

УДК 620.186:621.7:548.735:620.187

ВЛИЯНИЕ СТАТИСТИКИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА МАКРОСВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

А. П. ЖИЛЯЕВ

Институт физики перспективных материалов УГАТУ
Тел: (3472) 23 52 44 E-mail: AlexZh@mail.rb.ru

Обсуждаются научные аспекты влияния тонкой структуры поликристаллических материалов, а именно ансамбля границ зерен на макроскопические свойства поликристаллических материалов. Данная проблема стала особенно актуальной для наноструктурных материалов, получение и изучение которых получило широкое развитие в последние десятилетия. Полученные результаты о влиянии статистики границ зерен на физические и механические свойства обсуждаются с точки зрения создания новых материалов с заранее заданными свойствами — идеи так называемого «зернограничного дизайна материалов»

Границы зерен; наноструктурные материалы; физические и механические свойства; зернограничный дизайн новых материалов

ВВЕДЕНИЕ

Большинство используемых в настоящее время промышленных материалов являются поликристаллическими твердыми телами, представляющими собой агрегаты монокристаллитов (зерен), разделенных между собой внутренними поверхностями раздела — межкристаллитными (межзеренными) границами [1, 2]. Свойства такой системы определяются как индивидуальными свойствами зерен, так и их коллективным поведением, которое во многом зависит от характеристик ансамбля межкристаллитных границ. Получение сведений о характеристиках ансамбля границ зерен (ГЗ) становится особенно актуальным в связи с прогрессом в получении материалов с нанокристаллической структурой (средний размер кристаллитов менее 100 нм) [3, 4], в которых объемная доля границ зерен может достигать десятков процентов. Кроме того, в последние годы активно развивается новый подход в создании материалов с улучшенными или заранее заданными свойствами за счет создания в них требуемых характеристик зернограничного ансамбля, так называемое «зернограничное проектирование».

К важнейшим характеристикам ансамбля ГЗ в поликристаллических материалах относятся функции распределения ГЗ по кристаллогеометрическим параметрам и в пер-

вую очередь функция распределения границ зерен по разориентировкам, получившая в литературе название спектра разориентировок ГЗ (СРГЗ) [5]. К настоящему моменту достаточно хорошо развиты экспериментальные способы получения СРГЗ дифракционными методами рентгеновской и электронной микроскопии. Однако они имеют ряд недостатков, труднопреодолимых при существующем уровне экспериментальной техники. К ним относятся, во-первых, значительные затраты времени на препарирование образцов и на сам процесс аттестации ГЗ, во-вторых, недостаточная локальность методик при исследовании суб- и нанокристаллических материалов.

В этой связи перспективным является идея использования косвенных методов получения сведений о СРГЗ. Это относится, в первую очередь, к использованию для этой цели другой статистической характеристики поликристаллических материалов — функции распределения зерен по кристаллографическим ориентировкам (ФРО), являющейся количественной характеристикой текстурированности материалов [6, 7]. Полученные к настоящему моменту экспериментальные результаты позволили установить лишь качественную сторону взаимосвязи спектров разориентировок ГЗ и текстуры. Выведенные эмпири-

ческие закономерности, определяющие долю специальных границ в общем спектре, выполняются только для некоторых видов аксиальной текстуры и не имеют под собой строго физического обоснования. Аналитическое получение функции распределения углов и осей разориентировки возможно только для бестекстурного материала, а машинное моделирование СРГЗ было проведено только для модельных кристаллографических текстур и не учитывало топологических и ориентационных условий, существующих в связанном поликристалле.

Вместе с тем существование глубокой взаимосвязи между ФРО и СРГЗ вытекает из следующих физических соображений: ФРО является аналогом одночастичной функции распределения. ФРО — это доля зерен с данной ориентацией базиса кристаллической решетки, и она не содержит никакой информации о соседстве зерен. Разориентировка же определяется именно ближайшими «соседями», и СРГЗ есть аналог двухчастичной функции распределения — доли пар соседних зерен с данной разориентировкой между ними. Из вышеизложенного следует, что взаимосвязь между ФРО и СРГЗ носит сложный и неоднозначный характер [8–10] и задача исследования данной взаимосвязи требует для своего решения комплексного подхода и является актуальной в настоящий момент с точки зрения создания научных основ «зернографического проектирования».

РАЗОРИЕНТИРОВКА ДВУХ ЗЕРЕН И ПРЕДСТАВЛЕНИЕ СПЕКТРА ГЗ

Схематическое представление разворота кристаллических решеток двух соседних зерен показано на рис. 1.

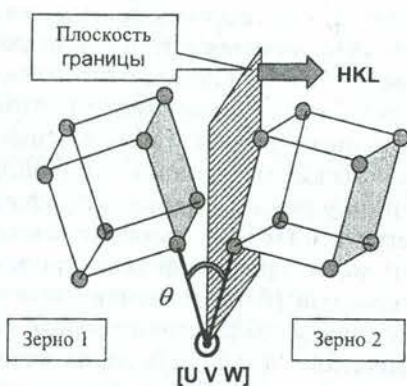


Рис. 1. Схема разворота двух соседних зерен

Параметры, однозначно описывающие статистику границ зерен, включают в себя:

- распределение границ зерен по углу разориентации θ ;
- распределение границ зерен по оси разориентации [UVW];
- распределение нормалей к плоскости залегания границ зерен (НКЛ).

