

the ratio of the adjacent layer thicknesses. We obtain also that this behavior of the CS is sensitive to the characteristics of the charge carrier scattering at the interlayer interfaces. We perform a detailed calculation of the CS for the wide range of the layer thicknesses at various values of the parameters corresponding to the boundary scattering of the charge carriers.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Проценко С.І., Черноус А.М. Дослідження і прогнозування тензорезистивних властивостей плівкових систем на основі Cr, Cu і Sc // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2003. – Т. 25, №5. – С.587 – 601.
2. Зайнабидинов С.З., Маматкаримов О.О., Хамидов Р.Х. Тензочувствительность структур типа Au-Si(Ni)-Sb при всестороннем давлении // *УФЖ.* – 2002. – Т.47, №9. – С.873 – 875.
3. Experimental test of a three – dimensional model for electrophysical properties of metal films / Chornous A.M., Opanasyuk N.M., Pogrebnjak A.D. et al. // *Jpn. J. Appl. Phys.* – 2000. – V.39, Part 2, №12B. – P.L1320 – L1323.
4. Исаков Г.И. Управление тензорезистивными параметрами эвтектической композиции полупроводник – металл // *Письма в ЖТФ.* – 1996. –Т.22, Вып.24. – С.70 – 74.
5. Клокова Н.П. Тензорезисторы. М.:Машиностроение, 1990. – 222 с.
6. Fuchs K. The conductivity of thin metallic films according to the electron theory of metals // *Proc. Cambr. Phil. Soc.Ser. A.* – 1938. –V.34, №1. – P.100-108.
7. Sondheimer E.H. The mean free path of electrons in metals // *Adv.Phys.* – 1952. – V.1, №1. – P.1 – 42.
8. Tellier C.R., Tosser A.J. Size Effects in Thin Films. – Amsterdam – Oxford – New York: Elsevier scientific publishingcompany, 1982. – 310 p.
9. Дехтярук Л.В., Колесниченко Ю.А. Размерные кинетические эффекты в двухслойных пластинах// *ФНТ.* – 1993. – Т.19, №9. – С.1013-1020.
10. Эффект тензоупругости у тонких металевих полікристалічних плівках / Л.В. Дехтярук, С.О.Забіла, С.І. Проценко та ін. // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2004. – Т. 26, №10. – С.1333 – 1345.

Надійшла до редакції 27 квітня 2006 р.

УДК 669.548.56

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМАЦИЕЙ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ: ИЗУЧЕНИЕ С ПОМОЩЬЮ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ

В.Черкасскаяасп.; Р. Кужел**, д-р физ.-мат. наук, доцент;
И.Е.Проценко*, д-р физ.мат. наук, профессор; Я.Чижек, д-р физ.-мат.
наук, доцент; З. Матей,** асп.***

** Сумский государственный университет*

*** Карлов университет в Праге, Чешская Республика*

Проведено комплексное исследование термической стабильности субмикроструктурных (СМК) материалов, имеющих различную структуру, выполненное рентгеновским структурным анализом в сочетании с ПЭМ и спектроскопией аннигиляции позитронов. Обнаруженные структурные особенности СМК Си, Fe, Mg открывают возможность для развития более пригодной модели для изучения их с помощью рентгеновской дифракции

ВВЕДЕНИЕ

Интерес к проблеме стабильности субмикроструктурных (СМК) материалов, произведённых интенсивной пластической деформацией (ИПД), обусловлен, главным образом, практическим использованием их

уникальных свойств [1]. Как правило, исследования в этой области направлены на то, чтобы расширить применимость перспективных структурных и функциональных материалов до более высоких температур. Стало известным, что мелкозернистую структуру этих материалов можно стабилизировать добавлением малого количества подходящей фазы. Например, было получено, что оксид алюминия Al_2O_3 существенно улучшает термическую стабильность СМК - структуры Cu [2]. В свою очередь, добавление редкоземельного элемента (например, Gd) в Mg повышает сопротивление растрескиванию даже при повышенных температурах [3]. Уникальные свойства, состоящие в комбинации ранее считавшихся взаимоисключающими, – высокой прочности и пластичности [4, 5], которыми обладают СМК - материалы, являются прямым следствием их специфической структуры. В отличие от обычных поликристаллов, в СМК металлах и сплавах очень большая объёмная фракция границ зёрен (ГЗ). Это вместе с огромным количеством дефектов (дислокациями, вакансиями, ГЗ), инициированных ИПД, приводит к высоконеравновесной структуре, которая, вероятно, способствует ускорению диффузии, а значит скольжению ГЗ [1]. Хорошо известно, что скольжение увеличивает пластичность. Однако повышение температуры приводит к восстановлению неравновесных ГЗ. В этой связи возникает потребность в проведении экспериментальных исследований, чтобы изучить процессы релаксации. Для этой цели очень удобен анализ профиля рентгеновской линии, поскольку он предоставляет важную информацию относительно размера кристаллита и плотности дислокаций.

