



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 4, 2016

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI 10.15593/perm.mech/2016.4.09

УДК 539.3

МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ ЗАРОДЫШЕЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Н.С. Кондратьев¹, П.В. Трусов²

¹Научно-исследовательский институт механики Национального исследовательского Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 19 сентября 2016 г.
Принята: 22 октября 2016 г.
Опубликована: 30 декабря 2016 г.

Ключевые слова:

термомеханическая
обработка металлов,
рекристаллизация,
полигонизация, возврат,
физические механизмы
неупругого деформирования.

АННОТАЦИЯ

В последние 15–20 лет математические модели становятся важнейшим «инструментом» при разработке и создании технологий термомеханической обработки металлов и сплавов, что в немалой степени обусловлено появлением моделей нового класса, основанных на физических теориях, постепенно вытесняющих базирующиеся на макроэкспериментах феноменологические модели. Основателями физических теорий пластичности являются Дж. Тейлор, Дж. Бишоп, Р. Хилл, Т.Г. Линь и др. Значительный вклад в развитие указанного направления внесли также советские и российские ученые Р.З. Валиев, Я.Д. Вишняков, С.Д. Волков, О.А. Кайбышев, В.А. Лихачев, В.Е. Панин, В.В. Рыбин, Т.Д. Шермергор и др. Физически обоснованный подход предполагает глубокое понимание внутренних механизмов и процессов, которые сопровождают обусловленное термомеханическими воздействиями неупругое деформирование на различных масштабных уровнях. Одним из весьма значимых для формирования микроструктуры (а следовательно, и механических свойств) готовых изделий, получаемых методами термомеханической обработки, является процесс рекристаллизации. В связи с этим в предлагаемой статье приводится обзор существующих теорий рекристаллизации, особое внимание уделено механизмам образования зародышей рекристаллизованных зерен. Классифицируются основные физические механизмы зародышеобразования рекристаллизованных зерен: 1) механизм, основанный на классической теории флуктуации, предложенной в работах Э.Дж. Бека и Д. Тернбулла; 2) механизм зарождения и роста субзерен поликристалла, образованных в результате процесса полигонизации (Р.В. Кан, П.А. Бек, А. Коттрелл, В.Г. Бюргерс); 3) механизм П.А. Бека и П.Р. Сперри миграции границ зерен, исходно существующих в поликристалле; 4) механизм зарождения и роста новых зерен в результате коалесценции полигонизированных субзерен (Х. Ху, Дж.К.М. Ли, Х. Фуджита). Реализация того или иного механизма образования новых зерен зависит от текущего состояния дефектной структуры, которая, в свою очередь, обусловлена историей термомеханических воздействий. Анализ существующих моделей, описывающих неупругое деформирование при повышенных температурах, свидетельствует о необходимости рассмотрения и включения в эти модели описания физических механизмов высокотемпературных процессов, сопровождающих пластическое деформирование.

© ПНИПУ

© Кондратьев Никита Сергеевич – кандидат физико-математических наук, младший научный сотрудник, e-mail: kondratevns@gmail.com

Трусов Петр Валентинович – доктор физико-математических наук, профессор, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru

Nikita S. Kondratev – PhD in Physical and Mathematical Sciences, Junior Researcher, e-mail: kondratevns@gmail.com

Peter V. Trusov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru

NUCLEATION RECRYSTALLIZATION MECHANISMS IN METALS AT THERMOMECHANICAL PROCESSING

N.S. Kondratev¹, P.V. Trusov²

¹Research Institute of Mechanics Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod, Russian Federation

²Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 19 September 2016
Accepted: 22 October 2016
Published: 30 December 2016

Keywords:

thermo-mechanical processing of metals, recrystallization, polygonization, return, the physical mechanisms of inelastic deformation.

ABSTRACT

In the last 15-20 years, mathematical models are the most important “tool” in the design and creation of technology of thermomechanical processing of metals and alloys. This is the result of appearance of new class of models based on physical theories. Single-level macrophenomenological models based on macro experiments are replaced by crystals plasticity. Founders of physical theories of plasticity are G.I.Taylor, G.H.Bishop, R.Hill, T.G.Lin. Many others researchers from the Soviet Union and Russia made a significant contribution to the development of this direction: R.Z. Valiev, Y.D. Vishnyakov, S.D. Volkov, O.A. Kaybishev, V.A. Likhachev, V.E. Panin, V.V. Rybin, T.D. Shermergor et al. Physically based approach requires deep understanding of the internal mechanisms and processes that accompany thermomechanical effects caused by inelastic deformation at different scale levels. The important one for the microstructure formation and mechanical properties of finished products obtained by thermomechanical processing methods is the process of recrystallization. At that point in this article provides an review of the existing theories of recrystallization nucleation mechanisms. Basic physical mechanisms of nucleation recrystallized grains are classified: 1) the mechanism, based on the classical theory of fluctuations, proposed by J.E.Burke and D.Turnbull; 2) R.W. Cahn’s mechanism of nucleation and growth subgrains polycrystal, formed as a result of the process polygonization; 3) P.A. Beck’s and P.R. Sperry’s mechanism grain boundary migration, initially present in the polycrystal – strain induced boundary migration (SIBM); 4) the mechanism of nucleation and growth of new grains as a result of coalescence subgrains (H.Hu, J.C.M.Li, H.Fujita). Analysis of existing models describing the inelastic deformation at high temperatures demonstrates the need for consideration and inclusion in the models description of physical mechanisms of high-temperature processes accompanying plastic deformation.

© PNRPU

Введение

Значительная часть деталей и конструкций, изготавливаемых из металлов и сплавов и используемых в авиастроении, машиностроении, судостроении, медицине и многих других областях, на финишной стадии изготовления подвергается термомеханической обработке (ТМО) [1–6 и мн. др.]. При нагреве поликристаллических материалов в них проходят процессы возврата, полигонизации и рекристаллизации, обуславливающие изменение ряда физических свойств, которые обычно стремятся к свойствам металла до деформации [7]. Некоторые металлы, например большинство титановых сплавов, невозможно подвергать глубокой пластической деформации без нагрева до высоких температур [2]. Осуществление указанных высокотемпературных процессов с возможностью изменять фазовый состав металла (при деформировании с начальной температурой выше точки фазового перехода) дают гибкий инструмент для создания материалов с требуемыми свойствами [8, 9]. В процессе термомеханической обработки металлов и сплавов мезо- и микроструктура материала существенно эволюционирует. Значительно изменяется средний размер зерен, морфология, взаиморасположение, ориентация и тип границ, меняется также дислокационная субструктура [7, 10–13 и др.]. В многофазных материалах существенным фактором в процессе рекристаллизации является взаимодействие разнородных фаз [14–16].

