

Анализ результатов механических испытаний металлов методом построения диаграмм структурных состояний

Э. П. Печковский

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина

На примере поликристаллических металлов и сплавов с ОЦК кристаллической решеткой (Mo, Fe, Fe-Si) и ГЦК кристаллической решеткой (Ni, Cu) показано, что использование метода перестройки параболических кривых деформации в координатах $S - e^n$ (S и e – истинные напряжение и деформация, n – показатель деформационного упрочнения) позволяет представить результаты механических испытаний в виде диаграммы структурных состояний истинные напряжение и деформация – температура, которая практически полностью отражает изменения их прочностных и пластических характеристик, а также структурного состояния на всем протяжении пластической деформации. Рассмотрены особенности строения таких диаграмм в зависимости от состава сплава, структурного состояния, энергии дефекта упаковки и др. На основе анализа характера зависимостей между критическими значениями деформации и напряжения, а также механизмов пластической деформации в широком интервале температур и структурных состояний обсуждены возможности научного и практического использования диаграмм истинные напряжение и деформация – температура.

Ключевые слова: поликристаллические металлы и сплавы, механические испытания, метод перестройки кривых деформации, истинные критические деформация и напряжение смены типов дислокационной структуры, механизмы пластической деформации, диаграммы структурных состояний.

Установление влияния закономерностей изменения дислокационной структуры непосредственно в процессе пластической деформации и особенностей ее поведения в зависимости от различных факторов (состав, исходное структурное состояние, условия испытания и др.) на механические свойства металлических материалов – важная научная и практическая задача в решении проблемы оптимизации режимов термомеханической обработки. Поэтому особый интерес имеют результаты механических испытаний, которые сопровождаются демонстрацией структурных исследований [1–12]. Наиболее удобной формой представления результатов совместных исследований механических свойств и структуры металла является диаграмма структурных состояний (по аналогии с диаграммой фазовых состояний). Впервые диаграммы структурных состояний металлов (молибдена, хрома, ванадия) с указанием областей существования последовательно возникающих в процессе пластической деформации дислокационных структур приведены в монографии [3], в которой обобщено большое количество экспериментальных данных механических испытаний совместно со структурными исследованиями.

Возможность построения диаграмм структурных состояний различных видов основывается на двух главных факторах.

Во-первых, установлено [3, 7–10], что при пластической деформации происходит закономерная последовательная смена одного преобладающего типа дислокационной структуры другим. Эта смена осуществляется путем коллективной перестройки (перегруппировки) дислокаций в малых пределах значений деформации и напряжения. Отсюда следует, что если испытания проводятся в широком интервале температур, то можно установить температурно-деформационные ($T - e$) и температурно-силовые ($T - S$) области существования отдельных типов дислокационной структуры, каждый из которых характеризуется своим механизмом пластической деформации; при этом границы областей представляют собой критические значения деформации $e_{кр}$ и напряжения $S_{кр}$, при которых осуществляется резкий переход от одного структурного состояния к другому. Наличие закономерной смены одного преобладающего типа дислокационной структуры другим физически обосновано и экспериментально подтверждено путем электронно-микроскопического изучения структуры на большом количестве металлов и сплавов с различными типами кристаллической решетки [3, 7–14].

Второй фактор – это наличие метода определения конкретных значений критических деформаций $e_{кр}$ и напряжений $S_{кр}$ непосредственно в процессе пластической деформации от ее начала до разрушения образца в широком интервале температур. Такой метод разработан ранее [7, 8], он получил структурное обоснование и нашел многочисленные экспериментальные подтверждения при изучении различных металлов и сплавов [8, 10–14]. Достоинством метода является отсутствие необходимости в проведении большого объема электронно-микроскопических исследований (в принципе после установления закономерностей поведения определенного класса материалов можно вообще обойтись без них, в случае же изучения нового материала – ограничиться выполнением нескольких контрольных просмотров).