При некоторых так называемых специальных разориентировках соседние зерна разделены ГЗ с высокой степенью совпадения атомов, которые могут быть отнесены как к одному, так и другому зерну. В этом случае про ГЗ говорят, что она обладает специальными свойствами, а сами границы называют специальными. Этим границам соответствует минимум зернограничной энергии, коэффициента зернограничной диффузии и сегрегации примеси. Специальная структура таких границ зерен обусловлена их особой структурой, которая является наиболее упорядоченной.

Математически взаимный разворот двух решеток можно описать с помощью матрицы, называемой матрицей разориентировки:

$$\hat{R} = \begin{bmatrix} R_{11} & R_{12} & R_{13} \\ R_{21} & R_{22} & R_{23} \\ R_{31} & R_{32} & R_{33} \end{bmatrix}.$$

Элементами этой матрицы являются направляющие косинусы между координатными осями первого и второго зерна. Тогда для любой кристаллографической системы угол разориентировки θ определяется шпуром матрицы \hat{R} :

$$\theta = \arccos \left[\left(\sum_{i=1}^3 R_{ii} - 1 \right) / 2 \right],$$

а ось разориентировки имеет направление (для кубической решетки)

$$[UVW] \parallel [R_{32} - R_{23}, R_{13} - R_{31}, R_{21} - R_{12}] / (2 \sin \theta).$$

Если элементы матрицы разориентировки можно представить в виде

$$\hat{R}_{CSL} = \frac{1}{\Sigma} \begin{bmatrix} \rho_{11} & \rho_{12} & \rho_{13} \\ \rho_{21} & \rho_{22} & \rho_{23} \\ \rho_{31} & \rho_{32} & \rho_{33} \end{bmatrix},$$

где Σ и ρ_{ii} — взаимно простые числа, то ГЗ, говорят, обладает специальной разориентировкой и имеет соответственно специальные свойства. Чем меньше число Σ , тем больше совпадающих узлов (или атомов) соседних решеток (зерен) находится в плоскости

границы зерна и тем ниже избыточная свободная энергия.

Таким образом, разориентировка ГЗ является векторной величиной, поэтому встает вопрос о наглядном представлении трехмерной функции распределения границ зерен по разориентировкам. Общепринятое графическое представление состоит в том, что все разориентировки приводят к минимальным значениям углов (эквивалентных данному значению разориентировки) и строят функцию распределения ГЗ по углам разориентировки (рис. 2).



Рис. 2. Распределение углов разориентировок в модельном поликристалле

Функцию распределения по осям разориентации представляют по аналогии со стереографической проекцией направлений в кристаллической решетке. Из-за симметрии кристаллографической решетки все проекции укладываются внутри усеченной области, например, для материалов с кубической решеткой внутри стандартного стереографического треугольника (рис. 3).

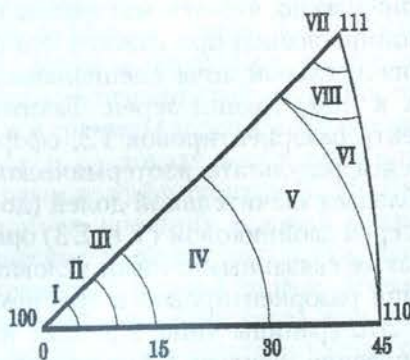


Рис. 3. Стандартный стереографический треугольник

МОДЕЛЬНЫЕ СПЕКТРЫ РАЗОРИЕНТИРОВОК ГРАНИЦ ЗЕРЕН [6]

Первой задачей при вычислении спектров разориентировок ГЗ по текстурным данным является ответ на вопрос, насколько значимо влияние текстуры и типа корреляции на статистику границ зерен в поликристалле. Данная проблема решалась методом компьютерного моделирования для четырех типов (так называемых «базисных») корреляции и модельной аксиальной текстуры. При этом использовались четыре типа текстуры: хаотичная, (100), (110) и (111). Здесь (hkl) обозначает такую текстуру, когда плоскости с данными индексами преимущественно ориентированы параллельно поверхности образца. Из бесконечной совокупности возможных способов корреляции в ориентациях соседних зерен были выбраны четыре основных:

- нет никакой корреляции — этот случай используется наиболее часто в работах для расчетов статистики ГЗ по текстурным данным. Этот тип спектров ГЗ соответствует так называемой функции распределения разориентировок (MODF в английской аббревиатуре), введенной Бунге;
- корреляция, когда соседние зерна разориентированы преимущественно на малый ($< 15^\circ$) угол. Такая корреляция приводит к СРГЗ с максимально возможной долей малоугловых границ;
- если границы зерен разориентированы преимущественно на углы больше чем 15° , то такой спектр состоит в основном из произвольных большеугловых границ зерен;
- существует возможность устроить поликристалл таким образом, чтобы соседи имели большеугловые, но специальные границы зерен. Такая корреляция приведет к спектру ГЗ с максимально возможным для данного текстурного состояния числом специальных границ зерен, и соответственно такая система должна проявлять специальные свойства при отклике на внешние воздействия.

