

УДК 539.37

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ В Г.Ц.К. МАТЕРИАЛАХ

Колупаева С. Н., Вихорь Н. А., Попов Л. Е.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
vir@mail.tomsknet.ru

Исследование эволюции дислокационной подсистемы г.ц.к. металлов и гетерофазных материалов, упрочненных недеформируемыми частицами, проведем для области низких температур, где достаточно высокой подвижностью обладают только межузельные атомы, поэтому ограничимся рассмотрением аннигиляции дислокаций в результате осаждения на них деформационных точечных дефектов именно этого типа. Будем характеризовать дефектную подсистему кристалла одним уравнением баланса дислокаций. Будем полагать, что условия деформирования являются статическими, то есть приложенное напряжение τ уравновешивается сопротивлением материала деформированию τ_R .

При достаточно медленной деформации однофазных материалов, когда процессы пластической деформации реализуются преимущественно дислокационными механизмами, сопротивление материала деформированию обусловлено, прежде всего, статическими препятствиями движению дислокаций $\tau_f = \tau_f + \alpha G b \rho^{1/2}$, где ρ - плотность дислокаций, τ_f - напряжение трения, α - параметр, характеризующий интенсивность междислокационных взаимодействий, G - модуль сдвига, b - модуль вектора Бюргерса. В гетерофазном материале величина сопротивления материала деформированию определяется также сопротивлением движению дислокаций, связанным с накоплением геометрически необходимых дислокаций на частицах $\tau_{Or} = G b / (\Lambda_p - \delta)$, Λ_p - расстояние между частицами, δ - диаметр частиц. Таким образом, условие «статического» характера режима деформирования для моно- и поликристаллов г.ц.к. металлов может быть записано в виде $\tau = \tau_f + \alpha G b \rho^{1/2}$, для дисперсно-упрочненных материалов $\tau = \tau_f + \tau_{Or} + \alpha G b \rho^{1/2}$.

Интенсивность генерации дислокаций в процессе пластической деформации г.ц.к. монокристаллов определяется накоплением дислокаций на дислокационных барьерах и может быть представлена следующим соотношением [1,2]: $G(\rho) = F / (D b)$, где F - параметр, характеризующий геометрию дислокационных петель и их распределение в зоне сдвига $F=2..5$, D - диаметр зоны сдвига. Учитывая, что при деформации поликристаллических материалов накопление дислокаций происходит не только на дислокациях, но и на межкристаллитных границах, для интенсивности генерации дислокаций можно использовать соотношение [1-3]: $G(\rho) = \frac{F_1}{D b} + \frac{F_2}{d b}$, где F_1, F_2 - кристаллогеометрические параметры, учитывающие геометрию дислокационных петель и зерен, d - средний диаметр кристаллита (зерна) в поликристалле.

В гетерофазном материале существуют дополнительные препятствия - частицы второй фазы, на которых происходит накопление дислокаций [1-4]:

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

Первое слагаемое соответствует накоплению дислокаций на дислокационных барьерах, второе – вблизи частиц, третье – в дипольных конфигурациях, соединяющих частицы.

Для интенсивности аннигиляции дислокаций можно записать [4-7]: $A(\rho) = 16q\tau_{dyn}\rho^{1/2}/(3Gb)$, где τ_{dyn} – напряжение, избыточное над статическим сопротивлением движению дислокаций τ_s , q – параметр, характеризующий интенсивность генерации межузельных атомов.

Предположим, что диаметр зоны сдвига определяется прочными дислокационными барьерами, в этом случае средний диаметр зоны сдвига определяется выражением

[1, 2] $D = \frac{B}{Gb} \frac{\tau}{\rho}$, где B – параметр, определяемый вероятностью образования протяженных дислокационных барьеров. Здесь $B = 4\pi^2/(\alpha\beta\xi)$, где $\xi \approx 0,5$ – доля дислокаций леса; $\beta_r \approx 0,14$ – доля реагирующих дислокаций леса; $\alpha_r \approx 0,5$ – геометрический фактор.