Метод основан на использовании известных зависимостей напряжения течения металла от плотности дислокаций ρ и деформации e : $\sigma = \sigma_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho}$ и $\sigma = \sigma_0 + Ke^n$, где K – коэффициент деформационного упрочнения; n – показатель деформационного упрочнения [15–18]. Эти выражения свидетельствуют о том, что между ρ и e имеется четкая вполне определенная связь. Экспериментально установлено, что в зависимости от типа кристаллической решетки металла и энергии дефекта упаковки их соотношение может изменяться в пределах $\rho \sim e$ и $\rho \sim e^2$ [19, 20], и, значит, показатель деформационного упрочнения n может принимать значения, равные 0,5...1,0. Конкретная величина показателя n металла определяется по диаграмме деформации из выражения $n = \lg \Delta\sigma / \lg \Delta e$ [8].

В работах [7, 8, 10–14] показано, что параболические диаграммы деформации (в частности, растяжения) различных металлов и сплавов, построенные в координатах $S - e^n$ (S и e – истинные напряжение и деформация), приобретают вид ломаных линий; при этом каждый прямолинейный участок отражает определенное структурное состояние металла, а точки перегибов – критические значения деформации $e_{кр}$ и напряжения $S_{кр}$, при которых происходит смена одного типа дислокационной структуры другим. Если

испытания металла проводились в широком интервале температур, то появляется возможность для экспрессного и точного определения температурно-деформационных и температурно-силовых областей и границ существования структурных состояний, т.е. построения диаграмм структурных состояний. Таких диаграмм может быть построено несколько видов. Каждая из них имеет свои особенности, но общей чертой для них является наличие температурных зависимостей критических значений истинных деформации и (или) напряжения:

$e - T$ [3, 8] – диаграмма деформация–температура (ДТ), ограничена областью равномерной деформации, температурный интервал неограничен;

$\lg e - T$ [8, 11] – диаграмма истинная деформация – температура (ИДТ), интервал деформации – от уровня, соответствующего напряжению предела текучести, до деформации разрушения, температурный интервал неограничен – от температуры хрупкого разрушения до температуры образования новой зеренной структуры;

$\lg S - T$ [12] – диаграмма истинное напряжение–температура (ИНТ), интервал напряжений – от напряжения, соответствующего началу пластической деформации ($e \approx 10^{-5}$), до напряжения разрушения, температурный интервал неограничен – от температуры хрупкого разрушения до температуры образования новой зеренной структуры;

$\lg S - \lg e - T$ [8] – диаграмма истинные напряжение и деформация – температура (ИНДТ), интервал значений напряжения и деформации – от уровня предела текучести до разрушения, температурный интервал неограничен – от температуры хрупкого разрушения до температуры образования новой зеренной структуры.

Логарифмический масштаб шкал на диаграммах – чисто технический прием, связанный с необходимостью наглядного изображения зависимостей и областей, имеющих широкий (несколько порядков величины) интервал значений изменяющихся характеристик.

Перечисленные диаграммы дополняют друг друга и в совокупности дают полное исчерпывающее представление о динамике механического поведения металла и структурных изменений в нем от самых начальных этапов деформации до разрушения в практически неограниченном интервале температур. Диаграмма ИНДТ сочетает в себе одновременно два параметра обработки металла (температуру и степень деформации) с двумя важными характеристиками: возникающим в нем напряжением и изменяющимся структурным состоянием. Поэтому такая диаграмма представляет особый интерес.

Настоящая работа посвящена обсуждению обработки результатов механических испытаний и структурных исследований в виде диаграммы ИНДТ, ее построению, научному и практическому использованию.

Материалы. Методы испытания и исследования. Рассмотренные диаграммы ИНДТ построены для металлов и сплавов в рекристаллизованном состоянии: Мо – сплав МЧВП (размер зерна $d = 30$ мкм), Fe-армко ($d = 20$ мкм), Fe-3%Si ($d = 200$ мкм), Ni – марки Н1 ($d = 40$ мкм), Cu – марки М1 ($d = 30$ мкм). Испытания образцов на одноосное растяжение проводили со

скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур $(0,025...0,61)T_{\text{пл}}$ – для Mo, $(0,04...0,5)T_{\text{пл}}$ – для Fe, Fe–Si, $(0,04...0,51)T_{\text{пл}}$ – для Ni, $(0,05...0,57)T_{\text{пл}}$ – для Cu. Диаграммы деформации, полученные в координатах нагрузка (сила) – время, перестраивали в координатах $S - e^n$ (S и e – истинные напряжение и деформация, n – показатель деформационного упрочнения) в области равномерной деформации. При этом предварительно определенные значения показателя деформационного упрочнения n составили 0,5 – для Mo, Fe, Fe–Si (металлы с ОЦК кристаллической решеткой); 0,86 – для Ni и 0,98 – для Cu (металлы с ГЦК кристаллической решеткой).