Хорошо известно, что состояние внутренней структуры оказывает решающее влияние на механические свойства поликристаллических материалов [7, 17, 18]. Рекристаллизация проходит с изменением ряда физических свойств и структуры материала. В первую очередь меняется форма и размеры зерен. Характер изменений зависит от температуры, величины деформации, химического состава сплава, начального размера зерен и т.д. [7, 12]; форма рекристаллизованных зерен является преимущественно равноосной [19]. При рекристаллизации происходит резкое уменьшение плотности дислокаций, в результате чего материал разупрочняется – понижается предел текучести. Появляется текстура рекристаллизации – новые зерна имеют преимущественную ориентировку, обусловленную не только внешней нагрузкой, но и условиями проведения термической обработки, а также предшествующей или текущей деформацией [20]. В этом случае ориентация новых рекристаллизованных зерен не является произвольной, а подчиняется некоторым соотношениям, которые подобны соотношениям твердотельных фазовых переходов [20–23]. Вследствие этого актуальным является математическое моделирование процессов термо-механической обработки металлов, включая учет процесса рекристаллизации. В процессе обработки появляется ряд нежелательных макроэффектов: образование складок образца, трещин, «морщинистость» [6]; для решения этих и других проблем также могут использоваться методы математического моделирования.

В настоящее время существует множество математических моделей, описывающих процессы ТМО – одноуровневые макрофеноменологические модели, в основу которых положены экспериментальные данные, прямые модели первого типа, рассматривающие явным образом зеренную/субзеренную структуру, и второго типа, использующие статистический подход для описания отклика макроточки [24, 25], модели, использующие термодинамический подход и молекулярную динамику. Например, в работе [26] приводится математическая макрофеноменологическая модель для описания вязкопластического поведения сплава АМг6 при температуре 300 °С с учетом процесса динамической рекристаллизации в скоростном диапазоне 10–25 с⁻¹. В работах [2, 27] рассматриваются макрофеноменологические модели, построенные на основе анализа экспериментальных данных по квазистатическому изотермическому сжатию до 60 % в широких диапазонах температур от 1023 до 1323К образцов из титанового сплава Ti–6Al–4V. Для описания кинетики рекристаллизованных зерен используется стандартная модель Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK) [28–32]. В [6, 20] рассматриваются прямые физические модели первого типа для описания неупругого деформирования титановых сплавов. Вплотную к отмеченным моделям примыкают физические модели первого типа, изложенные в [33, 34], примененные для описания поведения металлов с гексагональной плотноупакованной решеткой. Их отличие заключается в том, что для положения границ новых зерен используется вероятностный подход (метод Монте-Карло), внедренный в клеточный автомат. В работе [14] рассматривается прямая модель первого типа, основанная на физической теории пластичности, для описания неупругого деформирования двухфазного титанового сплава IM1834 с учетом процесса рекристаллизации. Модель инкапсулируется в программный комплекс Abaqus и апробируется в тестах на сжатие в изотермических условиях. В работе [35] рассматривается моделирование методом молекулярной динамики движения высокоугловых границ в кристаллах ниобия, содержащих примесные атомы меди. Исследуются процессы сегрегации примесных атомов меди в межзеренных границах и их влияние на скорость диффузии границ. По мнению авторов, указанный диффузионный механизм является основным в процессе рекристаллизации сплава Nb-Cu при отжиге.

В работе [36] рассматривается термодинамическая модель, описывающая динамическую и статическую рекристаллизацию в режиме глубокой пластической деформации. Модель учитывает изменение плотности дислокаций в зерне и среднего размера зерна, поскольку эти параметры являются определяющими в исследуемых процессах, их можно наблюдать и измерять в опытах. В работе [37] предложено описание статического процесса рекристаллизации, основанное на прямой модели первого типа физической теории пластичности и теории фазового поля. В отличие от большинства существующих моделей данного класса в основу метода решения положено преобразование Фурье, а не метод конечных элементов (МКЭ). Такой подход, по оценкам авторов, является более чем в 25–40 раз эффективнее по вычислительным затратам, чем МКЭ при аналогичной степени точности. Проведенный обзор существующих моделей позволяет выделить их основной недостаток – отсутствие глубокого и детального анализа физических причин анализируемых высокотемпературных процессов, сопровождающих пластическую деформацию. Целью настоящей работы является описание и анализ механизмов образования новых зерен рекристаллизации в металлах и сплавах с последующей возможностью их применения в физически обоснованных моделях неупругого деформирования [38].

1. Основные определения и классификация процессов рекристаллизации

Понятие рекристаллизации часто встречается в работах физиков-металловедов, приведем наиболее распространенные определения. В [11] предложено следующее определение рекристаллизации: «локализованные изменения в материале, распространяющиеся от небольшого числа зародышей за счет движения мигрирующей границы, которая поглощает дислокации в пластически деформированной матрице, в результате чего образуются более совершенные зерна, чем при полигонизации». В [7] рекристаллизация определяется как «появление новых зерен в результате нагрева деформированного материала; появление новых равноосных зерен вместо ориентированной структуры – рекристаллизация обработки или первичная рекристаллизация». В [12] рекристаллизация определяется как «процесс зарождения и роста новых зерен, при котором свободный от напряжений зародыш начинает расти в деформированном металле, когда температура становится достаточно высокой, и постепенно поглощает всю деформированную матрицу». В монографии [10] под рекристаллизацией понимают «процесс полной или частичной замены в поликристаллических телах одних зерен данной фазы, содержащих те или иные структурные несовершенства, другими, более совершенными, зернами той же фазы. Процесс осуществляется образованием, или образованием и движением, или только движением высокоугловых границ».

В работе [7] приводится общее описание процесса рекристаллизации. В результате нагрева при достижении определенной температуры (температурный порог рекристаллизации) для данной интенсивности предварительной пластической деформации образуются и далее начинают расти зародыши новых зерен в областях с повышенной искаженностью решетки – границах деформированных зерен, границах двойников, пересечениях плоскостей скольжения, полосах сдвига и других дефектах. Решетка новых зерен практически не искажена, обладает значительно меньшей плотностью дефектов и, как правило, отделена от остальной части матрицы высокоугловыми границами. Процесс роста зерен реализуется преимущественно диффузионным путем – к зародышам присоединяются атомы деформированных зерен. Процесс рекристаллизации является энергетически выгодным по сравне-

нию с возвратом, поскольку сопровождается уменьшением свободной энергии. В литературе (см., например, [10]) можно встретить классификацию рекристаллизации по типу прикладываемых нагрузок. Предварительная пластическая деформация и последующие температурные воздействия без активных деформационных нагрузок приводят к так называемой *статической рекристаллизации*; в процессе горячей пластической деформации (одновременное воздействие внешних нагрузок и температуры) реализуется *динамическая рекристаллизация*; после горячей деформации и в отсутствие деформационной нагрузки путем быстрого роста подготовленных в ходе деформации центров рекристаллизации – *постдинамическая рекристаллизация*. После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева может происходить *собирательная рекристаллизация* – рост одних рекристаллизованных зерен за счет других. Это происходит путем миграции высокоугловых границ, при которой зерна с выпуклыми границами «поедаются» зернами с вогнутыми границами [7]. Причина такой рекристаллизации – уменьшение зернограницной (поверхностной) энергии за счет уменьшения протяженности границ при росте зерен и появление более крупных зерен. Результат нагрева после первичной рекристаллизации может быть иным: часть зерен имеет благоприятную для дальнейшего роста кристаллографическую ориентировку, меньшую, чем у других зерен, концентрацию дефектов (величину объемной внутренней энергии), более высокую подвижность границ зерен из-за неоднородного распределения примесных атомов. В силу вышесказанного образуется множество мелкозернистых кристаллитов и небольшое количество крупнозернистых – такой процесс носит название *вторичной рекристаллизации*.