Это обстоятельство и определило цель настоящей работы, которая состоит в исследовании термической стабильности СМК Fe, Cu с различным содержанием (0,3; 0,5; 1,1 вес. %) Al_2O_3 , Mg с 10 вес. % Gd.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

СМК - образцы поставлялись Уфимским государственным авиационным техническим университетом. Крупнозернистые образцы Cu, Cu с Al_2O_3 (0,3; 0,5; 1,1 вес. %), Fe, Mg и Mg с 10 и 15 вес. % Gd подвергались деформации кручения под

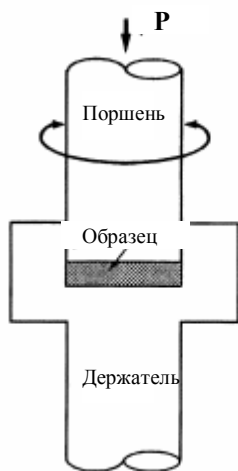


Рисунок 1 - Кручение образца под высоким давлением

высоким давлением (рис. 1). В этом процессе образец в форме диска, от 10 до 20 мм в диаметре и толщиной 0,2-0,5 мм, помещался между наковальнями и сжимался под приложенным давлением (P) 6 ГПа. Нижний держатель вращался, в результате чего поверхностные силы трения искажали слиток простым сдвигом. Из-за определённой геометрической формы образца, основной объём материала напряжён в условиях квазигидростатического сжатия под приложенным давлением и давлением внешних слоёв. В результате, несмотря на большую величину напряжения, деформированный образец не разрушается [6]. Существенное изменение в микроструктуре наблюдается уже после деформации полуоборотом [1], но для формирования гомогенной наноструктуры с размером зерна 100 нм и меньше, как правило, требуется несколько вращений. В нашем случае было произведено пять вращений.

Изохронный отжиг продолжительностью 30 минут, начиная с выбранной температуры, каждый раз повышая её на 30 К, до температуры намного большей начала стадии рекристаллизации, осуществлялся в термостате и в вертикальной печи с защитной атмосферой аргона выше этой температуры. Каждый шаг отжига завершался опусканием образца в воду комнатной температуры. Все измерения проводились при этой температуре.

Порошковая рентгеновская дифракция выполнялась с помощью порошковых дифрактометров XRD7 (Seifert-FPM) и HZG-4 (Freiberger Prdvisionsmechanik), использующих рентгеновское излучение $\text{Cu}_{K\alpha}$, фильтрованное никелевой фольгой, и щели Соллера, помещённые в дифракционный луч.

Обычные исследования с помощью порошковой дифракции дали возможность получить информацию о параметре решётки, степени текстуры и уширении рентгеновской линии. В упрощённом анализе профили аппроксимировались аналитическими функциями Пирсона VII или псевдо-Войт и анализировались в слагаемых интегральной ширины (β) и модифицированного графика Уиллиамсона–Холла (УХ) в виде зависимости β от $\sin \theta$. В качественном приближении распределения Коши (для размера кристаллитов и напряжений) отсекающий отрезок на оси ординат даёт обратную величину среднего размера кристаллитов D , а наклон прямой – микронапряжение (или также приближённо квадратный корень от средней плотности дислокаций ρ). Коррекция на инструментальное уширение была выполнена при помощи эталона NIST LaB₆ и метода функции Войта.

Электронно-микроскопические исследования проводились для деформированных кручением высокого давления Fe, Cu, используя аналитический микроскоп Jeol 2000FX с ускоряющим напряжением 200 кВ.

При исследованиях позитронной аннигиляцией использовался мощный спектрометр времени жизни позитронов, подобный описанному в [7]. Спектрометр имел временную разрешающую способность 150-170 псек (ПШПВ ^{22}Na) и возможность подсчёта совпадений ~ 100 событий в секунду.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Параметры решётки исследованных образцов кубических материалов во всех случаях не показали существенных отклонений от табличных значений [8], что означает как отсутствие значительного количества примесей в решётке, так и отсутствие остаточных напряжений в образце. В свою очередь, параметры решётки исследованных образцов сплава Mg с 10 вес. % Gd оказались большими по сравнению с образцами чистого металла, что связано с наличием атомов Gd в решётке Mg. Температурный фактор тоже не приводит к каким-либо значительным изменениям параметров a и c гексагональных материалов Mg и Mg с Gd.

Типичная особенность рентгенограмм от всех наноструктурированных материалов – уширение дифракционных профилей, которое уменьшается с температурой отжига. Это иллюстрируется на рис. 2, где изображены измеренные профили (311) и (222) для образца свежedefормированного композита Cu + 0,5 вес.% Al₂O₃ и после отжига при 853 К.

Типичная анизотропия уширения рентгеновской линии (рис. 3) в большинстве случаев может быть хорошо описана ориентационными (контрастными) факторами. Этот фактор учитывает влияние определённых систем скольжения (дислокаций) на анизотропию уширения рентгеновской линии [9, 10]. Анизотропию уширения линии для ГЦК Cu можно описать, если рассматривать наиболее простые

системы скольжения и предполагать доминирование в образцах краевых и винтовых дислокаций с вектором Бюргера $b \parallel \langle 110 \rangle$. Подобным образом анизотропия для ОЦК Fe может быть объяснена, предполагая дислокации с вектором Бюргера $b \parallel \langle 111 \rangle$. Однако интерпретация результатов не столь проста в случае отожжённых образцов.

