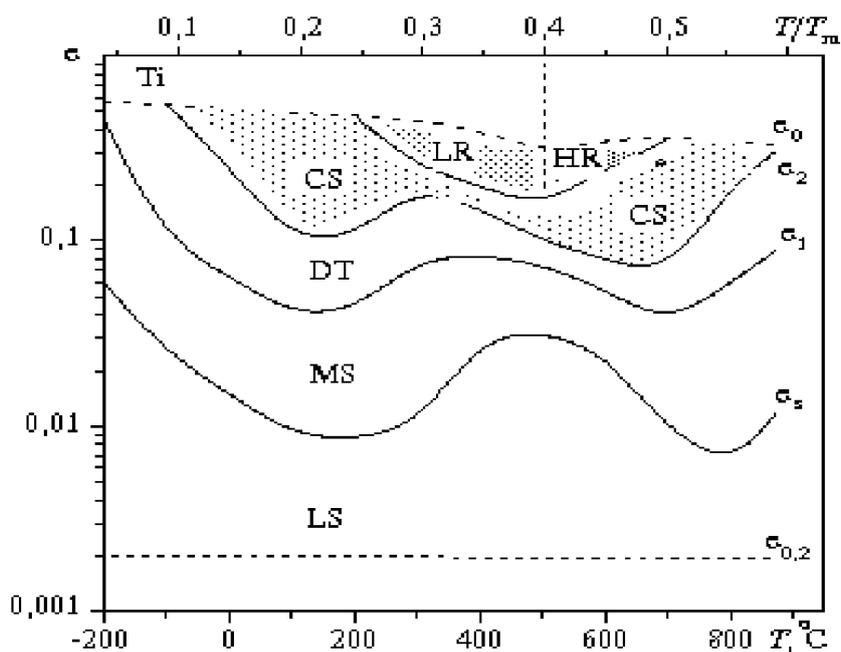


Рисунок 14. Диаграмма ИДТ для титана.

которые построены для металлов и сплавов с разными типами кристаллических решеток, позволяют отметить следующие закономерности процесса формирования дислокационной структуры.

1. По мере увеличения плотности дислокаций в процессе деформации структура металлических поликристаллов проходит через последующие стадии множественного скольжения (MS) → образования дислокационных сплетений (DT) → формирования ячеистой структуры (CS) → и, наконец, деформационного возврата (низкотемпературного LR или высокотемпературного HR). На последней стадии размер ячеистой структуры изменяется с деформацией незначительно, но разориентировка соседних ячеек (или полигонов) заметно. В перечисленном ряду не то этапов, не то состояний структуры при деформации, можно еще указать часто наблюдаемый у многих (если не у большинства) металлов этап локального развития деформации (LS) (известный часто как площадка деформации).

Различие в типах кристаллических решеток или наличие лигатуры в сплавах сравнительно мало влияют на уровень критических деформаций смены тех или иных структурных состояний, за исключением, пожалуй, этапа динамического возврата.

Очень сильное влияние на критические деформации перехода большинства структурных состояний оказывают примеси внедрения, которые даже в очень малых количествах вызывают динамическое

