

Е.В. Ерыгина, С.Н. Колупаева, Л.Е. Попов

Томский государственный архитектурно-строительный университет

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ РАЗЛИЧНЫХ ДЕФОРМИРУЮЩИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Abstract

The model of dislocation subsystem evolution in heterophase alloys, containing non-coherent particles, is considered. The qualitative research of the dynamic system and the parametrical analysis are carried. The dislocation subsystem stability at various intensity of deformed effects is investigated. Availability of two stationary values of dislocation density is shown: steady $\rho_s^{(1)}$ and unstable $\rho_s^{(2)}$. At $\rho_s^{(1)} < \rho < \rho_s^{(2)}$ the dislocation density decreases when deformation increases.

Пластическая деформация кристаллов осуществляется преимущественно посредством локальных сдвигов в ограниченных областях кристаллографических плоскостей [1]. Каждая такая область (зона сдвига) возникает в результате испускания серии дислокационных петель после потери устойчивости дислокационным сегментом-источником. Каждая дислокационная петля в процессе ее формирования и расширения пересекается с десятками тысяч дислокаций некомпланарных систем скольжения (дислокаций "леса") [2,3]. Приблизительно, половина этих дислокаций оставляет ступеньки (пороги) на скользящих дислокациях. Движение порогов вместе со скользящей дислокацией сопровождается генерацией точечных дефектов - межузельных атомов и вакансий [1]. При этом интенсивность генерации точечных дефектов тем выше, чем больше скорость дислокаций и, следовательно, чем выше их кинетическая энергия [3].

В области температур, где точечные дефекты достаточно подвижны, они достигают в процессе диффузионного движения дислокаций и аннигилируют на них. При этом площадь экстраплоскости дислокации, являющейся стоком для точечных дефектов, уменьшается (при осаждении на дислокации вакансий) или возрастает (при осаждении межузельных атомов). При этом дислокации совершают диффузионные перемещения, которые сопровождаются аннигиляцией дислокаций при полном растворении экстраплоскостей или при их слиянии. Плотность дислокаций в кристалле в процессе его деформации может возрастать, уменьшаться или оставаться постоянной в зависимости от соотношения между интенсивностями генерации и аннигиляции дислокаций.

Проведено исследование устойчивости дислокационной подсистемы в дисперсно-упрочненных сплавах, в которых накопление дислокаций происходит кроме дислокационных барьеров (статистически накопленные дислокации [4]), также и на частицах второй фазы (геометрически необходимые дислокации [4]). Кроме того, значительный вклад в плотность дислокаций вносят дислокационные дипольные конфигурации [5]. Интенсивность генерации дислокаций в процессе пластической деформации может быть представлена, следовательно, как сумма трех слагаемых [6]:

$$G(\rho) = \frac{F}{D(\rho)b} + \frac{\langle \chi \rangle \delta}{2\Lambda_p^2 b} + \frac{1}{\Lambda_p b} \quad (1)$$

Первое слагаемое соответствует накоплению дислокаций на дислокационных барьерах, второе - вблизи частиц [5,6], третье - в дипольных конфигурациях, соединяющих частицы [5,6]. В (1) ρ - плотность дислокаций, b - вектор Бюргера, Λ_p - расстояние между частицами, D - диаметр зоны сдвига, F - безразмерный параметр [2], $\langle \chi \rangle$ - средняя величина параметра, характеризующего геометрию дислокаций, накопленных на частицах (призматических петель, колец Орована, петель вторичного скольжения), δ - диаметр частицы.

Для области низких температур, где достаточно высокой подвижностью обладают только межузельные атомы, ограничимся рассмотрением аннигиляции дислокаций в результате осаждения на них деформационных точечных дефектов именно этого типа. Тогда для интенсивности аннигиляции дислокаций можно записать [6]:

$$A(\rho) = \frac{16\tau_{dyn}n^*}{3Gb} \rho^{\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

где G - модуль сдвига, $\tau_{dyn} = \tau - \tau_R(\rho)$ - напряжение, избыточное над статическим сопротивлением движению дислокаций τ_R , τ - приложенное напряжение. Такая ситуация может быть реализована при интенсивных деформирующих воздействиях, например, в камере Бриджмена, в шаровых мельницах и атриторах, при интенсивных импульсных нагрузениях.

