

Диаграмма структурных состояний истинное напряжение – температура поликристаллических ОЦК-металлов

Э. П. Печковский

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

Для поликристаллических ОЦК-металлов впервые построена диаграмма структурных состояний нового вида, представляющая собой закономерную совокупность температурных зависимостей критических напряжений последовательной смены типа дислокационной структуры от начала пластической деформации до разрушения в интервале температур от полностью хрупкого разрушения до образования новой зеренной структуры, – диаграмма истинное напряжение – температура. На основании анализа диаграмм истинное напряжение – температура металлов и сплавов Mo, Fe, Fe–3%Si с привлечением термоактивационного анализа температурных зависимостей критических напряжений установлены закономерности и особенности образования и поведения температурно-силовых границ и областей существования определенных структурных состояний, а также идентифицированы механизмы пластической деформации в пределах каждого из них.

Ключевые слова: критические напряжения смены типа дислокационной структуры, температурно-силовые границы и области существования структурных состояний, диаграмма структурных состояний истинное напряжение–температура, термоактивационный анализ температурных зависимостей критических напряжений, механизмы пластической деформации.

При механических испытаниях на одноосное растяжение металлов в широком интервале температур, как правило, производится запись диаграммы деформации образца в координатах нагрузка (сила) – время, которая затем может быть перестроена (пересчитана) в различных сочетаниях координат в зависимости от решаемых задач.

Ранее [1–4] показано, что представление диаграмм деформации ОЦК-металлов в координатах $S - e^{0,5}$ (S и e – истинные напряжение и деформация) позволяет установить критические значения деформации, после каждого из которых в металле становится преобладающей дислокационная структура нового типа, закономерно сменяющая предыдущую. Такие критические значения деформации, полученные для широкого интервала температур и представленные в виде температурных зависимостей, дают возможность определить температурно-деформационные границы предельных структурных состояний, которые могут иметь место в конкретном материале от начала пластической деформации вплоть до разрушения. В результате получается диаграмма структурных состояний, на которой отражены температурно-деформационные области существования последовательно сменяющих друг друга структурных состояний, разделенных границами – критическими деформациями. Это – диаграммы истинная деформация – температура (ИДТ) [2].

На диаграмме деформации образца каждому критическому значению деформации смены типа дислокационной структуры в металле соответствует критическое значение напряжения. Поэтому для более полной характеристики процесса пластической деформации металла вполне естественно дополнить диаграмму ИДТ диаграммой истинное напряжение – температура (ИНТ). Такой вид диаграммы структурных состояний может быть интересен тем, что, во-первых, на ней представлены температурно-силовые границы областей существования каждого структурного состояния, что является значительным дополнением к соответствующим температурно-деформационным границам, а также расширяет возможности анализа и управления поведением каждого типа дислокационной структуры при изменении условий деформации. Во-вторых, имеющийся в ней непрерывный ряд температурных зависимостей критических напряжений может позволить, используя известные принципы установления механизмов пластической деформации с помощью термоактивационного анализа температурных зависимостей прочностных характеристик [5–7], непосредственно судить о механизмах пластической деформации в пределах каждого отдельного типа дислокационной структуры.

Цель настоящей работы состояла в том, чтобы для ряда металлов с ОЦК кристаллической решеткой (Mo, Fe, Fe–Si) на основе построенных диаграмм ИНТ установить закономерности и особенности образования и поведения температурно-силовых границ структурных состояний, а также механизмы пластической деформации в пределах каждого из них.