В случае статической деформации гетерофазных материалов, упрочненных недеформируемыми частицами, уравнение баланса дислокаций имеет вид [4]

$$\frac{d\rho}{da} = \frac{F}{Db} + \frac{\langle \chi \rangle \delta}{2\Lambda_p^2 b} + \frac{1}{\Lambda_p b} - q \frac{16\tau_{dyn}}{3Gb} \rho^{1/2}, \quad (1)$$

для однофазного г.ц.к. монокристалла [5, 7]

$$\frac{d\rho}{da} = \frac{F}{Db} - q \frac{16\tau_{dyn}}{3Gb} \rho^{1/2}, \quad (2)$$

для г.ц.к. поликристалла [7,8]

$$\frac{d\rho}{da} = \frac{F_1}{Db} + \frac{F_2}{db} - q \frac{16\tau_{dyn}}{3Gb} \rho^{1/2}. \quad (3)$$

Напряжение τ_{dyn} для статических условий деформирования представим в виде [5-7]

$$\tau_{dyn} = \alpha_{dyn} Gb\rho^{1/2}. \quad (4)$$

Уравнение (1) при имеющих физический смысл значениях параметров имеет в области действительных чисел одно устойчивое стационарное значение плотности дислокаций ρ_s (аналитическое выражение для него является громоздким, поэтому оно не приведено).

Основные расчеты проведены при базовом наборе значений параметров, соответствующих монокристаллу никеля: $G = 10^5$ МПа, $b = 2,5 \cdot 10^{-10}$ м, $F = 4,7$, $\langle \chi \rangle = 4$, $q = 1$, $\alpha_{dyn} = 0,1$, $\tau_f = 1$ МПа, $\delta = 5 \cdot 10^{-8}$ м, $\Lambda_p = 7 \cdot 10^{-7}$ м, $\alpha = 0,5$. Если значение параметра отличается от базовых значений, оно приведено в подписи к рисунку.

Величина стационарной плотности дислокаций ρ_s уменьшается с увеличением параметров α , α_{dyn} , τ_f , Λ_p , и увеличивается с ростом диаметра частиц δ (рис. 1). Однако, при физически реальных значениях параметров модели значения стационарной плотности дислокаций достаточно высоки $10^{16} - 10^{17}$ м⁻². Следовательно, преимущественно имеет место деформационное упрочнение материала.

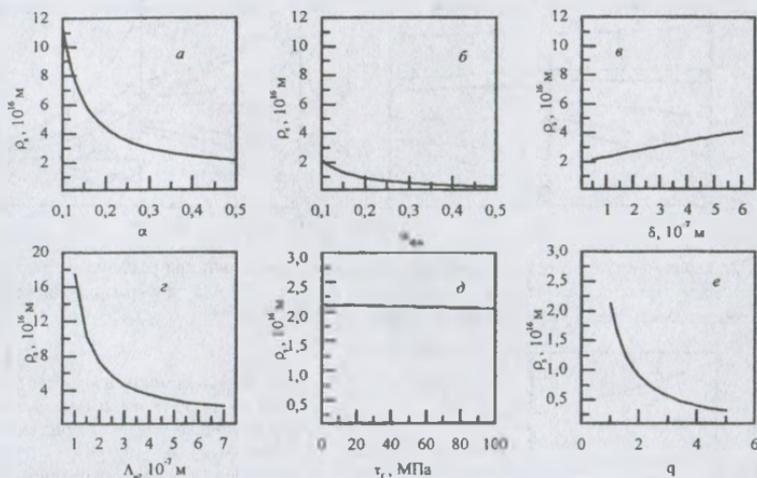


Рис. 1. Зависимость стационарной плотности дислокаций ρ_s от параметров модели для деформации дисперсно-упрочненного материала на основе никеля при $\tau_{dyn} = \alpha_{dyn} G b \rho^{1/2}$.

На рис. 2-3 приведены зависимости плотности дислокаций от деформации $\rho(a)$, полученные при различных значениях исходной плотности дислокаций ρ_0 и различных значениях параметров модели.

В случае деформации монокристаллов однофазных материалов имеется два стационарных состояния [5,7], одно из которых $\rho_s^{(1)} = 0$ является неустойчивым, второе

$\rho_s^{(2)} = \left(\frac{FG - 8\alpha_{dyn} B \tau_f}{8\alpha_{dyn} \alpha B G b} \right)^2$ - устойчивым (рис. 4). При $\rho_s^{(1)} < \rho < \rho_s^{(2)}$ процессы генерации

дислокаций преобладают над процессами аннигиляции, и плотность дислокаций возрастает с деформацией, асимптотически приближаясь к $\rho_s^{(2)}$. При $\rho > \rho_s^{(2)}$ плотность дислокаций уменьшается в результате аннигиляционных процессов, также приближаясь к стационарной величине $\rho_s^{(2)}$. При некоторой степени деформации наступает динамическое равновесие процессов генерации и аннигиляции дислокаций, и при дальнейшем увеличении деформации плотность дислокаций не изменяется.

