

УДК 548.4 : 539.32 + 669.176

© 1992

ВЛИЯНИЕ СОБСТВЕННОЙ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ РАЗЛИЧНЫХ КОМПОНЕНТ ТЕКСТУРЫ НА АНИЗОТРОПИЮ УПРУГИХ СВОЙСТВ ДЕФОРМИРОВАННОЙ МЕДИ

В. Н. Днепренко, С. В. Дивинский, В. В. Усов, А. А. Брюханов

Изучено влияние дорекристаллизационных отжигов на анизотропию модуля Юнга деформированной меди. Учтено, что на монокристаллические значения модулей упругости зерен влияет собственная дефектная структура компонент текстуры, к которым они принадлежат. Определено, что уменьшение модуля Юнга при отжиге связано главным образом с увеличением степени закрепления дислокаций атомами примесей. На основе моделирования текстур суперпозицией ограниченных аксиальных компонент исследован вклад основных текстурных компонент в измеренный дефект модуля Юнга. Показано, что учет конкретных механизмов образования компонент при деформации в результате действия как октаэдрических, так и неоктаэдрических систем скольжения приводит к удовлетворительной корреляции с экспериментальными данными. Установлено, что различные компоненты текстуры характеризуются различной кинетикой отжига точечных дефектов.

Известно, что дефекты кристаллического строения, такие как вакансии, междоузельные атомы, дислокации, вносят определенный вклад в измеряемый модуль упругости. Это было исследовано в ряде работ ультразвуковыми методами [1, 2], а также методами внутреннего трения [3, 4] при изучении температурных зависимостей дефекта модуля упругости в закаленных и предварительно, как правило, слабо деформированных образцах. При больших пластических деформациях формируется четко выраженная кристаллографическая текстура, часто характеризуемая несколькими преимущественными ориентировками (текстурными компонентами). Как показано в ряде работ [5-7], отдельные текстурные компоненты характеризуются различными типами дислокационной структуры и плотностями дислокаций. Следовательно, можно ожидать, что по крайней мере дислокационный вклад в упругие модули будет отличаться для различных текстурных компонент.

Целью данной работы явилось изучение влияния дефектов кристаллического строения в различных компонентах текстуры на поведение дефекта модуля упругости сильнодеформированной меди.

1. Методы исследований

Экспериментальный. Рекристаллизованную медь технической чистоты ($Fe \leq 0.01\%$, $Pb + As \leq 0.002\%$, $S < 0.002\%$) деформировали прокаткой при комнатной температуре. Для измерения модуля упругости вырезали образцы в плоскости прокатки (ПП) размером 100×10 мм через каждые 18° от направления прокатки (НП) до поперечного направления (ПН). Модуль Юнга E измеряли динамическим методом по частоте собственных изгибных колебаний образца [8]. Для уменьшения погрешности измерений упругой анизотропии, которая в результате не превышала 0.5%, образцы каждой партии обрабатывали в пакете.

Образцы отжигали в течение 1 ч через 30—50 °С в интервале температуры 20—300 °С в вакууме $2 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст. Температуру начала первичной рекристаллизации определяли рентгенографическим фотометодом по появлению первых точек на дебаевских кольцах. Съемку полюсных фигур (ПФ) осуществляли по методу Шульца [9] в K_α -излучении Mo.

Теоретический. В соответствии с поставленной целью необходимо определить вклад различных компонент текстуры в анизотропию упругих модулей. Для усреднения монокристаллических характеристик используется предложенная Виглиным [10] функция распределения зерен по ориентациям (ФРО). Известный метод Бунге [11] не подходит к решению поставленной задачи, так как он использует характеристики суммарной текстуры. Поэтому необходимо использовать моделирование текстуры путем суперпозиции отдельных компонент.

Текстурный вклад в анизотропию упругих свойств находился с использованием метода описания текстур суперпозицией ограниченных аксиальных компонент (о. а. к.) [12, 13]. При этом ФРО $f_B(g_B)$ представляется в виде суммы N компонент текстуры

$$f_B(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \sum_{k=1}^N \frac{p_k}{M_k} \sum_{l=1}^{M_k} f(\gamma_1^{(kl)}, \gamma_2^{(kl)}, \gamma_3^{(kl)}), \quad (1)$$