Для условий динамического нагружения можно принять [3,5,6] $F \approx 2$ и $D \approx 2l_d^{(s)}$, где $l_d^{(s)}$ - длина пробега винтовой дислокации, равная [3,5,6]:

$$l_d^{(s)} = \frac{4\tau_{dyn}b^2}{p_j \xi < \Delta E_k > \rho}. \quad (3)$$

Здесь $\langle \Delta E_k \rangle$ - средняя энергия образования деформационного точечного дефекта, p_j - доля порогеобразующих дислокаций леса, $\xi \approx 0,5$ - фактор Смоллмена.

С учетом (1)-(3), интенсивность накопления дислокаций в деформируемом дисперсно-упрочненном материале может быть записана [6]:

$$\frac{d\rho}{da} = \frac{Fp_j \xi \langle \Delta E_k \rangle}{8\tau_{dyn}b^3} \rho + \frac{\langle \chi \rangle \delta}{2\Lambda_p^2 b} + \frac{1}{\Lambda_p b} - \frac{16\tau_{dyn}n^*}{3Gb} \rho^{\frac{1}{2}}. \quad (4)$$

Уравнение (4) имеет два стационарных значения при $\rho = \rho_s^{(1)}$ и $\rho = \rho_s^{(2)}$, анализ которых показал, что возможны три случая. В первом случае, при низких значениях τ_{dyn} оба значения стационарных плотностей дислокаций $\rho_s^{(1)}$, $\rho_s^{(2)}$ являются комплексными и стационарные состояния дислокационной подсистемы отсутствуют (рис. 1,а). В этом случае при любых имеющих физический смысл значениях параметров модели и при любых начальных значениях ρ_0 плотность дислокаций в процессе деформации возрастает. Физически это может быть связано с двумя причинами: 1) с уменьшением τ_{dyn} снижается интенсивность производства точечных дефектов дислокациями, так как замедление быстрых дислокаций, а затем их иммобилизация происходит при меньших линейных плотностях порогов; 2) уменьшается пробег дислокаций l_d , поэтому осуществление той же деформации связано с генерацией большей плотности дислокаций.

Во втором случае, при высоких значениях τ_{dyn} оба корня являются действительными и различными (рис. 1,в). Стационарное состояние, характеризуемое плотностью $\rho_s^{(1)}$, устойчиво, $\rho_s^{(2)}$ соответствует неустойчивому равновесию.

Заметим, что возрастание плотности дислокаций при $\rho > \rho_s^{(2)}$ в рамках рассматриваемой модели ничем не ограничено (рис. 1). Это дает основание предполагать, что в кристалле в процессе деформации в таком режиме могут быть достигнуты плотности

дислокаций, несовместимые с кристаллическим состоянием ($\rho > 10^{14} \text{ см}^{-2}$).

При плотностях дислокаций, близких к $\rho_s^{(2)}$, вследствие неоднородности дислокационной подсистемы плотность дислокаций в локальных областях может быть выше или ниже стационарной величины. В областях, где $\rho < \rho_s^{(2)}$, плотность дислокаций будет монотонно уменьшаться, асимптотически приближаясь к стационарному значению $\rho_s^{(1)}$, соответствующему устойчивому равновесию. В областях, где $\rho > \rho_s^{(2)}$, будет происходить неограниченное возрастание плотности дислокаций пока существует кристаллическая решетка. Дислокационная подсистема распадается на две "фазы" с различной плотностью дислокаций. Вместе с тем, гетерофазный материал "распадается" на области кристаллического состояния и области аморфоподобного состояния.