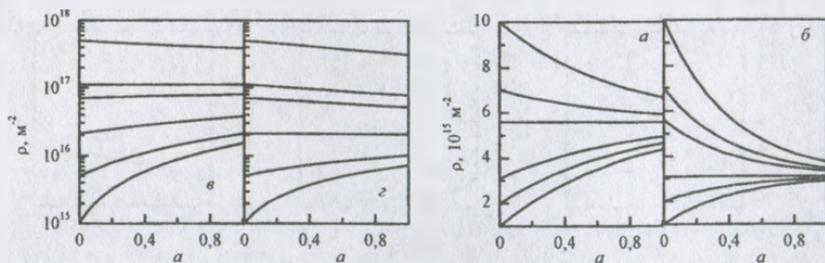


Рис. 2. Зависимость плотности дислокаций от степени деформации при различных начальных значениях ρ_0 при α_{dyn} : а - 0,3; б - 0,5; при α : а - 0,1; б - 0,5; деформация дисперсно-упрочненного материала на основе никеля при $\tau_{dyn} = \alpha_{dyn} G b \rho^{1/2}$.

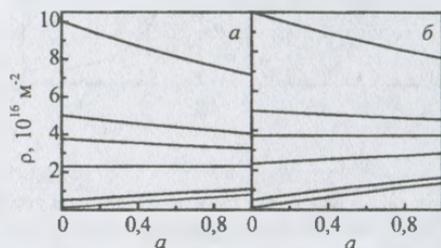


Рис. 3. Зависимость плотности дислокаций ρ от степени деформации при различных начальных значениях ρ_0 при δ (м): а - 10^{-7} ; б - $5 \cdot 10^{-7}$; деформация дисперсно-упрочненного материала на основе никеля при $\tau_{dyn} = \alpha_{dyn} G b \rho^{1/2}$.

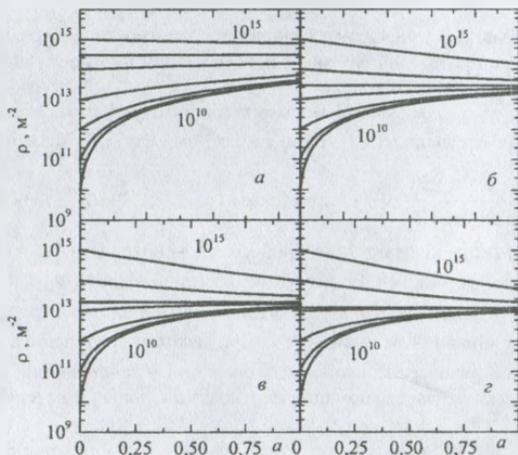


Рис. 4. Зависимость плотности дислокаций от деформации при начальных значениях плотности дислокаций от 10^{10} до 10^{15} м⁻² при α_{dyn} : а - 0,1; б - 0,33; в - 0,4; г - 0,5.

Для поликристалла имеется одно устойчивое стационарное значение плотности дислокаций ρ_s . При $\rho > \rho_s$ плотность дислокаций с деформацией уменьшается, асимптотически приближаясь к стационарной величине; если $\rho < \rho_s$, плотность дислокаций увеличивается, приближаясь к ρ_s (рис. 5).

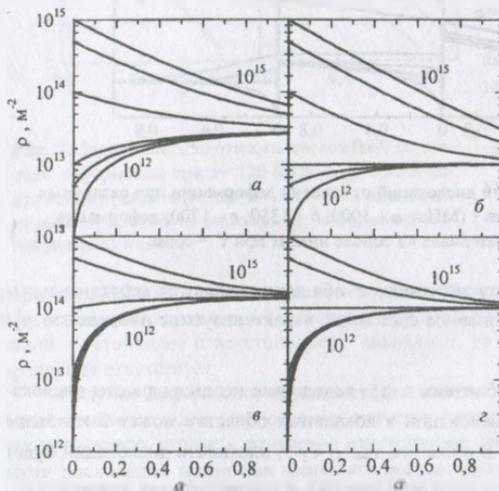


Рис. 5. Зависимость плотности дислокаций от степени деформации при начальных значениях плотности дислокаций от 10^{12} м^{-2} до 10^{15} м^{-2} для поликристалла никеля (статическая деформация) при $\alpha_{\text{dyn}}=0,5$ и напряжении трения τ_f (МПа): а, в – 0,001; б, з – 1000. Размер зерна d (мкм): а, б – 100; в, з – 10.