На рис. 2 приведен пример некоррелированного СРГЗ как функции от типа аксиальной текстуры. Табл. 1 показывает, как выглядят СРГЗ для одной и той же текстуры, но с разными типами корреляции. Напрашивается достаточно очевидный вывод, что и тот и другой параметры оказывают сильное влияние на статистику границ зерен в поликристаллическом материале и оба этих параметра могут кардинально изменить реальный спектр границ зерен в исследуемом материале.

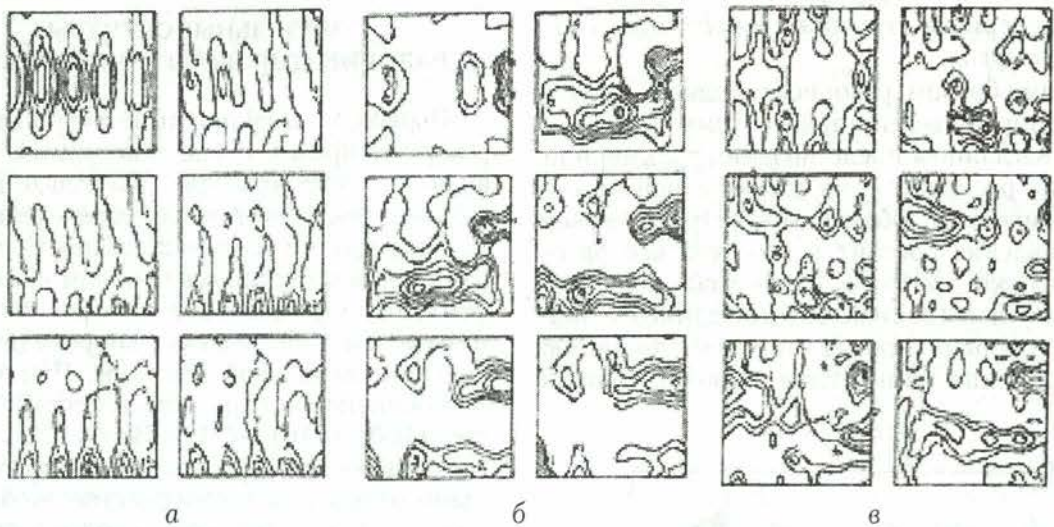


Рис. 4. Изолинии функции распределения ориентации (ФРО) в исследуемых материалах: а — сплав Ni-20%Cr; б — нержавеющая сталь; в — алюминий

Таблица 1
Распределение ГЗ по Σ в модельном бестекстурном поликристалле

Σ	Тип корреляции			
	нет	МУГ	БУГ	специальные
1	2.1	35.7	1.8	2.2
3	1.6	1.5	4.4	32.5
5	1.2	0.6	0.5	2.0
7	0.9	0.2	0.7	0.9
9	1.0	0.6	0.7	0.9
Остальные	93.2	61.4	91.9	61.5

В принципе представленные выше четыре типа корреляции могут быть выбраны в качестве базисных или опорных спектров $P_i(\bar{\theta})$ и истинный спектр разориентировок ГЗ будет являться средневзвешенной суммой базисных спектров:

$$P(\bar{\theta}) = \sum_{i=1}^4 q_i P_i(\bar{\theta}).$$

Коэффициенты разложения q_i определяются термомеханической предысторией образца и точно могут быть определены только опытным путем при сравнении модельного и экспериментального спектров. Если исходить из среднеквадратичной аппроксимации, то коэффициенты q_i можно найти минимизацией функционала

$$F = [P(\bar{\theta}) - P_{\text{экс.}}(\bar{\theta})]^2 \rightarrow \min.$$

Исходя из вышеизложенного, можно сделать довольно пессимистический вывод о

принципиальной невозможности моделирования спектров разориентировки границ зерен по текстурным данным. К счастью, экспериментально и путем компьютерного моделирования были обнаружены некоторые общие закономерности формирования ансамбля границ зерен в поликристаллических материалах при термомеханическом воздействии, которые в принципе оказались общими и выполняются в процессах образования окисных пленок и не только для материалов с ГЦК решеткой, а также для других сингоний. Сначала рассмотрим обнаруженные закономерности.

СРАВНЕНИЕ МОДЕЛЬНЫХ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ СПЕКТРОВ ГЗ

Уже в экспериментальных работах, посвященных измерению спектров разориентировок ГЗ в сплаве Ni-20%Cr [11], нержавеющих сталях [12], а также на чистом никеле [13], было обнаружено, что эти материалы склонны к двойникованию при отжиге, что приводит к значительной доле специальных (или близких к ним) границ зерен. Таким образом, спектр разориентировок ГЗ, сформировавшийся в результате изотермического отжига, обладает значительной долей (до 40%) границ зерен двойниковой (т. е. $\Sigma 3$) ориентации, а также связанным с ними условием соответствия разориентировок в тройном стыке [14]. Это границы типа $\Sigma 9$, $\Sigma 27$ и $\Sigma 81$. Моделирование спектров ГЗ на основе экспериментально полученной ФРО (рис. 4, а, б) для нихрома, нержавеющих сталей позволи-