Динамическая рекристаллизация может проходить по двум существенно отличающимся механизмам: прерывистая динамическая рекристаллизация (англ. discontinuous dynamic recrystallization, сокр. DDRX) и непрерывная динамическая рекристаллизация (англ. continuous dynamic recrystallization, сокр. CDRX). Прерывистая рекристаллизация реализуется путем зарождения новых зерен в областях существенных искажений решеток (границы фаз, зерен, двойников, полосы сдвига) и их последующего роста. Такой механизм имеет место в материалах с низкой энергией дефекта упаковки (ЭДУ), когда процесс динамического возврата существенно затруднен. Движущей силой появления нового кристаллита и его дальнейшего роста является разность плотности дислокаций в соседних зернах, которая предполагается пропорциональной запасаемой энергии [13, 39]. В процессе пластической деформации в новых зернах происходит увеличение плотности дислокаций, поэтому движущая сила роста границы, наоборот, падает и рекристаллизация прекращается. Другим фактором, замедляющим процесс роста, является столкновение растущих зерен при миграции границ [13].

В материалах с высокой энергией дефекта упаковки, при которой возможна реализация возврата, происходит непрерывная динамическая рекристаллизация. Указанная рекристаллизация может осуществляться многими способами [13]. Первый из них называется геометрической динамической рекристаллизацией (англ. geometric dynamic recrystallization, сокр. GDRX) и заключается в следующем. В процессе пластической деформации в кристаллах происходит динамический возврат, в результате чего в зернах появляются субзерна, а граница зерен становится «зубчатой» и «волнистой», увеличивая разориентацию между зернами. Дальнейшие интенсивные пластические деформации постепенно «вытягивают» зерна с высокоугловыми границами, содержащими фрагменты малоугловых границ, до тех пор, пока их толщина не становится сопоставимой с фрагментами. В дальнейшем происходит взаимопроникновение зерен, которое видоизменяет высокоугловые границы.

В результате образуются небольшие равноосные зерна, сравнимые по размерам с фрагментами, но с высокоугловыми границами. Другой способ, реализующий «альтернативную» рекристаллизацию, осуществляется за счет активного разворота субзерен в отсутствие миграции границ зерен [13]. При этом происходят последовательные развороты субзерен, начиная от границ зерен, т.е. субзерна, находящиеся в центре зерна, могут не изменять ориентацию, а у границ иметь высокоугловую разориентацию. Такой процесс носит название ротационной динамической рекристаллизации (англ. rotation dynamic recrystallization, сокр. RDRX). Вышеупомянутые механизмы могут реализовываться параллельно, и в экспериментальных исследованиях их сложно разделить. Другой механизм непрерывной рекристаллизации заключается в следующем [40]: при невысоких интенсивностях деформаций (примерно 5–10 %) формируется ячеистая структура в результате самоорганизации дислокаций при пластическом деформировании. Образуются размытые «толстые» границы ячеек, внутри которых плотность дислокаций невелика. В результате дальнейшей деформации границы становятся более узкими, плотность дислокаций в ячейках уменьшается, а в границах – увеличивается, малоугловые границы субзерен (ячеек) переходят в высокоугловые и их скорость миграции резко возрастает. Предполагается, что зародышами центров рекристаллизации являются наиболее разориентированные, совершенные, крупные ячейки, которые растут за счет окружающих субзерен.

Большинство известных на сегодняшний день механизмов рекристаллизации предполагают образование зародышей новых зерен. При этом для инициации процесса рекристаллизации необходимо выполнение ряда условий для образования зародышей рекристаллизации и их дальнейшего роста. В первую очередь на процесс рекристаллизации влияют следующие факторы [7, 10–12]:

1) интенсивность накопленной пластической деформации. Для каждого материала существует некоторая *критическая деформация*, при которой становится возможным процесс первичной рекристаллизации;

2) температура деформации. Процесс рекристаллизации является термически активируемым и происходит тем быстрее, чем выше температура;

3) степень чистоты материала. Более чистые материалы склонны к рекристаллизации при меньших температурах, что обуславливается стремлением примесных атомов при повышенных температурах сегрегировать на внутренних границах кристаллитов, приводящим к затруднению миграции границ;

4) исходный размер зерен. Рекристаллизация легче протекает в мелкозернистых материалах, поскольку в них площадь границ на единицу объема больше, чем в крупнозернистых. Межкристаллитные границы являются местами зародышей новых зерен;

5) ориентировка соседних кристаллитов. Подвижность границ зависит от их вида (простые, специальные), а также от угла разориентировки (малоугловые, большеугловые).

2. Физические механизмы образования зародышей рекристаллизованных зерен

Для корректного математического описания необходимо понимание механизмов образования зародышей новых зерен. Исследователи выделяют до пяти наиболее известных физических механизмов зарождения новых зерен [41]:

1) механизм, положенный в основу классической теории флуктуации [42], модифицированной для описания процессов рекристаллизации;

2) механизм зарождения и роста субзерен поликристалла, образованных в результате процесса полигонизации [43–46];

3) механизм миграции границ зерен, исходно существующих в поликристалле (англ. strain induced boundary migration, сокр. SIBM), предложенный в работе [47] и усовершенствованный в [48, 49 и др.];

4) механизм зарождения и роста новых зерен в результате коалесценции полигонизированных субзерен [50–52].

Остановимся вкратце на описании указанных механизмов зарождения и образования новых зерен. Для описания механизма зарождения новых зерен при рекристаллизации довольно часто используется классический механизм зарождения, разработанный для фазовых переходов [42, 53]. В соответствии с этим механизмом образование зародышей происходит за счет тепловых флуктуаций атомов, которые приводят к появлению бездефектных кристаллитов небольших размеров с большеугловыми границами. Такие зародыши являются устойчивыми, если разность энергий деформированного кристалла и зародыша превосходит поверхностную энергию высокоугловой границы. В рамках данной теории можно учесть инкубационный период формирования и определить положение зародышей в материале зон с высокими градиентами перемещений, которые являются наиболее вероятными местами зарождения новых зерен. Отмечается, что благоприятные места для зародышеобразования существуют до начала рекристаллизации и не являются зародышами в строгом термодинамическом смысле.

Вероятно, одна из первых попыток описания механизма образования новых зерен представлена В.Г. Бюргерсом в [44], далее идея развита в работе [54]. Бюргерс проанализировал экспериментальные данные по геометрической форме рекристаллизованных зерен [55] и предложил механизм образования и дальнейшего роста зародышей (термин, используемый в статье, англ. nuclear spot) рекристаллизации, который должен был объяснять два экспериментальных факта: 1) для различных зародышей, наблюдаемых в поликристалле, период образования (инкубационный период) является различным; 2) рост различных зародышей происходит с различной скоростью. Другое значимое требование к разрабатываемой физической модели – описание в первом приближении упрощенной геометрии рекристаллизованных зерен.

