

Физическое обоснование диаграммы истинная деформация – температура поликристаллических ОЦК-металлов

Э. П. Печковский

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина

Рассмотрен один из возможных вариантов физического обоснования вида диаграммы истинная деформация – температура поликристаллических ОЦК-металлов от начальных этапов пластической деформации вплоть до разрушения в интервале температур от полностью хрупкого разрушения до образования новой зеренной структуры в результате динамической рекристаллизации. Предложена модель, которая позволяет объяснить характер температурных зависимостей критических деформаций смены типа дислокационной структуры в процессе непрерывного нагружения. На примере молибденового сплава МЧВП выполнен сравнительный анализ расчетных и экспериментальных температурных зависимостей критических деформаций, который показал их хорошее соответствие. Проанализировано влияние факторов, определяющих форму и положение кривых критических деформаций на диаграмме истинная деформация – температура.

Установлено, что одним из эффективных методов изучения структурного и механического поведения конкретного металла в процессе его пластической деформации от начальных этапов вплоть до разрушения в широком интервале температур является построение диаграммы истинная деформация – температура (ИДТ) [1–4].

Диаграмма ИДТ строится по экспериментально полученным результатам механических испытаний и просвечивающей электронной микроскопии [2–4] и представляет собой совокупность температурных зависимостей критических деформаций последовательной смены типов дислокационной структуры, а значит, механизмов пластической деформации, т.е. фактически является диаграммой структурных состояний.

Наличие критических деформаций смены типа дислокационной структуры путем ее перестройки можно объяснить исходя из представлений об энергетической неустойчивости хаотического распределения дислокаций при их большой плотности, разработанных Хольтом [5]. По достижении критической величины упругой энергии в металле, когда поля напряжений отдельных дислокаций перекрываются настолько, что их взаимодействие (притяжение или отталкивание) становится значительным и может привести к коллективному перемещению, такое распределение дислокаций должно распадаться в энергетически более устойчивое состояние с образованием модулированной (пятнистой) дислокационной структуры типа ячеистой. Соответствующее значение деформации начала перестройки дислокационной структуры является критическим ($e_{кр}$) и каждое его последующее значение обусловлено достижением критической величины упругой энергии в предшествующей дислокационной структуре. В результате диаграмма ИДТ с большой точностью устанавливает температурно-деформационные границы предельных структурных состояний, т.е. области их существования, отражает стадии упрочнения металла и механизмы их протекания.

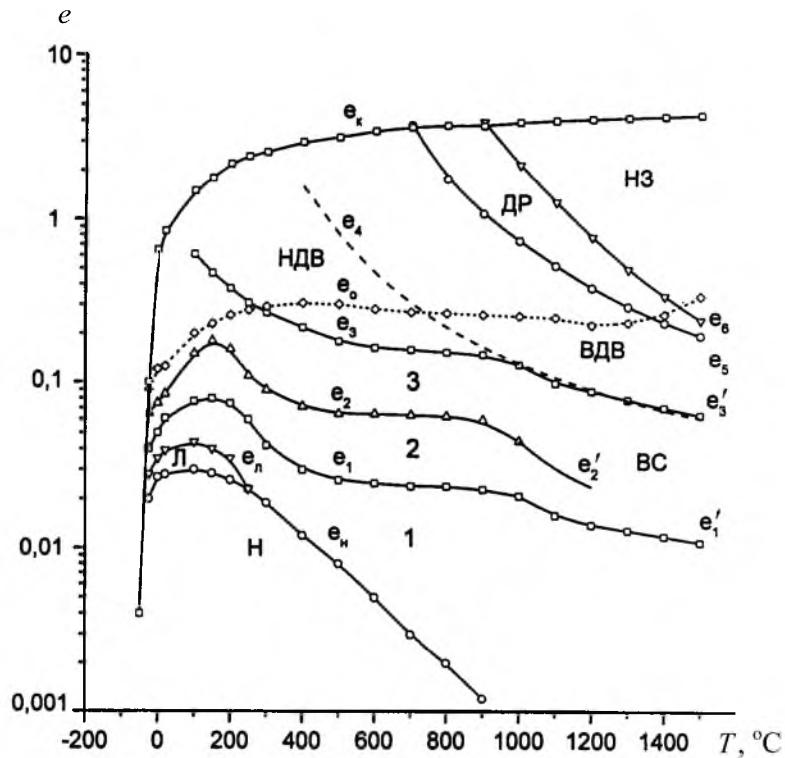


Рис. 1. Диаграмма ИДТ молибденового сплава МЧВП (размер зерна 30 мкм).