ло заключить, что наиболее подходящим типом корреляции для данных материалов и данного типа термического воздействия является тот, который приводит к максимально возможной доле специальных границ зерен в спектре. Материалы, не проявляющие такой особенности, но обладающие ГЦК решеткой, имеют высокую энергию дефекта упаковки (как, например, алюминий). В алюминии из-за малой расщепленности дислокаций сравнительно легко идет процесс их перемещения с образованием малоугловых субграниц. Эти малоугловые разориентации и наследуются при рекристаллизации. Доказательством этому могут служить результаты компьютерного моделирования и экспериментального измерения спектров разориентировок ГЗ в технически чистом алюминии, представленные в табл. 2. По литературным данным [15] доля специальных границ в общем спектре для алюминия сильно зависит от чистоты материала, и при длительном отжиге в высокочистом алюминии доля $\Sigma 3$ границ может достигать 17 процентов. Это свидетельствует о сохранении тенденции образования устойчивого спектра в ГЦК материалах при отжиге.

Таблица 2
Сравнение модельного и экспериментального спектров в сплаве Ni-20%Cr, нержавеющей стали, алюминии [16]

Σ	Нихром		Нержавеющая сталь		Алюминий	
	эксп.	мод.	эксп.	мод.	эксп.	мод.
1	4.3	3.1	8.9	7.3	30.0	32.4
3	35.8	25.1	33.1	27.6	4.0	2.6
>3	59.9	71.8	58.0	65.1	66.0	65.0

ВЛИЯНИЕ АНСАМБЛЯ ГЗ НА ЗЕРНОГРАНИЧНУЮ ДИФфуЗИЮ

Процессы переноса в поликристаллических материалах при низких гомологических температурах протекают в основном по внутренним дефектам, таким как дислокации, границы зерен и поры. При оценке диффузии через зернограничный ансамбль считается, что все границы зерен имеют одинаковую структуру и, следовательно, характеризуются одинаковым коэффициентом диффузии. В зависимости от внешних условий (низкие гомологические температуры) и микроструктуры материала (средний размер зерна меньше некоторого критического) процессы переноса могут осуществляться только с помощью зернограничной диффузии, и тогда эффективный коэффициент диффузии будет ра-

вен коэффициенту диффузии через большеугловые произвольные ГЗ. Однако наличие в спектре различных типов границ зерен может существенно повлиять на кинетику диффузионных процессов в поликристаллических материалах. Такое влияние было исследовано методом компьютерного моделирования для систем с одинаковыми микроструктурными характеристиками, но имеющими различный спектр разориентировок ГЗ.

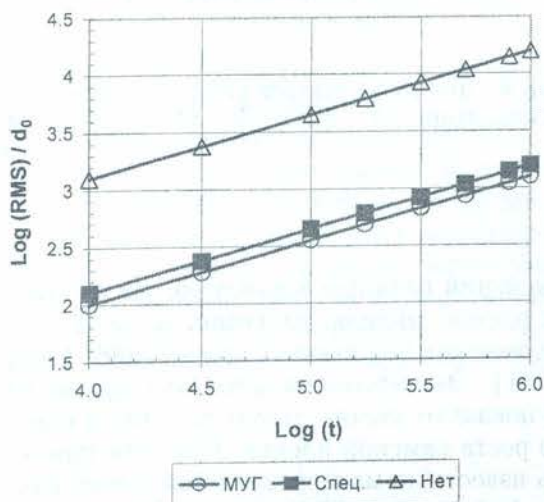
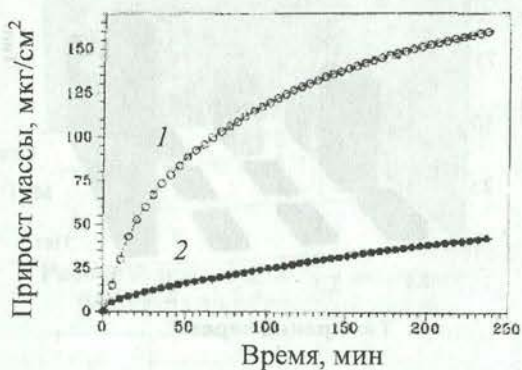
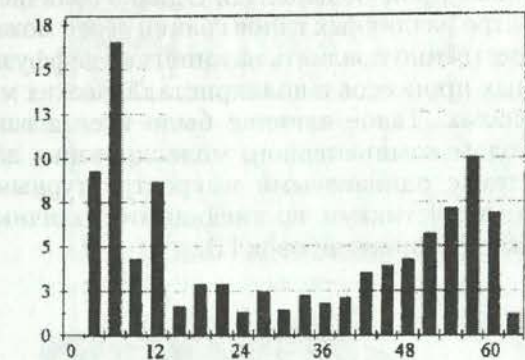
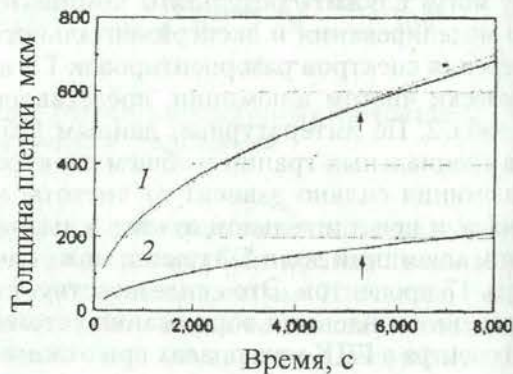
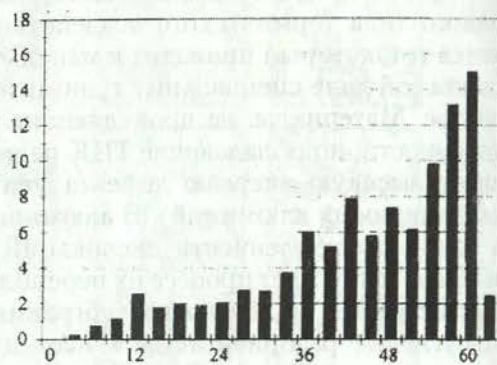


