

И. В. Трусов, И. Э. Келлер, В. Д. Онискив

ОБ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ СОСТОЯНИЯХ ПЛАСТИЧНОСТИ
ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НЕПРОПОРЦИОНАЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ

Abstract

A model of inelastic behavior of some metals under nonproportional cyclic loading is proposed. The slip system interaction process within each grain of polycrystalline metal was taken as explanatory mechanism of additional hardening under out-of-phase cyclic loading. Certain class of metals with low stacking fault energy was outlined. For these metals mentioned above mechanism leads to formation of strong dislocation barriers blocking a slip and it can be constitutive one. Barrier and dislocation densities were taken as a structure parameters controlling the yield stress. The continuous constitutive relations qualitatively describing cyclic and additional hardening phenomena were proposed.

Введение

В течение последних 10–15 лет появились систематические исследования циклической пластичности металлов и сплавов при сложном нагружении. Мы приведем здесь краткое описание основных результатов экспериментов, известных нам по публикациям (см., например, работу [1] и ее ссылки). Изучалось поведение тонкостенных трубчатых образцов. На крутильный и продольный управляющие механизмы испытательных машин подавались различные периодические воздействия с разностью и без разности фаз. Формы воздействий и их типичные характеристики показаны на Рис.1. Несколько видов циклов с различной формой траекторий в пространстве деформаций А. А. Ильюшина показаны на Рис.2, а. Типичная сложная история деформирования, включающая различные циклы, показана на Рис.2, б. В Табл.1 представлены данные о различных использованных материалах и температуре

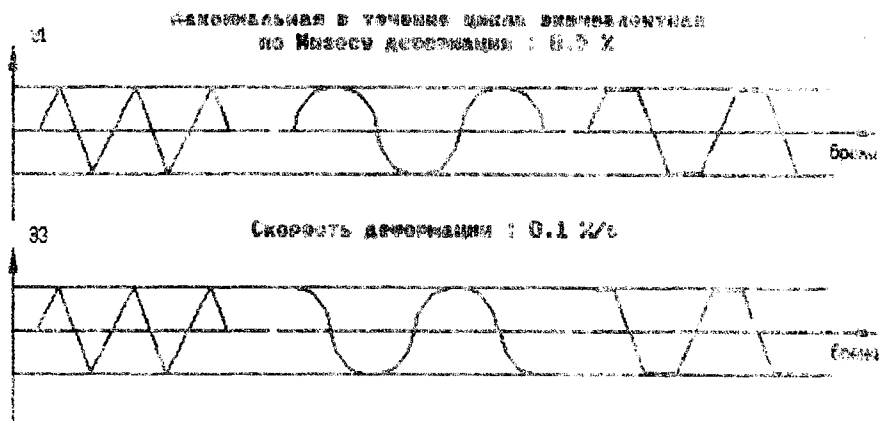


Рис.1. Форма и характеристики воздействий

испытаний. Реакция испытываемых образцов оказалась довольно сложной и разнообразной. В целом можно отметить, что величина максимального эффективного напряжения обычно стабилизируется в ходе циклического нагружения. Этой стабилизации всегда предшествует переходная стадия, которой может быть циклическое упрочнение при пропорциональном или непропорциональном нагружении (Рис.3,а), циклическое разупрочнение [1] (Рис.3,б) или поперечное упрочнение [1] (на Рис.3,в - с последующим циклическим разупрочнением).

Отмечено, что более сильное изотропное упрочнение при непропорциональном циклировании не может быть объяснено с использованием простых мер деформации, таких как накопленная пластическая деформация, накопленная полная деформация за цикл, максимальная эквивалентная деформация в течение цикла или работа формоизменения. Сложность явления и его описания побудили как к изучению возможных физических механизмов, которые могли бы его объяснить.