Структурные исследования выполнялись методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии.

Построение диаграммы ИНДТ. Каждая построенная диаграмма ИНДТ металла и сплава (рис. 1–5) представляет собой совокупность кривых растяжения, полученных при испытании образцов в широком интервале непрерывного ряда температур (как правило, через 100°C). Кривые растяжения приведены в координатах $S - e^n$ и имеют, как отмечено выше, вид ломаных линий, точки перегиба на них являются критическими значениями деформации $e_{\text{кр}}$ и напряжения $S_{\text{кр}}$, при которых происходит смена типа дислокационной структуры в процессе пластической деформации. Линии, которые соединяют между собой значения $e_{\text{кр}}$ ($S_{\text{кр}}$), соответствующие одному типу (характеру) перестройки дислокационной структуры при всех температурах испытания, представляют собой деформационно-силовые ($e - S$) границы (между ними – области) существования каждого такого типа дислокационной структуры в исследуемом интервале температур.

В связи с большими интервалами значений напряжения и деформации для более четкого изображения структурных областей обе шкалы представлены в логарифмическом масштабе. Кроме того, для удобства анализа характера кривых на шкалу деформации вместо значений e^n нанесены соответствующие им значения e .

На рис. 1–5 кривые растяжения показаны тонкими линиями, критические деформации (и соответствующие им критические напряжения) смены типов дислокационной структуры, или границы областей существования структурных состояний – жирными.

Критические деформация e_s и напряжение S_s , т.е. предел текучести σ_s , представляют собой верхнюю границу структурной области B – области неустановившегося течения металла. Здесь преимущественный тип распределения дислокаций отсутствует; это – начальная стадия деформационного упрочнения. Критические деформация e_I и напряжение S_I – верхняя граница области B' , в которой дислокации сосредоточены главным образом в плоских скоплениях в объеме зерен (линейная стадия деформационного упрочнения); одновременно они являются критическими величинами деформации и напряжения, обеспечивающими переход к хаотическому распределению дислокаций (область C). В отсутствие области B' переход к хаотическому распределению дислокаций осуществляется по достижении крити-

ческих значений e_s (S_s). Критические величины e_1 (S_1) – переход в область распределения дислокаций в виде клубков-сплетений (область D); e_2 (S_2) – переход в область E , в которой дислокации сосредоточены в границах слабоориентированных ячеек; e_3 (S_3) – переход в область F , в которой в границах ячеек происходит аннигиляция винтовых дислокаций противоположного знака, – низкотемпературный динамический возврат, ячейки приобретают значительную разориентировку. Деформация e_0 (и соответственно напряжение S_0) – линия равномерной деформации, она не является критической с точки зрения смены типа дислокационной структуры. Критические значения e_p (S_p) – образование полигональной ячеистой структуры (субзерен) в результате протекания процесса аннигиляции краевых дислокаций в границах ячеек – высокотемпературный динамический возврат (область F'), здесь особенно интенсивно происходят процессы дробления и разворота ячеек. Критические e_r (S_r) – начало образования новой зеренной структуры вследствие протекания процесса динамической рекристаллизации (область G). Кривая разрушения e_f (S_f), правильно отражая характер зависимости, является в меру условной по уровню абсолютных значений, так как известно, что они определяются не только свойствами материала и условиями испытания, но и такими параметрами, как жесткость испытательной машины, форма и размеры образца и др. [21].