где $\gamma_1^{(kl)}$, $\gamma_2^{(kl)}$ и $\gamma_3^{(kl)}$ определяются из

$$g_\gamma^{(kl)} = [g_0^{(kl)}]^{-1} g_B [g_1^{(kl)}]^{-1}. \quad (2)$$

Здесь p_k — доля k -й компоненты текстуры; $l = 1, \dots, M_k$ — индекс, последовательно нумерующий кристаллографически эквивалентные ориентировки для k -й компоненты; g_B — матрица поворотов на углы Эйлера $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$, задающих ориентацию зерна в системе координат образца; $g_0^{(kl)}$, $g_\gamma^{(kl)}$ и $g_1^{(kl)}$ — матрицы поворотов, совокупность которых однозначно определяет ориентацию зерен в заданной текстуре. При этом $g_0^{(kl)}$ определяет переход в систему координат, связанную с осью текстуры для l -й эквивалентной ориентировки k -й компоненты текстуры; $g_\gamma^{(kl)}$ — рассеяние зерен относительно этой оси текстуры; $g_1^{(kl)}$ — повороты, необходимые для перевода сформированного рассеяния в конечное положение, задаваемое кристаллографическими индексами ПП и НП: $(nkl) [uvw] | u'v'w' |$. Третьи скобки указывают направление, параллельное оси текстуры компоненты. Под осями о.а.к. понимаются направления, для которых рассеяние зерен может быть условно описано вращением вокруг этой оси из некоторой исходной идеальной ориентировки в некотором ограниченном диапазоне углов поворотов [9].

В системе координат, связанной с осью текстуры о.а.к., ее рассеяние задается выражением [13]

$$f(\gamma_1, \gamma_2, \gamma_3) = A \exp \left\{ -\frac{\gamma_2^2}{2\sigma_1^2} \right\} \exp \times \\ \times \left\{ -\frac{1}{2} \left(\frac{|\gamma_1 + \gamma_3| - \sigma_3 + |\sigma_3 - |\gamma_1 + \gamma_3||}{2\sigma_2} \right)^2 \right\}, \quad (3)$$

где σ_1 , σ_2 , σ_3 — параметры рассеяния; A — нормирующий множитель.

Распределение полюсной плотности $P_{(H)}$ (y) на полюсной фигуре {H} находится путем интегрирования модельной ФРО (1)—(3)

$$P_{\{H\}}(y) = \sum_{i=1}^M \sum_{k=1}^N \frac{P_k}{2\pi M} \int_0^{2\pi} f(\gamma_1^{(ik)}, \gamma_2^{(ik)}, \gamma_3^{(ik)}) d\delta, \quad (4)$$

где углы $\gamma_1^{(ik)}, \gamma_2^{(ik)}, \gamma_3^{(ik)}$ определяются с использованием матрицы поворотов $g_\gamma^{(ik)}$ из выражения

$$g_\gamma^{(ik)} = [g_0^{(k)}]^{-1} g_B^{(i)} \Omega(\delta) [g_1^{(k)}]^{-1}. \quad (5)$$

Здесь $g_B^{(i)}$ — матрица поворотов для такой ориентировки зерна, для которой $y = h_i g_B^{(i)}$; $h_i, i = 1, \dots, M$ — эквивалентные плоскости из семейства $\{H\}$; $\Omega(\delta)$ — матрица вращения на угол δ вокруг направления y . Отличие от (1), (2) состоит в том, что не надо суммировать по l -м эквивалентным положениям кристаллографической ориентировки k -й компоненты, так как на ПФ оси совпадают (в отличие от ФРО).

Теперь, исходя из (4), можно установить корреляционные зависимости между параметрами модельной ФРО (1) и полуширинами рассеяния полюсной плотности на ПФ, что позволяет аппроксимировать экспериментальные текстуры с заданной точностью.

Для определения анизотропии модулей упругости в текстурированных образцах можно проводить усреднение с использованием ФРО (1)–(3). Согласно [14], усредненный тензор податливостей $\langle S_{ijkl} \rangle$ поликристалла можно найти следующим образом:

$$\langle S_{ijkl} \rangle = \frac{1}{8\pi^2} \int f_B(g_B) \alpha_{im}(g_B) \alpha_{jn}(g_B) \alpha_{kp}(g_B) \alpha_{lq}(g_B) S_{mnpq}^0 dg_B, \quad (6)$$

где $\alpha_{im}(g_B)$ — направляющие косинусы, определяющие положение ортов кристаллографической системы координат кристаллита с ориентацией g_B относительно внешней системы координат образца; S_{mnpq}^0 — тензор податливостей в системе координат кристаллита. Интегралы такого типа вычисляются численно. Далее, где это возможно, будем использовать сокращенное обозначение тензора четвертого ранга матрицей 6×6 .

