СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 539.374.2:539.25

ФОРМИРОВАНИЕ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННОМ ПРИ ПРОКАТЕ СПЛАВЕ Ni-9.3 at. % W

© 2020 г. И. Т. Цзы^{*a*}, Х. Л. Суо^{*a*}, Л. Ма^{*a*}, *, Чж. Ван^{*a*}, Д. Ю^{*a*}, К. Шахеэн^{*a*}, ^{*b*}, ^{*c*}, Цз. Куй^{*a*}, Цз. Лью^{*a*}, М. М. Гао^{*d*}

^а Ведущая лаборатория перспективных функциональных материалов, Министерство образования, Факультет материаловедения и технологии материалов, Пекинский технологический университет, Пекин, Китай ^bОтделение физики, Университет Пешавара, Пешавар, Пакистан

^сФизический факультет, Джиннахский женский коллеж, Университет Пешавара, Пешавар, Пакистан ^dВедущая лаборатория фотогальванических материалов (адм. р-на Нинся), Университет Нинся, Нинся, Китай

*e-mail: malin@bjut.edu.cn

Поступила в редакцию 10.10.2018 г. После доработки 23.04.2019 г. Принята к публикации 30.09.2019 г.

Изучено формирование острой кубической текстуры рекристаллизации в сильнодеформированном при прокатке сплаве Ni–9.3 ат. % W. Во время проведения холодной прокатки с промежуточными отжигами, обеспечивающими возврат, текстура деформации сплава Ni9W трансформируется в текстуру прокатки типа меди, и после рекристаллизационного отжига в материале образуется острая кубическая текстура. Она представляет собой весьма острую кубическую текстуру рекристаллизации, доля которой достигает почти 93 об. % в металлических материалах с низкой энергией дефектов упаковки. Механизм формирования указанной кубической текстуры считается надежно установленным в случаях: (i) быстропротекающего образования зародышей кубической текстуры на ранней стадии рекристаллизации, а также (ii) интенсивной – и высокоскоростной при повышенных температурах – миграции большеугловых границ, разделяющих зерна с кубической текстурой и области деформированной микроструктуры. В случае текстуры, возникающей в результате холодной прокатки сплава Ni₉W, процесс ориентированного зарождения, похоже, играет весьма важную роль в формировании кубической текстурой рекристаллизации.

Ключевые слова: прокатка с промежуточными отжигами на возврат, текстура прокатки типа меди, кубическая текстура, "размерное" преимущество (по размеру)

DOI: 10.31857/S0015323020020187

1. ВВЕДЕНИЕ

В настоящий момент, никелевый сплав с 5 ат. % вольфрама (Ni₅W) находит широкое применение в качестве подложки для проводников с покрытием YBCO (ПП), изготовленных с привлечением RABiTS[™] технологии производства подложек (Двухосно Текстурированные Подложки, получаемые Прокаткой) [1, 2]. Однако для Ni5W подложек присущи неизбежные недостатки: (i) относительно высокая точка Кюри (330 K) в сравнении с технологической температурой получения ПП (77 K), что обусловливает наличие высоких значений магнитных потерь в приложениях, предусматривающих использование переменного электрического тока; и (ii) прочностные характеристики сплава Ni5W по-прежнему ниже требований, предъявляемых к ПП в процессе их производства, предусматривающего привлечение лентопротяжных устройств ротационного типа [3]. Сегодня исследования сосредоточены на никелевых сплавах с высоким содержанием вольфрама [4–6], подложках из композитных материалов [7] и тройных сплавах [8, 9] из-за высоких прочностных свойств и низкой точки Кюри (а, следовательно, отсутствия намагниченности) этих материалов. Технологическая цепочка в случае никелевых сплавов с высоким содержанием вольфрама представляется наиболее оптимальной в условиях промышленного производства ПП в больших объемах. К сожалению, при увеличении содержания вольфрама выше 5 ат. %, интенсивность кубической текстуры рекристаллизации заметно снижается [10], так что данная подложка не может быть использован для обеспечения эпитаксиального роста буферных слоев.