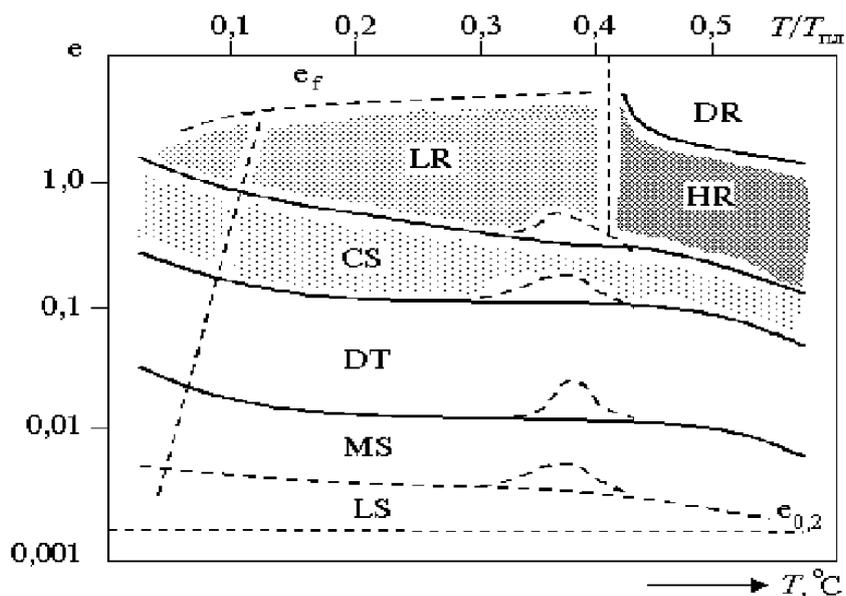


Рисунок 15. Общая схема диаграммы ИДТ для металлов.

деформационное старение (см. Рис. 6, 11–14) по самым разным механизмам взаимодействия (Коттрелла, Сузуки, Сноэка). Последнее явление существенно снижает подвижность дислокаций и их возможность перестраиваться и образовывать не только сплетения, но и разные элементы ячеистой структуры. Динамическое деформационное старение в некоторых случаях может увеличивать критическую деформацию на порядок (ванадий, титан).

Обычные уровни деформации для перечисленных в п. 1 структурных этапов приблизительно следующие: множественное скольжение начинается при деформации 0,5–2%; дислокационные сплетения формируются при 3–4%; ячеистая структура образуется после 10–130%. Приведенные цифры относятся к средним температурам ($\sim 0,3T_{пл}$), а поскольку все процессы деформации связаны с термоактивированным передвижением дислокаций, то при низких температурах эти цифры в полтора-два раза выше, а при высоких ($> 0,4T_m$), соответственно, раза в два ниже.

При больших деформациях ($\epsilon > 1$) и высоких температурах (больше $0,4-0,5T_{пл}$) процесс эволюции структуры может прекращаться в результате начала динамической рекристаллизации. Эволюция структуры в металлах, склонных к хладноломкости (ОЦК-металлы и сплавы), может ограничиваться и при низких температурах.

С учетом перечисленных особенностей процесса эволюции дислокационной структуры в металлах была построена общая схема диаграммы ИДТ (Рис. 15). На этой схеме, кроме вертикальной оси де-

формации (которая наносится обычно в логарифмическом масштабе), по горизонтали проходит ось температур. Основные линии ИДТ — линии возможной эволюции дислокационной структуры — нанесены сплошными линиями, а все ограничения (или возможное влияние) — штриховыми. Наиболее оптимальные по ожидаемой структуре и механическим свойствам области деформации CS, LR и HR выделены разной штриховкой. Конечно, наиболее перспективная из них — это область формирования полигональной структуры HR, однако далеко не для всех металлов она достижима из-за высоких температур.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При исследовании закономерностей формирования дислокационных структур изучены более двадцати металлов и сплавов (Mo, Fe, Fe–Si, Cu, Ni, Ti, V, Nb и другие) с различными типами кристаллических решеток и разными величинами энергии дефекта упаковки. Из этих металлов изготавливались образцы для растяжения и последующего изучения структуры методом электронной микроскопии.

Выполнен теоретический анализ эволюции дислокационных структур и сделано обоснование перестройки диаграмм деформации в координатах $S-e^n$ (истинное напряжение–истинная деформация в степени n ; см. Табл. 1) для получения экспрессной информации о границах (по шкале деформации) существования различных структурных состояний. Обсуждается влияние деформации на отдельные параметры деформационного упрочнения.

Приведены элементы расчета диаграмм деформации, целью которого является получение исходных данных для перестройки кривых нагружения в координатах $S-e^n$.

Проведены механические испытания выбранных металлов и построены температурные зависимости прочностных и пластических характеристик в интервале низких и средних температур.