Таким образом, при статической деформации г.к. материалов, наблюдается, как правило, деформационное упрочнение, и плотность дислокаций приближается к стационарной величине. Для моно- и поликристаллов эта величина порядка $10^{13} \dots 10^{14} \text{ м}^{-2}$, для гетерофазных материалов $\sim 10^{16} \dots 10^{17} \text{ м}^{-2}$. В локальных областях кристалла с высокой плотностью дислокаций может иметь место преобладание аннигиляционных процессов и деформационное разупрочнение.

Исследуем эволюцию дислокационной подсистемы для деформирующих воздействий, удобных для экспериментального воспроизведения: 1) постоянной величины приложенного напряжения τ , 2) постоянной нагрузки при одноосном растяжении и сжатии.

Для условий постоянной величины приложенного напряжения сдвига ($\tau = \text{const}$) величину избыточного напряжения представим в виде [7]: $\tau_{\text{dyn}} = \tau - \tau_f - \alpha G b \rho^{1/2}$ для г.к. металлов и для дисперсно-упрочненных материалов $\tau_{\text{dyn}} = \tau - \tau_f - \tau_{\text{cr}} - \alpha G b \rho^{1/2}$.

Уравнение баланса дислокаций в дисперсно-упрочненных материалах с недеформируемыми частицами (1) при постоянном напряжении имеет два стационарных состояния:

$$\rho_s^{1/2} = \left(\frac{A_3 A_4 \pm \sqrt{(A_3 A_4)^2 - 4 A_2 (A_1 + A_3 A_5)}}{2(A_1 + A_3 A_5)} \right)^2 \quad (5)$$

где $A_1 = \frac{FG}{B\tau}$; $A_2 = \frac{\langle \chi \rangle \delta}{2\Lambda_p^2 b} + \frac{1}{\Lambda_p b}$; $A_3 = \frac{q16}{3Gb}$; $A_4 = \tau - \tau_f - \tau_{\text{cr}}$; $A_5 = \alpha G b$.

Анализ показал, что возможны три случая. В первом случае, при низких значениях τ оба значения стационарных плотностей дислокаций ρ_1^s и ρ_2^s являются комплекс-

ными, и стационарные состояния дислокационной подсистемы отсутствуют (рис. 6,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.

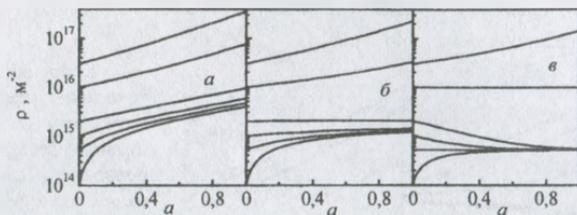


Рис. 6. Зависимость плотности дислокаций от степени деформации при различных начальных значениях ρ_0 при τ (МПа): а – 1000; б – 1350; в – 1700; деформация гетерофазного материала на основе никеля при $\tau = \text{const}$.

Во втором случае, при высоких значениях τ оба корня являются действительными и различными (рис. 6,в). Стационарное состояние, характеризуемое плотностью ρ_1^1 , устойчиво, ρ_2^2 – неустойчиво.

При плотностях дислокаций близких к ρ_2^2 , вследствие неоднородности дислокационной подсистемы плотность дислокаций в локальных областях может быть выше или ниже стационарной величины. В областях, где $\rho < \rho_2^2$, плотность дислокаций будет монотонно уменьшаться, асимптотически приближаясь к стационарному значению ρ_1^1 , соответствующему устойчивому равновесию. В областях, где $\rho > \rho_2^2$, 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.

При некотором значении приложенного напряжения оба стационарных значения совпадают, $\rho_1^1 = \rho_2^2 = \rho_c$. Эту ситуацию иллюстрируют рисунок 6,б. При совпадении ρ_1^1 и ρ_2^2 заключенная между ними область, в которой плотность дислокаций монотонно уменьшается с деформацией, исчезает. При плотностях дислокаций $\rho < \rho_c$, плотность дислокаций асимптотически приближается к стационарному значению. При плотностях дислокаций $\rho > \rho_c$, плотность дислокаций – возрастает. В гетерофазном материале со средней плотностью дислокаций $\rho \approx \rho_c$, в локальных областях, где $\rho > \rho_c$, с увеличением деформации будет происходить нарастание плотности 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 $\rho > \rho_c$, сопровождается появлением новой высокодефектной области. С ростом деформации число таких областей постоянно возрастает.