Уже несколько десятилетий обсуждается проблема, до сих пор не имеющая решения, в чем причина формирования кубической текстуры в ГШК-металлах с высокой энергией дефектов упаковки (ЭДУ). Классические теории, объясняющие формирование кубической текстуры, основываются на положении о ее ориентированном зарождении (ОЗ) и ее последующем ориентированном (направленном) росте (НР) [9, 11], причем недавно был предложен к рассмотрению и механизм "ориентационного" пиннинга [10]. Хотя относительно механизма формирования кубической текстуры единого мнения не существует, общепринятым на микроскопическом уровне считается наличие взаимосвязи между текстурой деформации и текстурой рекристаллизации [12]. Для Ni и Ni₅W после их прокатки на большие степени деформации характерной оказывается текстура прокатки типа меди, являющаяся своего рода предшественницей чрезвычайно острой кубической текстуры. Напротив, текстура прокатки смешанного типа возникает в сплаве Ni-7.5 ат. % W, а для сплава Ni-9.3 ат. % W (Ni₉W) типичной оказывается текстура прокатки типа латуни. Доля кубической компоненты текстуры рекристаллизации в сплаве Ni9W падает ниже 25% (после одноступенчатого отжига) [13]. Недавно для сплава Ni-7.5 ат. % W прогресс был достигнут [4, 13] при использовании технологий порошковой металлургии [6], а сплав Ni-9.0 ат. % W был выплавлен методом вакуумной индукционной плавки [5]. Вместе с тем авторы данных результатов не представили их детального обсуждения, даже не охарактеризовали наблюдавшуюся ими текстуру деформации никелевых сплавов с высоким содержанием вольфрама. В настоящей работе чрезвычайно острая кубическая текстура была получена в сплаве Ni₉W с низкой энергией дефектов упаковки после того, как предшествовавшая ей текстура прокатки трансформировалась в текстуру прокатки типа меди в результате термообработки сплава на возврат. Эти результаты, как нам представляется, весьма важны и интересны в плане прояснения вопроса о механизме формирования кубической структуры.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сплав Ni_9W был приготовлен в индукционной плавильной печи в результате сплавления химических элементов чистоты 99.96%, а затем отлит в

слиток цилиндрической формы. После его горячей ковки при 1200°С, указанный слиток был разрезан на цилиндрические образцы с отношением диаметра к высоте 1.25, для последующей прокатки с промежуточными отжигами (ППО, после каждого прохода), обеспечивающими возврат (В). Эти образцы проходили нагрев в камерной электропечи сопротивления при 500°С в течение 1 ч перед каждым проходом, после чего они сразу прокатывались при комнатной температуре. Далее такую обработку будем кратко именовать ППОВ-прокаткой. Было отмечено, что уменьшение толшины каждого образца в целом составило примерно 96.5%, причем ее окончательное значение оказалось равным почти 700 мкм. Завершаюший (рекристаллизационный) отжиг был проведен в два приема: на первой ступени образцы выдерживались при 700°С в течение 20 мин, а затем нагревались на температуру 1100°С и выдерживались при ней 60 мин. Для того, чтобы исследовать вопрос о зарождении "кубических" зерен (зерен с кубической текстурой), образцы закаливались в воду после 20 мин отжига.

Текстура деформации была исследована стандартным (гониометрическим) рентгеновским методом, тогда как итоговая текстура рекристаллизации была изучена в НН-НП плоскости (задаваемой направлением прокатки НП и направлением нормали НН), используя растровый электронный (РЭМ) микроскоп, оборудованный EBSDприставкой для анализа дифракции обратно рассеянных электронов. "Ориентационные" карты были построены и проанализированы с использованием программы MatlabTM и инструментария MatlabTM с привлечением алгоритма МТЕХ [14]. Текстурные компоненты были определены на основе использования "критерия 15° расхождения" ориентаций типичных для компонент текстуры деформации и текстуры рекристаллизации. Для определения суперпозиции ориентаций, была использована выборка по ближайшим друг к другу ориентациям указанных компонент.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Было установлено, что для ГЦК-металлов с высокими значениями ЭДУ характерная текстура прокатки типа меди формируется в результате холодной прокатки на большие степени деформации. Острая кубическая текстура генерируется в процессе отжига. Однако для металлов и сплавов с низкой ЭДУ характерной для них текстурой деформации оказывается текстура прокатки типа латуни [15]. При этом текстура рекристаллизации становится рассеянной, что обусловливается формированием полос сдвига и двойников отжи-



Рис. 1. Полюсные фигуры (ПФ) {111} и {200} для деформированного сплава Ni₉W (расчет проведен по данным для функций распределения ориентировок (ФРО)).