О возможном механизме дополнительного упрочнения

Сравнение поведения различных материалов было проведено с учетом трех физических параметров :

- гомологической температуры, $T_{\text{испыт.}} / T_{\text{плавл.}}$, которая

может являться мерой активности точечных дефектов в диффузионных процессах,

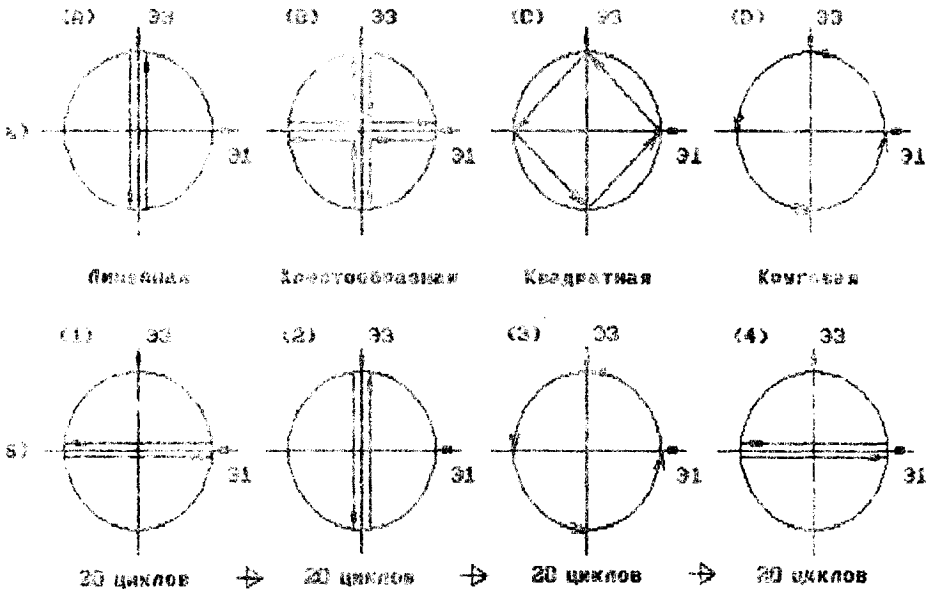


Рис.2. Форма циклических траекторий в пространстве деформаций А.А.Ильяхина; а) форма типичных циклических траекторий; б) история деформирования.

параметра упругой анизотропии [2], $\frac{C_{11}-C_{12}-2C_{44}}{C_{11}-C_{12}+2C_{44}}$ (C_{11}, C_{12} и C_{44} - упругие постоянные материала), который контролирует энергию, высвобождаемую в ходе некоторых циклокационных реакций

энергии дефекта упаковки (ЭДУ), измеряемой безразмерным комплексом $\gamma_{ЭДУ} \cdot b$ ($\gamma_{ЭДУ}$ - величина энергии дефекта упаковки, b - модуль сдвига, b - величина вектора Бюргерса).

По нашему мнению, процессы деформационного упрочнения и разупрочнения при циклировании наиболее полно характеризует третий параметр. Все материалы распределяются по трем группам (табл.2) согласно уровню ЭДУ. Металлы с высоким уровнем ЭДУ

имели слабое дополнительное упрочнение. Металлы со средним уровнем ЭДУ дополнительно упрочнялись в ходе нагружения по программе (3) (Рис.2,б), но любые последующие циклы внутри этой окружности, например (4), не изменяли его стабильного упрочненного состояния. Материалы с низким уровнем ЭДУ обнаруживали наибольшее дополнительное упрочнение, однако при последующих циклах (4) имело место циклическое разупрочнение, зависящее от истории нагружения. Мы ограничились рассмотрением металлов третьей группы, для которых интересующий нас эффект выражен наиболее ярко. Хиртом замечено [3], что в металлах и сплавах с низкой ЭДУ имеет место сильное барьерное упрочнение. Можно предположить, что эволюция формирования барьеров в этих материалах существенно зависит от взаимодействия систем

Материал	Кристаллическая структура	Энергия рефракции упаковки, эрг/см ²	Размер зерна, мкм	Температура испытания
ТВ451-63	ОЦК	-	-	20°
Al	ГЦК	200	-	20°C
Ni	ГЦК	30	-	20°C
Cu	ГЦК	40	78	20°C
316	ГЦК	20	40	20°C
304	ГЦК	20	-	20°C и 600°C
03X21H32 H36	ГЦК	-	-	20°C