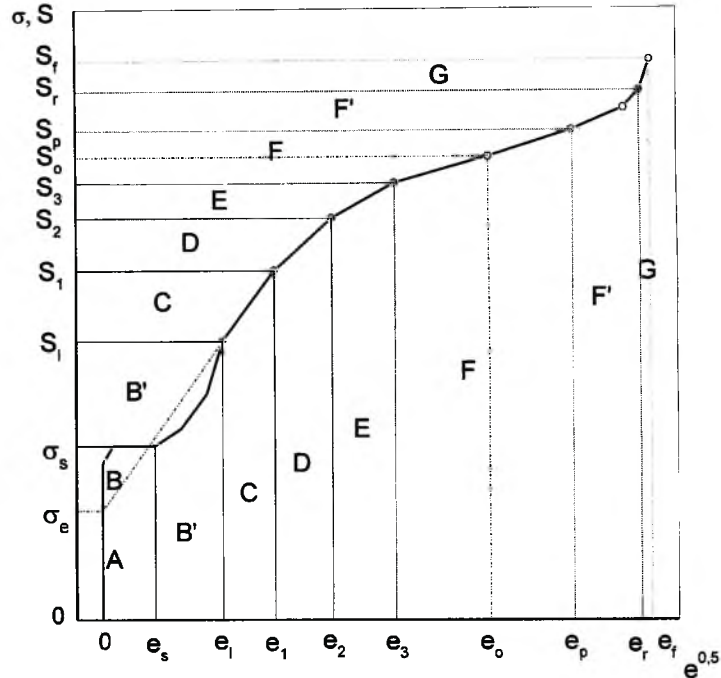


Рис. 1. Схема диаграммы деформации поликристаллических ОЦК-металлов от начала пластической деформации до разрушения. (Пояснения см. в тексте. Обозначения на рис. 1–5 – одинаковые.)

Материалы и методы испытаний. Исследовали металлы и сплавы в рекристаллизованном состоянии: Mo – сплав МЧВП (размер зерна $D = 30$ мкм), Fe-армко ($D = 20$ мкм), Fe-3%Si ($D = 200$ мкм). Для испытаний использовали цилиндрические образцы диаметром $d = 3$ мм и длиной $l = 20$ мм. Испытания образцов на одноосное растяжение проводили со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур $(0,025...0,61)T_{\text{пл}}$ (Mo) и $(0,04...0,5)T_{\text{пл}}$ (Fe, Fe-Si). Диаграммы деформации, полученные в координатах нагрузка – время, перестраивали в координатах $S - e^{0,5}$. Как показано ранее [1–4], диаграммы деформации в координатах $S - e^{0,5}$ приобретают вид ломаных линий, каждый перелом на которых отвечает критическим значениям деформации и напряжения, соответствующим последовательной смене типа дислокационной структуры. Температурные зависимости критических деформаций использовали для построения диаграмм ИДТ, а критических напряжений – для диаграмм ИНТ.

На рис. 1 представлена схема диаграммы деформации ОЦК-металлов с указанием соответствующих друг другу критических значений истинных деформации и напряжения, при которых происходит смена структурных состояний металла, и области их существования.

Обсуждение результатов. Сопоставление диаграмм ИНТ и ИДТ. Сопоставление диаграмм ИДТ и ИНТ молибдена (рис. 2, 3) показывает следующее.