га, причем острой кубической текстуры не образуется [16, 17]. Предыдущие исследования показали, что, подбирая температуру деформирования материала, можно добиться, чтобы текстура прокатки металлов со средними и низкими значениями ЭДУ оказалась текстурой прокатки типа меди [13]. Наши предыдущие исследования [18] подтвердили эту тенденцию в Ni₉W сплаве, она была отнесена на счет подавления формирования двойников деформации и развития процессов поперечного скольжения. В настоящей работе текстура прокатки типа латуни в Ni₉W испытала трансформацию в текстуру прокатки типа меди в результате применения ППОВ-прокатки.

На рис. 1 представлены полюсные фигуры {111} и {200} для сплава Ni₀W, прошедшего ППОВ-прокатку. Видно, что текстура прокатки Ni₉W сплава оказалась близкой текстуре прокатки типа меди. На рис. 2 приведены значения объемной доли компонент текстуры прокатки, типичных для сплавов Ni₀W, прошедших ППОВ и обычную холодную прокатки. Можно видеть, что доля компоненты текстуры {011} (112) типа латуни уменьшается вплоть до значений меньше 15% в сравнении с ~32% в случае холоднокатаного сплава Ni₀W. Другой замечательной особенностью является почти точное равенство после холодной и ППОВ прокатки об. долей текстурной компоненты типа S, системы $\{123\}$ (634), занимающей важное место в теории НР, потому что существует несовпадающая ориентация между ориентацией куба и S-текстурой, близкая к {111} (400), которая связана с $\Sigma7$ границам. Неожиданным явился результат того, что об. Доля компоненты текстуры Госса системы {011} (100) оказалась выше в случае ППОВ-прокатки сплава Ni9W в сравнении со случаем холодной прокатки сплава Ni₉W, при том, что об. доля текстуры типа меди системы {112} $\langle 111 \rangle$ увеличилась до 8.48%. Доля кубической текстуры деформации системы {001} $\langle 100 \rangle$ оказалась равной 1.78% — малой в сравнении с об. долей кубической текстуры рекристаллизации. На рис. 3 представлена ориентационная карта сплава Ni₉W после ППОВ-прокатки и рекристаллизации. Видно, что доля кубической текстуры увеличилась до 93%, при угле 15° расхождения, причем количество двойников отжига значительно снизилось. Видно, также, что RD кубическая текстура {013} $\langle 100 \rangle$ оказалась среди текстур ре-



Рис. 2. Доля типичных компонент в текстуре деформированного сплава Ni₉W. Красные символы представляют данные авторов настоящей статьи, а синие символы – долю компонент в текстуре деформации в холоднокатаном сплаве Ni₉W по данным [13].

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ том 121 № 3 2020



Рис. 3. Ориентационная карта рекристаллизованного сплава Ni_9W .

кристаллизации, что в свое время было отмечено в холоднокатаном сплаве Ni_9W [13] и холоднокатаном сплаве Ni_5W , выплавленном методом порошковой металлургии [19]. Обсуждаемые результаты были подтверждены посредством метода случайного выбора пяти участков поверхности образцов для EBSD-сканирования, каждый площадью, по меньшей мере 400 × 200 мкм². Поистине удивительно то, что острая кубическая текстура генерировалась в металлическом материале с низкой ЭДУ. Механизм формирования кубической текстуры рекристаллизации в указанном случае мы обсудим позднее.

Формирование острой кубической текстуры рекристаллизации в ГЦК-металлических материалах с высокой ЭДУ описывается как ОЗ, так и НР-теориями (зарождения и роста) [20-22]. С позиций теории ориентированного зарождения, зерна с кубической ориентацией испытывают в процессе деформирования изменение формы в результате активации в них особого вида дислокационного скольжения [22]. Во время отжига, зародыши кубической текстурной компоненты возникают значительно чаще субзерен/ячеек другой текстурной ориентации, что приводит к преобладанию "кубических" зародышей на начальной стадии рекристаллизации. Теория НР была в свое время предложена на основе наблюдений того, что зерна с кубической ориентацией растут значительно быстрее, чем зародыши с другими ориентациями, что означает: развитие текстуры рекристаллизации происходит вследствие высокой скорости роста конкурирующих случайных зародышей, особенно при разориентировке близкой к {111}/(400) между рекристаллизованными зернами и деформированной микроструктурой [23]. В настоящей работе механизм деформации в сплаве Ni_oWc низкой ЭДУ был замещен механизмами формирования структуры, характерными для ППОВ-прокатки, и было обнаружено, что



Рис. 4. Модельное осевое-угловое распределение кубических и S текстурных компонент.