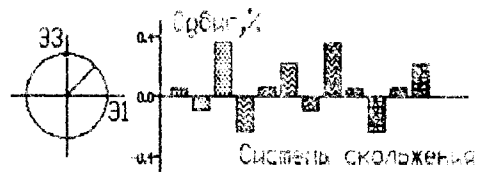
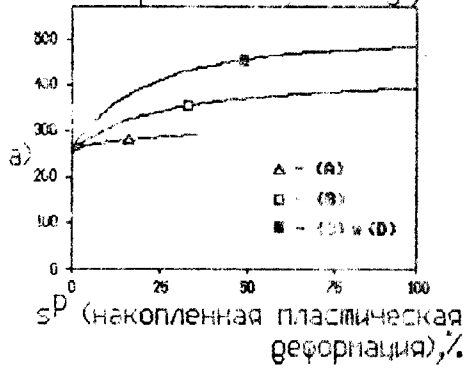
Табл.1. Данные об использованных материалах и температуре испытаний.

скольжения, которое, предположительно, более интенсивно при сложном нагружении. Дополнительное упрочнение, возможно, объясняется активностью большего количества действующих систем скольжения в каждом зерне поликристалла, подвергнутого непропорциональному циклированию. Это приводит к существенному

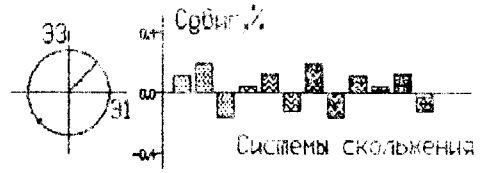
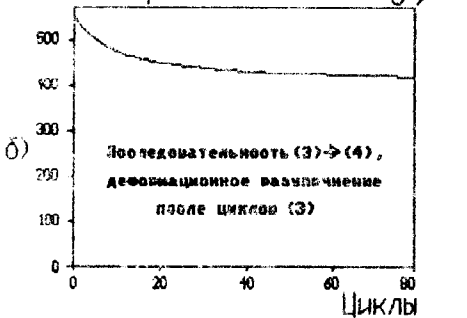
Уровень ЭДУ	$Z_{90\%}/\sigma_0$	Материал
высокий	$\sim 3 \cdot 10^{-2}$	Al, Ni, металлы с ОЦК крист. решеткой
средний	$\sim 5 \cdot 10^{-3}$	Cu
низкий	$\sim 3 \cdot 10^{-4}$	Аустенит нержавеющей стали, сплавы

Табл.2. Три группы материалов с разным уровнем энергии дефекта упаковки.

σ_{max} (напряжение по Мизесу), МПа



σ_{max} (напряжение по Мизесу), МПа



σ_{max} (напряжение по Мизесу), МПа

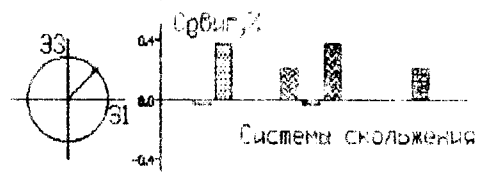
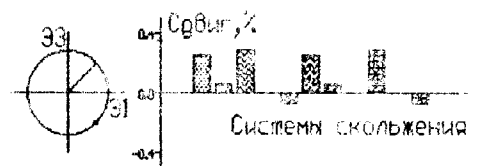
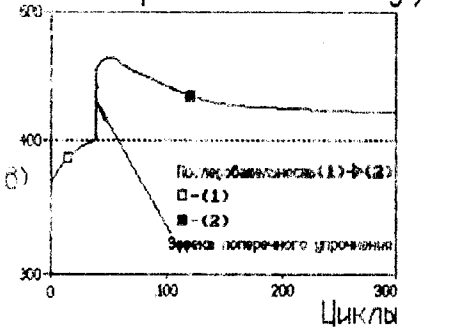


Рис.3. Реакция образцов в ходе экспериментов;
 а) эффект дополнительного упрочнения;
 б) эффект циклического разупрочнения;
 в) эффект поперечного упрочнения;

Рис.4. Активность систем скольжения ГЦС-монокристалла в ходе несимметричного цикла (моделирование).