Рис. 5. Модельные спектры разориентировок с разным типом корреляции и зависимость среднего пути диффузии от времени на сетке границ зерен

Рис. 5 демонстрирует модельные спектры разориентировок, различающиеся типом корреляции, а значит, имеющие разную долю специальных границ зерен и зависимость среднего пути диффузии от времени на сетке границ зерен [17, 18]. Ясно, что ансамбль ГЗ, состоящий в основном из большеугловых границ зерен, обеспечивает более высокую скорость процессов переноса. Результаты данного моделирования были использованы для



а



б

Рис. 6. Два типа спектров разориентировок ГЗ в NiO пленках, растущих на подложках, и кинетика их окисления: 1 — (100); 2 — (111); а — экспериментальные данные; б — полученные моделированием

объяснения разницы в кинетике роста окисных пленок никеля, растущих на монокристаллических подложках с ориентацией (100) и (111). Экспериментальные исследования [19] показали значительную разницу в кинетике роста окисной пленки. Попытка применить известные модели для объяснения данного факта потерпели неудачу. Компьютерное моделирование спектра разориентировок ГЗ по экспериментально измеренной текстуре показало [20, 21], что возможно формирование в этих пленках ансамблей ГЗ, принципиально отличающихся спектром ГЗ. В окисной пленке, выросшей на монокристалле типа (111), формируется ансамбль, состоящий в большинстве из специальных ($\Sigma 3$ и геометрически связанных с ними) границ зерен. Окисление (100) монокристаллической подложки никеля приводит к росту окисной пленки с максимальным значением малоугловых границ зерен. На рис. 6 приведены распределения границ зерен по углам и осям разориентировок. Расчет кинетики окисления (рис. 6)

подложек никеля с ориентацией (100) и (111) с учетом разности в спектрах разориентировок границ зерен позволил объяснить наблюдаемые экспериментальные результаты.

ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Одной из важных научных задач является проблема изучения кинетики окисления сплава системы Zr-Nb, применяемого в ядерной энергетике, с целью выработки рекомендаций по оптимизации термомеханической обработки для повышения коррозионных свойств таких сплавов. Окисная пленка ZrO_2 , образуемая на поверхности, имеет моноклинную решетку. Средний размер зерен в ZrO_2 , по данным электронной микроскопии, составил порядка 50 нм. Измерение кинетики окисления и электронно-микроскопические исследования показали, что процесс транспорта ионов кислорода с внешней поверхности к границе металл-окисел осуще-

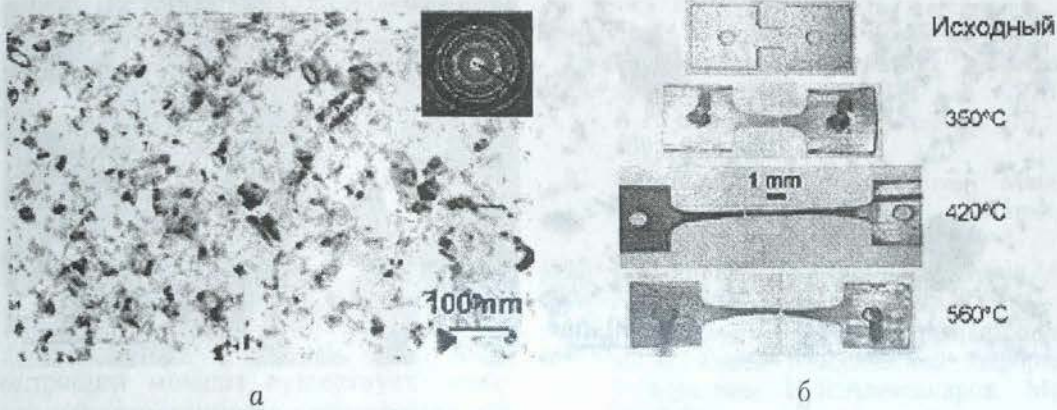


Рис. 7. Микроструктура исходного нанокристаллического никеля (а) и фотографии образцов после испытания на растяжение (б)