текстура деформации трансформировалась в текстуру прокатки типа меди. После отжига, генерируется острая кубическая текстура. Несомненно, имеется тесная связь между текстурой деформации и кубической текстурой рекристаллизации. Как в ОЗ. так и НР-теории. формирование острой кубической текстуры определяется тем, что границы зерен с кубической ориентацией мигрируют значительно быстрее, чем границы зерен иной ориентации. Результаты экспериментов по преимушественному росту убедительно доказали высокую скорость движения границы с разориентацией {111}/(400) [24]. В ОЗ-теории указанное {111}/(400) соотношение разориентации для границ "кубических" зерен, мигрирующих через объем деформированного металла, объясняется существованием текстуры S-типа, как показано на рис. 4. Вместе с тем сегодня все больше авторов не согласны с выводами ОЗ-теории относительно ее объяснения возникновения острой кубической текстуры. На основании скрупулезного изучения литературных источников, а также из экспериментальных наблюдений, авторы работы [25] декларировали, что когда {111}/(400) зерна равномерно распределены по объему материала, невозможно найти прямых доказательств в поддержку гипотезы направленного роста, и соотношение $\{111\}/(400)$ никоим образом не сказывается на зарождении и росте "кубических" зерен в поликристаллическом алюминии. Авторы [26] посчитали, что механизм НР в основе своей объясняется разницей в запасенной энергии в деформированном методом теплой экструзии Al - точка зрения, противоположная высказанной авторами [27] о механизме НР на микроскопическом уровне. На основании результатов моделирования методами молекулярной динамики авторы [28] пришли к заключению, что повышенная скорость перемещения {111}/(400) границы определяется не только величиной ее разориентации, но и деформацией структуры материала. Миграция границ зерен чувствительна к присутствию растворенных элементов, а границы типа, близкого к $\Sigma7$ {111}/(400), менее подвержены торможению со стороны осевших на них примесных атомов. Так что скорость миграции {111}/(400) границ чувствительна и к распеделению примесных атомов в металлах. Как показано на рис. 4, угловое расхождение варьируется в пределах от 40° до 10° на пике распределения углов разориентации, так что говорить о связи роста зерен с кубической текстурной компонентой с границей {111}/(400) ориентации в большинстве случаев не приходится. Если углубиться в изучение текстур деформации сплава Ni₉W после ППОВ-прокатки и после обычной холодной прокатки, то у них отсутствует какое-либо различие в величинах об. долей компоненты текстуры S-типа. Вместе с тем, в сплаве Ni₉W, прошелшем ППОВ-прокатку, после его рекристаллизационного отжига была зафиксирована острая кубическая текстура. Хотя {111}/(400) границы и отличаются высокой подвижностью, в деформированной структуре поликристаллических металлов с растворенными элементами они редко формируются и, тем самым, встречаются в сочетании с зародышами кубической текстурной компоненты. Нам не дано объяснить очевидное различие в текстуре рекристаллизации на основании теории НР.

Как отмечалось выше, ППОВ-прокатка Ni₉W сплава благоприятствовала активации в нем поперечного скольжения, а повышение подвижности дислокаций снижало протекание деформации посредством двойникования. Такое мнение подкрепляется свидетельством того, что доля текстуры типа латуни оказывается заметно ниже в сравнении с долей этой текстуры, типичной для холоднокатаного материала. Так что, можно сказать, что в механизм формирования острой кубической текстуры вполне может вносить свой вклад механизм деформации материала, тогда как дислокационная структура субзерен/ячеек может соответствовать запасенной энергии. Наличие разветвленной сети зеренных границ (быстро мигрирующих) является только необходимым условием превращения потенциальных мест зарождения новых зерен в действующие зародыши, поскольку основная доля субзерен по-прежнему нуждается в энергетическом преимуществе на фоне других субзерен, обычно это преимущество размера [9]. Энергия, запасенная в холоднокатаном сплаве Fe—53% Ni, была оценена с помощью анализа дифракции нейтронов [29]. Оказалось,