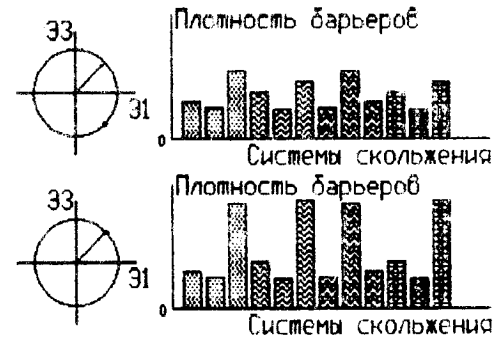
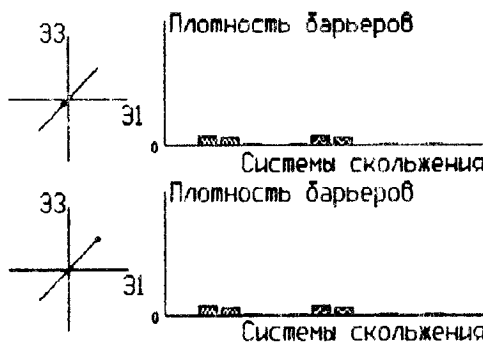
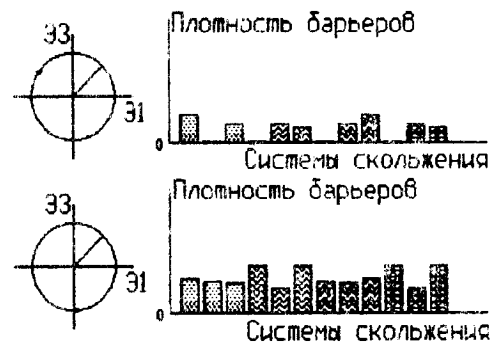
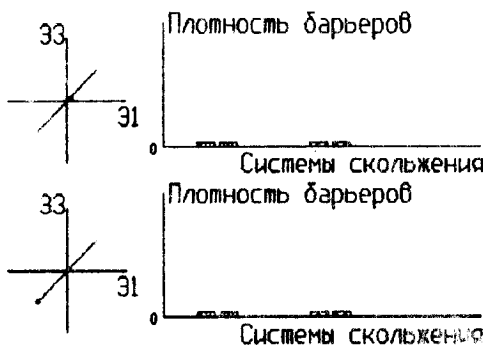
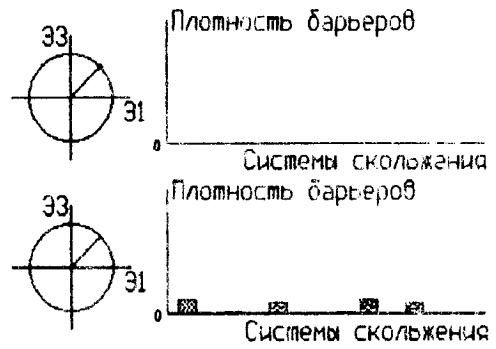
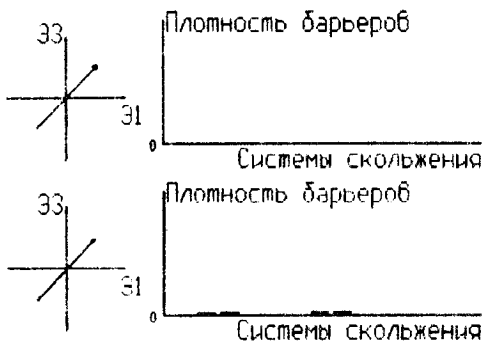


Рис.5. Процесс накопления плотности барьеров Ломер-Коттрелла в ходе синфазного цикла моделирование .

Рис.6. Процесс накопления плотности барьеров Ломер-Коттрелла в ходе несинфазного цикла моделирование .