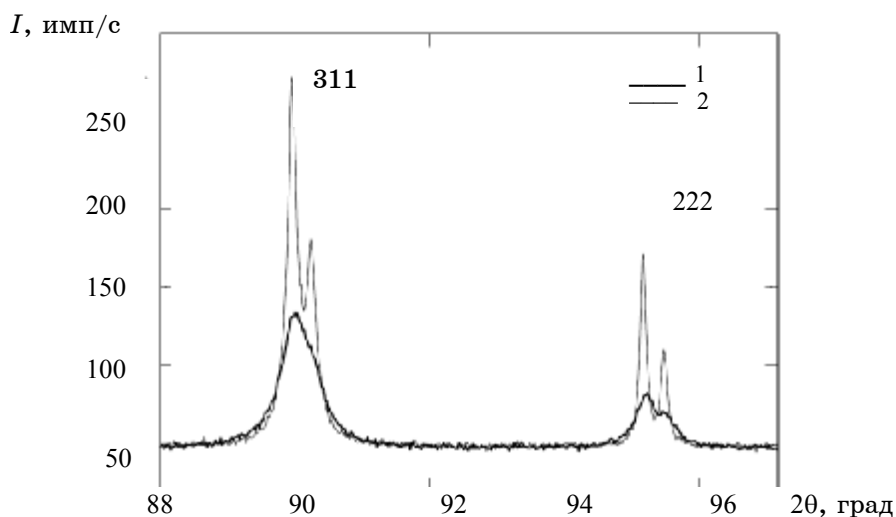


Рисунок 2 – Рентгеновские профили (311) и (222) для деформированного образца Si с 0,5 вес. % Al_2O_3 : 1– после приготовления; 2– после отжига при 853 К

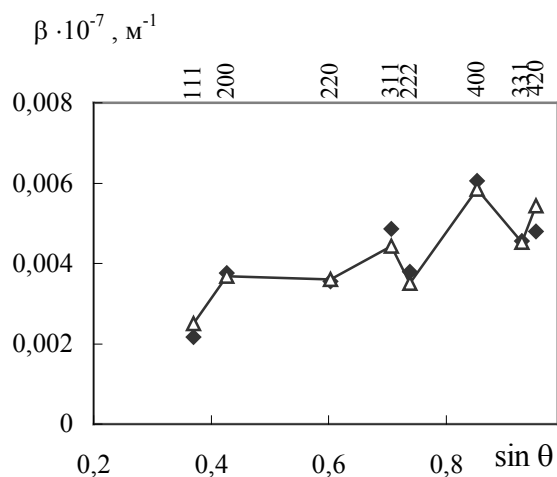


Рисунок 3 – График Уиллиамсона-Холла для образца Si с 1,1 вес. % Al_2O_3 , приготовленного кручением под высоким давлением, показывающий типичную анизотропию уширения рентгеновской линии: ◆ – экспериментальные значения; △ – рассчитанные для краевых и винтовых дислокаций с вектором Бюргера $b \parallel \langle 110 \rangle$

Мелкозернистая микроструктура образцов железа достаточно быстро меняется при изохронном отжиге, протекающем от 373 К (рис. 4).

К температуре отжига $T=400$ К значение плотности дислокаций спадает в два раза ($\rho \cong 2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$) без изменения размера кристаллита. После

отжига при 463 К ρ далее уменьшается до значения $8 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ и при этом наблюдается увеличение размера кристаллита до $D \approx 150 \text{ нм}$. Это указывает на релаксацию напряжения с последующим ростом зёрен в данной температурной области. Микроструктурные изменения около 470 К сопровождаются увеличением уширения линии и уменьшением наклона прямой графика УХ. Сильная анизотропия остаётся даже после исчезновения зависимости от величины вектора дифракции ($\sin \theta$). Это также имеет место и в образцах Cu.

$\beta \cdot 10^{-7}, \text{ м}^{-1}$

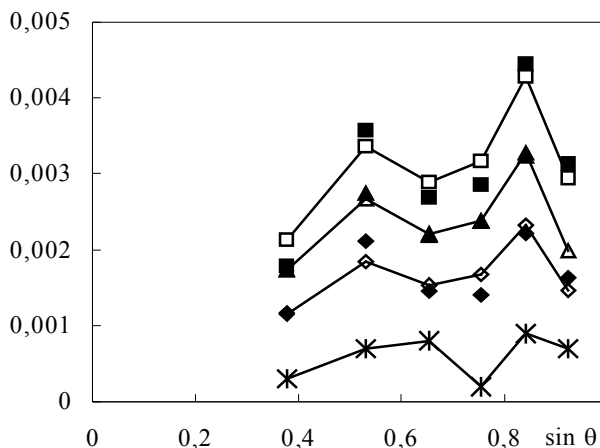


Рисунок 4 – Эволюция графика УХ с температурой отжига для образцов Fe (сверху вниз – для свежedefормированного; и отожжённых при 403 К, 463 К и 643 К): ■, ▲, ◆, * – экспериментальные значения после коррекции на инструментальное уширение; □, △, ◇ и линии – расчётные значения