В качестве примера на рис. 1 приведена экспериментально построенная диаграмма ИДТ молибденового сплава МЧВП [2]. Здесь температурно-деформационная область H – начальная стадия упрочнения, ограничена кривой деформации окончания площадки текучести (кривая e_n). Область L , ограниченная кривой e_l , – линейная стадия упрочнения (дислокации сосредоточены преимущественно в плоских скоплениях). Параболические стадии упрочнения: 1 – хаотическое распределение дислокаций; 2 – дислокации распределены в виде клубков-сплетений; 3 – слабоориентированная ячеистая структура; BC – высокотемпературная параболическая стадия упрочнения (слабоориентированная ячеистая структура – отличается от той, которая существует на стадии 3, преобладанием краевых компонент дислокаций). Стадии динамического возврата: HDV – низкотемпературный динамический возврат (сильноориентированная ячеистая структура); DV – высокотемпературный динамический возврат (субзернистая структура). Кривые $e_1, e_1', e_2, e_2', e_3, e_3', e_4$ – критические деформации перехода между соответствующими структурными состояниями. Кривые e_5, e_6 – температурные зависимости соответственно начала динамической рекристаллизации (DP) и окончания формирования новой зернистой структуры ($HЗ$). Кривая e_0 – температурная зависимость равномерной деформации (с точки зрения изменения структурного состояния e_0 не является критической), e_k – конечная деформация (разрушение образца).

Построенные для ряда поликристаллических ОЦК-металлов и сплавов диаграммы ИДТ [1–4] имеют ряд общих характерных особенностей, которые можно рассматривать в качестве закономерностей, а значит, требующих физического обоснования. Ранее [6] получены принципиально возможные аналитические выражения, описывающие температурные зависимости основных линий диаграммы ИДТ (критические деформации образования ячеистых структур и динамического возврата). В настоящей работе рассматривается один из возможных вариантов физического обоснования вида диаграммы ИДТ в ее полном объеме. Предлагается модель, которая позволяет объяснить характер температурных зависимостей критических деформаций смены типа дислокационной структуры в процессе непрерывного активного нагружения металлов.

Физическая модель. В основу модели положены известные представления о дислокационной природе пластической деформации металлов. Образование новых дислокаций и их перемещение, т.е. пластическая деформация, происходят в результате совместного действия силового и теплового факторов на металл, причем если под действием напряжения дислокации образуются и перемещаются, то тепловое воздействие непосредственно способно обеспечить только их перемещение. Каждый из этих факторов по-разному воздействует на краевые и винтовые компоненты смешанных дислокаций, что обуславливает их различный вклад в величину пластической деформации. Скорость движения образовавшихся дислокаций определяет их суммарный путь и, следовательно, контролирует величину такой плотности дислокаций, которая создает критическую величину поля упругих напряжений, обуславливающую смену типа дислокационной структуры. Это означает, что скорость движения дислокаций контролирует и соответствующее конкретное значение критической деформации $e_{кр}$, причем таким образом, что с увеличением скорости движения дислокаций $e_{кр}$ уменьшается (критическая величина поля упругих напряжений достигается при меньшей деформации). Поскольку скорость движения дислокаций в общем случае имеет экспоненциальный характер зависимости от температуры и напряжения, то и контролируемая ею величина критической деформации $e_{кр}$ должна иметь экспоненциальный тип температурной зависимости.

При $T < 0,15T_{пл}$ вследствие низкой тепловой энергии повышение скорости движения дислокаций происходит под действием силового фактора (напряжения). Он активизирует краевые компоненты дислокаций, для которых напряжение образования ниже, а скорость перемещения выше, чем у винтовых компонент. Дислокации движутся в своих первоначальных плоскостях скольжения. Образование плоских скоплений дислокаций ускоряет достижение критической величины поля упругих напряжений. В результате при понижении температуры, которое сопровождается повышением напряжения, а значит, и скорости движения дислокаций, величина $e_{кр}$ уменьшается. Другими словами, температурная зависимость $e_{кр}$ в этом температурном интервале является возрастающей.

В температурном интервале $0,15T_{пл} < T < 0,4T_{пл}$, где напряжение течения ОЦК-металлов значительно снижается, рост скорости движения дислокаций происходит под действием тепловой энергии. Она активизирует винтовые компоненты дислокаций – процесс пластической деформации практически полностью контролируется термически активируемым преодолением препятствий дислокациями путем поперечного скольжения, которое обеспечивают винтовые компоненты. Повышение температуры приводит к увеличению скорости движения дислокаций, в результате чего критическая плотность дислокаций достигается при меньших значениях деформации, т.е. $e_{кр}$ снижается. Иными словами, температурная зависимость величины $e_{кр}$ в этой области является ниспадающей.

Процесс постепенного перехода от механизма пластической деформации, контролируемого краевыми компонентами при низких температурах, при котором зависимость $e_{кр}(T)$ имеет возрастающий характер, к механизму, контролируемому винтовыми компонентами при средних температурах, при котором эта зависимость – ниспадающая, находит свое отражение на температурной зависимости критической деформации в появлении плавного максимума в области $T \sim 0,15T_{пл}$.