На основе экспериментальных данных по запасенной упругой энергии [23] Бюргерс принял, что поликристалл разделен на зоны, в которых присутствуют наиболее искаженные области с высокой запасенной энергией и менее искаженные с низкой энергией. Области с пониженной энергией называются блоками (англ. blocks), которые имеют характерный размер, начиная с 0,1 мкм. Между блоками находятся тонкие узкие прослойки с повышенной упругой энергией, которые в цитируемой работе называются «переходными слоями» (англ. transition layers). Совокупность блоков с переходными слоями предложено назвать блочной мозаикой (англ. mosaic blocks), в этой структуре блоки разориентированы друг относительно друга. В переходных слоях атомная структура существенно отличается от структуры блоков или исходных зерен. Вопрос о структуре таких полос, по мнению автора, является крайне важным, но не изученным на тот момент. Блок с наименьшей запасенной энергией и благоприятно ориентированный относительно соседних блоков может начать расти в глубь других блоков, т.е. является зародышем нового зерна. Процесс роста зародыша происходит путем перемещения переходной полосы по диффузионному механизму. Другими словами, переходная область «проталкивается» в глубь соседних блоков.

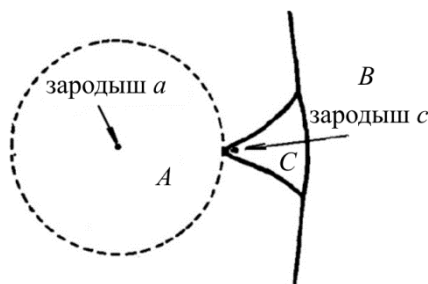


Рис. 1. Схема образования зародышей и их роста: a , c – зародыши новых зерен; A , C – зерна, испытывающие рекристаллизацию; B – исходное зерно поликристалла [54]
 Fig. 1. Schematic representation of grains nucleation and their growth; a , c are nuclei of new grains; A , C are grains under recrystallization, B is an initial polycrystal grain [54]

не начинают расти до того времени, пока новый кристаллит A не подойдет близко к зародышу кристаллита c . Кристаллит A называется стимулирующим зерном (англ. stimulation crystallite). Таким образом, рост одного зерна обеспечивает увеличение градиента накопленной энергии и может инициировать рост зародыша, находящегося в точке c . Отмечается, что после рекристаллизации поликристалл обладает определенной текстурой (англ. recrystallization texture), поэтому и зародыши должны обладать определенной благоприятной для роста ориентировкой. В работе детально вопрос о таких ориентировках не обсуждается.

Одним из недостатков предложенного механизма [54] образования зародышей рекристаллизованных зерен является отсутствие детального анализа физического механизма для описания возникновения «блочной» структуры с различной накопленной энергией и плотностью дефектов. Исследованию этой проблемы посвящена работа [43], в которой отмечается, что наиболее обоснованный механизм зарождения новых зерен предложен в статье [56]. Согласно предлагаемому механизму наиболее вероятными областями кристалла для появления зародышей рекристаллизации являются области с высокими локальными напряжениями, вызванными повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки. Недостатком теории [56] является предположение о том, что для образования зародыша необходимо, чтобы небольшая область с высокими напряжением спонтанно превратилась в область с пониженными напряжениями. В этом случае легко объясняется экспериментальный факт увеличения числа зародышей с увеличением деформации. Теория образования зародышей в областях пониженных напряжений, предложенная Бюргерсом [54], его не описывает. Механизм [56] имеет один существенный недостаток – нет физического объяснения сброса локальных напряжений. В работе [43] предлагается исправить данный недочет с использованием открытого к тому времени явления полигонизации [57]. В результате процесса полигонизации при пластическом деформировании упругая энергия, запасенная в поликристалле, способствует появлению областей, свободных от напряжений, которые разделены между собой субграницами с повышенной плотностью дислокаций. Свободные от напряжений области кристаллов примыкают к областям с высокими напряжениями, в которых полигонизация не прошла. Бездефектные области (фрагменты) начинают прорастать в глубь более дефектных. При

На рис. 1 изображена схема процесса [54]. Предполагается, что зерно A , испытывающее рекристаллизацию, у которого зародыш находится в точке a , растет с одинаковой скоростью по всем направлениям. Места появления новых зародышей соответствуют областям с пониженной энергией. В некоторый момент времени сечение нового кристалла будет представлять собой окружность радиуса r . Размеры и форма новых растущих кристаллитов определяются в первую очередь расстоянием между соседними зародышами и скоростью их роста.

На основе экспериментальных данных о зеренной структуре рекристаллизованных зерен выдвигается гипотеза о том, что часть зародышей новых зерен (на рис. 1 этот зародыш обозначен c)

этом отмечается, что для дальнейшей миграции границы необходима определенная ориентация зародышей относительно остального окружения. Высказывается предположение, что количество благоприятно ориентированных зародышей новых зерен невелико, и поэтому не все зародыши кристаллита начинают сразу же прорастать в глубь соседних зерен. Это соответствует экспериментальным данным, которые свидетельствуют об инкубационном периоде и дальнейшем увеличении числа зародышей при увеличении времени отжига по экспоненциальной зависимости [58].

По мнению многих исследователей, работающих в данной области, одним из наиболее физически обоснованных механизмов рекристаллизации является описанный в статье [45]. Основной причиной процесса рекристаллизации автор считает наличие и движение дислокаций в процессе предварительно пластической деформации. Полагается, что зародыши рекристаллизации формируются в процессе неупругой деформации и появляются в местах искривления решетки с локальными неоднородностями, например в полосах сдвига, двойниковых прослойках, границах зерен. По мнению автора, рекристаллизации обязательно предшествует полигонизация, в результате которой формируются множество разориентированных подобластей – фрагментов (полигонов). Фрагменты разориентированы на небольшой угол относительно родительского зерна, но практически свободны от дефектов. Было экспериментально обнаружено, что в процессе последующего отжига некоторые из фрагментов могут поглощать соседние. Вероятность роста фрагмента тем выше, чем больше локальная кривизна решетки, которая образовалась вследствие полигонизации. На основе предложенного механизма приводится описание кинетики роста новых зерен; результаты моделирования близки к полученным с применением моделей типа Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov.

В работе [59] отмечается, что механизм Кана [45] не является полностью корректным по нескольким причинам. Согласно указанному механизму движение границ начинается в областях, примыкающих к малоугловыми границам, и в процессе рекристаллизации скорость миграции границы уменьшается, а угол разориентации фрагментов, наоборот, увеличивается. Это противоречит экспериментально известному факту, что высокая скорость движения границы обеспечивается в областях, примыкающих к высокоугловым границам. Результаты экспериментальных исследований [60] показывают, что субзерна/фрагменты не являются зародышами новых зерен. Согласно механизму, предложенному в [45], рекристаллизация может протекать в монокристаллах. Однако эксперименты по пластическому деформированию до величины порядка 100 % и последующему отжигу при гомологической температуре около 0,5 на поликристаллических и монокристаллических образцах алюминия [61] и меди [62] показывают, что монокристаллы не рекристаллизуются в отличие от поликристаллов.

Вследствие вышесказанного авторы работы [59] предлагают собственный механизм рекристаллизации, преимущественную роль в котором играют границы зерен. В основу механизма положено формирование «выступов»/«ступенек» (англ. ledge) на границах зерен в результате несовместности сдвигов по системам скольжения. В области выступа формируется зародыш, разориентированный на несколько градусов по отношению к исходному зерну (рис. 2) [59]. Аналогично работе [63, 64] полагается, что движущей силой роста нового зерна является разность запасенной энергии по обе стороны высокоугловой границы между зернами. Следует отметить, что в отличие от механизма [45] не предполагается наличие фрагментов для осуществления рекристаллизации, а в работе [63] не предполагалось наличие зародыша.