В согласии с результатами, полученными дополнительными методами (ПЭМ, спектроскопией времени жизни позитрона), дислокации в образцах Cu с добавлением Al_2O_3 (0,3; 0,5; 1,1 вес. %) и Fe представляют главный тип дефектов. Деформированные области с высокой плотностью дислокаций формируются по границам зёрен, в то время как внутренняя область зерна почти свободна от дислокаций. Позитронные спектры показали два главных компонента: один происходит от позитронов, пойманных в ловушку в дислокациях внутри деформированных областей, другой – может быть приписан позитронам, пойманным в микропорах. Значительно большие микропоры (больше 10 моновакансий) были найдены в деформированном Fe по сравнению с Cu (приблизительно 5 моновакансий). Размер микропор зависит, прежде всего, от исследованного материала через различную подвижность вакансий в различных металлах. Никакие микропустоты не были обнаружены в образцах Mg.

В образцах деформированного чистого Mg не фиксировалось никакого существенного уширения линий, что связано с незначительной плотностью дислокаций (порядка $1 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ или меньше). Электронно-микроскопические наблюдения выделили в образце две различного рода области. Существование "восстановленной области" с большими зёрнами ($\approx 1 \text{ мкм}$) и практически свободной от дислокаций указывает на динамическое восстановление микроструктуры во время деформации под высоким давлением. Однако этот процесс не завершён. Дифрактограмма обратного рассеяния рентгеновских лучей для этого образца (рис. 5 а), почти полностью состоящая из непрерывных колец, указывает на присутствие "деформированных областей" с СМК – зёрнами, что не наблюдается в исходном образце (рис. 5 б). Однако главный вклад в дифракционные пики вносится от "восстановленных" областей, поэтому "деформированные области" не могут удовлетворительно характеризоваться рентгеновской дифракцией.

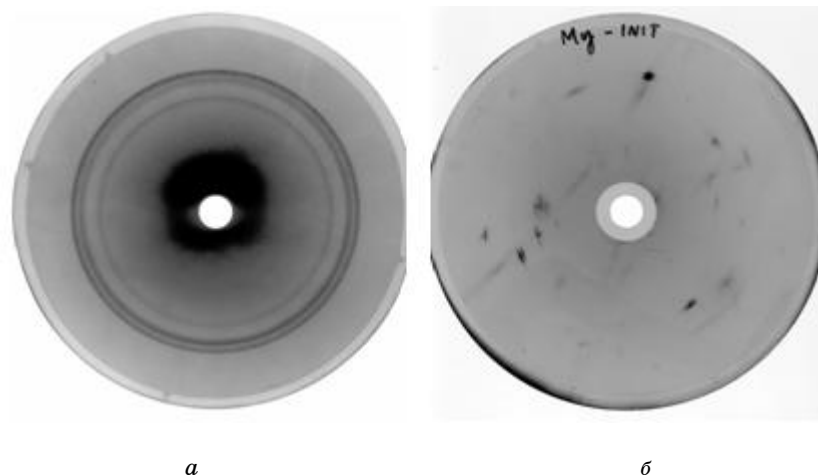


Рисунок 5 – Снимок обратного рентгеновского отражения для образца Mg: а – деформированный кручением под высоким давлением; б – исходный образец

Добавление в Mg 10 вес. % Gd ведёт к более зернистой и сильнодефектной микроструктуре в отличие от образцов с 15 вес. % Gd, в которых не происходит формирование ультрамелкозернистой структуры. Это наиболее вероятно из-за эффекта твёрдого растворения, который делает деформацию сплава Mg с 15 вес. % Gd труднее. Прошедший деформацию сплав Mg с 10 вес. % Gd имеет гомогенную СМК - структуру с размером зерна, равным приблизительно 100 нм и высокой плотностью дислокаций. Однородное пространственное распределение дислокаций преобладает в деформированных кручением под высоким давлением металлах с ГПУ - структурой, как следствие более низкого числа систем скольжения по сравнению с ОЦК- и ГЦК- металлами. В свежеприготовленном образце более низкое уширение профилей линий (0 0 1) указывает на доминирование дислокаций с вектором Бюргерса $\langle a \rangle$ в направлении $[2\bar{1}\bar{1}0]$ [11]. СМК и сильнодефектная микроструктура Mg с 10 вес. % Gd сохраняется до приблизительно 490 К. Затем отмечается снижение плотности дислокаций с последующим ростом зёрен (рис. 6). Количество доминирующих дислокаций типа $\langle a \rangle$ сохранялось постоянным (80%) на протяжении всего отжига в сплаве.