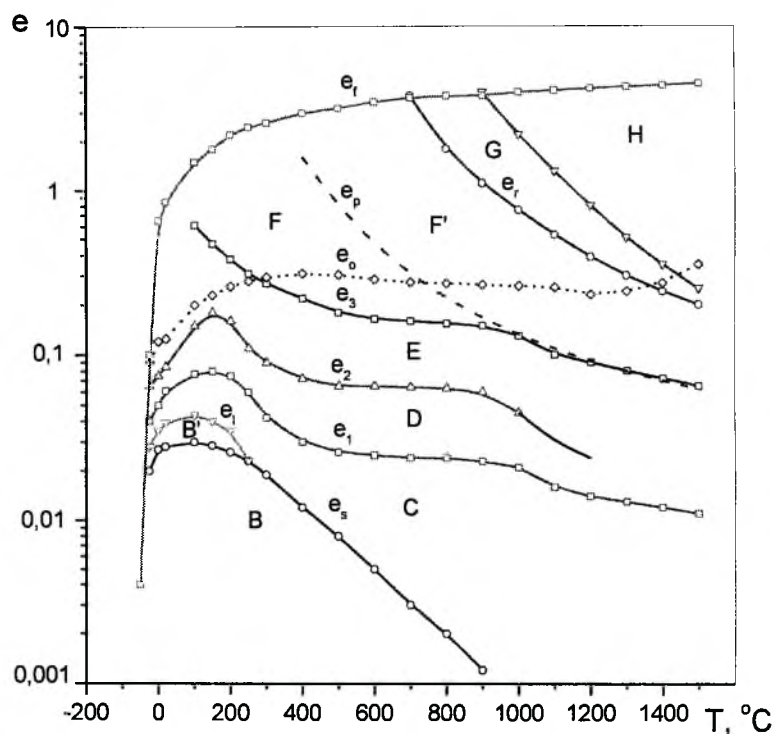


Рис. 2. Диаграмма ИДТ молибденового сплава МЧВП.

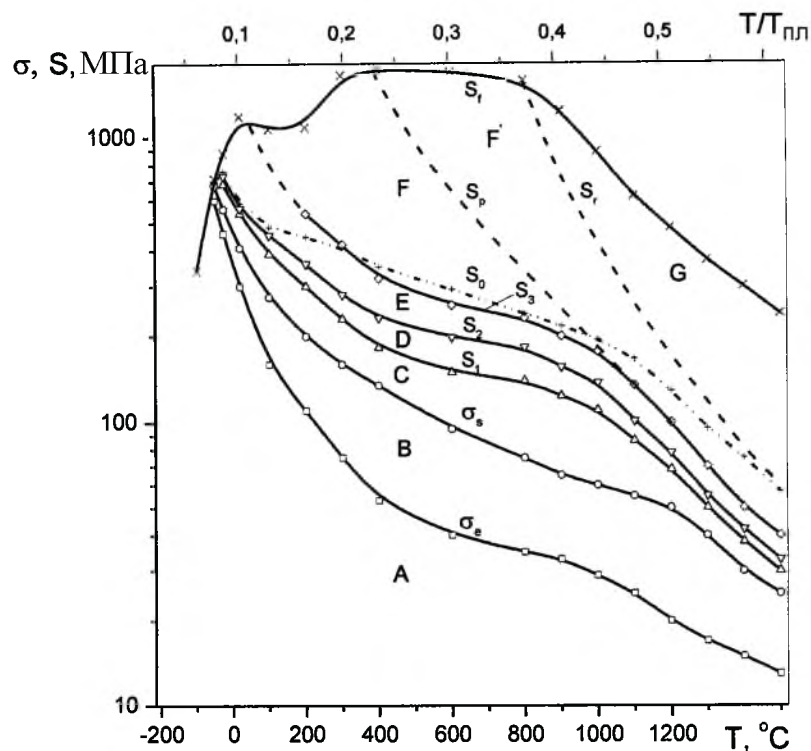


Рис. 3. Диаграмма ИНТ молибденового сплава МЧВП, построенная по тем же результатам испытаний, что и диаграмма ИДТ (рис. 2). (Штриховые линии на рис. 3–5 – температурные зависимости критических напряжений, полученные расчетным путем [11].)

Диаграмма ИНТ в отличие от диаграммы ИДТ позволяет установить четкие границы областей существования двух структурных состояний (*A* и *B*), через которые проходит эволюция дислокационной структуры на начальных этапах пластической деформации.

Верхняя температурно-силовая ($T - S$) граница области *A* на диаграмме ИНТ (рис. 3) ограничена температурной зависимостью истинного предела упругости σ_e (рис. 1). В соответствии с определением физического смысла величины σ_e [2] дислокации, образующиеся в пределах области *A*, располагаются (сосредоточены) в плоских скоплениях преимущественно у границ отдельных изолированных друг от друга зерен. При повышении напряжения и (или) температуры в образце возрастает число зерен с таким расположением дислокаций. По достижении значений напряжения σ_e в каком-то одном его поперечном сечении шириной, равной одному-двум размерам зерен, такие плоские скопления образуются во всех зернах, принадлежащих этому сечению. В результате в этом сечении образца достигается макропластическая деформация (она находится на уровне 10^{-5}). Как видно из диаграммы ИДТ (рис. 2), критическая деформация, соответствующая величине σ_e , не может быть нанесена, так как определить ее экспериментально весьма затруднительно.