Поскольку при выбранном способе деформации формируется ортотропная симметрия текстуры, то анизотропию усредненного по текстуре модуля Юнга можно найти путем преобразования усредненного тензора податливостей

$$\frac{1}{\langle E \rangle} = \langle S_{11} \rangle + \beta_1^4 + \langle S_{22} \rangle \beta_2^4 + \langle S_{33} \rangle \beta_3^4 + (\langle S_{44} \rangle + 2 \langle S_{23} \rangle) \beta_2^2 \beta_3^2 + (\langle S_{55} \rangle + 2 \langle S_{13} \rangle) \beta_1^2 \beta_3^2 + (\langle S_{66} \rangle + 2 \langle S_{12} \rangle) \beta_1^2 \beta_2^2, \quad (7)$$

где $\beta_i, i = 1, 2, 3$ — направляющие косинусы для направления, в котором определяется значение модуля Юнга. Отметим, что конкретный вид усреднения (по Фойгту или Ройссу) будет изменять только абсолютные величины теоретического модуля Юнга, но не его угловую зависимость. Это позволяет в настоящей работе использовать любой из известных подходов, что не отразится на качественной картине результатов.

2. Результаты и обсуждение

Экспериментальные ПФ являются типичными для текстуры холоднокатанной меди [7, 9] (рис. 1, б). Аппроксимируя распределение полюсной

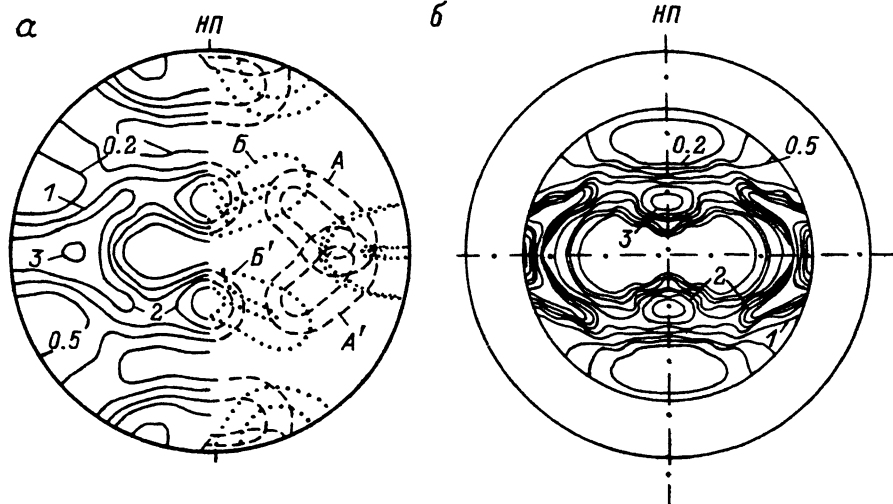


Рис. 1. Модельная (а) и экспериментальная (б) ПФ деформированной на 80% меди.
Уровни проведены в единицах равномерного распределения.

плотности, мы определили параметры соответствующей модельной ФРО. Компонентный состав приведен в таблице. На рис. 1, а представлена модельная ПФ $\{111\}$. Для иллюстрации метода моделирования на правой половине этой ПФ указано формирование суммарной полюсной плотности отдельными компонентами. Чтобы не загромождать рисунок излишними символами, приведены только основные из них, характеризующиеся ориентировками вблизи $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle\|111\|$ (А) и $\{110\}\langle 1\bar{1}2\rangle\|1\bar{1}1\|$ (Б). Для краткости обозначим первую из них МК или «медная компонента», которая характерна только для текстуры прокатки типа меди, и вторую — ЛК или «латунная компонента», так как она остается основной и для текстуры прокатки латуни [9, 15, 16]. Отметим, что в данной работе тщательно рассматриваются только ЛК и МК, поскольку остальные компоненты выражены более слабо и дают незначительный вклад.

При проведении ступенчатых отжигов установлено, что температура начала первичной рекристаллизации составляла $\geq 150^\circ\text{C}$. При отжиге до 250°C текстура листов практически не изменялась, что также было обнаружено в [17].