ствляется по границам зерен окисной пленки. Таким образом, кинетика окисления напрямую зависит от спектра границ зерен. Следовательно, существует задача описать данные спектры в рамках формальной теории решеток совпадающих узлов (PCY). К моменту постановки задачи уже были рассчитаны возможные специальные разориентировки в ГЦК и ОЦК решетках, а также в ГПУ и тетрагональных решетках. В литературе отсутствовали данные о применении PCY теории к моноклинной сингонии. Нами в работе [22] впервые были рассчитаны специальные разориентировки в моноклинной решетке. При анализе микроструктуры окисной пленки, полученной методом высокоразрешающей электронной микроскопии, была обнаружена специфическая структура двойниковых границ в моноклинной решетке. Как выяснилось в эксперименте, микроструктура окисной пленки циркония содержит значительную долю границ $\Sigma 71$ [23], которые имеют хорошее совпадение в плоскости границы: все узлы двух соседних решеток совпадают в плоскости границы зерна. Геометрическая структура границы $\Sigma 71$ была нами рассчитана и предсказана на основе PCY теории. Экспериментальное обнаружение границ такого типа позволило сделать очень важный вывод, имеющий принципиальное значение для теории специальных границ: с точки зрения «специальности» границ зерен наиболее важным является совпадение атомов в плоскости границы зерна. Данный вывод не мог быть сделан на основе изучения двойниковых границ в ГЦК решетках, в которых именно PCY с минимальным объ-

емом ($\Sigma 3$) дает идеальное совпадение в плоскости решетки.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Наиболее ярко роль границ зерен проявляется при сверхпластичности металлов и сплавов. Экспериментально обнаружено, что одним из условий проявления материалом сверхпластических свойств является мелкое зерно (обычно менее $10 \mu\text{m}$), необходимое для обеспечения аккомодации зернограничного проскальзывания — основного механизма сверхпластического течения. Из основного феноменологического уравнения сверхпластичности

$$\dot{\epsilon} = A \frac{DGb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n$$

следует, что при уменьшении размеров зерен в нанометрическую область ($< 100 \text{ nm}$) сверхпластичность должна наблюдаться при более низких гомологических температурах, что и было экспериментально обнаружено в сплавах, полученных методами интенсивной пластической деформации [24]. Ситуация с чистыми металлами сложнее, так как при нагреве происходит быстрый рост зерен и средний размер зерна превышает критическую величину. До сих пор только алюминий (материал, пластичный сам по себе) демонстрировал высокие сверхпластические свойства. И только сравнительно недавно [25] при испытании на растяжение была обнаружена рекордная

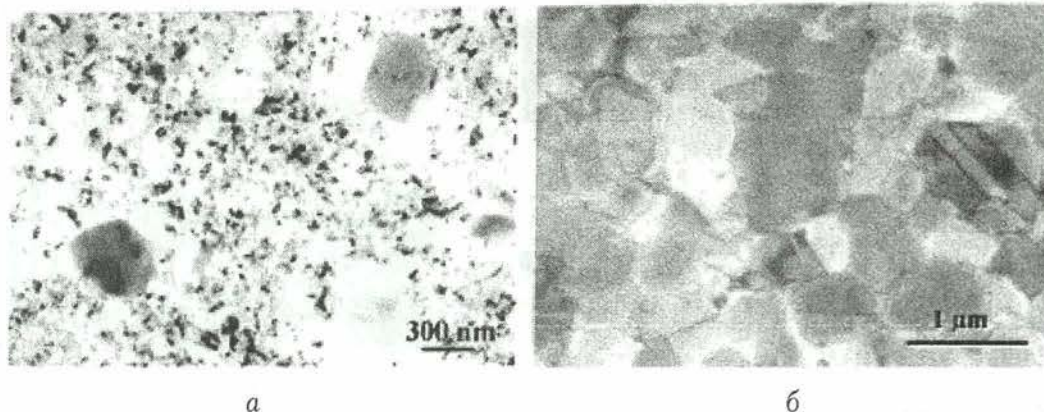


Рис. 8. Микроструктура никеля перед началом испытания на растяжение при температуре 350°С (а) и 420°С (б)

сверхпластичность в чистом никеле, полученном электроосаждением. Нанокристаллический в исходном состоянии (средний размер зерен менее 35 нм) (рис. 7, а), чистый никель проявил сверхпластические свойства (~ 250%) уже при 350°С ($0,36 \cdot T_{пл}$). Рекордное удлинение (895%) было достигнуто при 420°С (рис. 7, б). Электронномикроскопические исследования показали, что микроструктура в момент начала растяжения имела средний размер зерна порядка 0,5 микрон (рис. 8). После растяжения микроструктура образцов никеля изменилась незначительно. После испытаний при 350°С средний размер зерен равнялся $1,3 \mu$ вдоль направления растяжения и $0,64 \mu$ — поперек оси растяжения. Важным результатом является обнаруженная корреляция между переходом никеля в сверхпластическое состояние при температуре около 300°С и экзотермическим пиком, зафиксированным с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. Данный пик был интерпретирован как начало роста зерен в образцах никеля. Данный экспериментальный факт позволит в дальнейшем определять температуру начала сверхпластичности с помощью ДСК. В заключении этого раздела необходимо отметить, что в феноменологической теории сверхпластичности не рассматриваются вопросы о типе ансамбля границ зерен, что, на наш взгляд, не совсем корректно. По современным представлениям [26], сверхпластичность — это кооперативный процесс, когда зернограничное проскальзывание охватывает не отдельные зерна, а группы зерен (кластеры). По нашим пред-