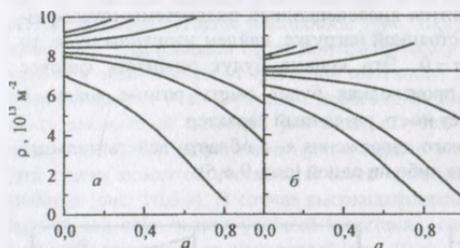


Рис. 7. Зависимость плотности дислокаций от степени деформации при $\tau = 120$ МПа, $\alpha_{dyn} = 0,33$ и напряжении трения τ_f (МПа): а - 1; б - 10 и различной начальной плотности дислокаций, деформация монокристалла никеля.

определенном для каждого конкретного набора значений параметров, характеризующих дисперсно-упрочненный материал, оба стационарных значения плотности дислокаций – устойчивое и неустойчивое – совпадают, то есть область динамического разупрочнения отсутствует.

В случае деформации монокристалла никеля при постоянном приложенном напряжении имеется два стационарных значения плотности дислокации, одно – тривиальное устойчивое, второе – ненулевое неустойчивое (рис. 7). При любой исходной плотности дислокаций можно так подобрать деформирующее напряжение τ , чтобы добиться желаемого режима деформирования (рис. 8).

Рассмотрим статическую деформацию г.д.к. материалов, которая осуществляется при постоянной нагрузке ($P = const$). В условиях одноосного **растяжения** цилиндрического образца при постоянной нагрузке напряжение возрастает с изменением поперечного сечения образца в процессе деформации по закону $\tau = \tau_0 \exp(a/k)$, где k – множитель Закса; в дальнейших расчетах принимаем $k \approx 2$. Соответственно, $\tau_{dyn} = \tau_0 \exp(a/k) - \tau_f - \tau_{or} - \alpha G b \rho^{1/2}$.

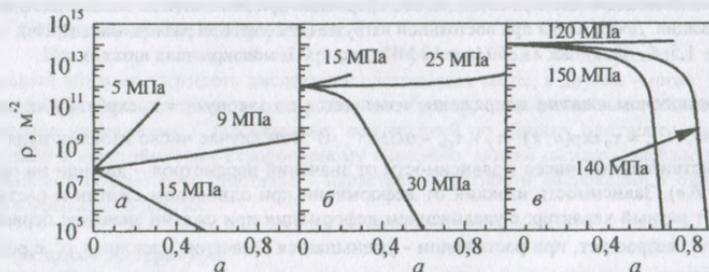


Рис. 8. Деформация монокристалла никеля при постоянном напряжении, $\tau_f = 1$ МПа, $\alpha_{dyn} = 0,1$, ρ_0 (m^{-2}): а - 10^8 ; б - 10^{12} ; в - 10^{15} .

Для выявления основных тенденций развития дислокационной подсистемы гетерофазного материала, деформируемого при постоянной нагрузке, найдем изоклины нуля, то есть кривые, в точках которых $d\rho/da = 0$. Эти кривые будут разбивать фазовое пространство на области, в которых производная будет иметь разные знаки, и поведение интегральных кривых $\rho(a)$ будет иметь различный характер.

В зависимости от значений начального напряжения τ_0 в области действительных чисел может быть либо две изоклины нуля либо ни одной (рис. 9, а, б).

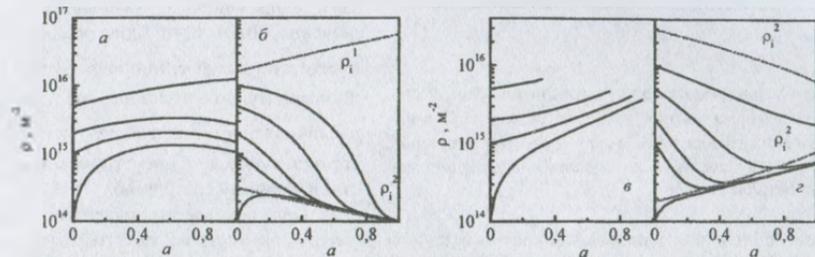


Рис. 9. Зависимость плотности дислокаций от деформации при постоянной нагрузке при τ_0 (МПа) а - 1000; б - 2000; в - 1300; з - 2500; а, б - растяжение гетерофазного материала на основе никеля, в, з - сжатие.