Зависимость модуля Юнга от направления в образце для разных температур отжига приведена на рис. 2. Вследствие ортотропной симметрии текстуры эти результаты должны аппроксимироваться следующим выражением, вытекающим из (7):

Компонентный состав текстуры прокатки меди

Преимущественная ориентировка			P_k	σ_1	σ_2	σ_3
(hkl)	$[uvw]$	$ u'v'w' $				
(110)	$[1\bar{1}2]$	$ 1\bar{1}1 $	0.381	8.2	12	14
(110)	$[1\bar{1}\bar{2}]$	$ 1\bar{1}\bar{1} $				
(113)	$[33\bar{2}]$	$ 111 $	0.466	8.0	8	13
(113)	$[\bar{3}32]$	$ 111 $				
(110)	$[001]$	$ 110 $	0.124	11.0	9	19
(001)	$[100]$	$ 100 $	0.029	9.0	14	0

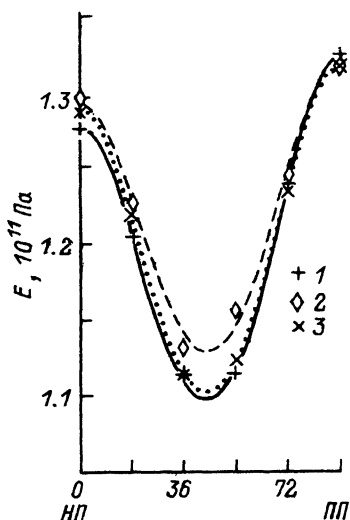


Рис. 2. Зависимость модуля Юнга E от φ для комнатной температуры (1, сплошная кривая) и температур отжига 150 (2, пунктирная кривая) и 200 °С (3, штриховая кривая).

Степень деформации 80%.

$$\frac{1}{\langle E \rangle} = A_1 \cos^4 \varphi + A_2 \sin^4 \varphi + A_3 \cos^2 \varphi \sin^2 \varphi, \quad (8)$$

где A_i — соответствующие комбинации эффективных значений податливостей; φ — угол в ПП, отсчитываемый от НП. Неизвестные коэффициенты A_i были определены путем использования метода наименьших квадратов.

Как видно из результатов, после отжигов модуль упругости увеличивается, однако это увеличение неодинаково для различных φ . Для наглядного представления об этой анизотропии дефекта модуля Юнга введем величину Δ , определяемую как $\Delta = \Delta(\varphi) = (E_{\text{отж}}(\varphi) - E_0(\varphi)) / E_0(\varphi)$. Здесь E_0 и $E_{\text{отж}}$ — соответствующие значения модуля Юнга до и после отжига. На рис. 3, а, б представлены зависимости величины $L(\Delta) = (\Delta - \Delta_{\min}) / (\Delta_{\max} - \Delta_{\min})$ для различных температур отжигов.

По данным калориметрического анализа деформированной при $T_{\text{комн}}$ меди и ее сплавов, по содержанию примесей, аналогичных технической меди, при отжиге с температурами $T < T_{\text{рекр}}$ происходит перераспределение точечных де-

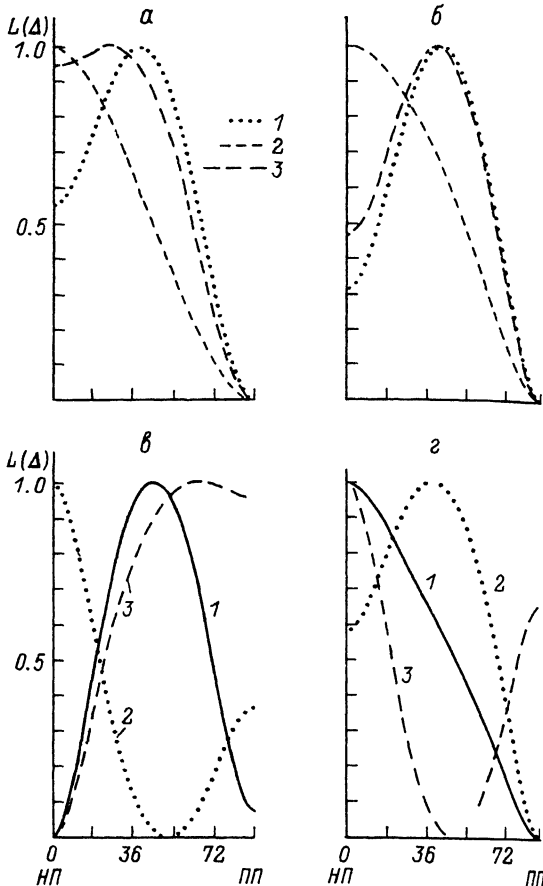


Рис. 3. Зависимость нормированного значения дефекта модуля $L(\Delta)$ от φ для деформации на 60 (а) и 80% (б) для разных температур отжигов. Теоретические кривые проведены по результатам расчетов для вакансионной (в) и дислокационной (з) моделей.

T , °С: 1 — 100, 2 — 150, 3 — 200.

фектов, приводящее к выделению тепла [18, 19]. Общий ход этой зависимости представлен на рис. 4 сплошной линией.