Отжиг деформированного образца Mg с 10 вес. % Gd до 490 К ведёт к микроструктурным преобразованиям, сопровождающимся некоторыми изменениями наклона графика УХ и увеличением уширения линии. Это может быть связано с формированием мелкозернистых преципитатов β'' - фазы (DO_{19}) Mg_3Gd (гексагональная когерентная с матрицей Mg) [12], что выражается в увеличении ρ (рис. 6). При более высоких температурах метастабильная β'' - фаза распадается и формируются частицы устойчивой β - фазы Mg_5Gd (кубическая некогерентная с матрицей Mg). Мелкодисперсные некогерентные частицы β - фазы ведут к большему отвердеванию, которое отражается локальным максимумом кривой плотности дислокаций при 523 К. Дальнейший рост преципитатов β - фазы ведёт снова к уменьшению микронапряжений после этой температуры. Выше 723 К частицы β - фазы растворяются и твёрдый раствор восстанавливается.

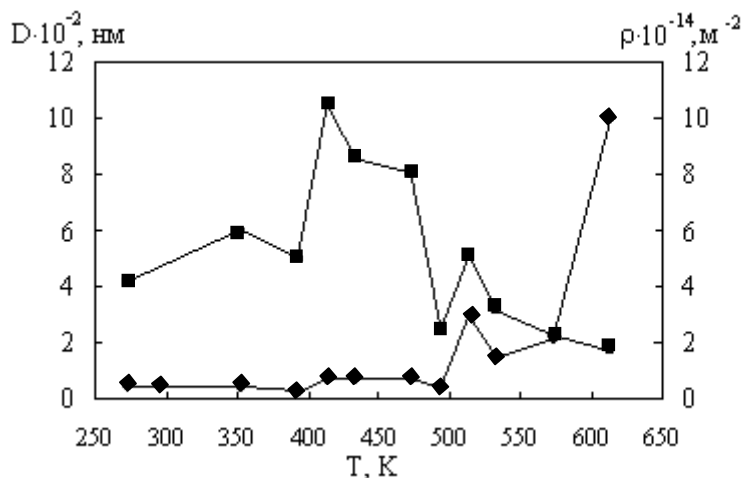


Рисунок 6 – Средний размер кристаллитов (♦) и средняя плотность дислокаций (■), рассчитанные по дифракционному уширению рентгеновской линии в зависимости от температуры изохронного отжига для СМК Mg с 10 вес. %Gd

Исследования деформированных образцов Mg выявили в них значительную (0 0 1) текстуру. Поэтому текстура гексагонального магния оценивалась имперической формулой $I = I_0 \exp(-d \sin^2 \psi)$, где d – коэффициент, определяющий степень предпочтительной ориентации зерен, а ψ – угол между c – осью (направлением текстуры) и нормалью выбранной плоскости. Наблюдаемые значения величины d приблизительно равнялись 5 и 2 для образцов Mg и Mg с 10 вес. % Gd соответственно. Во всех случаях экспоненциальная показательная зависимость очень хорошо описывала текстурную функцию (рис.7).

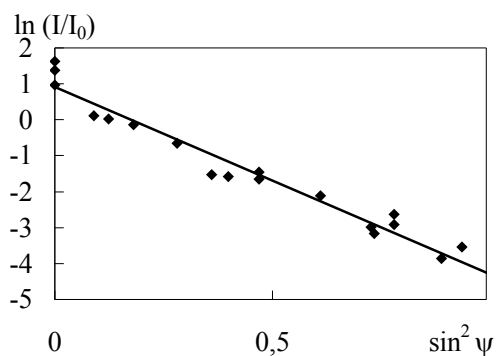


Рисунок 7 – Зависимость $\ln(I/I_0)$ от $\sin^2 \psi$ для определения текстуры свежеприготовленного образца СМК Mg

С увеличением температуры величина d для образцов СМК Mg растёт, а для Mg с Gd почти не изменяется, что говорит об изменении текстуры в случае чистого металла.

Для исследуемых материалов размер кристаллитов имеет величину 50-300 нм, плотность дислокаций в диапазоне от $1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ до $5 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$.

Информация о размере зерна для свежedefормированных Cu с 0,5 вес. % Al_2O_3 и Fe находилась в приближённом согласии с результатами, полученными рентгеновской дифрактометрией. Как всегда, последняя давала меньшие значения по сравнению с полученными методом электронной микроскопии при размерах зёрен 100–500 нм в зависимости от образца. Для этого есть несколько причин. Например, может быть разница между зерном и кристаллитом – когерентно рассеивающей областью. Было найдено, что распределение размера зерна (L) в этих образцах отвечает нормальному логарифмическому. Параметры этого распределения для Cu: $L_{cp}=136$ нм, $L_M=112$ нм, $L_c=95$ нм (рис. 8). Для Fe зёрна кажутся большими: $L_{cp}=183$ нм, $L_M=160$ нм, $L_c=114$ нм (рис. 9). Необходимо отметить, что СМК Cu с 0.5 вес.% Al_2O_3 проявляет меньший размер зерна, чем чистая СМК медь, несмотря на одинаковый процесс изготовления образцов.