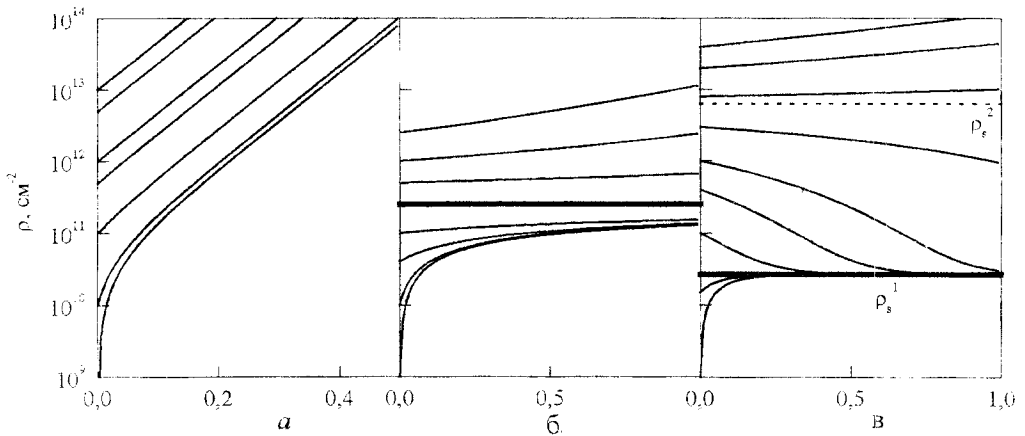


Рис. 1. Зависимость плотности дислокаций ρ от деформации при $\Lambda_p = 7 \cdot 10^{-5} \text{ см}$, $G = 10^5 \text{ МПа}$, $F = 2$, $n^* = 2$, $\delta = 5 \cdot 10^{-6} \text{ см}$ и значения $\tau_{dyn} (\text{МПа})$ равны: а-100; б-612; в-1000

При некотором значении τ_{dyn} стационарные значения плотностей дислокаций совпадают, $\rho_s^{(1)} = \rho_s^{(2)} = \rho_s$ (рис. 1,б). При совпадении $\rho_s^{(1)}$ и $\rho_s^{(2)}$ заключенная между ними область, в которой плотность дислокаций монотонно уменьшается с деформацией, исчезает. При плотностях дислокаций $\rho < \rho_s$, интенсивность накопления дислокаций $d\rho/da > 0$, и плотность дислокаций асимптотически приближается к стационарному значению. При плотностях дислокаций $\rho > \rho_s$, интенсивность накопления дислокаций $d\rho/da$ также положительна, но плотность дислокаций возрастает неограниченно. В гетерофазном материале со средней плотностью дислокаций $\rho \approx \rho_s$ в локальных областях, где $\rho > \rho_s$, с увеличением деформации будет происходить нарастание плотностей дислокаций вплоть до достижения состояний, близких к аморфным. При этом дислокационная подсистема дисперсно-упрочненного материала ведет себя асимметрично по отношению к флуктуациям плотности дислокаций разного знака. При локальных уменьшениях плотности дислокаций флуктуации "рассасываются", и дислокационная подсистема возвращается в стационарное состояние, тогда как при отклонениях плотности дислокаций в сторону увеличения дислокационная подсистема неограниченно удаляется от стационарного состояния. Поэтому возникновение каждой флуктуации с $\rho > \rho_s$ сопровождается появлением новой высокодефектной области. С ростом дефор-

мации число таких областей постоянно возрастает.

Таким образом, в зависимости от соотношения между плотностью дислокаций и избыточным напряжением кинетика дислокационной подсистемы может иметь существенно различный характер (см. рис. 1).