Первая стадия этого процесса связана с отжигом вакансий. Из работы [20] известно, что различные компоненты текстуры могут отличаться по плотностям дислокаций более чем в три раза. Поэтому можно предположить, что в различных компонентах текстуры отжиг точечных дефектов происходит по-разному. Это может быть обусловлено тем, что характеристики ансамбля точечных дефектов в ЛК и МК (их концентрация, энергия связи с дислокациями, плотность стоков) могут быть различными. При этом разумно было бы предположить, что сплошная кривая на рис. 4 является в сущности суперпозицией двух кривых, характеризующих тепловыделение в отдельных компонентах. Качественно эти кривые на рис. 4 представлены штриховыми линиями. При этом пики тепловыделений могут быть сдвинуты относительно друг друга, а также характеризоваться различной шириной. Заметим, что возможность разделения рекристаллизационного пика косвенно следует из результатов работы [6], в которой установлено, что температуры начала рекристаллизации в различных компонентах отличаются.

Приведенные соображения указывают на возможность изменения модуля Юнга в результате перераспределения точечных дефектов в различной степени в разных компонентах. Т. е. в принципе изменения могут произойти сначала только в одной из компонент.

Так как вакансии ослабляют силы притяжения между атомами, то их присутствие должно приводить к уменьшению упругих модулей. Для вакансий в меди расчеты при малой их концентрации ($c_v \ll 1$) дают [2]

$$\begin{aligned} \Delta \kappa &= \frac{1}{c_v} \frac{\delta K}{K} = -0.35, \\ \Delta \mu' &= \frac{1}{c_v} \frac{\delta \mu'}{\mu'} = -0.64, \\ \Delta \mu &= \frac{1}{c_v} \frac{\delta \mu}{\mu} = -0.49, \end{aligned} \quad (9)$$

где K , μ' и μ связаны с упругими постоянными S_{ij} для кубических кристаллов следующим образом:

$$\begin{aligned} S_{11} &= \frac{1}{9K} + \frac{1}{3\mu'}, \\ S_{12} &= \frac{1}{9K} - \frac{1}{6\mu'}, \\ S_{44} &= \frac{1}{\mu}. \end{aligned} \quad (10)$$

Используя (9) и (10), можно найти изменение S_{ij} при введении некоторой концентрации вакансий c_v в металл

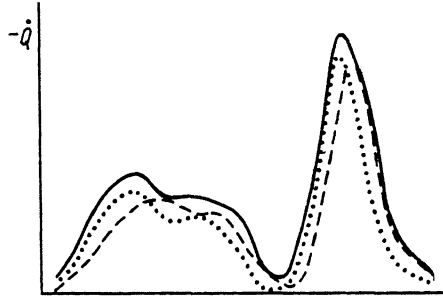


Рис. 4. Качественная картина выделения запасенной энергии в деформированной меди при постоянной скорости нагрева.

$$\begin{aligned}\delta S_{11} &\equiv c_v [0.543 S_{11} - 0.193 S_{12}], \\ \delta S_{12} &\equiv c_v [-0.097 S_{11} + 0.447 S_{12}], \\ \delta S_{44} &\equiv 0.49 c_v S_{44}.\end{aligned}\quad (11)$$

При гипотетической концентрации вакансий $c_v = 1\%$ расчеты, согласно (11), дают: $\delta S_{11} \approx 0.95 c_v = 0.010$, $\delta S_{12} \approx -0.43 c_v = -0.004$, $\delta S_{44} \approx 0.64 c_v = 0.006$. Хотя выбранное значение c_v представляется слишком большим для реальных металлов (максимальное значение обычно $\sim 10^{-3}$), вносимые изменения в податливости S_{ij} приводят к дефекту модуля в несколько раз меньше наблюдаемого экспериментально.

Однако несомненный интерес представляет оценка вклада различных компонент текстуры в угловую зависимость $\Delta(\varphi)$. На рис. 3, в приведены результаты для трех предельных случаев. Кривая 1 отвечает изменению модулей упругости во всех кристаллитах, кривая 2 — только в кристаллах, принадлежащих ЛК, а кривая 3 — только в кристаллах, принадлежащих МК.

Непринципиальные отличия в компонентном составе текстур для деформаций на 60 и 80% не приводят к существенному изменению угловой зависимости дефекта модуля Юнга Δ . Поэтому все теоретические кривые приведены только для деформации на 80%.

Из проведенного анализа следует, что равномерно распределенные в объеме вакансии не оказывают определяющего влияния на изменение модуля Юнга. Однако осаждение их на дислокациях в результате отжига может приводить к закреплению последних [22] и изменять пластические характеристики среды.