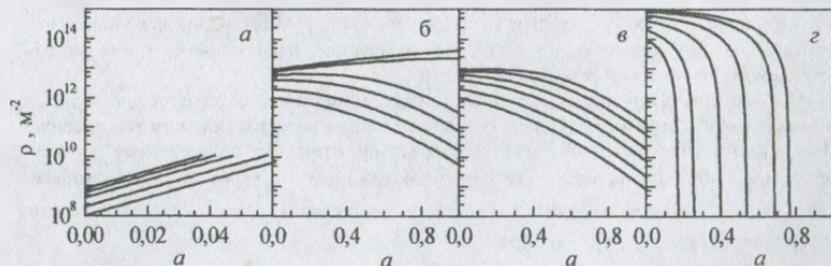


Рис. 10. Зависимость плотности дислокаций от деформации при различной начальной плотности дислокаций. Деформация при постоянной нагрузке ($P = \text{const}$) при различных τ_0 (МПа): а - 1,5; б - 48; в - 55; з - 350 ($\tau_f = 10$ МПа, $\alpha_{\text{Фн}} = 0,1$, монокристалл никеля).

При одноосном **сжатии** напряжение изменяется по закону $\tau = \tau_0 \exp(a/k)$ и, соответственно, $\tau_{\text{Фн}} = \tau_0 \exp(a/k) \cdot \tau_f - \tau_{0r} - \alpha G b \rho^{1/2}$. В этом случае число изоклин нуля в области действительных чисел в зависимости от значений параметров - две или ни одной (рис. 9, б, в). Зависимость изоклин от деформации при одноосном сжатии и растяжении имеет разный характер: с увеличением деформации при сжатии значение первой изоклины ρ_1^1 возрастает, при растяжении - уменьшается. Значение изоклины ρ_1^2 с ростом деформации уменьшается при сжатии и увеличивается при растяжении. При этом область динамического разупрочнения между изоклинами с ростом деформации при сжатии сужается, а при растяжении - расширяется. При сжатии появление двух изоклин происходит в области более высоких напряжений, чем при растяжении.

При низкой исходной плотности дислокаций $10^8 \dots 10^9 \text{ м}^{-2}$ при напряжениях τ_0 , характерных для статической деформации, плотность дислокаций с деформацией возрастает.

тает на один-два порядка величины, при этом скорость возрастания логарифма плотности дислокаций остается постоянной (рис. 10,а), то есть плотность дислокаций увеличивается с деформацией по экспоненциальному закону. При некоторой степени деформации (в зависимости от исходной плотности дислокаций) равновесие между процессами генерации и аннигиляции дислокаций нарушается в пользу последней, и плотность дислокаций начинает уменьшаться. Чем меньше начальная плотность дислокаций и чем выше напряжение τ_0 , тем короче стадия нарастания плотности дислокаций (эта стадия может отсутствовать) и тем интенсивнее затем происходят процессы аннигиляции (рис. 10,б,в). В случае высокодефектных кристаллов при напряжениях, характерных для статических условий испытания, происходит динамическое разупрочнение и очистка материала от дислокаций (рис. 10,з).

Сравнение результатов моделирования поведения дислокационной подсистемы гетерофазных материалов с результатами исследований для однофазных материалов показывает, что общий характер поведения дислокационной подсистемы в этих материалах при статической деформации для $\tau_{dyn} = \alpha_{dyn} G b \rho^{1/2}$ аналогичен. И для тех, и для других наблюдается одно ненулевое устойчивое стационарное состояние, и хотя в монокристаллах имеется еще одно нулевое стационарное состояние, фазовые портреты для этих материалов имеют подобный характер – при малых и средних значениях плотностей дислокаций наблюдается упрочнение, при высоких значениях плотности дислокаций может иметь место деформационное разупрочнение материала.