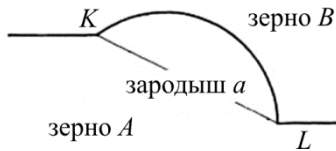


Рис. 2. Схема формирования зародыша рекристаллизации a путем выгибания ступеньки KL из зерна A в зерно B с более высокой запасенной энергией [59]

Fig. 2. Schematic representation of a recrystallization nucleus formation by curving KL stair out of grain A into grain B with a higher value of accumulated energy [59]

преимущественно появляются только те зародыши, которые благоприятно ориентированы для дальнейшего роста [65]. Такая теория в зарубежной литературе получила название ориентированного зарождения (англ. oriented nucleation theory). Согласно другой теории, которая была сформулирована намного позже [47, 66], из множества различно ориентированных зародышей наибольшей скоростью роста обладают благоприятно ориентированные зерна (англ. oriented growth theory). Именно такие зерна и прорастают в глубь соседних зерен.

В статье [66] обсуждается проблема преимущественного вклада в развитие текстуры рекристаллизации процесса ориентированного зарождения и ориентированного роста новых зерен. Для этого был проведен следующий эксперимент. На поверхности поликристалла алюминия, предварительно отожженного при температуре $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 4 часов и обработанного прокаткой на 12 %, были нанесены две царапины. Далее был проведен отжиг при температуре $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении одного часа. В результате этого в областях повышенных локальных деформаций, где были нанесены царапины, обнаружены статически рекристаллизованные зерна с различной ориентацией (рис. 3).

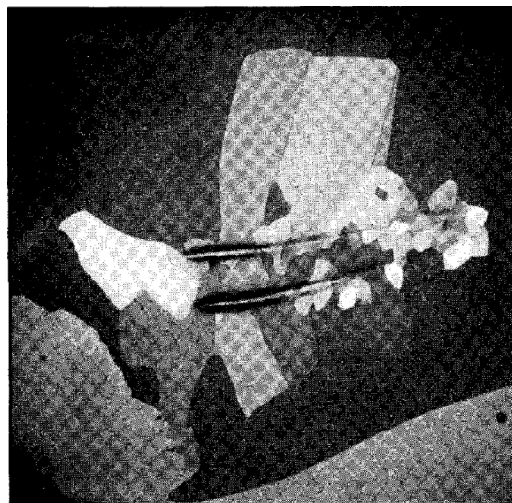


Рис. 3. Рекристаллизованные зерна с различной ориентацией, полученные после нанесения двух царапин на поверхности технически чистого поликристалла алюминия, подвергнутого прокатке и последующему отжигу [66]

Fig. 3. Recrystallized grains with a different orientation resulted from two scratches on the surface of a technically pure aluminium polycrystal which had been rolled and then annealed [66]

Приведенные в [66] результаты экспериментов позволяют сделать следующие выводы: 1) скорость роста рекристаллизованных зерен варьируется в широких пределах и имеет сильную зависимость от ориентации зародышей; 2) в поликристаллических материалах существуют определенные ориентации преимущественного роста рекристаллизованных зерен. Например, в чистом алюминии это направление $\langle 111 \rangle$, повернутое на $40\text{--}45^\circ$ относительно исходной ориентации; 3) текстура рекристаллизации определяется в большей степени ориентированным ростом, чем ориентированным зарождением; 4) рост зерен является существенно анизотропным процессом и диффузия является процессом, с помощью которого осуществляется миграция границ.

Следует отметить, что работы Бека с соавторами [47, 66] позволили установить не известный до того времени механизм рекристаллизации. В [47] было обнаружено, что зародыши рекристаллизованных зерен при отжиге предварительно прокатанного алюминия встречаются все реже при увеличении степени деформации и при $40\text{--}50\%$ их практически нет. Вместо этого формирование объемов, свободных от внутренних напряжений, реализуется по иному механизму – за счет миграции границ зерен, исходно существующих в поликристалле (англ. strain induced boundary migration, сокр. SIBM). Вследствие этого авторы цитируемой работы выделяют два различных вида роста зерен. Первый из них (ранее известный [65]) заключается в образовании новых зерен внутри исходных зерен и последующем росте в направлении «центра» кривизны окружности, аппроксимирующей границу зерна (зерна *C*, *D*, *E* на рис. 4, *a*). Второй, ранее не изученный, заключается в «выгибании» исходных границ поликристалла от «центра» кривизны границы – механизм SIBM. Существенным отличием механизма SIBM является то, что для его реализации не требуется образования зародышей. Это подтверждается экспериментальными данными, которые свидетельствуют о мгновенном начале роста бездефектных областей, прилегающих к границам исходных зерен. Обычный механизм рекристаллизации проходит с некоторой временной задержкой (инкубационный период), которая необходима для формирования зародышей новых зерен. Другой особенностью SIBM, отличающей его от обычной рекристаллизации, является увеличение протяженности границ зерен и образование особой «волнистой» («пальцевидной») структуры границ зерен (зерно *A* на рис. 4, *b*). Движущей силой роста новых зерен при обычной рекристаллизации (по первому механизму) является избыток свободной энергии, ассоциированной с границами зерен. Таким образом, зерна стремятся уменьшить свою свободную энергию, позволяя структуре достичь равновесия и уменьшая кривизну и протяженность границ зерен. Это происходит за счет поглощения зерен с повышенной энергией. Авторы [47] полагают, что движение границы при реализации SIBM происходит под действием той же движущей силы. На это предположение наводит тот факт, что при движении границы по этому механизму за границей остается практически бездефектная область. При этом увеличение площади границы не объясняется.

Рассмотренный выше механизм SIBM имеет непосредственное отношение к механизму образования зародышей новых зерен, хотя это не отражено в работах Бека [47, 66], а сделано намного позже [49]. Отчасти это связано с развитием оборудования, позволяющего рассматривать и определять ориентации кристаллитов меньших размеров. В указанной работе исследователи смогли определить деформационные полосы, которые ранее не были рассмотрены [47, 65]. Были выделены три способа формирования новых зародышей рекристаллизованных зерен: 1) в исходных границах поликристалла, 2) во «внутренних» границах, образованных за счет деформационных полос, 3) в областях, которые исследователи не могут четко идентифицировать, но полагают, что это границы деформационных полос.