териала с кубической текстурой деформации, остаются на уровне ниже 10 Дж/моль независимо от степени его обжатия. По мере увеличения степени обжатия энергетический зазор между кубической и другими компонентами текстуры только возрастает, что может быть обусловлено различиями в системах скольжения в зернах перечисленных выше ориентаций. Этот выигрыш в энергии для кубической текстуры является основным моментом, позволяющим понять причину предпочтительного формирования этой компоненты текстуры в условиях развития рекристаллизации. Размерное преимущество субзерен/ячеек с кубической текстурой в ГЦК-металлических материалах с высокой ЭДУ возникает как результат высокого значения градиента ориентаций, а также превосходства в величине энергии, запасенной "внутри" деформационных полос аккумуляции кубической текстурной компоненты (АКТК). Это обстоятельство приводит к быстропротекающему возврату и формированию зародышей рекристаллизации, обладающих размерным преимуществом [30]. Для сплавов Ni₅W текстура деформации представляет собой текстуру прокатки типа меди, и было показано, что для АКТК полос характерен большой градиент ориентаций [19]. В настоящей работе, первоначальная текстура деформации сплава Ni9W трансформировалась в итоге в текстуру прокатки типа меди. Как отмечено выше, это произошло вследствие того, что действовавший механизм деформации сменился на исключительно скольжение вместо одновременно протекающих двойникования и скольжения. Таким образом, мы можем заключить, что следует ожидать обратной трансформации деформационной микроструктуры сплава Ni₉W, прошедшего ППОВ-прокатку, в ламеллярно полосовые (ЛП) структуры, для которых быстрый возврат субзерен/ячеек с кубической текстурой возможен благодаря наличию высоких значений градиента ориентаций и преимуществу в запасенной энергии.

что значения энергии, запасенной в областях ма-

На рис. 5 представлена ориентационная" карта для Ni₉W сплава после ППОВ-прокатки и отжига в течение 20 мин при 700°С. Первоначально сформировавшиеся "кубические" зародыши имеют размерное преимущество. На этом основании мы приходим к выводу, что существует два механизма зарождения: 1-ый, предполагавший миграцию уже существующих высокоугловых границ зерен, и второй, представлявший собой коалесценцию субзерен. Создается впечатление, что "кубические" зародыши имеют тенденцию к формированию за счет коалесценции субзерен и, тем самым, приобретают размерное преимущество, как в слу-



Рис. 5. Ориентационная карта (а) в цветах ОПФ (б) сплава Ni₉W после его выдержки в течение 20 мин при 700°С и иллюстрация АКТК-полосы (в). Красные фрагменты имеют угловое расхождение ориентировок (с соседями) в 20°, А и В обозначают "кубические" зародыши, а символ R – ИДМГ-зародыши с ориентациями, отличными от кубической. (г) {111} ПФ для A (красная) и B (синяя) зародышей.

чае зародышей А и В (см. рис. 5в). Также субзерна других "ориентаций" зарождались по механизму миграции высокоугловых границ, инициированной деформацией (ИДМГ). Эти случаи отмечены на рис. 5в символами R [31]. Явление коалесценции "кубических" субзерен, наблюдавшееся нами, вполне согласуется с моделью большого градиента "ориентаций", развитой для описания эволюции текстуры в Fe-36% Ni сплавах [30]. Посредством перемещения высокоугловой подвижной границы, "кубические" зародыши "поглощают" деформационную структуру, как это наблюдалось авторами работы [32]. В то же время зародыши других "ориентаций" не зарождаются или, возникают, но без преимущества по размеру по сравнению с "кубическим" зародышам. Все это приводит к реализации острой кубической текстуры рекристаллизации. Для "усиления" кубической текстуры обычно прибегают к двухступенчатому отжигу. Это практикуется в первую очередь для сплавов Ni-W, что вполне отвечает использованной в нашей работе методике эксперимента. В процессе отжига при умеренных температурах сначала формируются "кубические" зародыши, и только потом мы наблюдаем их быстрый рост при более высокой температуре. Последнее обстоятельство ослабляет торможение подвижности границ зерен со стороны примесных атомов, и увеличивает скорость миграции высокоугловых границ. Все это не согласуется с возникающей при холодной прокатке сплава