При деформации в условиях постоянного приложенного напряжения или постоянной нагрузки в закономерностях поведения дислокационной подсистемы в гетерофазных материалах в сравнении с монокристаллами г.ц.к. металлов наблюдаются существенные различия. При $\tau = \text{const}$ в однофазных материалах существует одно ненулевое неустойчивое стационарное состояние и одно нулевое устойчивое, в гетерофазных материалах два ненулевых стационарных значения плотности дислокаций. При высоких значениях напряжений между двумя стационарными значениями плотности дислокаций существует область разупрочнения, а при плотностях дислокаций ниже и выше стационарных значений происходит увеличение плотности дислокаций с деформацией и упрочнение гетерофазного материала. С уменьшением деформирующего напряжения область динамического разупрочнения сужается и при напряжениях τ , характерных для статических условий деформирования, стационарные состояния отсутствуют, и наблюдается только деформационное упрочнение. При деформации монокристаллов г.ц.к. металлов для любой исходной плотности дислокаций в материале можно подобрать деформирующее напряжение, при котором наблюдается разупрочнение или упрочнение материала в процессе деформации.

Поскольку дислокации по кристаллу распределены неоднородно, в одних локальных объемах плотность дислокаций оказывается выше, в других – ниже. Деформирующее напряжение также неоднородно по образцу, оказываясь выше вблизи концентраторов напряжения. Следовательно, при средней по образцу плотности дислокаций, близкой к неустойчивому стационарному значению, можно ожидать расслоения дислокационной подсистемы кристалла – нарастания плотности дислокаций в одних областях и убывания в других.

Список литературы

1. Попов Л.Е., Кобычев В.С., Ковалевская Т.А. //Изв. вузов. Физика. 1982. № 6. С. 56-82.
2. Попов Л.Е., Кобычев В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сплавов. М.: Металлургия, 1984. 182 с.
3. Ashby M.F. //Phil. Mag. 1970. V. 21. № 170. P. 399-424.
4. Ковалевская Т.А., Виноградова И.В., Попов Л.Е. Математическое моделирование пластиче-

- ской деформации гетерофазных сплавов. Томск: Изд-во ТГУ, 1992. 168 с.
5. Попов Л.Е., Пудан Л.Я., Колупаева С.Н. и др. Математическое моделирование пластической деформации. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1990. 185 с.
 6. Колупаева С.Н., Старенченко В.А., Попов Л.Е. Неустойчивости пластической деформации кристаллов. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1994. 301 с.
 7. Попов Л.Е., Колупаева С.Н., Вихорь Н.А. Математическое моделирование эволюции дислокационной подсистемы г.ц.к. кристаллов при различных деформирующих воздействиях /Компьютерный анализ данных и моделирование. Сборник научных статей V Международной конференции. Ч.3. - Минск, 1998, - С. 182-187.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА

Палистрант Н. А.

Международная Лаборатория Твердотельной Электроники и Сверхпроводимости Института Прикладной Физики Академии Наук Молдовы, Кишинэу, Республика Молдова

natpal@phys.asm.md; palistrant@yahoo.com

Полимерные сшивающиеся слои на основе аминостирола были получены методом радикальной полимеризации. Изучались механические свойства соединений, влияние химического состава и внешних факторов (радиации, температуры, старения(хранения)) на эти свойства, картины деформирования вокруг отпечатков. Получено, что при облучении механические параметры значительно возрастают. Также обнаружено, что при-indentировании отпечатки остаются пластичными и не обнаруживается трещин и разрушений вплоть до больших нагрузок (200 г). Высказана гипотеза о механизме деформирования полимерных слоев.

1. ВВЕДЕНИЕ

Полимерные материалы широко используются в качестве функциональных слоев для микроэлектронных датчиков. Например, новые композиты на основе 4-аминостирола могут использоваться в качестве сред для тиражирования и хранения голографической информации (голографических копий). С целью дальнейшего улучшения рельефа изображения полимерные сшивающиеся слои, содержащие химически активные связи (звенья) аминостирола, были получены нами методом радикальной полимеризации [1-6]. Основной особенностью полимеров, отличающей их от низкомолекулярных соединений, являются большие значения молекулярных масс. Длина цепи полимеров намного превышает их поперечные размеры. В зависимости от условий в полимере определенного химического строения могут формироваться надмолекулярные структуры различных типов, которые обеспечивают различные комплексы механических свойств и различную прочность материалов. Существенное влияние на механические свойства оказывает также соотношение между химическими компонентами вещества, введение определенных добавок (пластификаторов). Пластификатор, обволакивая те или иные группы полимера, не может не оказывать влияния на внутримолекулярное взаимодействие звеньев молекулы, на их потенциальные барьеры вращения, что