Аналитическое описание. Зависимость скорости движения дислокаций от температуры и напряжения использовалась многими исследователями [7–13] для установления соотношения между напряжением течения металла и температурой. Получено [10–13] выражение типа

$$\sigma_{кр} = BT^{1/3} \exp\left(\frac{U}{3kT}\right), \quad (1)$$

где B – предэкспоненциальный множитель, который определяется свойствами материала и условиями испытания; U – энергия активации движения дислокаций, энергетический барьер, который дислокации преодолевают с помощью термической активации; k – постоянная Больцмана.

Выражение (1) нашло хорошее экспериментальное подтверждение как на большом количестве материалов, так и в широком интервале температур [10–14].

С другой стороны, в работах [2, 15] показано, что параметры деформационного упрочнения, характеризующие прочностные (σ_e – истинный предел упругости, σ_s – физический предел текучести, K_n – коэффициенты деформационного упрочнения на отдельных стадиях n) и пластические (в частности, $e_{кр}$ – критические деформации перестройки дислокационной структуры) свойства, взаимосвязаны. Так, в температурном интервале $(0,15...0,45)T_{пл}$ для молибденовых сплавов установлены [2] следующие соотношения:

$$e_n = C_{1n} \sigma_e / G = C_{2n} (K_1 / G)^2, \quad (2)$$

где C_1 и C_2 – константы; σ_e – истинный предел упругости (напряжение течения на начальном этапе пластической деформации); G – модуль сдвига; n – номер стадии упрочнения.

Структурные состояния и механизмы пластической деформации в температурно-деформационных областях диаграммы ИДТ молибденового сплава МЧВП (см. рис. 1)

Характеристика, область на диаграмме ИДТ	Структурное состояние	$T, ^\circ\text{C}$	$T/T_{\text{пл}}$	Энергия активации $U, \text{эВ}$	Механизм пластической деформации*	Структурный элемент, в котором осуществляется элементарный акт пластической деформации
σ_e [14], H	Дислокации с низкой плотностью сосредоточены в областях, прилегающих к границам зерен	– 20...250	0,09...0,18	0,22	1, 2	Области, прилегающие к границам зерен
		250...450	0,18...0,25			
		450...950	0,25...0,42	0,25	2	
		1000...1500	0,44...0,61	1,08	3	
σ_s [14], l	Дислокации с высокой плотностью хаотически распределены в объеме зерен	– 50...400	0,08...0,23	0,19	2	Объем зерна
		450...1000	0,25...0,44	0,40	2, 4	
		1100...1500	0,48...0,61	1,43	5	
$e_1, 2$	Дислокации распределены в объеме зерен в виде клубков	0...250	0,10...0,18	Переменная 0,24	1, 2	Объем зерна (клубки-сплетения)
		300...950	0,20...0,42		2	
$e_2, 3$	Дислокации сосредоточены в границах слабоориентированных ячеек	0...200	0,10...0,16	Переменная 0,24	1, 2	Границы ячеек
		250...950	0,18...0,42		2	
		1000...1200	0,44...0,61		1,01	
$e_3, НДВ$	Дислокации сосредоточены в границах сильноориентированных ячеек	100...950	0,13...0,42	0,24	2, 6	То же
$e'_1, ВС$	Слабоориентированная ячеистая структура	1000...1500	0,44...0,61	1,01	3	– » –
$e'_3, ВДВ$	Дислокации сосредоточены в границах полигональных ячеек-субзерен	1000...1500	0,44...0,61	1,01	5, 6	Границы полигонов-субзерен
$e_5, ДР, НЗ$	Начало динамической рекристаллизации – появление новой зеренной структуры	700...1500	0,44...0,61	2,01	7	Границы полигонов-субзерен, границы новых зерен

* 1 – скольжение краевых компонент дислокаций в своих плоскостях, активированное силовым фактором (дислокационный механизм); 2 – скольжение винтовых компонент дислокаций, активированное термическим фактором (дислокационный механизм); 3 – переползание и скольжение краевых дислокаций – термически активированное образование порогов (ступенек) на краевых компонентах дислокаций и их перемещение вдоль линии дислокации (диффузионно-дислокационный механизм); 4 – термически активированный отрыв участков дислокаций от атомов примесей; 5 – переползание краевых компонент дислокаций, сопровождаемое миграцией вакансий вдоль линии дислокации (диффузионный механизм); 6 – аннигиляция дислокаций противоположного знака в границах ячеек; 7 – переползание краевых компонент дислокаций, миграция вакансий вдоль линии дислокации, обуславливающие миграцию границ полигональных ячеек-субзерен (диффузионный механизм).

Из соотношений (2) следует, что температурные зависимости входящих в них величин в пределах одного температурного интервала могут определяться одним и тем же механизмом пластической деформации (иметь одинаковые значения энергии активации U), а именно – механизмом, который, как установлено в большом количестве работ [7–13], контролируется скоростью движения дислокаций.