Диаграммы деформации ($P-\epsilon$) для всех испытанных образцов обработаны по специальной схеме и перестроены в координатах $S-e^n$, что позволило для каждого металла получить серию ломаных кривых, у которых каждый участок, как показано ранее, отвечает определенному состоянию деформационной структуры.

Предложена схема изменения дислокационной структуры в процессе деформации и связь этой схемы с величиной энергии дефекта упаковки данного металла. Детально обсуждены первые этапы этой схемы.

Для всех исследованных металлов и сплавов построены диаграммы структурных состояний по новому экспрессному методу, включающему перестройку диаграмм деформации и контрольные проверки с помощью электронной микроскопии.

ТАБЛИЦА 1. Значения показателя деформационного упрочнения n для металлов с разными типами кристаллической решетки и температурные интервалы испытания.

№ п/п	Металл	Тип решетки	Э. д. у. γ , мДж/м ²	Температура испытания, °С	Показатель упрочнения n
1	Fe	ОЦК	150	-196-400	0,5
2	Fe-Cr	ОЦК	70	20-100	0,5
3	V	ОЦК	100	20-600	0,5
4	Ta	ОЦК	250	20	0,5
5	Nb	ОЦК	220	-100-800	0,5
6	Mo	ОЦК	300	20-1000	0,5
7	W	ОЦК	400	500	0,5
8	Ag	ГЦК	25	-196-200	0,95
9	Cu	ГЦК	75	-196-400	0,97
10	Ni	ГЦК	150	-100-800	0,86
11	Al	ГЦК	290	20-200	0,67
12	Co	ГПУ	100	20	0,99
13	Ti	ГПУ	200	-100-600	0,91
14	Zr	ГПУ	225	20	0,89
15	Zn	ГПУ	285	20-100	0,55

Одним из результатов, полученных при экспрессном построении диаграмм, было обнаружение практически для всех изученных металлов обязательной стадии динамического возврата, которая формирует наиболее стабильные структурные состояния металла.

Образование полосчатой структуры в ГПУ-титане рассматривается как стадия сильноориентированной ячеистой структуры, т. е. как форма проявления стадии динамического деформационного возврата.

Форма ячеистой структуры у многих металлов может отражать ориентировку их систем скольжения, количество самих систем скольжения и величину энергии дефекта упаковки. При ограничении указанных параметров дислокационная структура становится ограниченной и дробится поперечными плоскостями на фрагменты, которые могут вращаться по этим плоскостям.

На примере никеля показано, что процессы динамического возврата при низких и средних температурах, которые приводят к сни-

жению плотности дислокаций во внутренних объемах зерен, начинаются не возле границ, а в центральных зонах зерна.

Построенные диаграммы структурных состояний для никеля, меди и титана выявляют при температурах порядка $0,3T_{пл}$ пики на критических деформациях ϵ_1 , ϵ_2 и ϵ_3 . Эти пики обусловлены динамическим деформационным старением, которое проходит по разным типам взаимодействия: Сноэка, Сузуки и Коттрелла.

По результатам проведенного исследования предложена общая схема построения диаграмм ИДТ для любого металлического материала, которая включает все обнаруженные области и учитывает различные изменения в диаграммах ИДТ, вносимые типом решетки, взаимодействием дислокаций между собой при различных температурах и реакцией материала с примесями внедрения.