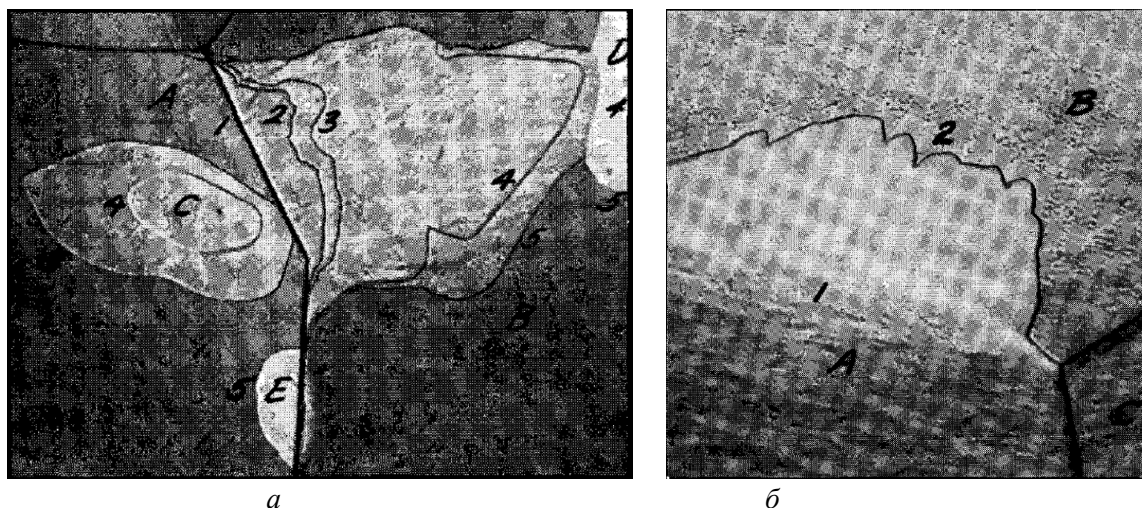


Рис. 4. Рост границ зерен *C, D, E* от центра кривизны зерен (*a*);
рост зерна *A* в зерно *B* по механизму SIBM (*б*) [47]
Fig. 4. Grains boundary growth *C, D, E* from the center of grains curvature;
growth of grain *A* into grain *B* according to SIBM mechanism [47]

В [49] отмечается, что согласно механизму SIBM могут не только расти зерна, как указывается в работе [47], но и образоваться зародыши. В результате разности плотности дефектов соседних кристаллитов во время деформации образуются «выступы» [59], которые в дальнейшем отделяются от исходного зерна и становятся зародышами рекристаллизации (рис. 5). Авторы работы отмечают, что такой механизм формирования зародышей является преимущественным при величине деформации до 20 %, затем постепенно его значимость падает. При большей деформации образование зародышей происходит в деформационных полосах; по мнению авторов, механизм зарождения в этих полосах подобен SIBM, однако детально его не рассматривают.

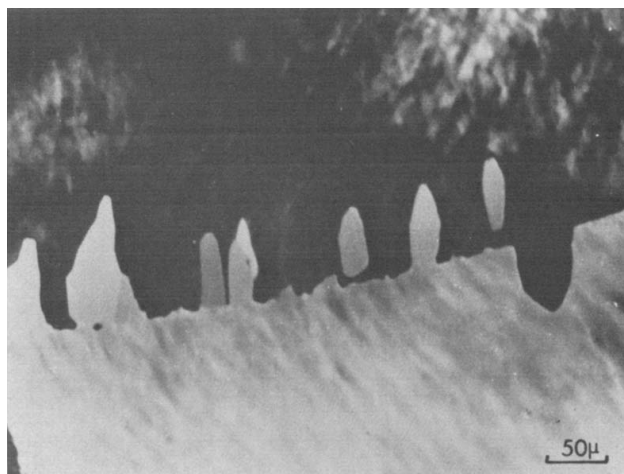


Рис. 5. Образование зародышей новых зерен по механизму SIBM в поликристалле алюминия, предварительно деформированного на 40 % и отожженного в течение 1 часа [49]
Fig. 5. Nuclei formation of new grains according to SIBM mechanism in aluminium polycrystal which had been deformed by 40 % and annealed during 1 hour [49]

В цитируемой работе приводится описание механизма SIBM, реализующегося в несколько этапов (рис. 6): 1) в результате пластического деформирования в кристаллах запасается энергия на дефектной структуре; 2) за счет разности энергий начинается «выгибание»

границы в сторону зерна с большей запасенной энергией, небольшая область за растущей границей практически бездефектная; 3) происходит дальнейший рост нового бездефектного зерна за счет миграции границы; 4) окончание процесса и появление нового бездефектного зерна, ориентация которого близка к ориентации старого зерна, от которого начался рост.

Упомянутый выше механизм образования новых зерен и их рост за счет выгибания границ исходных зерен (механизм SIBM) подтвержден множеством экспериментальных данных. Он активно проходит в материалах с высокой и средней ЭДУ. В работе [63] приведено описание экспериментальных исследований пластического деформирования технически чистого поликристалла серебра. Тонкие

пластинчатые образцы (фольги) деформировались в холодном состоянии либо одноосным растяжением до 25 %, либо прокаткой вплоть до величины 95 %. Далее проводился изотермический отжиг в калориметрической камере и измерялась запасаемая в процессе предшествующей пластической деформации энергия. Также проводились исследования состояния дислокационной структуры с использованием электронного микроскопа. Следует обратить внимание на то, что в работе рассматривалось два типа экспериментов: 1) образец сначала отжигался, затем подвергался электрополировке, и его поверхность изучалась под микроскопом; 2) образец предварительно обрабатывался полировкой, а изменения дислокационной структуры наблюдались непосредственно на высокотемпературной стадии – отжиге. При небольших степенях деформации (порядка 25 %) дислокационная структура представляет собой ячейки, разориентированные друг относительно друга на угол порядка 1° . По мере увеличения деформации угол разориентации увеличивается, и некоторые ячейки становятся субзернами. Плотность дислокаций в границах ячеек значительно (примерно в 5 раз) превышает плотность дислокаций внутренности ячеек. При больших величинах деформации (95 %) наблюдается полигонизация, чего не отмечалось при меньших деформациях. О реализации механизма SIBM свидетельствуют полученные в экспериментах данные. Во-первых, ориентация новых зерен близка к ориентации исходных зерен. Во-вторых, только при термической обработке обнаружено «вздутие»/«выгибание» границ зерен, при холодной деформации границы зерен остаются прямыми. Область за выгнутой границей является практически бездефектной – с малой плотностью дислокаций.

Кинетика механизма SIBM была впервые предложена в работе Бейли и Хирша [64]. Одной из поставленных в работе задач было установление критерия роста рекристаллизованного зерна по механизму SIBM. Авторы работы предположили, что миграция границы обеспечивается различием свободных энергий f кристаллитов, примыкающих к границе. Другими словами, часть кристаллита с высокой свободной энергией поглощается другой частью с более низким уровнем свободной энергии, т.е. за счет только этого процесса общая свободная энергия двух кристаллитов должна уменьшаться, при этом необходимо учесть изменение межзеренной энергии границы:

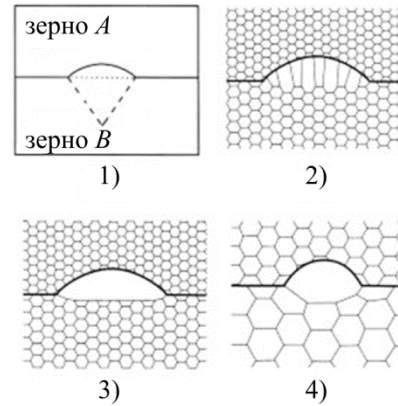


Рис. 6. Схема формирования зародышей согласно механизму SIBM [49]
 Fig. 6. Schematic representation of nuclei formation according to mechanism SIBM [49]

$$f \Delta v = e \Delta v - \gamma \Delta s, \quad (1)$$

где Δs – увеличение площади границы при изменении объема зерна на величину Δv ; e – разность запасаемых энергией в зернах; γ – энергия межзеренной границы. Граница начинает мигрировать при выполнении условия $f > 0$, откуда следует, что

$$e > \gamma \Delta s / \Delta v. \quad (2)$$

В работе [67] предложен оригинальный механизм рекристаллизации, который по своему описанию близок к механизму рекристаллизации SIBM. В работе представлены результаты проведенных авторами экспериментов по сжатию образцов алюминия Al-5%Mg при температурах 293–773K в диапазоне скоростей деформации 10^{-5} – 10^{-1} с⁻¹. В результате микроскопических исследований деформированных образцов вблизи границ зерен была выявлена структура, которая получила название «кора и мантия» (англ. core and mantle). В ней образуется множество мелких бездефектных зерен (рис. 7).