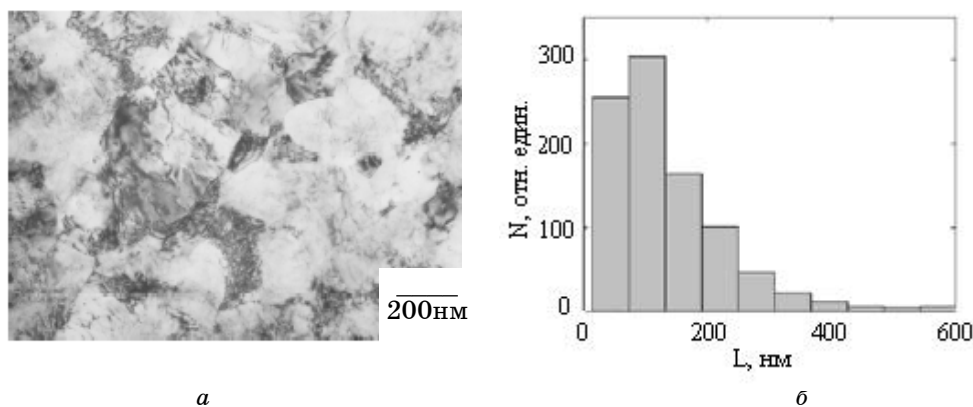


Рисунок 8 – Микроструктура (а) и соответствующая ей гистограмма (б) исходных образцов СМК Cu с 0.5 вес. % Al_2O_3 . N – относительная концентрация зёрен

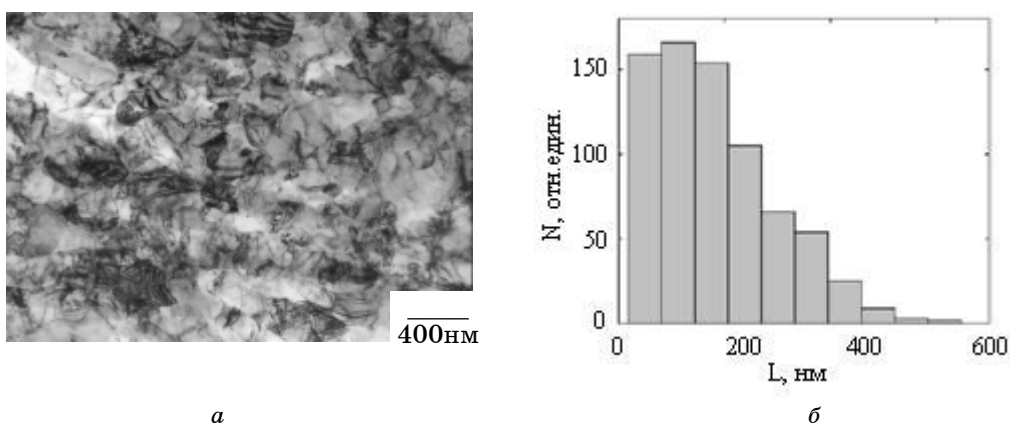


Рисунок 9 – Микроструктура (а) и соответствующая ей гистограмма (б) исходных образцов СМК Fe. N – относительная концентрация зёрен

Типичная микрофотография свежedefормированного железа показана на рис. 9 а. После интенсивной пластической деформации наблюдается типичная субструктура материала с высокой плотностью дислокаций и малыми зёрнами. Эти зёрна состоят из субзёрен величиной

приблизительно 100 нм. Однако области зёрен без такой субструктуры также наблюдаются.

Типичная микрофотография для образца Cu с 0,5 вес. % Al_2O_3 показана на рис. 8 а. На некоторых из микрофотографий были обнаружены частицы Al_2O_3 размером около 300-400 нм. Было получено, что добавление, по крайней мере, 0,5 вес. % Al_2O_3 предотвращает рост зерна и держит плотность дислокаций высокой, а кристаллиты остаются малыми приблизительно до 670 К в отличие от чистой меди, где снижение плотности дислокаций наблюдалось уже при 423 К [13]. Однако количество 0,3 вес. % недостаточно для этого и значительный рост зерна, сопровождающийся внезапным изменением типичной для меди текстуры $\langle 111 \rangle \rightarrow \langle 100 \rangle$, отмечается около 470 К. Более высокое содержание Al_2O_3 (1,1 вес. %) значительно не улучшает стабильность структуры СМК Cu (рис. 10).