Для проверки этого предположения были определены значения энергии активации U по температурным зависимостям критических деформаций перестройки дислокационной структуры – $e_1, e'_1, e_2, e_3, e'_3, e_5$ (рис. 1) по методике авторов [10–12].

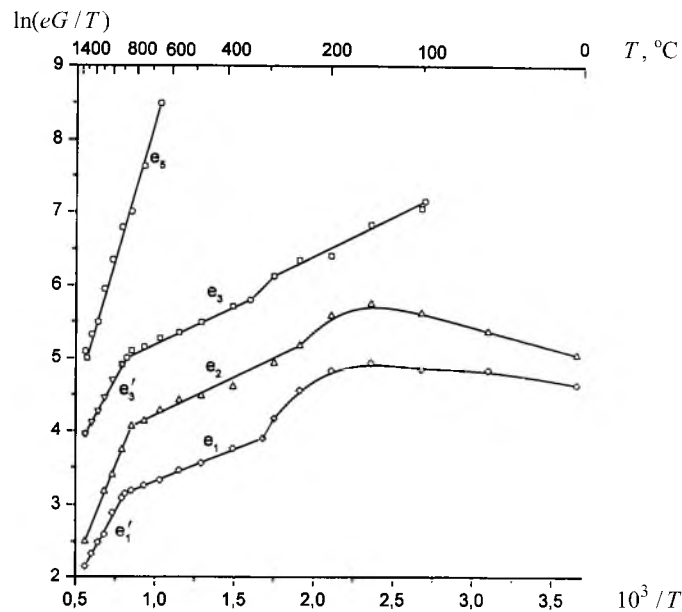


Рис. 2. Температурные зависимости критических деформаций смены типа дислокационной структуры молибденового сплава МЧВП, представленные в соответствующих координатах для определения величины энергии активации.

Результаты обработки кривых $e_{кр}(T)$ представлены на рис. 2 и в таблице. Анализ этих данных показывает следующее.

Во-первых, значения энергии активации U , полученные по температурным зависимостям σ_e, σ_s и $e_{кр}$ в соответствующих температурных интервалах, практически совпадают и соответствуют известным механизмам пластической деформации (таблица). Следовательно, подтверждается предположение о возможности описания температурных зависимостей критических деформаций в области температур выше $0,15T_{пл}$ выражением экспоненциального типа:

$$e_n = A_n T^{1/3} \exp\left(\frac{U}{3kT}\right). \quad (3)$$

Выражения (1) и (3) отличаются, как видно, экспоненциальными множителями.

Во-вторых, в температурном интервале $300...950^{\circ}\text{C}$ ($(0,20...0,42)T_{\text{пл}}$) на протяжении пластической деформации, включающей ее начальный этап (на уровне напряжения истинного предела упругости σ_e), на стадиях существования дислокационной структуры в виде клубков-сплетений, слабоориентированной ячеистой, а также сильноориентированной ячеистой (стадия низкотемпературного динамического возврата) – рис. 1 – действует один и тот же механизм пластической деформации с энергией активации $U = 0,24$ эВ – поперечное скольжение винтовых компонент дислокаций. При этом структурный элемент, в пределах которого осуществляется элементарный акт пластической деформации, по мере нарастания плотности дислокаций последовательно переходит от областей, непосредственно прилегающих к границам зерен, к объему зерен, и наконец, к границам ячеек.

В-третьих, на кривых критических деформаций e_1 и e_2 (рис. 2) экспериментальные точки в области температурного интервала $0...250^{\circ}\text{C}$ не укладываются на прямолинейный отрезок, что является отражением непрерывного изменения величины U , а значит, и механизма, контролирующего протекание пластической деформации в этом температурном интервале. На диаграмме ИДТ эти участки кривых e_1 и e_2 характеризуются наличием максимумов в области $T = 150^{\circ}\text{C}$ ($0,15T_{\text{пл}}$) – рис. 1.

Детальное рассмотрение механизмов пластической деформации и характера температурных зависимостей $e_{\text{кр}}$ в широком интервале температур свидетельствует о следующем.

При низких температурах ($T < 0,15T_{\text{пл}}$) влияние теплового фактора на перемещение дислокаций незначительное: создать новые дислокации он не может, а его участие в преодолении энергетических барьеров дислокациями или очень слабое или вообще не успевает произойти. С другой стороны, этот температурный интервал характеризуется высокими значениями напряжения течения ОЦК-металлов. Напряжение же образования краевых дислокаций меньше, чем винтовых; скорость перемещения краевых компонент на порядок и более превышает таковую винтовых; наконец, поле напряжения вокруг краевой дислокации превышает поле напряжения вокруг винтовой. Следовательно, главным фактором, обуславливающим образование новых дислокаций и их перемещение, является силовой. А поскольку при уменьшении температуры в этой области вследствие повышения напряжения процессы образования и перемещения краевых компонент дислокаций облегчаются, то критическое состояние, приводящее к перестройке дислокационной структуры, достигается при меньших значениях деформации, т.е. величина $e_{\text{кр}}$ уменьшается. Это нашло отражение на соответствующих участках кривых e_1 и e_2 (рис. 1).