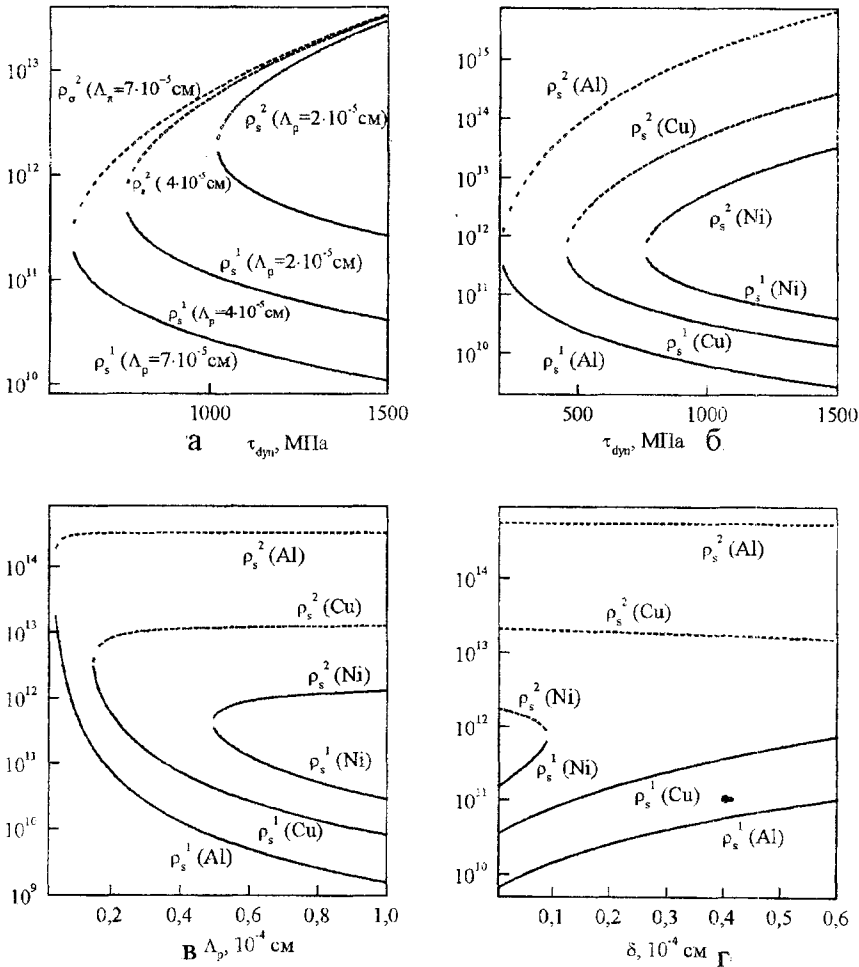


Рис. 2. Стационарные значения плотности дислокаций при $n^*=2$, $\delta=5 \cdot 10^{-6}$ см, $G=2,7 \cdot 10^4$ МПа (Al), $G=6 \cdot 10^4$ МПа (Cu), $G=10^5$ МПа (Ni) и а) $G=10^5$ МПа; б) $\Lambda_p=4 \cdot 10^{-5}$ см, в) $\tau_{dyn}=700$ МПа, г) $\tau_{dyn}=800$ МПа, $\Lambda_p=4 \cdot 10^{-5}$ см; - - - - неустойчивое стационарное состояние; — - устойчивое стационарное состояние

На рис. 2 представлены диаграммы стационарных решений, на которых видно, в какой области значений параметров существуют два стационарных состояния, а также как изменяются значения стационарных плотностей дислокаций в зависимости от значений параметров модели, характерных для дисперсно-упрочненных материалов на основе никеля, меди и алюминия. Область значений исходной плотности дислокаций, при которой наблюдается деформационное разупрочнение с увеличением τ_{dyn} , расширяется. При некотором значении τ_{dyn} , определенном для каждого конкретного набора значений параметров, характеризующих дисперсно-упрочненный материал, как уже отме-

чалось выше, оба стационарных значения плотности дислокаций – устойчивое и неустойчивое – совпадают, то есть область динамического разупрочнения отсутствует. Аналогичный характер изменения стационарных значений плотности дислокаций наблюдается с увеличением расстояния между частицами (рис. 2,в). С увеличением размера частиц δ область значений исходной плотности дислокаций, при которой наблюдается деформационное разупрочнение, сужается (рис. 2,г).

Сравнение полученных результатов с результатами исследований моно- и поликристаллов однофазных материалов показывает, что общий характер поведения дислокационной подсистемы в поликристаллах однофазных материалов [7] и гетерофазных материалов аналогичен. И для тех, и для других наблюдается два стационарных состояния с аналогичным изменением параметрического портрета при изменении τ_{dyn} , что является, по-видимому, следствием того, что как в поликристаллах однофазных материалов, так и в гетерофазных материалах возникают дополнительные барьеры при движении дислокаций.