увеличению их взаимодействия. Сравнение результатов оценки плотности барьеров в течение пропорционального и непропорционального (с разностью фаз 90°) циклов показывает достоверность этого предположения. Динамика активности систем скольжения ПЦМ монокристалла в течение одного цикла нагружения показана на Рис.4. Для этого же кристалла на Рис.5 и Рис.6 показана динамика образования барьеров Ломер-Коттрелла за один цикл, соответственно, пропорционального и непропорционального нагружения. Системы скольжения кристалла были взяты в соответствии с ориентацией стандартного тетраэдра Томпсона. Все системы скольжения распределены по четырем группам (каждая группа включает три системы скольжения - см. Рис. 4-6) в соответствии с принципиальной возможностью образовывать указанные барьеры. Дислокации систем скольжения каждой группы могут образовывать барьеры Ломер-Коттрелла друг с другом и не могут образовывать подобные барьеры с дислокациями других систем скольжения. Динамика активности систем скольжения в течение непропорционального цикла (Диагр. 2-6 на Рис.4) показывает более обширную активность всех систем скольжения в сравнении с пропорциональным циклом (Диагр.1 на Рис.4).

Плотность барьеров может быть принята в качестве структурного параметра, связанного с напряжением течения.

Определяющие уравнения при непропорциональном циклическом нагружении

В отличие от часто используемого способа построения определяющих соотношений непосредственно в макропеременных мы считаем целесообразным применить здесь следующий прием, заключающийся в

- 1) поиске объяснительного механизма явления на том системном уровне, где проявляется это явление и легче всего установить определяющую связь;
- 2) осуществлении переходе от использованных переменных мезоуровня к макропеременным, что позволяет получить замкнутую в терминах макропеременных систему определяющих уравнений.

Как уже было замечено выше, для описания дополнительного циклического упрочнения может быть введен скалярный параметр, имеющий физический смысл плотности дислокационных барьеров. В настоящей работе рассматриваются барьеры Ломер-Коттрелла. Эти барьеры могут образовываться взаимодействием дислокаций на каждой системе скольжения с дислокациями двух сопряженных систем скольжения. Эволюционное уравнение выводится в предположении однородного распределения дислокаций каждой системы скольжения по объему кристалла, что может иметь место на начальной стадии деформационного процесса. Эволюционное уравнение связывает скорость образования барьеров $\dot{\alpha}$ со скоростью сдвига $\dot{\gamma}^{act}$ на действующей системе скольжения и с плотностью подвижных дислокаций ρ_{mob}^{conj} на сопряженных системах скольжения

$$\dot{\alpha} = A \rho_{mob}^{conj} |\dot{\gamma}^{act}|, \quad A = const., \quad A > 0. \quad (1)$$

Плотность сидячих (неподвижных) дислокаций пропорциональна α -параметру. Принимая во внимание последнее предположение, может

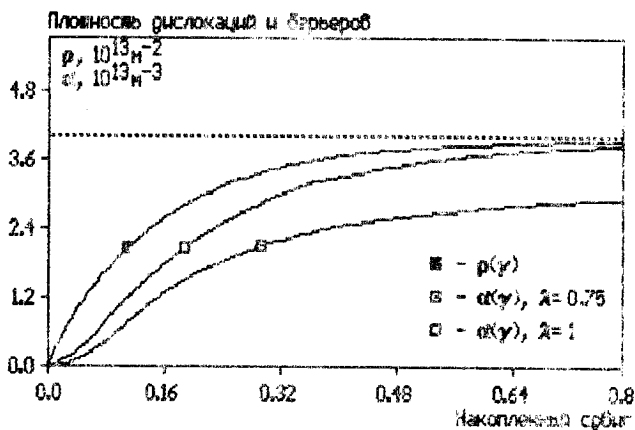


Рис.7. Рост параметров ρ и α , моделируемый уравнениями (2) и (3).

быть записано следующее уравнение :

$$\dot{\alpha} = (A \rho^{conj} - B \alpha) |\dot{\gamma}^{act}|, \quad B = const., \quad B > 0. \quad (2)$$

Используется эволюционное уравнение плотности дислокаций для

случая циклической деформации (учитывающее аннигиляцию дислокаций) [4]

$$\dot{\rho} = (C - D\rho) |\dot{\gamma}^{\text{act}}|, \quad C \text{ и } D \text{ — положительные константы} \quad (3)$$

Был проведен анализ системы дифференциальных уравнений (2) и (3) при следующем условии $\rho^{\text{const}} = \lambda\rho$, $0 < \lambda \leq 1$. Параметр λ определяет стационарную точку α и, следовательно, при наличии большой плотности дислокаций на сопряженных системах скольжения, например, имеющем место при сложном нагружении, параметр α также будет достигать большего стационарного значения. На Рис.7 показан рост ρ и α при увеличении накопленной сдвиговой деформации.