При очень низких температурах в металле преимущественно образуются плоские скопления дислокаций, которые служат еще одним фактором, ускоряющим смену типа дислокационной структуры. Связано это с тем, что такая конфигурация дислокаций неустойчива: энергия плоского скопления $E_{\text{ск}}$, пропорциональная величине $(n_{\text{ск}} \times b)^2$ ($n_{\text{ск}}$ – число дислокаций в скоплении, b – вектор Бюргерса), значительно выше, чем суммарная энергия отдельных дислокаций [16].

При средних температурах ($0,15T_{\text{пл}} < T < 0,4T_{\text{пл}}$) напряжение течения существенно ниже и к тому же изменяется слабо, т.е. влияние силового фактора на перемещение дислокаций уменьшается. В результате повышения температуры облегчается поперечное скольжение винтовых компонент дислокаций, возрастает не только их число, но и относительная величина по сравнению с краевыми. Поэтому приложенное напряжение способствует образованию новых винтовых дислокаций и компонент в большей степени, чем краевых, т.е. здесь процесс пластической деформации практически полностью контролируется термически активируемым преодолением препятствий дислокациями, которое обеспечивают винтовые компоненты. Повышение температуры в этой области приводит к значительному увеличению скорости перемещения дислокаций, в результате чего критическая плотность дислокаций достигается при меньших значениях деформации, т.е. $e_{\text{кр}}$ уменьшается, что отражено на соответствующих участках кривых e_1 , e_2 и e_3 . Таким образом, в области $T > 0,15T_{\text{пл}}$ зависимость $e_{\text{кр}}(T)$ является ниспадающей.

При высоких температурах ($T > 0,4T_{\text{пл}}$), когда приложенные напряжения имеют очень низкие значения и очень слабо изменяются, действует дислокационно-диффузионный механизм пластической деформации, который реализуется с помощью краевых компонент дислокаций путем их переползания и скольжения (кривые e'_1 , e'_3). Тем не менее экспоненциальный характер зависимостей $e_{\text{кр}}(T)$ сохраняется (рис. 1, 2 и таблица) и имеет вид типа (3).

Структурные исследования, выполненные методом просвечивающей электронной микроскопии [3], показали, что кривая e'_3 высокотемпературного динамического возврата, полученная непосредственно из эксперимента в пределах равномерной деформации в области высоких температур, может быть экстраполирована расчетным путем с сохранением ее экспоненциального характера в область средних температур, где проявляет себя низкотемпературный динамический возврат (на рис. 1 кривая e_4). Это означает, что в температурном интервале $(0,2...0,4)T_{\text{пл}}$ критическая деформация e_4 является границей смены механизмов, контролирующих протекание динамического возврата, от поперечного скольжения винтовых компонент дислокаций к переползанию краевых компонент, в результате чего сильноориентированная ячеистая структура сменяется на полигональную субзеренную.

При больших значениях деформации и (или) температуры, когда контролирующим механизмом пластической деформации является диффузионный, т.е. массоперенос, субзеренная структура, следуя через этапы формирования высокоугловых изогнутых границ, их выпрямления, и наконец, миграции, переходит в новую зеренную структуру первичной динамической рекристаллизации [4]. При этом температурная зависимость начала ее образования (кривая e_5) имеет экспоненциальный характер типа (3) – рис. 1, 2 и таблица.

Учет соотношения скоростей движения винтовых и краевых компонент дислокаций в соответствующих температурных интервалах позволяет предложить аналитические выражения для описания температурных зависимостей критических деформаций.

Как показано выше (рис. 2, таблица), при средних температурах ($0,15T_{пл} < T < 0,4T_{пл}$) зависимость $e_{кр}(T)$ вполне удовлетворительно описывается выражением типа (3). Поскольку в этом случае процесс пластической деформации практически полностью контролируется термически активируемым преодолением препятствий дислокациями, которое обеспечивают винтовые компоненты, то величина энергии активации U имеет свое максимально возможное значение (таблица).