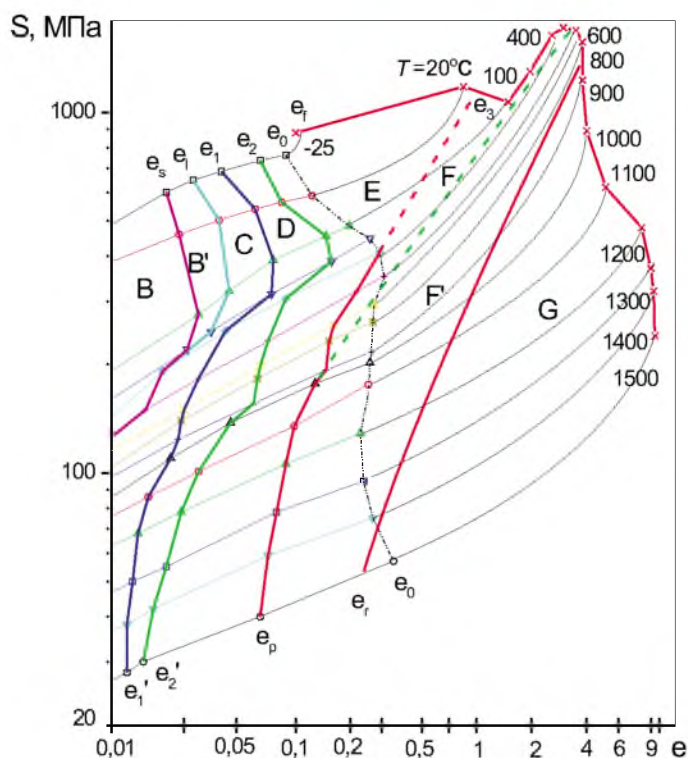
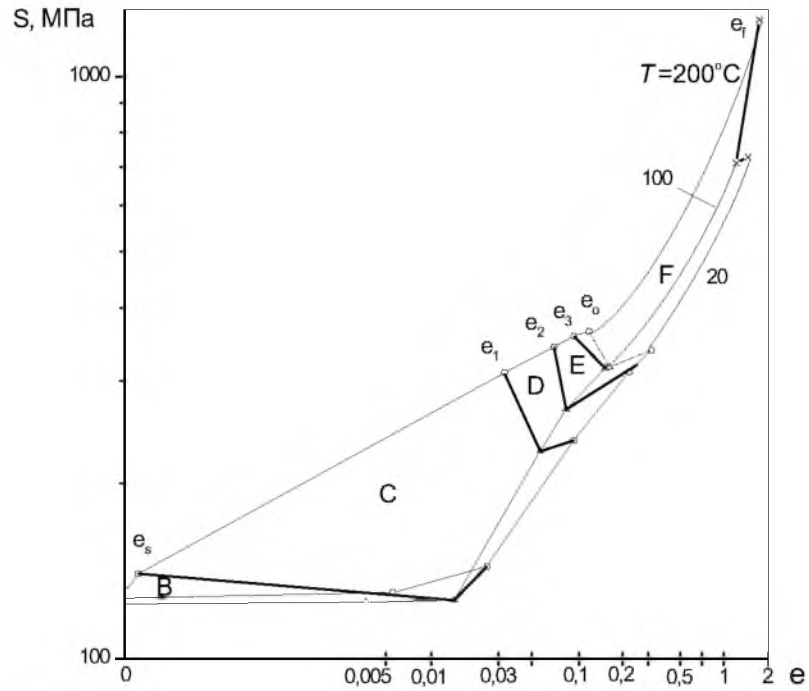
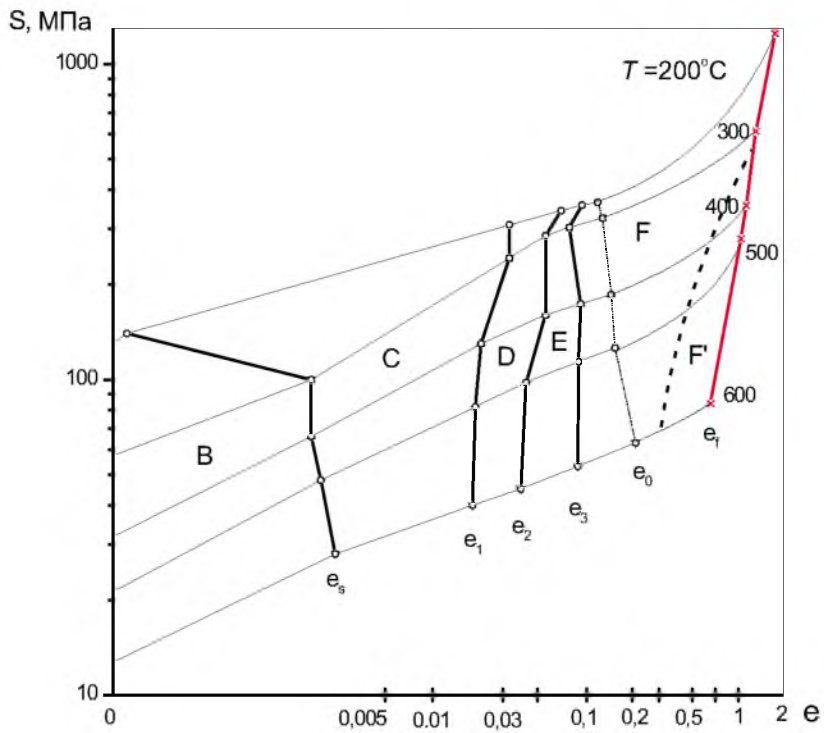