ставлениям, границами таких кластеров являются большеугольные произвольные границы, а внутри кластеров зерна разделены малолуговыми границами или/и специальными границами зерен, проскальзывание по которым затруднено или вовсе не происходит.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ: ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В физике новых материалов начался новый этап исследования тонкой структуры материалов, такой как изучение ансамбля границ зерен и его влияние на физические свойства, а также механическое поведение материала. В данном направлении уже получены интересные результаты о влиянии спектра разориентировок границ зерен на диффузионные свойства материала и на этой основе объяснены экспериментальные данные по кинетике роста окисной пленки, полученной на монокристаллических подложках различной ориентации. Разработанная методика моделирования спектров разориентировки ГЗ на основе экспериментально измеренной текстуры позволяет прогнозировать тип ансамбля границ зерен, сформированный в материале. Обнаружено, что для проявления границами зерен специальных свойств в первую очередь необходимо совпадение атомов соседних зерен в плоскости ГЗ, в то время как пространственное совпадение решеток соседних зерен не играет особой роли. Данный вывод коренным образом изменяет существующий критерий «специальности» границ зерен.

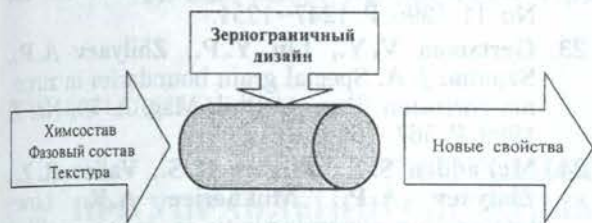


Рис. 9. Схематическое представление зернограничного проектирования новых материалов

В настоящий момент существует необходимость зернограничного проектирования материалов, суть которого показана на рис. 9 и заключается в следующем. С помощью известных методов воздействия на заготовку (изменение химического и фазового состава, а также изменение текстуры материала) получить в материале требуемый спектр разориентировок границ зерен. Тип спектра зависит от того, для каких целей готовится материал. Если это высокотемпературный сверхпроводник, тогда задача состоит в создании микроструктуры с максимальной долей специальных границ зерен, так как по современным представлениям именно они обеспечивают сверхпроводящие свойства данных материалов. Такой же тип ансамбля границ зерен требуется для материалов, работающих в агрессивных средах, потому что границы зерен со специальными свойствами более устойчивы к коррозии. Если планируется в дальнейшем проводить формообразование детали в условиях сверхпластичности, тогда необходимо обеспечить максимальную долю большесугловых произвольных границ. Идея зернограничного проектирования материалов уже получила свое развитие в работах канадских исследователей [27], которые запатентовали ее как один из методов получения новых перспективных материалов для использования в ядерной энергетике. На наш взгляд, еще большее значение зернограничное проектирование получит при расширении использования керамических материалов и композитов на основе керамики.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа была частично поддержана грантом INTAS99-01216.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кристаллогеометрический анализ межкристаллитных границ / Р. З. Валиев, А. Н. Бергазов, В. Ю. Герцман М.: Наука, 1991. 232 с.
2. Interfaces in Crystalline Materials / A. P. Sutton, R. W. Balluffi. Oxford: Oxford University Press, 1995. 819 p.
3. Gleiter H. Nanocrystalline materials // Progress Mater. Sci. V. 33. 1989. 223 p.
4. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р. З. Валиев, И. В. Александров, М.: Логос, 2000. 272 с.
5. Жилиев А. П. Исследование взаимосвязи разориентировок зерен и текстур в ГЦК-поликристаллах: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. Уфа: ИПСМ, 1992. 125 с.
6. Gertsman V. Y., Zhilyaev A. P., Pshenichnyuk A. I., Valiev R. Z. Modelling of grain boundary spectrum in polycrystals with crystallographic texture // Acta Metall. Mater. 40. 1992. No. 6. P. 1433–1441.
7. Zhilyaev A. P., Gertsman V. Y., Mishin O. V. et al. Grain boundary misorientation spectra determined by real ODF in f.c.c. materials susceptible to annealing twinning // Acta Metall. Mater. 41. 1993. No. 9. P. 2657–2665.
8. Пшеничнюк А. И., Жилиев А. П., Валиев Р. З. Спектры разориентировок границ зерен, инициируемые данной текстурой: Первый сб. тр. ассоциации УТАН. М.: Ассоциация УТАН, 1990. С. 60–70.
9. Alexandrov I. V., Zhilyaev A. P., Gertsman V. Y., Pshenichnyuk A. I. A computer simulation study of the relation between grain boundary misorientation distribution and crystallographic texture // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 1995. No. 3. P. 149–159.
10. Gertsman V. Y., Zhilyaev A. P., Szpunar J. A. Grain boundary misorientation distributions in monoclinic zirconia // Simul. Mater. Sci. Eng. 1997. No. 5. P. 1–19.
11. Герцман В. Ю., Даниленко В. Н., Валиев Р. З. Распределение границ зерен по разориентировкам в мелкозернистом нихроме // ФММ. 1989. Т. 68, вып. 2. С. 348–352.
12. Герцман В. Ю., Мишин О. В., Алябьев В. М., Пономарева Е. Г. Исследование статистики границ зерен в нержавеющей стали X16H15M3B // Металлофизика. 1990. Т. 12. № 2. С. 113–115.
13. Randle V. The role of the grain boundary plane in cubic polycrystals // Acta Metall. Mater. 42. 1994. No 6. P. 1769–1784.
14. Gertsman V. Y., Tangri K., Valiev R. Z. On the grain boundary statistics in metals and alloys susceptible to annealing twinning // Acta Metall. Mater. 42, No 6, 1994. P. 1785–1804.