Рассмотрим влияние дислокаций на дефект модуля в текстурированном металле. Дефект модуля может быть объяснен на основе соотношения

$$\varepsilon_{ij}^{\text{упр}} + \varepsilon_{ij}^{\text{пласт}} = (S_{ijkl} + \Delta S_{ijkl}) \sigma_{kl}, \quad (12)$$

где σ_{kl} — напряжение, $\varepsilon_{ij}^{\text{упр}}$ и $\varepsilon_{ij}^{\text{пласт}}$ — упругая и пластическая части деформации соответственно. Пластическая часть деформации появляется в результате прогибания дислокационных сегментов между точками закрепления под действием напряжения и является обратимой.

Для дефекта податливостей, обусловленного существованием дислокации с вектором Бюргерса b , в [23] получено

$$\Delta S_{iklm} = \frac{Dl}{4\chi} (\varepsilon_{ipq} b_k + \varepsilon_{kpq} b_i) (\varepsilon_{lrt} b_m + \varepsilon_{mrt} b_l) n_p n_t \tau_q \tau_r, \quad (13)$$

где D — плотность дислокаций; l — средняя длина дислокационного сегмента; τ — единичный вектор, касательный к дислокации; χ — квазиупругий коэффициент; ε_{ipq} — единичный псевдотензор, антисимметричный по любой паре индексов.

Рассмотрим дефект податливостей (13) в системе координат, связанной с дислокацией. Тогда единственной отличной от нуля компонентой тензора ΔS_{ijkl} будет

$$\Delta S_{2323} = \frac{1}{4} \Delta S_{44} = \frac{Dlb^2}{4\chi} = \delta. \quad (14)$$

Видно, что дефект сдвигового модуля пропорционален плотности дислокаций и обратно пропорционален концентрации точек закрепления, которая равна отношению общей длины дислокации к средней длине дислокационного сегмента. При дорекристаллизационном отжиге $D \approx \text{const}$, а l уменьшается вследствие

миграция точечных дефектов к дислокациям. При этом вклад дислокаций в дефект модуля податливости также уменьшается, приводя к увеличению модуля Юнга после такого отжига.

Как известно из результатов электронно-микроскопических исследований [7], ЛК и МК характеризуются различной дислокационной структурой. На основании результатов моделирования текстур пластической деформации [13] и исследования ориентаций субграниц в этих компонентах [7] был сделан вывод об активации различных систем скольжения в разных компонентах при деформации. Так, компонента ЛК в текстуре меди формируется в результате обычного скольжения по системе $\{111\}\langle 1\bar{1}0\rangle$, тогда как компонента МК формируется в основном при скольжении по системе $\{001\}\langle 110\rangle$. На существование такого неоктаэдрического скольжения указывается в работах [24, 25] на основании результатов прямых электронно-микроскопических наблюдений дислокаций.

Допуская аддитивность вклада эквивалентных систем скольжения, получим: для ЛК (система $\{111\}\langle 1\bar{1}\bar{1}\rangle$)

$$\Delta S_{11} = -2\Delta S_{12} = \Delta S_{44} = \frac{16}{3} \delta, \quad (15)$$

для МК (система $\{001\}\langle 110\rangle$)

$$\Delta S_{11} = \Delta S_{12} = 0, \quad \Delta S_{44} = 8\delta. \quad (16)$$

В этих выражениях δ имеет в принципе различные значения, что обусловлено разной дислокационной структурой ЛК и МК и следует из (14).

Отметим, что соотношения, подобные (15) для ГЦК кристаллов, были получены и в работах [1, 26]. Однако в этих работах не учитывался факт наличия неоктаэдрического скольжения, что приводит к существенному отличию ΔS_{ij} в ЛК и МК.

Согласно оценкам работы [27], в меди дефект модуля сдвига $\Delta G/G$, обусловленный дислокациями, значителен и может достигать 3—5% для разумных значений плотностей дислокаций ($\sim 10^{14} \div 10^{15} \text{ м}^{-2}$) и концентрации точек закрепления (одна на сотню атомов вдоль линии дислокации). Оценки, согласно (14), подтверждают эти результаты. В настоящих расчетах для дефекта сдвигового модуля S_{44} в системе координат, связанной с дислокацией (14), мы приняли $\Delta S_{44}/S_{44} = 5\%$, откуда $\delta \cong 1.65 \cdot 10^{-13} \text{ Па}^{-1}$. При этом предполагается, что δ в ЛК и МК — величина одного порядка. Так как в данной работе исследуется качественная картина $\Delta(\varphi)$, точная величина δ не имеет определяющего значения. Достаточно, чтобы она была разумной для корреляции с микроскопическими характеристиками в (14).