В области низких температур ($T < 0,15T_{пл}$) в результате повышения роли силового фактора, а значит, и краевых компонент термическая составляющая энергии преодоления препятствия снижается на величину $v\sigma$ и становится равной $U' = U - v\sigma$, где v – активационный объем; σ – внешнее напряжение. Тогда вклад в деформацию, обусловленный действием термического фактора, составит:

$$e_t = A_n T^{1/3} \exp\left(\frac{U - v\sigma^m}{3kT}\right). \quad (4)$$

Если же деформацию от совместного воздействия силового и термического факторов принять за единицу, то величина деформации от воздействия силового фактора при низких температурах определяется выражением

$$e_c = 1 - A_n T^{1/3} \exp\left(\frac{U - v\sigma^m}{3kT}\right). \quad (5)$$

Результирующее выражение для критической деформации в области низких и средних температур имеет вид, аналогичный полученному ранее [6]:

$$e_n = \left[1 - A_n T^{1/3} \exp\left(\frac{U - v\sigma^m}{3kT}\right)\right] A_n T^{1/3} \exp\left(\frac{U}{3kT}\right). \quad (6)$$

Рис. 3 иллюстрирует экспериментально построенные температурные зависимости критических деформаций ($e_1, e'_1, e_2, e_3, e'_3, e_5$), на которые нанесены кривые, полученные расчетом по формулам (3), (6). В области средних и высоких температур, где перемещение дислокаций контролируется тепловым фактором и величина U в пределах каждого из этих температурных интервалов постоянна (соответственно 0,24 и 1,01 эВ), наблюдается хорошее совпадение всех расчетных кривых с экспериментальными. Здесь использовалось выражение (3); при этом значение предэкспоненциального множителя A_n для каждой кривой, где оно практически постоянно, приводилось в соответствие с ее положением на диаграмме ИДТ методом подбора. При низких температурах, как видно из рис. 2 (кривые e_1 и e_2), величины U и A_n непрерывно изменяются. Оценка зависимости $U(T)$ по экспериментальным данным свидетельствует о ее экспоненциальном характере типа $U = \exp(aT - b)$. При этом пары значений констант

a и b различны для интервалов температур на подъеме к максимуму деформации и при спуске с него. Учесть же соответствующие изменения предэкспоненциальных множителей A_n в полной мере не представляется возможным. Поэтому в таком температурном интервале кривые e_1 и e_2 , рассчитанные по формуле (6), хотя и сохраняют характер экспериментальных температурных зависимостей, все же отклоняются от них в области максимума (рис. 3).

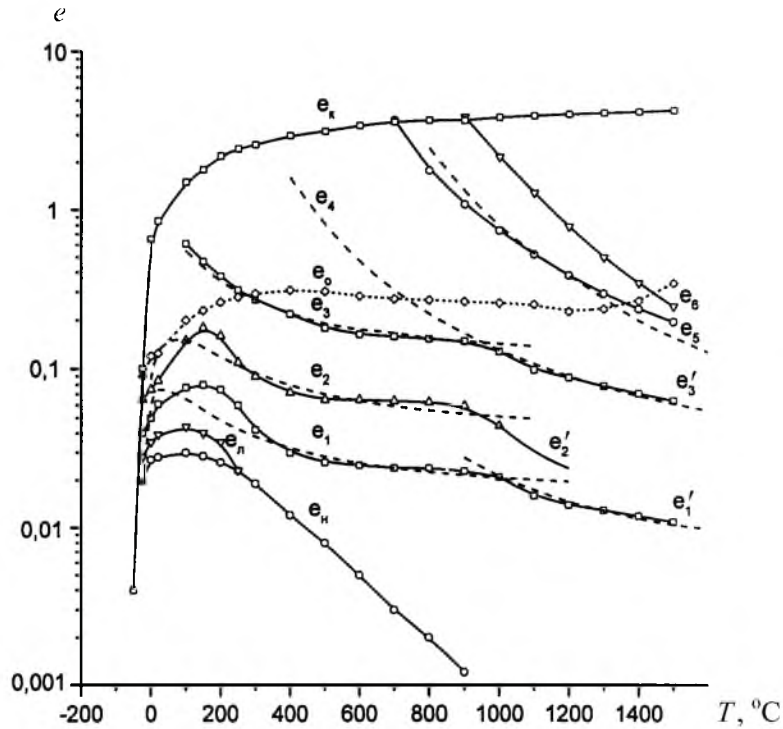


Рис. 3. Сопоставление расчетных (штриховые линии) зависимостей критических деформаций молибденового сплава МЧВП с экспериментальными (сплошные линии).

Перейдем к рассмотрению температурной зависимости критической деформации, предшествующей разрушению образца металла в испытательной машине (на рис. 1 кривая e_k).

Кривую e_k можно разделить на два участка, граница между которыми определяется наличием или отсутствием элементов скольного механизма разрушения в образце. Ранее [2, 15] было показано, что такой границей могут быть соответствующие друг другу значения температуры и деформации, по достижении которых в металле начинается процесс низкотемпературного динамического возврата. На диаграмме ИДТ этой ситуации отвечает область пересечения кривых e_3 и e_k .