При превышении напряжения σ_e (на рис. 3 область *B*) число таких поперечных сечений по всей рабочей длине образца увеличивается. Одновременно плоские скопления дислокаций образуются не только у границ зерен, но и распространяются вглубь; особенно интенсивно этот процесс проявляется в верхней части области *B*. Наконец, по достижении значения напряжения σ_s несколько близко расположенных таких поперечных сечений объединяются в одно, образуя полосу Чернова–Людерса, которая движется вдоль образца, поглощая возникшие ранее аналогичные поперечные сечения. Как известно [8], напряжение, достигнутое в начале этого процесса, практически не изменяется (по крайней мере, в макромасштабе) на всем его протяжении – образуется так называемая “площадка текучести”. Величине σ_s на диаграмме ИНТ (рис. 3) соответствует критическая деформация e_s на диаграмме ИДТ (рис. 2), которая отвечает деформации конца площадки текучести (рис. 1). С повышением температуры площадка текучести уменьшается, и наконец, совсем исчезает, что отражено на диаграмме ИДТ (рис. 2).

В общем случае если состав, структура, условия испытания металла таковы, что площадка текучести отсутствует, то по диаграммам деформации определяются значения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, которые наносятся на диаграмму ИНТ. Величина e_s на диаграмме ИДТ отвечает деформации установившегося процесса пластической деформации, что на кривых $S - e^{0,5}$ соответствует началу первой параболической стадии упрочнения и может составлять 1-2% [2]. Таким образом, в данном случае величины $\sigma_{0,2}$ и e_s не имеют физического соответствия между собой.

При напряжении выше σ_s (или $\sigma_{0,2}$) критические напряжения смены типа дислокационной структуры на диаграмме ИНТ полностью соответствуют критическим деформациям на диаграмме ИДТ (рис. 1–3).

Анализ температурных зависимостей критических напряжений $S_{кр}$.
Анализ температурных зависимостей $S_{кр}$ проведен на примере молибдена.

Выполненный ранее [9] термоактивационный анализ температурных зависимостей истинного предела упругости σ_e и предела текучести σ_s молибдена показал, что при $T < 0,4T_{пл}$ ($T < 1000^\circ\text{C}$) на уровне напряжения σ_e , когда дислокации сосредоточены в плоских скоплениях у границ зерен, механизмом, контролирующим пластическую деформацию, является поперечное скольжение винтовых компонент смешанных дислокаций. Энергия активации U_0 элементарного акта составляет 0,22...0,25 эВ. При $T > 0,4T_{пл}$ ($T > 1000^\circ\text{C}$) контролирующим механизмом служит переползание краевых компонент дислокаций ($U_0 = 1,08$ эВ).

При повышении напряжения до уровня σ_s (вступление в область хаотического распределения дислокаций – на рис. 1–3 область *C*) металл переходит в структурное состояние с резко возросшей плотностью дислокаций в объеме зерен и увеличившейся силой их взаимодействия. Тем не менее при $T < 0,25T_{пл}$ ($T < 450^\circ\text{C}$) механизм пластической деформации сохраняется прежним (как и на уровне напряжения σ_e). В температурном интервале $(0,25...0,44)T_{пл}$ ($T = 450...1000^\circ\text{C}$) в молибдене проявляется способность атомов примесей внедрения значительно снижать подвижность

дислокаций [10]. В результате фактором, контролирующим пластическую деформацию, становится более энергоемкий термически активируемый отрыв участков дислокаций от атомов примесей ($U_0 = 0,4$ эВ). Наконец, при $T > 0,44T_{пл}$ ($T > 1000^\circ\text{C}$) действует диффузионный механизм пластической деформации – переползание краевых компонент дислокаций путем миграции вакансий вдоль линий дислокаций ($U_0 = 1,43$ эВ).