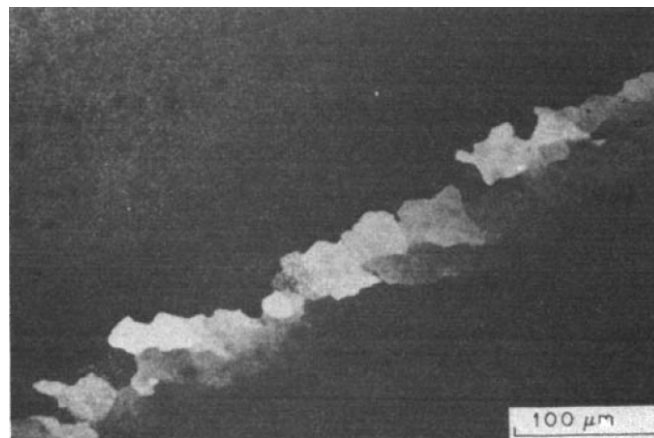


Рис. 7. Структура «кора и мантия» в границе, формируемая при деформировании поликристалла алюминия (Al-5%Mg) (величина деформации 0,6, температура 723 K, скорость деформирования $2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹) [67]

Fig. 7. “Crust and mantle” structure in the boundary resulted from aluminium polycrystal deformation (Al-5%Mg), strain is 0.6, temperature is 723 K, strain rate is $2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ [67]

Предложен механизм образования данной структуры. Полагается, что при низких температурах в благоприятно ориентированных границах реализуется зернограницное скольжение (рис. 8). В результате этого локальные напряжения вблизи границ зерен снижаются, а вблизи тройных стыков (или изломов границы), где скольжение затруднено, – увеличиваются. В цитируемой работе экспериментально доказано формирование высокоугловых границ, которые берут свое начало с тройных стыков. Далее происходит развитие (выгибание) «неровностей» («особенностей») границ зерен вследствие локальной миграции границ за счет разности плотности дислокаций между границами соседних зерен. Если указанные неровности малы, то в результате межзеренного скольжения они могут полностью исчезнуть. В противном случае скольжение между зернами может проходить только на небольших участках границы. Продолжающаяся пластическая деформация будет приводить к разворотам указанных выступов и последующему образованию высокоугловых границ. При разориентации более 10° можно говорить об образовании нового рекристаллизованного зерна.

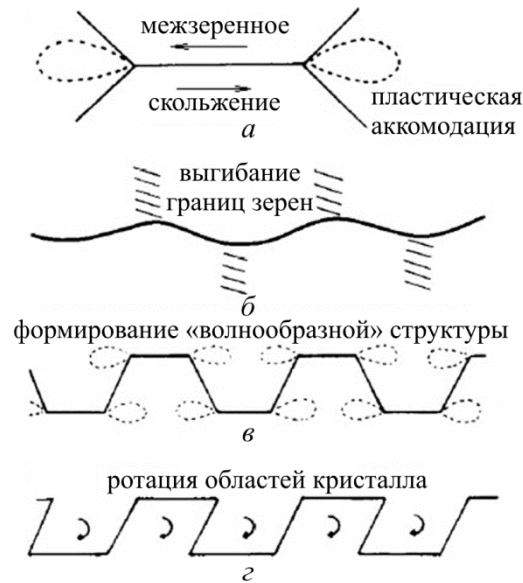


Рис. 8. Схема формирования рекристаллизованных зерен: *a* – процесс зернограницного скольжения, ведущего к повышению напряжений вблизи тройных стыков; *б* – выгибание границ зерен за счет миграции границы; *в* – межзеренное скольжение в некоторых областях границы и дислокационное скольжение, приводящее к «волнообразной» структуре; *г* – скольжение дислокаций в вытянутых областях, приводящее к ротации небольших областей [67]

Fig. 8. Schematic representation of recrystallized grains formation; *a* – process of grain-boundary slip leading to stresses increase near triple joints; *b* – curving of grains boundaries due to boundary migration; *c* – inter-grain slip in some boundary areas and dislocation slip resulting in a “wave” structure; *d* – slip of dislocations in extended areas leading to rotation of small sections [67]

Выше приведены работы, в которых механизм SIBM исследовался в процессах статической рекристаллизации, однако он может встречаться и при динамической рекристаллизации. В работе [68] рассматривалось влияние динамической рекристаллизации на формирование текстуры поликристалла технической чистой меди. Авторами были проведены эксперименты по одноосному сжатию образцов из указанного материала при температуре 200–600 °С и величине деформации 0,1–0,7. Отмечается, что динамическая рекристаллизация проходит путем выгибания исходных большеугловых границ зерен поликристалла по механизму SIBM. Особенно важен этот механизм на начальном этапе рекристаллизации и при небольших величинах деформирования. В процессе продолжающейся пластической деформации в дефектной структуре появляются деформационные полосы, в которых также может происходить зарождение новых зерен. В деформационных полосах зарождение новых зерен в этой ситуации более энергетически выгодно. При больших деформациях рекристаллизация по механизму SIBM практически не проходит – происходит «выгибание» новых границ, полученных в результате пластической деформации. Отмечается, что эволюция текстуры при динамической рекристаллизации до конца не ясна.

В работе [69] рассматривается высокотемпературное одноосное сжатие образцов из стали A286 (Fe–28Ni–13Cr) при температурах 950–1100 °С и низких скоростях нагружения в диапазоне от 10^{-3} до 1 с^{-1} . Отмечается, что механизмы рекристаллизации существ-

венно зависят от важной характеристики материала – энергии дефекта упаковки. Особенностью данного сплава является большая доля никеля, который обладает высокой ЭДУ, а аустенитная фаза стали – низкой ЭДУ. В результате сплав A286 проявляет аномальный характер диаграммы σ – ε . Причиной этого является перестройка дефектной структуры, не последнюю роль в которой играет процесс рекристаллизации. Авторы работы подчеркивают зависимость механизмов динамической рекристаллизации от скорости внешнего нагружения. При низких скоростях деформирования (10^{-3} – 10^{-2} с $^{-1}$) рекристаллизация происходит за счет непрерывной динамической рекристаллизации, которая следует за активно протекающим динамическим возвратом. В этом случае на кривой деформирования (рис. 9) не образуется ярко выраженный пик.