Рис. 1. Диаграмма структурных состояний ИНДТ молибденового сплава МЧВП (размер зерна $d = 30$ мкм). (Пояснения см. в тексте. Здесь и на рис. 2–5 обозначения одинаковые.)



a



б

Рис. 2. Диаграмма структурных состояний ИНДТ Fe-армко ($d = 20$ мкм): *a* – температура испытания $T = 20 \dots 200^\circ\text{C}$; *б* – $T = 200 \dots 600^\circ\text{C}$.

Участки кривых растяжения при деформации, превышающей равномерную e_0 , получены на основе закономерностей, установленных в работах [1, 8]. В соответствии с ними зависимость $S - e$ в области больших деформаций сохраняет тот же закон упрочнения, что и на последней стадии упрочнения в области равномерной деформации. И только при деформациях, непосредственно предшествующих разрушению, происходит дополнительное повышение напряжения, обусловленное значительным ростом гидростатической компоненты напряжения растяжения [8, 21]. Отдельные участки “критических” кривых, расположенные выше e_0 , на этих диаграммах нанесены на основе результатов ранее построенных диаграмм ИДТ и ИНТ [8, 11, 12].

Обсуждение результатов. На диаграмме ИНДТ конкретного металла или сплава (рис. 1–5) отражены одновременно все его прочностные, пластические и структурные характеристики от начала пластической деформации до разрушения в изученном интервале температур, а также взаимосвязь этих характеристик в различных сочетаниях (их количество составляет несколько десятков). По характеру зависимостей можно судить о механизмах пластической деформации в конкретных интервалах температуры, деформации, напряжения. По сути, диаграмма ИНДТ включает в себя все рассмотренные ранее диаграммы – ДТ, ИДТ, ИНТ.

Как видно из рис. 1–5, диаграмма ИНДТ позволяет устанавливать температурную зависимость напряжения течения при любом конкретном значении деформации и при этом сопровождать ее картиной структурных изменений в металле. С другой стороны, что представляет практический интерес, с ее помощью легко определить соответствующие друг другу значения температуры и напряжения (или температуры и деформации), при которых в металле образуется то или иное структурное состояние, удовлетворяющее необходимым условиям термомеханической обработки или требованиям к конечному изделию.

Кроме того, диаграмма ИНДТ позволяет контролировать одновременное изменение критических деформации и напряжения в зависимости от температуры, что дает возможность при резком изменении хода их зависимостей судить о появлении нового механизма пластической деформации и при этом устанавливать его температурно-деформационно-силовые границы для каждого структурного состояния.

Так, на диаграмме ИНДТ молибдена (рис. 1) видно, что смена механизмов пластической деформации происходит в области $T = 0,16T_{пл}$ ($T = 200^\circ\text{C}$) и $T = 0,43T_{пл}$ ($T = 950^\circ\text{C}$). Из диаграммы также следует, что при $T = 200^\circ\text{C}$ каждый последующий этап образования дислокационной структуры нового типа требует более высокого относительного увеличения деформации и напряжения.