По описанной ранее методике [9] выполнен термоактивационный анализ температурных зависимостей критических напряжений S_1 (образование дислокационной структуры типа клубков-сплетений – область D), S_2 (формирование слаботоразориентированной ячеистой структуры – область E), S_3 (формирование сильноразориентированной ячеистой структуры – дислокационной структуры низкотемпературного динамического возврата – область F), S_p (формирование полигональной ячеистой структуры – дислокационной структуры высокотемпературного динамического возврата – область F') и S_r (формирование новой зеренной структуры – начало динамической рекристаллизации – область G) – рис. 1, 3.

Анализ полученных результатов показал, что при $T < 0,4T_{пл}$ ($T < 1000^\circ\text{C}$) повышение напряжения до уровня S_1 обеспечивает преодоление тормозящего действия инородных атомов как индивидуальных, так и их скоплений – “атмосфер”, и контролирующим механизмом пластической деформации опять становится поперечное скольжение винтовых компонент дислокаций. При этом энергия активации составляет 0,22 эВ. При $T > 0,4T_{пл}$ ($T > 1000^\circ\text{C}$) по-прежнему доминирующим механизмом остается переползание краевых дислокаций ($U_0 = 1,5$ эВ).

Эти два механизма пластической деформации сохраняются (каждый в своем температурном интервале) и при дальнейшем повышении напряжения вплоть до разрушения образца (поперечное скольжение винтовых дислокаций) или начала динамической рекристаллизации (переползание краевых дислокаций) – рис. 3 с той лишь существенной особенностью, что, начиная с напряжения S_3 , все эти процессы происходят в границах дислокационных ячеек и сопровождаются интенсивной аннигиляцией соответствующих дислокаций противоположного знака.

В температурном интервале, в котором действует один и тот же механизм пластической деформации, повышение напряжения ΔS , обеспечивающее переход от одного структурного состояния к другому, составляет $\Delta S_2 = S_2 - S_1 = 50...70$ МПа, $\Delta S_3 = S_3 - S_2 = 80...100$ МПа, т.е. весьма небольшую величину.

Механизмы пластической деформации молибдена, идентифицированные в настоящей работе методом термоактивационного анализа температурных зависимостей критических напряжений смены типа дислокационной структуры, которые образуют диаграмму ИНТ, полностью соответствуют установленным ранее методом термоактивационного анализа температурных зависимостей критических деформаций, образующих диаграмму ИДТ [11].

Особенности диаграмм ИНТ. Молибден, как известно [10, 12], являясь представителем ОЦК-металлов, обладает низкотемпературной хрупкостью. Это достаточно четко отражено на диаграмме ИНТ (рис. 3): при температуре ниже -20°C разрушение образцов происходит в области напряжений, кото-

рые значительно ниже не только σ_s , но и σ_e . Поэтому при температуре выше -20°C существует небольшая область температур, в пределах которой значения каждой прочностной характеристики σ_e , σ_s , S_1 , S_2 совпадают со значениями напряжения разрушения S_f (эти кривые “упираются” в кривую разрушения). Таким образом, в этом случае на диаграмме ИНТ со стороны низких температур имеются четкие температурно-силовые границы областей структурных состояний (здесь области “замкнуты”). Такие же четкие границы наблюдаются и на диаграмме ИДТ (рис. 2).

Если температура хрупкопластичного перехода металла находится ниже температуры $T = -196^\circ\text{C}$, как это имеет место для железа и его сплавов, то их диаграммы ИНТ становятся “открытыми” со стороны низких температур (рис. 4, 5).