На первом участке – в области низких и очень низких температур, где разрушение заканчивается частичным или полным сколом (для молибдена это ниже $\sim 100^\circ\text{C}$), для описания деформации, предшествующей сколу $e_{ск}$, можно воспользоваться выражением (5)

$$e_{\text{ск}} = 1 - A_n T^{1/3} \exp\left(\frac{U - v\sigma^m}{3kT}\right). \quad (7)$$

В этом случае с понижением температуры термическая компонента деформации $e_{\text{ск}}$ уменьшается в большей мере, чем $e_{\text{кр}}$, за счет резко возросших значений напряжения, и величина пластической деформации, предшествующей разрушению сколом, практически полностью определяется скоростью движения краевых компонент дислокаций, которые, двигаясь в своих плоскостях скольжения, образуют мощные плоские скопления, т.е. создают высокие концентрации напряжения у препятствий и таким образом инициируют разрушение сколом.

При значениях температуры и деформации, отвечающих второму участку кривой $e_{\text{к}}$, в результате протекания динамического возврата в молибдене характер разрушения становится вязким. В этом случае, как показано в [2, 15], температурный ход кривой $e_{\text{к}}$ определяется температурной зависимостью коэффициента деформационного упрочнения K :

$$e_{\text{к}} \sim 1/K^2. \quad (8)$$

Используя выражения (2), (3), (8), получаем

$$e_{\text{к}} \sim \left[AT^{1/3} \exp\left(\frac{U}{3kT}\right) \right]^{-1}. \quad (9)$$

Диаграмма ИДТ, устанавливая температурно-деформационные области существования структурных состояний, тем самым позволяет непосредственно проконтролировать закономерно протекающую смену структурного элемента, в котором реализуется тот или иной механизм пластической деформации, как при увеличении деформации, так и при повышении температуры (рис. 1, таблица). Видно, что пластическая деформация начинается в областях, прилегающих к границам зерен, затем распространяется на их объем, и наконец, сосредоточивается в границах ячеек. При средних значениях деформации и температуры пластическая деформация в них осуществляется по механизму поперечного скольжения винтовых компонент дислокаций с последующей аннигиляцией некоторой их части, при повышении деформации и температуры – путем переползания и последующей аннигиляции краевых компонент. Наконец, когда границы ячеек приобретут настолько значительную разориентировку, что смогут выступать в роли границ субзерен и получат достаточный запас упругой энергии за счет некомпенсированных дислокаций, последние способны мигрировать, в результате чего образуется новая зеренная структура.

Влияние различных факторов. Анализ влияния различных факторов (состав сплава, его структура, условия испытания) на характер температурных зависимостей и их положение на диаграмме ИДТ показывает, что в его

основе лежит обусловленность температурных зависимостей $e_{кр}$ температурной зависимостью скорости движения дислокаций. В свою очередь, скорость движения дислокаций контролируется их способностью сохранять движение в своей плоскости или уходить из нее путем поперечного скольжения или переползания.

В пределах одного состава сплава главным фактором является структурный, в частности размер зерна и наличие частиц второй фазы.

Так, сопоставление диаграмм ИДТ молибденовых сплавов с малым (30 мкм) и с большим (150 мкм) размером зерна [3] свидетельствует о следующем. Для сплава с малым размером зерна диаграммы деформации характеризуются большой площадкой текучести и соответственно обширной начальной температурно-деформационной областью (H). В этом случае отмечается ускорение всех последующих структурных преобразований в процессе деформации, которые, как известно [2, 16–18], предпочтительно инициируются на границах зерен, площадь поверхности которых значительно больше, чем у крупнозернистого металла. Это выражается в более низких значениях критических деформаций перестройки дислокационной и зеренной структуры (рис. 1). В крупнозернистом металле обширна область линейного упрочнения, что обусловлено возможностью совершения больших путей свободного пробега дислокаций. При высоких температурах, где преобладают диффузионные механизмы пластической деформации, влияние размера зерна на положение кривых критических деформаций существенно снижается, что может быть связано с уменьшением роли границ зерен в протекании процесса пластической деформации.

Наличие частиц второй фазы в металле должно действовать неоднозначно. Влияние оказывают такие параметры частиц, как их количество, размер, степень связи с матрицей. В зависимости от их соотношения и условий испытания структурная перестройка в металле при пластической деформации может либо ускоряться (значения $e_{кр}$ снижаются), либо замедляться ($e_{кр}$ повышаются).

Увеличение скорости деформации, которое, как принято считать [12, 16, 17, 19], действует на металл аналогично росту напряжения, должно приводить к повышению роли краевых компонент в осуществлении пластической деформации. Это может отразиться только в низкотемпературной области и, в частности, в снижении максимума на кривых e_1 и e_2 .