Четко прослеживается и тот факт, что при повышении температуры испытания до $0,16T_{пл}$ уменьшение значений $S_{кр}$ сопровождается увеличением соответствующих значений $e_{кр}$, в то время как при $T > 0,16T_{пл}$ имеет место одновременное снижение $e_{кр}$ и $S_{кр}$, что происходит в соответствии с определяющей ролью поперечного скольжения винтовых. При $T > 0,4T_{пл}$ в протекании процесса пластической деформации определяющая роль принадлежит реперползанию краевых компонент дислокаций.

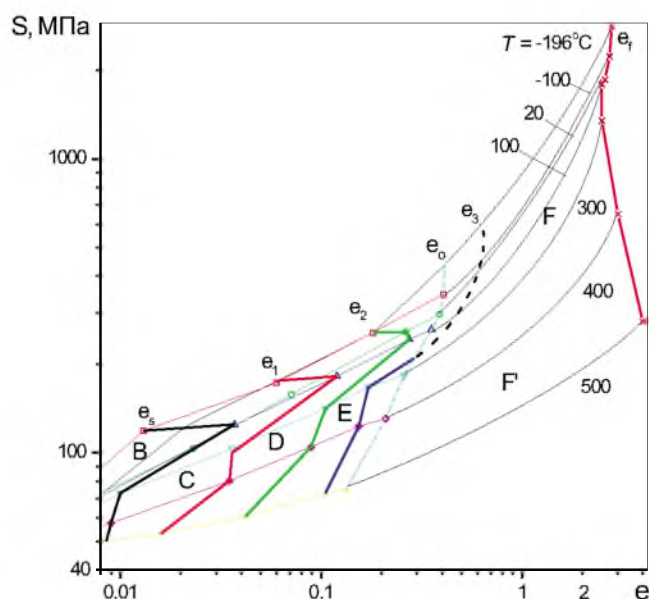


Рис. 5. Диаграмма структурных состояний ИНДТ меди М1 ($d = 30 \text{ мкм}$).

На диаграмме ИНДТ наглядно отражается динамика “аномального” поведения металла в процессе пластической деформации в широком интервале температур.

Это можно продемонстрировать на примере динамического деформационного старения (ДДС) в железе (рис. 2). Четко видно, что оно начинается при $T > 0,16T_{\text{пл}}$ ($T > 20^\circ\text{C}$) и $e \approx 0,02$, по мере увеличения деформации и температуры эффект ДДС возрастает и при $T = 0,26T_{\text{пл}}$ ($T = 200^\circ\text{C}$) достигает максимума (рис. 2,а). При этом значения критических деформаций образования новой дислокационной структуры снижаются не только в результате повышения температуры, как это обычно происходит, но и под действием значительно возросшего уровня напряжения течения металла, которое привело к увеличению критических напряжений. При $T = 0,35T_{\text{пл}}$ ($T = 350^\circ\text{C}$) эффект ДДС исчезает (величина S при всех деформациях достигает такого же уровня, как и при $T = 20^\circ\text{C}$ – рис. 2).

Диаграмма ИНДТ железа показывает, что процесс ДДС в нем сопровождается одновременным повышением $S_{\text{кр}}$ и снижением соответствующих значений $e_{\text{кр}}$ (рис. 2,а). Это означает, что величина критического напряжения, которая обеспечивает смену одного типа дислокационной структуры другим, является результатом взаимодействия движущихся дислокаций не только между собой, но с инородными атомами, ответственными за эффект ДДС. В связи с этим в случае ДДС величина критической деформации, требуемая для обеспечения смены типа дислокационной структуры, снижается.

Сравнение относительных максимальных значений напряжения, которые могут быть достигнуты при $T = 20$ и 200°C в различных типах структуры, показывает, что эффект ДДС в наибольшей степени проявляется в области хаотического распределения дислокаций ($S_{200}/S_{20} = 1,3$) и в наи-

меньшей – в ячеистой ($S_{200}/S_{20} = 1,06$). Это может быть связано с тем, что с образованием ячеистой структуры процесс пластической деформации сосредоточивается в ее границах, имеющих большую площадь поверхности, где влияние инородных атомов не столь эффективно.