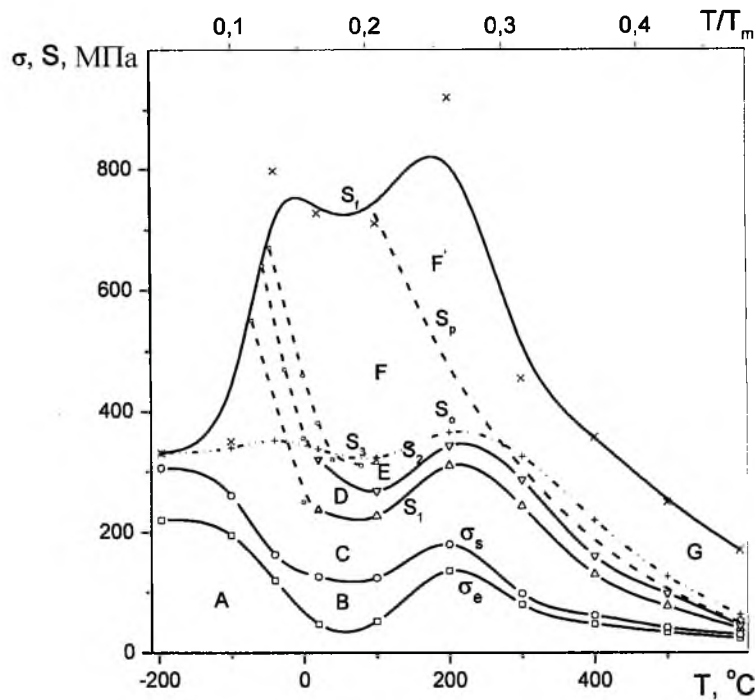


Рис. 4. Диаграмма ИНТ Fe-армко.

Все критические напряжения, будучи напряжениями течения металла, проявляют чувствительность к составу сплава, исходному структурному состоянию и его изменению в процессе деформации, что находит отражение на диаграмме ИНТ в величине уровней этих кривых и характере температурных зависимостей (“хода” кривых).

Так, на диаграмме ИНТ железа (рис. 4) четко обнаруживается эффект динамического деформационного старения в интервале температур 150...300°C, характер поведения которого в каждой структурной области различен.

Существенное влияние на структуру (вид) диаграммы ИНТ железа оказывают легирование и размер зерна. На рис. 5 представлена диаграмма ИНТ сплава Fe-3%Si с размером зерна порядка 200 мкм. Как видно, резко

возрос уровень критических напряжений вследствие легирования. Одновременно крупнозернистая структура сплава привела к тому, что повышение напряжения до уровня σ_s не обеспечило заполнение объема каждого зерна плоскими скоплениями дислокаций, а значит, не привело к их хаотическому распределению. Потребовалось некоторое дополнительное увеличение напряжения, прежде чем это произошло. В результате появилась область B' (рис. 1, 5), верхняя температурно-силовая граница которой S_1 является критическим напряжением окончания стадии линейного упрочнения (на параболической диаграмме $S - \epsilon$ этот участок имеет вид прямой линии, подробно эта стадия упрочнения описана ранее [2]).

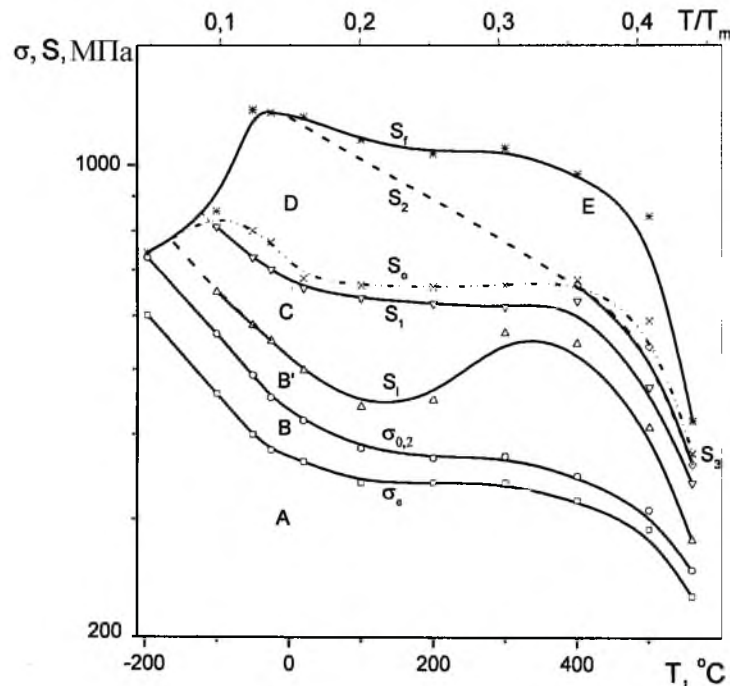


Рис. 5. Диаграмма ИИТ сплава Fe-3%Si.