Для произвольного деформированного состояния предложена континуальная модель. Согласно этой модели в каждый момент времени действующие плоскости скольжения совпадают с плоскостями главных сдвигов. Скорости сдвигов по шести "псевдосистемам" скольжения, связанные с этими плоскостями, определяются с помощью следующих соотношений:

$$\dot{\gamma}_i = \dot{D} \cdot \check{D} \cdot \check{D}_i, \quad i=1,6. \quad (4)$$

где \check{D} — девиатор тензора скорости деформации, \check{D}_i, \check{D}_i — единичные векторы, определяющие i -ю псевдосистему скольжения в базисе главных осей \check{D} (Рис.8). Тензор плотности дислокаций вводится следующим образом:

$$\check{P} = \frac{\rho}{E_{ij}} \check{E}, \quad (5)$$

где \check{E} — девиатор тензора деформации, $E_{ij} = (z_{ij} E_{ki} E_{kl})^{1/2}$, $k, i=1,3$, ρ — скалярный параметр, изменяющийся согласно (3) при $|\dot{\gamma}^{\text{act}}| = \sum_{i=1}^6 |\dot{\gamma}_i|$. Величины плотностей дислокаций на сопряженных псевдосистемах подсчитываются следующим образом:

$$\rho_{ij} = \dot{n}_{ij} \cdot \dot{D} \cdot \dot{b}_{ij}, \quad i=1, \bar{3} \quad (\text{активные псевдосистемы}), \quad (6)$$

$$j=1, 2 \quad (\text{сопряженные псевдосистемы}),$$

где ориентация векторов \dot{n}_{ij} и \dot{b}_{ij} , $j=1, 2$, относительно базиса, связанного с i -й псевдосистемой, определяется как если бы эта i -я псевдосистема была реальной системой скольжения ПЦК кристалла, а связанные с ней две - сопряженными.

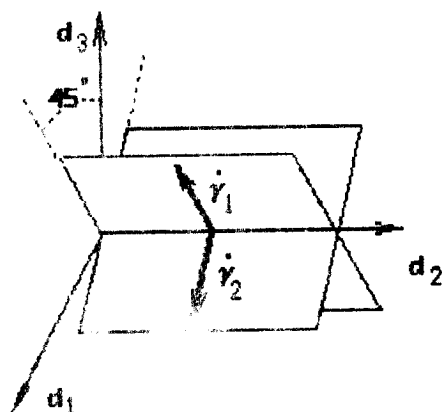


Рис.8. Две псевдосистемы скольжения в базисе главных осей тензора скоростей деформаций.

Предположено, что два скалярных параметра - α и ρ с достаточной полнотой отслеживают деформационную историю. Связь между девиатором скорости деформации \dot{D} и девиатором напряжений \dot{S} может быть взята в следующей форме :

$$\dot{D} = \frac{D_u}{\Phi(\rho, \alpha)} \dot{S}, \quad (7)$$

где Φ - заданная функция упрочнения, D_u - интенсивность девиатора скорости деформации, $D_u = (2/3 D_{kl} D_{kl})^{1/2}$, $k, l = \overline{1, 3}$. Структуру функции Φ предложено взять в форме

$$\Phi(\rho, \alpha) = F + M \rho^m + N \alpha^n, \quad (8)$$

где F, M, N, m и n – материальные константы, определяемые из опытов на циклическое пропорциональное и непропорциональное нагружение.