Аналогичная ситуация наблюдается и в никеле (рис. 4), но выражена в меньшей степени (никель и железо имеют близкие значения энергии дефекта упаковки $\gamma - 150$ и 200 МДж/м² соответственно [8]). Здесь повышение напряжения начинается при $T > 0,13T_{пл}$ ($T > -50^\circ\text{C}$). Затем в интервале температур $(0,17...0,27)T_{пл}$ ($T = 20...200^\circ\text{C}$) кривые упрочнения совпадают между собой, что может служить косвенным подтверждением протекания процесса ДДС, и только при $T = 0,33T_{пл}$ ($T = 300^\circ\text{C}$) их уровень становится ниже. Если рассмотреть значения напряжения, соответствующие одинаковому структурному состоянию, то напряжение образования структуры $S_{кр}$ при $T = 0,13T_{пл}$ ($T = -50^\circ\text{C}$) не изменяется до $T \approx 0,33T_{пл}$ ($T \approx 300^\circ\text{C}$), т.е. происходит задержка (по деформации и напряжению) появления очередного типа дислокационной структуры.

Подобно никелю эффект ДДС проявляется и в меди, но в более высоком интервале температур – $(0,25...0,4)T_{пл}$ ($T = 50...250^\circ\text{C}$), что, вероятнее всего, обусловлено более низким значением энергии дефекта упаковки по сравнению с никелем и железом ($50, 150, 200$ МДж/м² соответственно), так как с уменьшением величины затрудняется уход движущихся дислокаций из своих плоскостей скольжения и, следовательно, образование очередного типа дислокационной структуры [8].

Диаграмма ИНДТ сплава Fe–3%Si (рис. 3) демонстрирует тот факт, что большой размер зерна в металле ($d = 200$ мкм) и высокий уровень напряжения течения ($S = 400...600$ МПа) способствуют тому, что вслед за начальной, неустановившейся стадией упрочнения (область B) появляется стадия линейного упрочнения (B'), которая характеризуется преимущественным расположением дислокаций в полосах скольжения в объеме зерен [8]. В молибдене (рис. 1) эта стадия находится на таком же уровне напряжения течения и в таком же гомологическом интервале температур. В железе (рис. 2), имеющем значительно меньший размер зерна ($d = 30$ мкм) и более низкий уровень напряжения течения, эта стадия отсутствует.

Заключение. Таким образом, наличие при пластической деформации металлов последовательной закономерной смены одного типа дислокационной структуры другим, происходящей в узком интервале значений деформации и напряжения, которые названы критическими, а также метод их определения, в основу которого положена перестройка кривых деформации в координатах $S - e^n$, позволяют достоверно и сравнительно быстро построить диаграммы структурных состояний различных видов, отражающих температурно-деформационные и температурно-силовые границы и области существования структурных состояний. Представление результатов механических испытаний поликристаллических металлов в виде таких диаграмм дает возможность контролировать динамику и устанавливать закономерности их механического и структурного поведения, а также механизмы пластической деформации от ее начальных этапов вплоть до разрушения в практически неограниченном интервале температур.

Из всех видов диаграмм структурных состояний, построенных с помощью этого метода, наиболее полно их возможности отражены в диаграмме ИНДТ, которая включает в себя параметры обработки металла (температура и деформация) и результаты их воздействия (напряжение и структурное состояние). Такие диаграммы позволяют определять конкретные режимы обработки металлов, которые могут обеспечить получение заданной формы или достижение определенных значений механических характеристик, и в то же время идентифицировать механизмы пластической деформации в конкретных интервалах температуры, деформации, напряжения и структурного состояния.