Как и в случае анализа вакансионного вклада, рассмотрим три крайних случая: 1) закрепление дислокаций происходит одновременно для всех зерен образца; 2) только для зерен, принадлежащих ЛК; 3) только для зерен компоненты МК. Результаты расчетов дислокационного вклада в дефект модуля после усреднения по текстуре (5) представлены на рис. 3, г. Из сравнения рис. 3, а, б и г видно, что при отжиге изменения происходят в разной степени в различных компонентах текстуры. При температуре отжига 100 °С закрепление дислокаций начинается в ЛК или по крайней мере выражено значительно сильнее, чем для МК. При $T_{\text{отж}} = 150 \text{ °С}$ закрепление дислокаций происходит в обоих компонентах. Видно, что кривые анизотропии дефекта модуля для отжигов при 100 и 200 °С сопоставимы (рис. 3, а, б). Это может быть обусловлено тем, что соответствующая калориметрическая кривая отжига дефектов (штриховая кривая на рис. 4) для ЛК шире, чем для МК, и поэтому необходимы более высокие температуры, чтобы отжечь все точечные дефекты. С другой стороны, как отмечалось, при

200 °С уже идет рекристаллизация, которая также будет вносить свой вклад в дефект модуля.

Различное поведение ЛК и МК на стадии дорекристаллизационного отжига может быть обусловлено различной энергией связи точечных дефектов с дислокациями. В результате этого в компонентах текстуры может отличаться как концентрация точек закрепления, так и напряжения торможения дислокаций, выражаемое различной величиной коэффициента χ в (14). Кроме того, надо отметить, что предрекристаллизационное выделение запасенной при деформации энергии определяется также степенью чистоты меди [19]. В случае меди с примесями вторую стадию возврата, схематично представленную на рис. 4, ряд авторов [18, 19, 28] связывает со взаимодействием примесей с дислокациями. Дислокации, скользящие в плоскостях {111}, что характерно для ЛК, как известно, расщепляются с образованием дефектов упаковки. Примеси, оседая на дефектах упаковки, образуют атмосферы Сузуки [29]. В МК скольжение осуществляется, как уже отмечалось, преимущественно по плоскостям {100}. Согласно данным [24], здесь дислокации не склонны к расщеплению. При взаимодействии с примесями это приводит к образованию атмосфер Коттрелла [29]. Нельзя исключить образования атмосфер Коттрелла и на частичных дислокациях в {111}.

Сравним влияние вакансий и примесных атомов на степень закрепления дислокаций. Энергия связи последних с точечными дефектами определяется упругим и электростатическим взаимодействием. Как показывают оценки [22], вклад электростатического взаимодействия для большинства металлов мал ($\ll 10^{-21}$ Дж). Энергия упругого взаимодействия $W^{упр}$ обусловлена двумя факторами [29]: различием упругих постоянных ($W^{мод}$) и различием размеров атомов матрицы и примеси ($W^{разм}$). Поэтому

$$\begin{aligned} W^{упр} &= W^{мод} + W^{разм}, \\ W^{мод} &= \frac{3(1-\nu)\chi(\chi-\chi')}{(1+\nu)\chi + 2(1-2\nu)\chi'} p^2 V_a, \\ W^{разм} &= \frac{1}{3\pi} \frac{1+\nu}{1-\nu} \mu b \Delta V_a - \frac{\sin \theta}{r}, \end{aligned} \quad (17)$$

где ν и χ — соответственно модуль Пуассона и сжимаемость матрицы, χ' — сжимаемость атома примеси, μ — модуль сдвига, V_a — объем атома матрицы, а ΔV_a — разность объемов атомов матрицы и примеси, p — гидростатическая составляющая напряжений, r и θ — полярные координаты атома примеси относительно дислокации. Для вакансии в меди $W^{мод} \approx 3.5 \cdot 10^{-20}$ и $W^{разм} \approx 10^{-20}$ Дж. Из (17) видно, что от вектора Бюргерса \mathbf{b} дислокации зависит только $W^{разм}$, поэтому энергия взаимодействия вакансии с дислокациями приблизительно равна для ЛК и МК. Из примесей, присутствующих в исследованных образцах, наибольшей энергией взаимодействия обладают атомы Pb: $W^{разм} \approx 10^{-19}$ Дж, а $W^{мод}$ порядка 10^{-21} Дж. Для Fe эти значения не превышают 10^{-20} Дж. Вероятно, учет степени расщепленности дислокации изменит $W^{разм}$, поэтому атомы Pb будут по-разному связаны с дислокациями в ЛК и в МК. Энергией взаимодействия определяется сила F , действующая со стороны дислокации на примесь ($F = -\text{grad } W$), и, следовательно, время осаждения атомов примеси на дислокацию. Вследствие этого возможна различная кинетика закрепления дислокаций в разных компонентах, что будет приводить к анизотропному изменению дефекта модуля при отжиге.