В сравнении с монокристаллами однофазных материалов в закономерностях изменения дислокационной подсистемы в гетерофазных материалах наблюдаются существенные различия: в однофазных материалах существует одно ненулевое стационарное состояние, в гетерофазных материалах их два [8].

Параметр τ_{dyn} весьма удобен при моделировании кинетики пластической деформации, поскольку он позволяет выделить динамические аспекты деформационного структурообразования. Однако для экспериментатора, который хотел бы исследовать закономерности пластического поведения материала в области деформационного разупрочнения, или для технолога, который хотел бы этими закономерностями воспользоваться, параметр τ_{dyn} недоступен. Поэтому проведем исследование дислокационной подсистемы гетерофазных сплавов, деформируемых в условиях: 1) постоянной величины приложенного напряжения сдвига τ ; 2) постоянной нагрузки при одноосном растяжении и сжатии.

Рассмотрим поведение дислокационной подсистемы дисперсно-упрочненного материала при деформации с постоянным напряжением сдвига τ . Если предположить, что деформация осуществляется под действием напряжения $\tau \gg \tau_R$, то величину избыточного напряжения в этом случае можно представить в виде

$$\tau_{dyn} = \tau - \frac{Gb}{\Lambda_p - \delta} - \tau_f - \alpha Gb\rho^{1/2}. \quad (5)$$

Исследование уравнения (4) в этом случае показало, что в зависимости от значений параметров модели существует одно или три стационарных решения. При этом существует особая точка $\rho^* = (\tau - \tau_f - Gb/(\Lambda_p - \delta)) / (\alpha Gb)$, в которой нет решения.

Исследование стационарных решений и ρ^* показало, что возможны два случая:

1) Существует одно стационарное решение ρ_s , значение плотности дислокаций в котором выше значения плотности дислокаций в особой точке ρ^* . В этом случае фазовое пространство (α, ρ) можно разделить на три области (рис. 3,а): первая, при $\rho < \rho^*$ интенсивность накопления дислокаций $dp/da > 0$, и в этой области плотность дислокаций монотонно возрастает до значений ρ^* . Вторая область, $\rho^* < \rho < \rho_s$, интенсивность накопления дислокаций $dp/da < 0$, и в этом случае плотность дислокаций монотонно убывает до значений ρ^* . При $\rho > \rho_s$, что имеет место в третьей области, с увеличением деформации будет происходить нарастание плотности дислокаций. Таким образом, стационарное решение ρ_s является неустойчивым. Заметим, что возрастание плотности дислокаций при $\rho > \rho_s$ в рамках рассматриваемой модели не ограничено.

2) Существуют три стационарных решения $\rho_s^1, \rho_s^2, \rho_s^3$; в этом случае фазовое

пространство (α, ρ) можно разделить на пять областей (рис. 3,б). Первая, при $\rho < \rho_s^1$ интенсивность накопления дислокаций $dp/da > 0$, и в этой области плотность дислокаций монотонно возрастает до значений ρ_s^1 . Вторая область, $\rho_s^1 < \rho < \rho_s^2$, интенсивность накопления дислокаций $dp/da < 0$, и в этом случае плотность дислокаций монотонно убывает до значений ρ_s^1 . И, следовательно, стационарное состояние, характеризуемое плотностью дислокаций $\rho_s^{(1)}$, устойчиво. Третья область, $\rho_s^2 < \rho < \rho^*$, интенсивность накопления дислокаций $dp/da > 0$, и плотность дислокаций монотонно возрастает до значений ρ^* . Четвертая область, $\rho^* < \rho < \rho_s^3$, интенсивность накопления дислокаций $dp/da < 0$, и плотность дислокаций монотонно убывает до значения ρ^* . Пятая область, $\rho < \rho_s^3$, с увеличением деформации будет происходить нарастание плотностей дислокаций. Таким образом, состояния, характеризуемые стационарными значениями плотностей дислокаций $\rho_s^{(2)}$ и $\rho_s^{(3)}$, соответствуют неустойчивому равновесию (рис. 3).