Появление дополнительной области B' приводит к росту критических напряжений смены последующих структурных состояний. В результате для формирования даже клубковой дислокационной структуры потребовались очень высокие напряжения, слабоориентированная ячеистая структура получила возможность формироваться только при высоких температурах — $T > (0,25...0,3)T_{пл}$ ($T > 200^\circ\text{C}$), а сильноориентированная — только начала формироваться при $T > 0,4T_{пл}$ ($T > 500^\circ\text{C}$). Соответственно значительно повысился уровень напряжения разрушения S_f (рис. 5).

Аналогичным является и соотношение уровней критических деформаций для металла с разным размером зерна, что отражено, например, на диаграммах ИДТ молибдена [3, 4, 11].

Наиболее вероятная причина описанного влияния размера зерна на температурно-силовые границы областей структурных состояний железа,

упрочненного легированием, – концепция преимущественного зарождения дислокаций на границах зерен [13]. Чем больше размер зерна, тем большая требуется деформация, а следовательно, и напряжение для образования определенного количества дислокаций, создающих тот уровень внутренних напряжений в металле, который обеспечивает переход к новому структурному состоянию [2, 11].

Резюме

Для поликристаллических ОЦК-металлов впервые построена диаграмма структурных состояний нового вида, которая является закономерной совокупностью температурных зависимостей критических напряжений последовательной смены типов дислокационной структуры от начала пластической деформации до разрушения в интервале температур от полностью хрупкого разрушения до образования новой зернистой структуры, – диаграмма истинная нагрузка – температура. На основании анализа диаграммы истинная нагрузка – температура металлов и сплавов Mo, Fe, Fe–3%Si с привлечением термоактивационного анализа температурных зависимостей критических напряжений восстановлено закономерности и особенности образования и поведения температурно-силовых межфазных областей существования определенных структурных состояний, а также идентифицированы механизмы пластической деформации в пределах каждого из них.

1. *Трефилов В. И., Горная И. Д., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П.* Деформационное упрочнение и вязко-хрупкий переход в молибдене // Докл. АН УССР. Сер. А. – 1981. – № 6. – С. 95 – 98.
2. *Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. и др.* Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наук. думка, 1989. – 256 с.
3. *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.
4. *Каверина С. Н., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. и др.* Переход структуры молибдена от высокотемпературного динамического возврата к динамической рекристаллизации // Там же. – 1996. – **18**, № 12. – С. 44 – 48.
5. *Хаазен П.* Механические свойства твердых растворов и интерметаллических соединений // Физическое металловедение / Под ред. Р. Кана. – М.: Мир, 1968. – Т. 3. – С. 248 – 326.
6. *Мильман Ю. В., Трефилов В. И.* О физической природе температурной зависимости предела текучести // Механизмы разрушения металлов. – Киев: Наук. думка, 1966. – С. 59 – 76.
7. *Борисенко В. А.* Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. – Киев: Наук. думка, 1984. – 211 с.

8. Полухин П. И., Горелик С. С., Воронцов В. К. Физические основы пластической деформации. – М: Металлургия, 1982. – 584 с.
9. Печковский Э. П., Перепелкин А. В., Фирстов С. А. Термоактивационный анализ температурной зависимости истинного предела упругости молибдена // Металлофизика и новейшие технологии. – 1998. – **20**, № 4. – С. 67 – 75.
10. Моргунова Н. Н., Клытин Б. А., Бояришинов В. А. и др. Сплавы молибдена. – М.: Металлургия, 1975. – 392 с.
11. Печковский Э. П. Физическое обоснование диаграммы истинная деформация – температура поликристаллических ОЦК-металлов // Пробл. прочности. – 2000. – № 4. – С. 104 – 118.
12. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наук. думка, 1975. – 316 с.
13. Орлов А. Н., Перевезенцев В. Н., Рыбин В. В. Границы зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1980. – 154 с.

Поступила 04. 04. 2000