Ni9W микроструктурой, для которой характерно разрушение ЛП структур из-за деформационного двойникования, латентного упрочнения и появления полос сдвига, которые оказываются местами предпочтительного зарождения зародышей случайной ориентации [12]. Подводя итоги, надо сказать, что формирование в сплаве Ni₉W после ППОВ-прокатки кубической текстуры может быть объяснено быстропротекающими процессами возврата и коалесценции субзерен, приводящими к размерному преимуществу, которое может быть приписано большей запасенной энергии и высоким значениям градиента ориентаций в объеме АКТК-полос. В процессе высокотемпературной рекристаллизации, деформационная структура поглощалась "кубическими" зародышами при высокой скорости перемещения высокоугловых границ, приводя, таким образом к формированию острой кубической текстуры.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Текстура деформации сплава Ni_9W , с низким значением ЭДУ, в результате применения ППОВ-прокатки трансформируется в текстуру прокатки типа меди.

2. Острая кубическая текстура с об. долей в 93% при 15° угловом расхождении была получена в результате применения двухступенчатого отжига. 3. Теория направленного роста оказалась не в состоянии объяснить возникновение острой кубической текстуры.

4. Формирование острой кубической текстуры может быть объяснено за счет быстрого возврата или коалесценции "кубических" субзерен/ячеек и приобретением ими размерного преимущества.

Данной работе была оказана финансовая поддержка со стороны Национального Фонда естественных наук Китая(гранты №№ 51571002, 51501096), Пекинского Фонда естественных наук (грант №2172008), в рамках Общей Программы по проекту развития науки и технологии Муниципальной Пекинской комиссии по профессиональному образованию Китая (грант № КМ201810005010), в рамках Программы подготовки докторантов Высшей школы и Специального Исследовательского фонда (грант № 20121103110012), со стороны Пекинского муниципального фонда естественных наук (В-Туре грант № КZ201310005003), и в рамках Программы города Пекина и Пекинского технологического университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Goyal A., Feenstra R., Paranthaman M., Thompson J.R., Kang B.Y., Cantoni C., Lee D.F., List F.A., Martin P.M., Lara-Curzio E. Strengthened, biaxially textured Ni substrate with small alloying additions for coated conductor applications // Physica C. 2002. V. 382. P. 251–262.
- Ma L., Suo H.L., Zhao Y., Wulff A.C., Liang Y.R., Grivel J.C. Study on Fabrication of Ni-5 at. % W Tapes for Coated Conductors from Cylinder Ingots // IEEE Trans. Appl. supercond. 2015. V. 25. P. 1–5.
- Nikonov A.A. A Study of the Magnetoelastic Effect of Metal Textured Ni-5 at % W Tapes // Phys. Met. Metallogr. 2018. V. 119. P. 6–17.
- Zhao Y., Suo H.L., Zhu Y.H., Grivel J.C., Gao M., Ma L., Fan R.F., Liu M., Ji Y., Zhou M.L. Study on the formation of cubic texture in Ni–7 at % W alloy substrates by powder metallurgy routes // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 773–781.
- Eickemeyer J., Hühne R., Güth A., Rodig C., Gaitzsch U., Freudenberger J., Schultz L., Holzapfel B. Textured Ni– 9.0 at % W substrate tapes for YBCO-coated conductors // Supercond. Sci. Technol. 2010. V. 23. P. 085012.
- Liu J.N., Liu W., Tang G.Y., Zhu R.F. Fabrication of textured Ni-9.3 at % W substrate by electropulsing intermediate annealing method // Physica C. 2014. V. 497. P. 119–122.
- Gao M., Suo H.L., Zhao Y., Grivel J.C., Cheng Y.L., Ma L., Wang R., Gao P.K., Wang J.H., Liu M. Characterization and properties of an advanced composite substrate for YBCO-coated conductors // Acta Mater. 2010. V. 58. P. 1299–1308.
- 8. Gaitzsch U., Eickemeyer J., Rodig C., Freudenberger J., Holzapfel B., Schultz L. Paramagnetic substrates for

thin film superconductors: Ni–W and Ni–W–Cr // Scr. Mater. 2010. V. 62. P. 512–515.