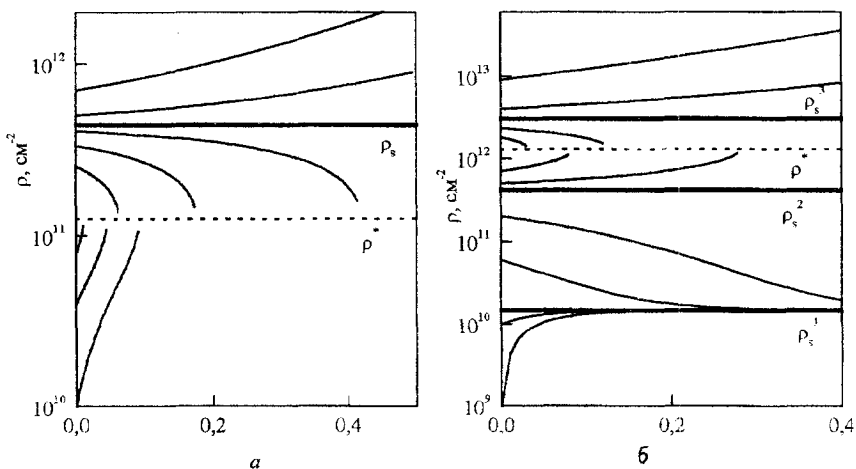


Рис. 3. Зависимость плотности дислокаций ρ от деформации при $\Lambda_p = 7 \cdot 10^{-5}$ см, $G = 10^5$ МПа, $F = 2$, $n^* = 2$, $\delta = 5 \cdot 10^{-6}$ см, $\tau_f = 10$ МПа, $\alpha = 0,5$ и τ (МПа): а) 500; б) 1500

На рис. 4. представлены диаграммы стационарных решений для модели дисперсно-упрочненного материала, деформируемого в условиях постоянного напряжения сдвига τ . При наборе значений параметров модели, характерных для гетерофазного материала на основе Ni, три стационарных решения появляются при высоких значениях напряжения, при этом с ростом τ область деформационного разупрочнения расширяется (рис. 4,а). Параметрическое исследование модели показало следующие закономерности. С уменьшением α три стационарных состояния дислокационной подсистемы появляются при меньших значениях τ (рис. 4,б). Такая же зависимость наблюдается с увеличением расстояния между частицами (рис. 4,в), при больших значениях Λ_p три стационарных состояния появляются при меньшем напряжении, при этом уменьшается значение плотности дислокаций ρ_s^1 , соответствующее устойчивому стационарному состоянию. На рис. 4,г приведены значения стационарных состояний для дисперсно-упрочненных материалов на основе меди и никеля.

Отметим, что при высоких значениях напряжения τ , когда $\tau \gg Gb/(\Lambda_p - \delta) + \tau_f + \alpha Gb\rho^{1/2}$, характер развития дефектной структуры, практически, аналогичен наблюдаемому в случае, рассмотренном выше при постоянном избыточном

напряжении τ_{dyn} , так как в области «реальных» значений плотности дислокаций будут наблюдаться два стационарных состояния, значение третьего стационарного состояния и особой точки ρ^* превышают 10^{13} см^{-2} .