Таким образом, теоретические оценки свидетельствуют о том, что на закрепление дислокаций сильнее влияют примеси, а не вакансии. При этом, как показывает сравнение с экспериментом, в первую очередь закрепляются расщепленные дислокации в ЛК.

В заключение отметим, что представленный подход к моделированию текстур прокатки и расчета покомпонентного вклада в анизотропию свойств позволил по-новому представить поликристаллический агрегат как композит, компоненты которого обладают различной кинетикой протекания физических процессов.

Авторы благодарят Т. В. Голуб за полезные консультации.

Список литературы

- [1] Alers G. A., Thompson D. O. // *J. Appl. Phys.* 1961. V. 32. N 2. P. 283—292.
- [2] Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела: Пер. с англ. М., 1972. 302 с.
- [3] Внутреннее трение в металлических материалах. Механизмы внутреннего трения. М., 1970. 207 с.
- [4] Механизмы внутреннего трения в твердых телах. Тр. Всес. совещ. (Батуми, окт. 1974 г.), М., 1976. 168 с.
- [5] Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких материалов. Киев, 1975. 315 с.
- [6] Лариков Л. Н., Днепренко В. Н. // *Металлофизика.* 1975. В. 68. С. 19—24.
- [7] Днепренко В. Н., Лариков Л. Н., Стоянова Е. Н. // *Металлофизика.* 1982. Т. 4. № 5. С. 58—66.
- [8] Брюханов А. О. // *ЖТФ.* 1936. № 6. С. 548—554.
- [9] Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. М., 1969. 654 с.
- [10] Виглин А. С. // *ФТТ.* 1960. Т. 2. № 10. С. 2463—2476.
- [11] Bunge H. J. // *Krist. und Techn.* 1968. Bd 3. N 3. S. 431—438.
- [12] Днепренко В. Н., Дивинский С. В. // *Металлофизика.* 1989. Т. 11. № 4. С. 11—17.
- [13] Днепренко В. Н., Дивинский С. В. // Тез. докл. VI Всес. конф. (Свердловск, 11—15 марта 1991 г.). М., 1991. С. 203.
- [14] Шермергор Т. Д. Теория упругости микронеоднородных сред. М., 1977. 400 с.
- [15] Лариков Л. Н., Днепренко В. Н., Дивинский С. В. // Тез. докл. Куйбышев, 1989. С. 182—183.
- [16] Dillamore I. L., Butler E., Green D. // *Met. Sci. J.* 1968. V. 2. N 2. P. 161—169.
- [17] Брюханов А. А., Усов В. В. // *Изв. вузов. Физика.* 1981. № 2. С. 124—126.
- [18] Лариков Л. Н., Юрченко Ю. Ф. Тепловые свойства металлов и сплавов. Справочник. Киев, 1985. 436 с.
- [19] Клербо Л. М., Харттривс М. Е., Лоретто М. Х. // Возврат и рекристаллизация металлов. М., 1966. С. 69—122.
- [20] Лариков Л. Н., Днепренко В. Н. // *Металлофизика.* 1979. В. 76. С. 44—49.
- [21] Лейбфрид Г., Бройер Н. Точечные дефекты в металлах. М., 1981. 440 с.
- [22] Фридель Ж. Дислокации: Пер. с англ. М., 1967. 643 с.
- [23] Белявский В. И., Даринский Б. М., Постников В. С. // Внутреннее трение в металлических материалах М., 1970. С. 32—37.
- [24] Karnthaler H. P. // *Phill. Mag.* 1978. V. 38A. N 2. P. 141—153.
- [25] Carrard M. // *Rev. Phys. Appl.* 1988. V. 23. N 4. P. 678—685.
- [26] Даринский Б. М., Турков С. К., Федоров Ю. А. // *ФТТ.* 1968. Т. 10. № 6. С. 1869—1875.
- [27] Ledbetter H. M., Austin M. W. // *Phys. Stat. Sol.* 1987. V. 104. N 1. P. 203—212.
- [28] Лариков Л. Н., Корношин Ю. В., Никитин Б. Г., Кононенко В. А. // *ФММ.* 1974. Т. 37. № 2. С. 415—423.
- [29] Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций: Пер. с англ. М., 1972. 598 с.

Институт металлофизики
АН Украины
Киев

Поступило в Редакцию
6 февраля 1992 г.