При переходе к металлам и сплавам другого состава (особенно типа кристаллической решетки) главным фактором является, конечно, энергия дефекта упаковки. Чем она ниже, тем длиннее пути свободного пробега дислокаций и тем труднее осуществляется их поперечное скольжение. С уменьшением величины энергии дефекта упаковки возрастает роль краевых компонент дислокаций. Расширяется температурный интервал проявления их определяющей роли в пластической деформации. Изменяется механизм образования ячеистой структуры: она становится результатом пересечения полос скольжения краевых компонент в различных системах, а не поперечного скольжения винтовых компонент, как у металлов с высокими значениями энергии дефекта упаковки. Таким образом, факторы, которые обеспечивают краевым компонентам главную роль в протекании пластической

деформации (снижение энергии дефекта упаковки сплава, увеличение размера зерна, повышение скорости деформации), обуславливают увеличение температурно-деформационной области существования линейной стадии деформационного упрочнения, смещение кривых $e_{кр}$ в сторону более высоких значений деформации и образование дислокационной ячеистой структуры, характеризующейся вытянутостью, большим размером ячеек, низким углом их разориентировки. И наоборот, факторы, которые ответственны за контролирование протекания пластической деформации винтовыми компонентами (высокие значения энергии дефекта упаковки, малый размер зерна, низкая скорость деформации), способствуют интенсификации процессов структурообразования, т.е. снижают значения $e_{кр}$, уменьшают размеры температурно-деформационных областей существования структурных состояний, образуют сравнительно равноосную разориентированную мелкоячеистую структуру.

Таким образом, предложено физическое обоснование экспериментально получаемой диаграммы ИДТ конкретного металла или сплава, представляющей собой систему температурных зависимостей критических деформаций смены структурного состояния в процессе пластической деформации от начальных этапов вплоть до разрушения в интервале температур от полностью хрупкого разрушения до начала динамической рекристаллизации. Оно заключается в том, что характер каждой кривой критической деформации контролируется поведением краевых и винтовых компонент дислокаций, а именно – изменяющимся соотношением их скоростей движения в различных условиях одновременного воздействия термического и силового факторов. Это приводит к тому, что при разных температурах каждая компонента дислокаций вносит различный вклад в достижение их критической плотности, которая обеспечивает смену типа дислокационной структуры. При этом поскольку скорость движения дислокаций в общем случае имеет экспоненциальный характер зависимости от температуры и напряжения, то и контролируемая ею величина критической деформации также имеет экспоненциальный тип температурной зависимости.

Резюме

Розглянуто один із можливих варіантів фізичного обґрунтування виду діаграми істинна деформація – температура полікристалічних ОЦК-металів від початкових етапів пластичної деформації до руйнування в інтервалі температур від повністю крихкого руйнування до утворення нової зеренної структури. Запропоновано модель, яка дозволяє пояснити характер температурних залежностей критичних деформацій зміни типу дислокаційної структури в процесі безперервного навантаження. На прикладі молібденового сплаву МЧВП виконано порівняльний аналіз розрахункових та експериментальних температурних залежностей критичних деформацій, який показав їх хорошу відповідність. Проаналізовано вплив факторів, які визначають форму та положення кривих критичних деформацій на діаграмі істинна деформація – температура.

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. Holt D. L. Dislocation cell formation in metals // J. Appl. Phys. – 1970. – **41**, N 8. – P. 3197 – 3202.
6. Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. Температурная зависимость критических деформаций в диаграмме ИДТ молибдена // Электронная микроскопия и прочность материалов. – Киев: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины, 1999. – С. 81 – 87.
7. Зеегер А. Дислокации и механические свойства кристаллов. – М.: Изд-во иностр. лит-ры., 1960. – С. 179 – 187.
8. Conrad H. On the mechanism of yielding and flow in iron // J. Iron and Steel Inst. – 1961. – **198**, N 4 – P. 364 – 375.
9. Хаазен П. Механические свойства твердых растворов и интерметаллических соединений // Физическое материаловедение / Под ред. Р. Кана. – М.: Мир, 1968. – Т. 3. – С. 248 – 326.
10. Трефилов В. И. Роль типа межзатомной связи при хрупком разрушении // Физическая природа хрупкого разрушения металлов. – Киев: Наук. думка, 1965. – С. 22 – 58.
11. Мильман Ю. В., Трефилов В. И. О физической природе температурной зависимости предела текучести // Механизмы разрушения металлов. – Киев: Наук.думка, 1966. – С. 59 – 76.
12. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наук. думка, 1975. – 316 с.
13. Борисенко В. А. Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. – Киев: Наук. думка, 1984. – 211 с.
14. 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.
15. Трефилов В. И., Горная И. Д., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. Динамический возврат при активной деформации // Докл. АН УССР. Сер. А. – 1988. – № 12. – С. 70 – 75.

16. *Коттрелл А. К.* Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Металлургия, 1958. – 267 с.
17. *Макклиток Ф., Аргон А.* Деформация и разрушение материалов. – М.: Мир, 1970. – 443 с.
18. *Орлов А. Н., Перевезенцев В. Н., Рыбин В. В.* Границы зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1980. – 154 с.
19. *Полухин П. И., Горелик С. С., Воронцов В. К.* Физические основы пластической деформации. – М.: Металлургия, 1982. – 584 с.

Поступила 14. 09. 99