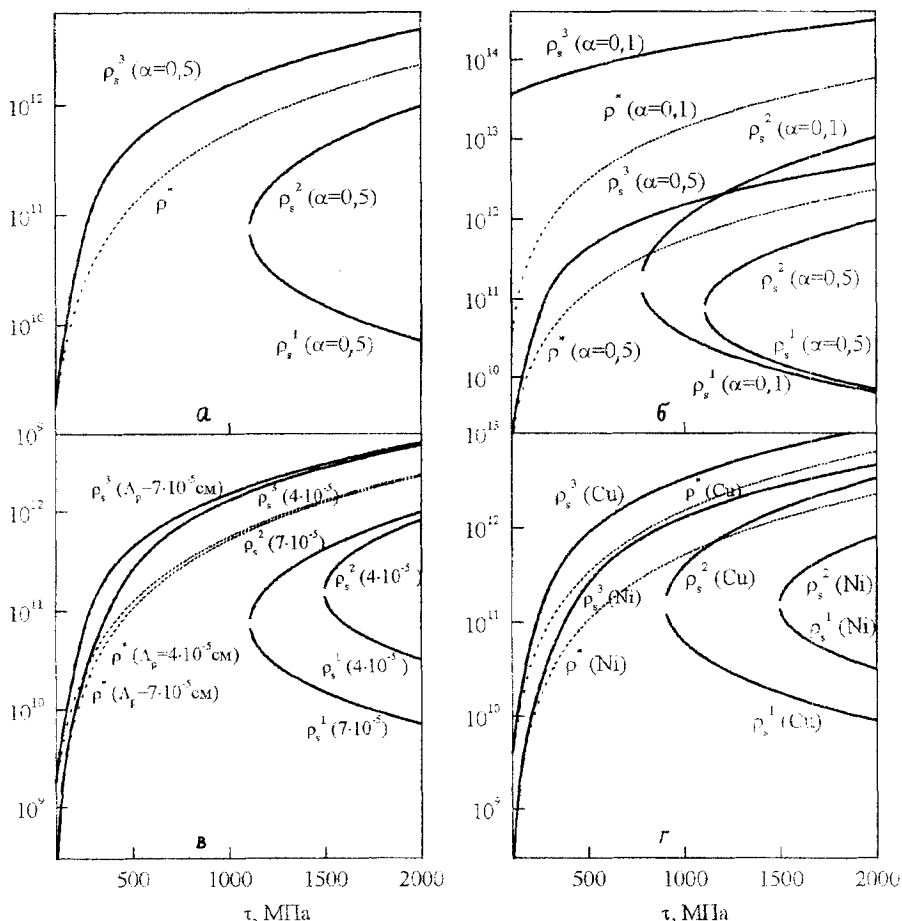


Рис. 4. Стационарные значения плотности дислокаций при $\Gamma=2$, $n^*=2$, $\delta=5 \cdot 10^{-6} \text{ см}$, $\tau_f=10 \text{ МПа}$ и а) $G=10^5 \text{ МПа}$, $\alpha=0,5$, $\Lambda_p=7 \cdot 10^{-5} \text{ см}$, б) $G=10^5 \text{ МПа}$, $\Lambda_p=7 \cdot 10^{-5} \text{ см}$, в) $G=10^5 \text{ МПа}$, $\alpha=0,5$, г) $\alpha=0,5$, $\Lambda_p=4 \cdot 10^{-5} \text{ см}$, Cu - $G=6 \cdot 10^4 \text{ МПа}$, Ni - $G=10^5 \text{ МПа}$. Обозначения: $\rho_s^1, \rho_s^2, \rho_s^3$ - стационарные плотности дислокаций, ρ^* - особая точка

Было также проведено исследование модели для условий деформации при постоянной нагрузке ($P=\text{const}$). В условиях одноосного растяжения цилиндрического образца при постоянной нагрузке напряжение возрастает с изменением поперечного сечения образца в процессе деформации как $\tau = \tau_0 \exp(a/k)$, где k - множитель Закса, в дальнейших расчетах принимаем $k \approx 2$.

Для выявления основных тенденций развития дислокационной подсистемы гетерофазного материала при $P=\text{const}$ были найдены изоклины нуля для уравнения (4), то есть кривые, в каждой точке которых $d\rho/da = 0$. Точки указанных кривых могут оказаться для интегральных кривых точками максимума и минимума. Изоклины нуля разбивают фазовое пространство на области, в которых производная имеет разные знаки, и, следовательно, поведение интегральных кривых $\rho(a)$ имеет аналогичный характер.