- Doherty R.D. Recrystallization and texture // Prog. Mater Sci. 1997. V. 42. P. 39-58.
- Sarma V.S., Eickemeyer J., Mickel C., Schultz L., Holzapfel B. On the cold rolling textures in some fcc Ni–W alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 380. P. 30–33.
- Doherty R.D., Hughes D.A., Humphreys F.J., Jonas J.J., Jensen D.J., Kassner M.E., King W.E. Current issues in recrystallization: a review // Mater. Sci. Eng. A. 1997. V. 238. P. 219–274.
- Schmidt U., Lücke K. Recrystallization Textures of Silver, Copper and α-Brasses With Different Zinc-Contents as a Function of the Rolling Temperature // Texture Cryst. Solids. 1979. V. 3. P. 85.
- Sarma V.S., Eickemeyer J., Schultz L., Holzapfel B. Recrystallization texture and magnetization behavior of some FCC Ni–W alloys // Scr. Mater. 2004. V. 50. P. 953–955.
- Hielscher R., Schaeben H. A novel pole figure inversion method: specification of the MTEX algorithm // J. Appl. Crystallogr. 2010. V. 41. P. 1024–1037.
- Leffers T., Ray R.K. The brass-type texture and its deviation from the copper-type texture // Prog. Mater Sci. 2009. V. 54. P. 351–396.
- Field D.P., Bradford L.T., Nowell M.M., Lillo T.M. The role of annealing twins during recrystallization of Cu // Acta Mater. 2007. V. 55. P. 4233–4241.
- Paul H., Driver J.H., Maurice C., Piątkowski A. Recrystallization mechanisms of low stacking fault energy metals as characterized on model silver single crystals // Acta Mater. 2007. V. 55. P. 833–847.
- Tian H., Wang Y., Ma L., Liu M., Suo H.L. Evolutions of the texture and microstructure of a heavily coldrolled Ni9W alloy during recrystallization // J. Mater. Res. 2016. V. 31. № 16. P. 2438–2444.
- 19. *Bhattacharjee P.P., Ray R.K., Tsuji N.* Cold rolling and recrystallization textures of a Ni–5 at % W alloy // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 2166–2179.
- Ridha A.A., Hutchinson W.B. Recrystallization mechanisms and the origin of cube texture in copper // Acta Metall. 1982. V. 30. P. 1929–1939.
- Rodionov D.P., Gervas'eva I.V., Khlebnikova Yu.V., Kazantsev V. A., Vinogradova N.I., Sazonova V.A. Effect of Recrystallization Annealing on the Formation of a Perfect Cube Texture in FCC Nickel Alloys // Phys. Met. Metallogr. 2011. V. 111. P. 601–611.
- 22. *Ray R.K., Hutchinson W.B., Duggan B.J.* A study of the nucleation of recrystallization using HVEM // Acta Metall. 1975. V. 23. № 7. P. 831–840.
- Bunge H.J., Köhler U. Modeling Primary Recrystallization in fcc and bcc Metals by Oriented Nucleation and Growth With the Statistical Compromise Model // Textures & Microstructures. 1997. V. 28. P. 3–4.
- 24. *Gottstein G.* Grain Boundary Migration in Metals / Thermodynamics, Kinetics, Applications, Second Edition. Crc. Press, 2009.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ том 121 № 3 2020

- Hjelen J., Ørsund R., Nes E. On the origin of recrystallization textures in aluminum // Acta Metall. Mater. 1991. V. 39. P. 1377–1404.
- Samajdar I., Doherty R.D. Role of S[(123)(634)] orientations in the preferred nucleation of cube grains in recrystallization of FCC metals // Scripta Metall. Mater. 1995. V. 32. P. 845–850.
- Duggan B.J., Lücke K., Köhlhoff G., Lee C.S. On the origin of cube texture in copper // Acta Metall. Mater. 1993. V. 41. P. 1921–1927.
- Janssens K.G., Olmsted D., Holm E.A., Foiles S.M., Plimpton S.J., Derlet P.M. Computing the mobility of grain boundaries // Nat. Mater. 2006. V. 5. P. 124–127.

- 29. *Etter A.L., Mathon M.H., Baudin T., Branger V., Penelle R.* Influence of the cold rolled reduction on the stored energy and the recrystallization texture in a Fe–53% Ni alloy // Scr. Mater. 2002. V. 46. P. 311–317.
- Zaefferer S., Baudin T., Penelle R. A study on the formation mechanisms of the cube recrystallization texture in cold rolled Fe-36% Ni alloys // Acta Mater. 2001. V. 49. P. 1105–1122.
- Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Elsevier, 1995. P. 489– 497.
- Zhang Y.B., Godfrey A., Liu Q., Liu W. Analysis of the growth of individual grains during recrystallization in pure nickel // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 2631–2639.