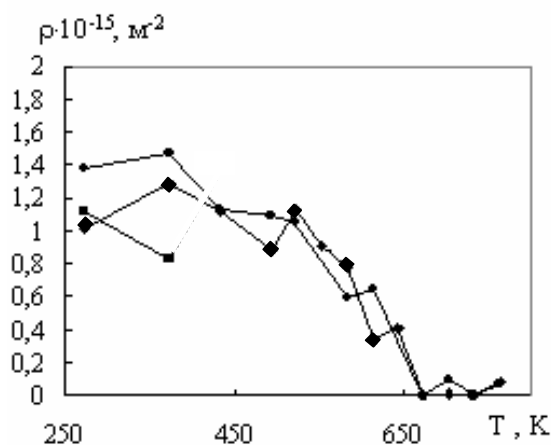


Рисунок 10 - Средняя плотность дислокаций для СМК Cu с Al_2O_3 в зависимости от изохронного отжига. Процентное содержание Al_2O_3 , вес. %: ■ - 0,3; ◆ - 0,5; ● - 1,1

Ценные результаты были получены методом обратного рентгеновского рассеяния. Для свежеприготовленных СМК - образцов на рентгенограмме наблюдались непрерывные кольца,

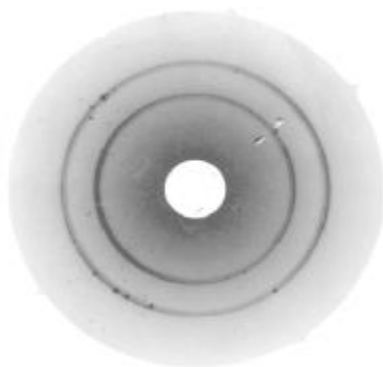


Рисунок 11 - Рентгенограмма обратного рассеяния от образца Cu с 0,5 вес. % Al_2O_3 , полученного кручением под высоким давлением, после изохронного отжига до 523 К

в то время как после отжига появилось несколько точек на них (рис. 11), указывая быстрый рост лишь нескольких зёрен. Это наблюдалось при невысоких температурах, до каких-либо существенных изменений в уширении линии и в спектрах позитронной аннигиляции, и это было зафиксировано лишь для меди, в то время как рост зёрен в образцах Fe (рис. 12) кажется однородным.

Этим методом была также обнаружена неоднородность роста зёрен и в плоскости образца (рис. 12). Эффект появлялся не сразу после деформации, а лишь после

отжига выше 470 К (рис. 12 б) и только для медных образцов. Отдельные точки сперва фиксировались на снимках обратного рентгеновского рассеяния от края образца (рис.12 в) (в первую очередь в образцах с меньшим количеством добавки Al_2O_3), а при более высоких температурах они имели место также и на снимках от центра (рис.12 б). Данный факт ясно свидетельствует, что рекристаллизация начинается с края образца, где концентрируется высокая степень напряжения во время ИПД.

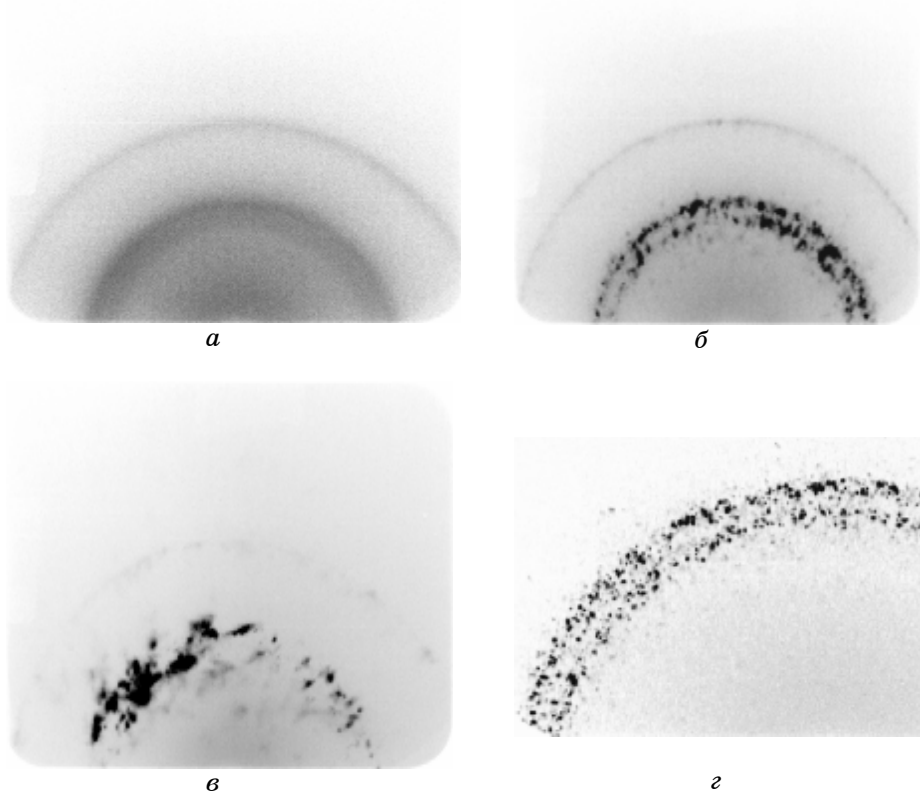


Рисунок 12 – Дифракция обратного рассеяния от деформированного образца Cu с 0,5 вес.% Al_2O_3 (а); в центре (б) и на краю (в) того же образца, отожжённого при 823 К; для деформированного образца Fe, отожжённого при той же температуре (г)

С увеличением температуры такие эффекты становятся очевидными и на дифракционных профилях. Бимодальное распределение размеров кристаллитов является типичным для рекристаллизации деформированной меди. Это делает обычный традиционный путь анализа профиля рентгеновской линии неприемлемым.