15. Рыбин В. В., Титовец Ю. Ф., Козлов А. Л. Специальные границы в реальных поликристаллах // Поверхность. № 6, 1984. С. 107–116.
16. Zhilyaev A. P., Pshenichnyuk A. I., Valiev R. Z. Energetical Approach to Modeling Grain Boundary Misorientation Spectrum Determined by Real ODF // Proc. of the 10th Int. Conf. Strength of Metals. Sendai: Institute of Metals. (Ed. by H. Oikawa et al). 1994. P. 887–890.
17. Zhilyaev A. P., Szpunar J. A., Gertsman V. Y. Statistical Characterization of Grain Boundaries in Nanocrystalline Zirconia // Nanostructured Materials, 9 (1–8), 1997. P. 343–346.
18. Zhilyaev A. P., Gertsman V. Y., Szpunar J. A. The Grain Boundary Diffusion Kinetics In Nanocrystalline Zirconia // Interfacial Engineering for Optimized Properties; Eds: C. L. Briant, C. B. Carter and E. L. Hall., MRS Symp. Proc. (1996 Fall Meeting), 458 (1997). P. 61–66.
19. Czerwinski F., Szpunar J. A. The influence of crystallographic orientation of nickel surface on oxidation inhibition by ceria coatings // Acta Mater. 46, 1998. P. 1403–1420.
20. Li H., Czerwinski F., Zhilyaev A. P., Szpunar J. A. Computer modelling the diffusion of ni in nio at high temperatures // Corrosion Science, 39, No. 7, 1997. P. 1211–1219.
21. Czerwinski F., Zhilyaev A. P., Szpunar J. A. Grain boundary character distribution in oxides formed on (100) and (111) nickel single crystals coated with ceria gel // Corrosion Science, 41, 1999. P. 1703–1713.
22. Gertsman V. Y., Zhilyaev A. P., Szpunar J. A. Near coincidence site lattice misorientations in monoclinic zirconia // Scripta Materilia, 35, No. 11, 1996. P. 1247–1251.
23. Gertsman V. Y., Lin Y. P., Zhilyaev A. P., Szpunar J. A. Special grain boundaries in zirconia corrosion films // Phil. Mag. A, 79, No. 7, 1999. P. 567–1590.
24. McFadden S. X., Mishra R. S., Valiev R. Z., Zhilyaev A. P., Mukherjee A. K. Low-temperature superplasticity in nanocrystalline nickel and metal alloys // Nature, 398, No. 6729, 1999. P. 684–686.
25. Kaibyshev O. A., Pshenichniuk A. I., Astanin V. V. Superplasticity resulting from cooperative grain boundary sliding // Acta mater. Vol. 46, No. 14, 1998. P. 4911–4916.
26. Zhilyaev A. P., Mukherjee A. K. Phenomenology of cooperative shear bands during superplastic deformation (In publishing).
27. Palumbo G. International Patent Application No. PCT / CA93 / 00556.

ОБ АВТОРЕ

Жилев Александр Петрович, докторант ИФПМ УГАТУ. Дипл. физик (БГУ, 1981), канд. физ.-мат. наук в области физики твердого тела (ИПСМ РАН, 1992). Исследования границ зерен и свойств поликристаллических материалов, в том числе наноструктурных металлов и сплавов, получаемых методами интенсивной пластической деформации.



Информация

Электронные библиотеки мира (продолжение со с. 128)

Библиотека УГАТУ предлагает подборку адресов электронных хранилищ научной информации.

Электронная библиотека издательства American Physical Society www.publish.aps.org
Представлено 7 журналов. Годы выпуска 1995–2000. Общее направление – исключительно физическое.

Электронная база данных издательства Institute of Physics (London) www.iop.org/EJ/welcome
Представлено 34 журнала. Годы выпуска 1993–2000. В основном физическое направление.

The University of Chicago Press www.journals.uchicago.edu
Представлено 11 журналов. Годы выпуска 1997–2000. Общее направление биологическое и физическое. Доступ свободный. Поисковая система отдельная по каждому журналу.

База данных журнальных статей Swets www.swetsnet.com
Доступ сразу к большому количеству статей многих издательств. Около 2000 журналов. Позволяет через ссылки выходить на разные издательства и их журналы.

База данных INTRES www.library.intra.ru
Представлена библиографией и кратким изложением материалов, опубликованных в ведущих журналах по физике, электронике и электротехнике, компьютерным и информационным технологиям. Представлена в свободном доступе на сервере Научной электронной библиотеки.

(Продолжение на с. 174)