Резюме

На прикладі полікристалічних металів і сплавів з ОЦК кристалічною ґраткою (Mo, Fe, Fe–Si) та ГЦК кристалічною ґраткою (Ni, Cu) показано, що використання методу перебудови параболічних кривих деформації в координатах $S - e^n$ (S і e – істинні напруга та деформація, n – показник деформаційного зміцнення) дозволяє представити результати механічних випробувань у вигляді діаграм структурних станів ІНДТ (істинні напруга і деформація – температура), котрі практично повністю відображають зміни їх характеристик міцності та пластичності, а також структурного стану на протязі пластичної деформації. Розглянуто особливості будови таких діаграм у залежності від складу сплаву, структурного стану, енергії дефекту пакування та ін. На основі аналізу характеру залежностей між критичними значеннями деформації та напруги, а також механізмів пластичної деформації у широкому інтервалі температур і структурних станів обговорено можливості наукового й практичного використання діаграм ІНДТ.

1. *Lengford G. and Cohen M.* Strain hardening of iron by severe plastic deformation // *Trans. Quart.* – 1969. – 62, No. 3. – P. 623 – 638.
2. *Трефилов В. И.* Влияние ячеистых структур на поведение металлов под нагрузкой // *Физика деформационного упрочнения монокристаллов.* – Киев: Наук. думка, 1972. – С. 191 – 201.
3. *Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А.* Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наук. думка, 1975. – 316 с.
4. *McQueen H. J.* The production and utility of recovered dislocation structure // *Met. Trans.* – 1977. – 8A, No. 6. – P. 807 – 824.
5. *Фрост Х. Дж., Эшби М. Ф.* Карты механизмов деформации для чистого железа, аустенитных коррозионностойких сталей и низколегированной стали // *Проблемы разработки конструкционных сплавов.* – М.: Металлургия, 1980. – С. 23 – 53.
6. *Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Иващенко Р. К. и др.* Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена / Под ред. В. И. Трефилова. – Киев: Наук. думка, 1983. – 232 с.

7. Трефилов В. И., Горная И. Д., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. Определение границ структурных состояний по кривым нагружения // Докл. АН УРСР. Сер. А. – 1980. – № 5. – С. 83 – 86.
8. Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наук. думка, 1989. – 256 с.
9. Панин В. Е., Гриняев Ю. В., Данилов В. И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255 с.
10. Каверина С. Н., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. и др. Температурно-деформационные границы предельных структурных состояний в молибдене при больших деформациях // Металлофизика и новейшие технологии. – 1994. – 16, № 7. – С. 65 – 71.
11. Печковский Э. П. Физическое обоснование диаграммы истинная деформация – температура поликристаллических ОЦК-металлов // Пробл. прочности. – 2000. – № 4. – С. 104 – 118.
12. Печковский Э. П. Диаграмма структурных состояний истинное напряжение – температура поликристаллических ОЦК-металлов // Там же. – 2001. – № 4. – С. 69 – 78.
13. Моисеева И. В., Моисеев В. Ф., Пищак В. К. Деформационная структура серебра // Металлофизика. – 1992. – 14, № 9. – С. 28 – 36.
14. Бородеянская А. Ю., Котко А. В., Моисеева И. В., Моисеев В. Ф. Деформационная структура и свойства альфа-титана в температурном интервале –196...850°C // Электронная микроскопия и прочность материалов. – Киев: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины, 1996. – С. 138 – 149.
15. Lomer J. N. and Rozenberg H. M. The detection of dislocations by the temperature heat conductivity measurements // Phil. Mag. – 1959. – 4, No. 340. – P. 467 – 483.
16. Bailey J. and Hirsh P. B. The dislocation distribution, flow stresses and stored energy in coldworked polycrystalline silver // Ibid. – 1960. – 5, No. 53. – P. 485 – 497.
17. Carrington W., Hale K. F., and McLean D. Arrangement of dislocations in iron // Proc. Roy. Soc. A. – 1960. – 259. – P. 203 – 227.
18. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
19. Смирнов Б. И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. – Л.: Наука, 1981. – 236 с.
20. Орлов А. Н. Зависимость плотности дислокаций от величины пластической деформации и размера зерна // Физика металлов и металловедение. – 1977. – 44, № 5. – С. 966 – 970.
21. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. – М.: Машиностроение, 1974. – Т. 1. – 472 с.

Поступила 10. 04. 2000