ВЫВОДЫ

СМК - композиты Cu с Al_2O_3 (0,3; 0,5; 1,1 вес. %), чистые металлы Fe, Mg и сплав Mg с 10 вес.% Gd были подробно изучены методом рентгеновского структурного анализа в комбинации с ПЭМ и спектроскопией позитронной аннигиляции. Такое сочетание методов оказалось эффективным инструментом для детальных исследований СМК - структур, произведённых кручением под высоким давлением. Показано, что стабильность СМК - структуры чистых металлов – низкая.

Её можно увеличить в композитах путём добавления соответствующих добавок в матрицу чистого металла. Например, добавление 0,5 вес. % Al_2O_3 стабилизирует СМК - структуру Cu до 670 К. Количество 1,1 вес. % Al_2O_3 не улучшает её значительно. Добавка 10 вес. % Gd в Mg приводит к более зернистой и высокодефектной микроструктуре, которая остаётся таковой приблизительно до 490 К. Бимодальное распределение размера кристаллита является типичной структурной особенностью Cu после отжига. Результаты спектроскопии времени жизни позитрона указывают на неоднородное распределение дислокаций в образцах Cu и Fe. Полученные результаты дают возможность дальнейшего развития более подходящей модели для оценки СМК - структуры.

Работа была частично поддержана Чешским научным фондом (контракты 106/01/D049 и 106/02/1521), Грантовым агентством Карлового университета (187/2001), Министерством образования, молодёжи и спорта Чешской Республики (проект COST OC523.50) и составила часть исследовательской программы MSM 0021620834.

SUMMARY

Complex investigation of thermal stability of submicrocrystalline materials with different real structure, was carried out by X-ray diffraction in combination with transmission electron microscopy and positron annihilation spectroscopy. Structure features of submicrocrystalline Cu, Fe, Mg discovered is challenge for development of more appropriate model for X-ray diffraction evaluation.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Термическая стабильность нанокристаллического ниобия, полученного интенсивной пластической деформацией / Попова Е.Н., Попов В.В., Романов Е.П. и др. // ФММ.— Т.101, №. 1. — С.58-64.
2. Influence of Al_2O_3 nanoparticles on the thermal stability of ultra-fine grained copper prepared by high pressure torsion / Cizek J., Prochazka I., Kuzel R. et al. // Monatshefte für Chemie. — 2002. — V. 133, №.6. — P. 873-887.
3. Microstructure evolution in isochronally heat-treated Mg-Gd alloys / Vostrá P., Smola B., Stulnková I. et. al. // phys. stat. sol. A — 1999. — V. 175. — P. 491-500.
4. Valiev R.Z. Structure and mechanical properties of ultra-fine grained metals // Mater. Sci. Eng. — 1997.— A 234–236. — P. 59-66.
5. Valiev R. Z., Islamgaliev R.K. Microstructural aspects of superplasticity in ultrafine grained alloys prepared by severe plastic deformation // Superplasticity and Superplastic Forming (ed. Ghosh A. K., Bieler T. R.). The Minerals, Metals and Materials Society. — 1998. — P. 117–126.
6. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Prog. Mater. Sci. — 2000. — V. 45. — P. 103–189.
7. A high-resolution BaF_2 positron-lifetime spectrometer and experience with its long-term exploitation / Becvar F., Cizek J., Lestak L et al. // Nucl. Instr. Meth. — 2000. — V. 443. — P. 557-577.
8. Физико-химические свойства элементов. Справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. — Киев: Наук. думка, 1965. —807 с.
9. Kuzel R., Klimanek P. X-ray diffraction line broadening due to dislocations in non-cubic materials. 2. The case of elastic anisotropy applied to hexagonal crystals // J. Appl. Cryst. — 1988. — V. 21. — P. 363-368.
10. Ungar T., Tichy G. The effect of dislocation contrast on X-ray line profiles in untextured polycrystals // Phys. stat. sol. A. — 1999. — V. 147. — P. 425-434.
11. Klimanek P., Kuzel R. X-ray diffraction line broadening due to dislocations in non-cubic materials. 1. General considerations and the case of elastic isotropy applied to hexagonal crystal // J. Appl. Cryst.—1988. — V. 21. — P. 59-66.
12. Microstructure and thermal stability of ultra fine grained Mg-based alloys prepared by high pressure torsion / Cizek J., Prochazka I., Smola B., Stulikova I., Kuzel R., Matej Z., Cherkaska V., Islamgaliev R.K., Kulyasova O. // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation. — 2006. —V. 503-504. — P. 149-154.
13. Thermal stability of ultrafine grained copper / Cizek J., Prochazka I., Cieslar M. et al. //Phys. Rev. — 2002. — V. 65, N. 9. — Art. 094106.

Поступила в редакцию 6 мая 2006 г.