Результаты численного эксперимента

Моделировался рост параметров упрочнения при циклической деформации. Деформация задавалась функциями $\varepsilon = \varepsilon_a \sin \omega t$ и $\gamma = \gamma_a \sin(\omega t - \varphi)$, где ε и γ – величины осевой и сдвиговой деформации, ε_a и γ_a – их амплитуды, выбираемые из условия постоянства максимальной эффективной деформации ε_{\max} при различных φ , $\gamma_a = \sqrt{3} \varepsilon_a$, t – время, ω – круговая частота. Принимались следующие начальные условия: $\rho(t=0) = 10^{14} \text{ м}^{-2}$, $\alpha(t=0) = 0 \text{ м}^{-3}$, значения материальных констант: $A = 20.0 \text{ м}^{-1}$, $B = 20.0$, $C = 2.5 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$, $D = 6.0$ и параметры нагружения: $\omega = 0.2 \text{ с}^{-1}$ и $\varepsilon_{\max} = 0.5\%$. На Рис. 9, а-б показан, соответственно, рост плотности дислокаций и барьеров против номера цикла. Зависимость стационарной величины α от фазового угла φ приводится на Рис. 9, в.

Выводы

Выбран и обоснован физический механизм, приводящий к дополнительному изотропному упрочнению некоторых металлов. Обозначен определенный класс металлов и сплавов, для которых этот механизм, возможно, является определяющим. Взаимодействие систем скольжения, вызывающее образование сильных барьеров, может определять характерный размер постоянных линий скольжения в циклически деформируемых металлах. Построена замкнутая континуальная модель в терминах макропеременных в предположении определяющей роли барьерного упрочнения. Эта модель описывает эффект дополнительного упрочнения при циклическом многосном нагружении с разностью фаз.

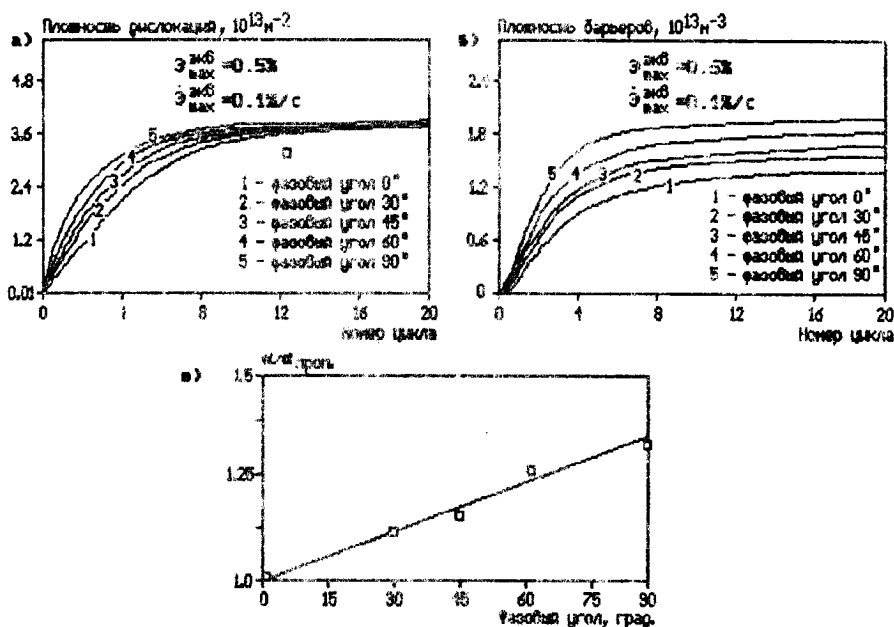


Рис.9. Рост параметров упрочнения при непропорциональном циклическом нагружении: а) рост плотности дислокаций; б) рост плотности барьеров; в) стационарное значение α .

Литература

1. Бенаблал А., Марки Д., Определяющие уравнения упруговязкопластичности для непропорционального циклического нагружения. Теор. осн. инж. расч., 1988, №3, стр.69-83.
2. Набарро Ф. Р. Н., Базинский З. С., Холт Д. Б., Пластичность чистых монокристаллов. М.: Металлургия, 1967, 214 с.
3. Hirth J.P. On dislocation interaction in the FCC lattice. J. Appl. Phys., 1961, v. 32, No4, pp.700-706.
4. Essmann U., Mughrabi H., Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocation densities. Phil. Mag. A, 1979, v. 4, No6, pp.731-756.

Пермский государственный технический университет