Параметрическое исследование показало, что важным управляющим параметром при таком виде деформации является напряжение τ_0 . На рис. 5 приведены два возможных варианта развития дислокационной подсистемы в зависимости от значений τ_0 . Первый – когда дифференциальное уравнение имеет одну изоклину нуля ρ_i^1 и одну «особую» изоклину, при которой знаменатель обращается в нуль ρ_i^* (рис. 5,а). Вторым – дифференциальное уравнение имеет три изоклины нуля ρ_i^1 , ρ_i^2 , ρ_i^3 и «особую» изоклину ρ_i^* (рис. 5,б).

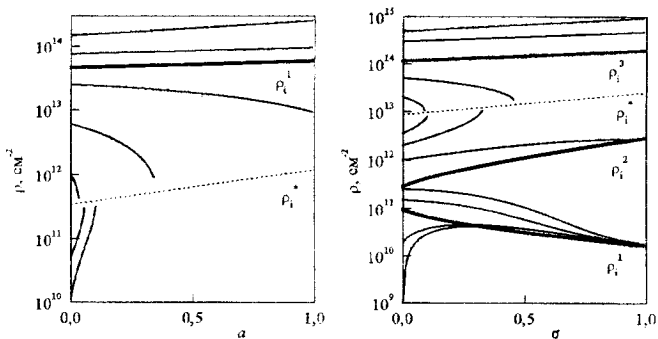


Рис. 5. Зависимость плотности дислокаций ρ от деформации при $\alpha=0,1$ и τ_0 (МПа): а) 200; б) 800 (значения остальных параметров, как на рис. 3); ρ_i^1 , ρ_i^2 , ρ_i^3 – изоклины нуля, ρ_i^* – особая изоклина

Для одноосного сжатия число изоклин нуля в зависимости от значений параметров также одно или три. Однако зависимость изоклин от деформации при одноосном сжатии и растяжении имеет разный характер, а именно, с увеличением деформации при сжатии значение первой изоклины ρ_i^1 возрастает, при растяжении – уменьшается. Значение других изоклин ρ_i^* , ρ_i^2 и ρ_i^3 с ростом деформации уменьшается при сжатии, и увеличивается при растяжении. При этом область динамического разупрочнения между ρ_i^1 и ρ_i^2 сужается с ростом деформации при сжатии и расширяется при растяжении.

Проведенный анализ позволяет предполагать, что в зависимости от характеристик материала и его исходной дефектности возможно так подобрать деформирующее напряжение τ , чтобы добиться желаемого режима деформирования.

Библиографический список

1. Фридель Ж. Дислокации. - М.: Мир, 1967. - 643 с.
2. Попов Л.Е., Кобытев В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сплавов. - М.: Металлургия, 1984. – 182 с.
3. Колупаева С.Н., Старенченко В.А., Попов Л.Е. Неустойчивости пластической деформации кристаллов. - Томск: Изд-во Том. ун-та, 1994. – 300 с.
4. Эшби М.Ф. О напряжении Орована / Физика прочности и пластичности. - М.: Металлургия, 1972. - С. 88-108.
5. Ковалевская Т.А., Виноградова И.В., Попов Л.Е. Математическое моделирование пластической деформации гетерофазных сплавов. - Томск: Изд-во Том. ун-та, 1992. – 170 с.
6. Попов Л.Е., Колупаева С. Н., Комарь Е. В. Исследование устойчивости дислокационной подсистемы в дисперсно-упрочненных материалах при интенсивных воздействиях. - Томск, 1996-10 с. Деп. в ВИНТИ. № 1445 – В 96.

7. Попов Л.Е., Колупаева С.Н., Вихорь Н.А. Исследование устойчивости дислокационной подсистемы ГЦК кристаллов при интенсивных деформирующих воздействиях // Математ. моделир. систем и проц. -1996.- № 4. - С. 74-82.
8. Попов Л.Е., Колупаева С.Н., Вихорь Н.А. Исследование дислокационной кинетики при деформации г.ц.к. монокристаллов в условиях интенсивных деформирующих воздействий // Изв. вузов. Физика. -1997.- № 8. - С. 43 – 48

Получено 16.03.2000