БЛАГОДАРНОСТИ

В заключение авторы искренне признательны Научно-технологическому центру Украины (НТЦУ, г. Киев) за финансовую поддержку работы и благодарны сотрудникам ИПМ НАН Украины, которые активно участвовали в экспериментальной части работы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. Дж. Фрост, М. Ф. Эшби, *Карты механизмов деформации* (Челябинск: Металлургия: 1989).
2. M. F. Ashby, *Adv. Appl. Mech.*, **24**: 118 (1983).
3. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наукова думка: 1975).
4. О. М. Барабаш, Ю. Н. Коваль, *Структура и свойства металлов и сплавов* (Справочник) (Киев: Наукова думка: 1986).
5. Р. Хоникомб, *Пластическая деформация металлов* (Москва: Мир: 1972).
6. С. А. Фирстов, Г. Ф. Саржан, *Известия вузов. Физика*, **34**, №3: 23 (1991).
7. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др., *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов* (Киев: Наукова думка: 1989).
8. В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев, *Структурные уровни деформации твердых тел* (Новосибирск: Наука: 1985).
9. D. L. Holt, *J. Appl. Phys.*, **41**, No. 8: 3197 (1970).
10. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Изв. вузов. Физика*, **33**, №2: 89 (1990).
11. В. Е. Панин, *Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации* (Под ред. В. А. Лихачева, В. Е. Панина, Е. Э. Засимчук и др.) (Киев: Наукова думка: 1989).
12. H. J. McQueen, *Met. Trans. A*, **8**, No. 6: 807 (1977).
13. F. Takeuchi, *J. Phys. Soc. Jap.*, **27**, No. 2: 436 (1969).
14. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, И. Д. Горная, Э. П. Печковский, *Проблемы прочности*, №5: 77 (1981).

15. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др., *Доп. АН УРСР. Сер. А*, №5: 83 (1980).
16. *Физика деформационного упрочнения монокристаллов* (Киев: Наукова думка: 1972).
17. J. Bailey and P. V. Hirsh, *Phil. Mag.*, **5**, No. 53: 485 (1960).
18. В. С. Иванова, В. А. Ермишкин, *Прочность и пластичность тугоплавких металлов и монокристаллов* (Москва: Металлургия: 1976).
19. Х. Конрад, *Сверхмелкое зерно в металлах* (Москва: Металлургия: 1973).
20. G. J. Teylor, *Proc. Royal Soc. Ser. A*, **145**: 362 (1934).
21. Ф. Р. Н. Набарро, З. С. Базинский, Д. Б. Хольт, *Пластичность чистых монокристаллов* (Москва: Металлургия: 1967).
22. С. Н. Поляков, А. С. Кудлай, Л. М. Наугольникова, И. Г. Нечипоренко, *Заводская лаб.*, №6: 741 (1966).
23. Я. Б. Фридман, *Механические свойства металлов* (Москва: Машиностроение: 1974), т. 1.
24. В. Ф. Моисеев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **22**, №1: (2001).
25. В. Ф. Моисеев, И. В. Моисеева, В. К. Пищак, *Металлофизика*, **14**, №9: 28 (1992).
26. Ф. Макклиток, А. Аргон, *Деформация и разрушение материалов* (Москва: Мир: 1970).
27. А. К. Коттрелл, *Дислокации и пластическое течение в кристаллах* (Москва: Металлургия: 1958).
28. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, *Дисперсные частицы в тугоплавких металлах* (Киев: Наукова думка: 1987).
29. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский, И. Д. Горная, *ДАН СССР*, **285**, №1: 48 (1985).
30. Л. Н. Лариков, *Залечивание дефектов в металлах* (Киев: Наукова думка: 1980).
31. P. Naasen, *Z. Phys.*, **167**: 46 (1966).
32. В. И. Трефилов, *Физическая природа хрупкого разрушения металлов* (Киев: Наукова думка: 1965).
33. В. А. Борисенко, *Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах* (Киев: Наукова думка: 1984).
34. С. Н. Каверина, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **16**, №7: 65 (1994).
35. И. Н. Францевич, Ф. Ф. Воронов, С. А. Бакута, *Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов* (Киев: Наукова думка: 1982).
36. А. В. Котко, И. В. Моисеева, В. Ф. Моисеев и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **19**, №4: 50 (1997).
37. А. В. Котко, В. Ф. Моисеев, С. А. Фирстов, *В сб.: Электронная микроскопия и прочность материалов* (Киев: ИПМ: 1995), с. 73.
38. А. В. Добромьслов, Н. И. Талуц, *Структура циркония и его сплавов* (Екатеринбург: УрО РАН: 1997).