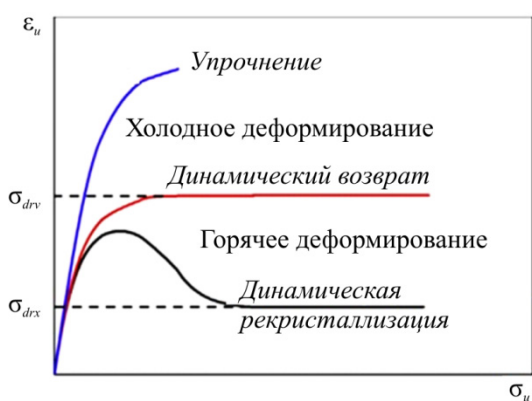


Рис. 9. Типовая « σ – ε » диаграмма нагружения для металлов при различных температурах и процессах высокотемпературного деформирования: $\sigma_{dr\nu}$ – характерные напряжения динамического возврата, σ_{drx} – характерные напряжения динамической рекристаллизации

Fig. 9. Typical “ σ – ε ” loading diagram for metals under different temperatures and processes of a high-temperature deformation; $\sigma_{dr\nu}$ are characteristic stresses of dynamic recovery, σ_{drx} are characteristic stresses of dynamic recrystallization

рассматриваемого сплава авторы работы выделяют три типа рекристаллизации: 1) низкотемпературная динамическая рекристаллизация, которая связана с двойникованием, базисным и а+с (пирамидальным) скольжением и проходит при температуре 473 К; 2) непрерывная динамическая рекристаллизация с интенсивно проходящим поперечным скольжением, реализуемая в интервале температур 473–523 К; 3) прерывистая рекристаллизация, которая развивается по механизму SIBM параллельно с переползанием дислокаций и имеет место при температуре 573–723 К. В последнем случае экспериментально показано, что формирование зародышей новых зерен происходит миграцией границ старых зерен при обширном формировании полос скольжения. Локализация пластической деформации на микроуровне приводит к формированию выступов на границах исходных зерен. Движущиеся решеточные дислокации захватываются малоугловыми границами выступов, далее конвертируя их в большеугловые границы. Такой процесс контролируется самодиффузией, что подтверждается тем, что при уменьшении

При более высоких скоростях нагружения рекристаллизация проходит по механизму SIBM. В этом случае на кривой деформирования отчетливо виден спад напряжений, который авторы связывают с образованием мелкозернистой «ожерельной» зеренной структуры на границе по механизму SIBM и последующим динамическим возвратом в исходных зернах. Физическую причину смены механизмов рекристаллизации при различных скоростях нагружения авторы не указывают.

В работе [70] рассматриваются процессы пластической деформации и динамической рекристаллизации в магниевом сплаве ZK60 (материал с низкой ЭДУ) (Mg–5,8Zn–0,65Zr) в экспериментах по одноосному деформированию при температурах 423–723 К и скоростях нагружения 10^{-5} – 10^{-1} с $^{-1}$. Отмечается существенная зависимость механизмов рекристаллизации от температуры деформирования и механизмов пластического деформирования. Для

температуры резко падает размер рекристаллизованных по данному механизму зерен. В цитируемой работе отдельно подчеркивается, что механизмы пластической деформации и механизмы рекристаллизации имеют ярко выраженную взаимосвязь. Механизм SIBM играет важную роль при небольших деформациях, а затем зерна начинают зарождаться в полосах скольжения.

В работе [52] обсуждается коалесценция субзерен/фрагментов и ее влияние на процесс рекристаллизации. Отмечается, что после холодной пластической деформации в технически чистом поликристалле алюминия можно выделить субзерна размером 0,1 мкм. Последующий нагрев приводит к процессу укрупнения субзерен путем их объединения – коалесценции. В итоге в стабильной зеренной структуре размер субзерен достигает 3–10 мкм. Процесс коалесценции имеет важное значение для рекристаллизации в силу того, что границы субзерен являются стоком для решеточных дефектов. Поскольку для активации процесса рекристаллизации необходимо достижение определенного значения разности свободной энергии между зародышем и основной матрицей, то для начала последнего необходимо формирование устойчивой субзеренной структуры. Экспериментально было выявлено следующее: 1) субзерна начинают увеличивать размер до начала процесса рекристаллизации; 2) после начала рекристаллизации коалесценция зерен существенно замедлялась; 3) в момент начала рекристаллизации границы были нечеткими и размытыми. В работе [50] обсуждаются вопросы вращения субзерен в процессе рекристаллизации и коалесценции субзерен. Отмечается, что энергетически более выгодным является вращение субзерен, приводящее к изменению малоугловых границ. Такой процесс может быть причиной коалесценции субзерен.

Заключение

Рассмотрены и проанализированы механизмы образования зародышей рекристаллизации в поликристаллических материалах. Приведена классификация механизмов рекристаллизации. Реализация того или иного механизма зародышеобразования рекристаллизованных зерен и их последующего роста тесно связана не только с прикладываемыми нагрузками, температурой деформирования и их скоростями, а определяется также физическими свойствами материала (энергией дефекта упаковки, температурой плавления, точкой фазового перехода, упругими взаимодействиями атомов, диффузией примесных атомов и самодиффузией, кристаллографией кристаллитов, запасаемой энергией на дефектах при пластической деформации, теплопроводностью). Преобладающий механизм рекристаллизации зависит от текущего состояния дефектной структуры материала. В первую очередь речь идет о состоянии зеренной структуры (форме и размерах зерен, границах зерен, их морфологии, строении, взаиморасположению, протяженности, ориентации соседних зерен), субзеренной структуры (форме и размерах фрагментов, малоугловых границ субзерен). Немалую роль в зарождении рекристаллизованных зерен играет дислокационная/субдислокационная структура, поскольку она определяет процесс формирования субзерен и ячеек, направление роста новых рекристаллизованных зерен, формирование дефектов на границах зерен. Ярким примером влияния различных свойств кристаллитов и дефектной структуры являются процессы рекристаллизации в многофазных материалах. Так, например, в двухфазных титановых сплавах рекристаллизация α и β зерен проходит по существенно различным механизмам. Вследствие вышесказанного для

построения физически обоснованных моделей неупругого деформирования критически важно знать, понимать и описывать процессы перестройки дефектной структуры, в том числе при повышенных температурах.

Разделы 1, 2 статьи выполнены в Пермском национальном исследовательском политехническом университете, разделы 3, 4 статьи выполнены в научно-исследовательском институте механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-10039).

Библиографический список

1. Effect of extension twins on texture evolution at elevated temperature deformation accompanied by dynamic recrystallization / Popova E. [et al.] // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 96. – P. 446–457.
2. Modelling for the dynamic recrystallization evolution of Ti–6Al–4V alloy in two-phase temperature range and a wide strain rate range / G.Z. Quan, G.-C. Luo, J.T. Liang, D.S. Wu, A. Mao, Q. Liu // *Computational Materials Science*. – 2015. – Vol. 97. – P. 136–147.
3. Texture and microstructure evolution of commercially pure titanium during hot rolling: Role of strain-paths / S.K. Sahoo, R.K. Sabat, S. Sahni, S. Suwas // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 91. – P. 58–71.
4. Effect of dynamic recrystallization on microstructure evolution and texture weakening during annealing of high speed rolled AZ31 magnesium alloy sheets / J. Su, A.S.H. Kabir, A. Syed, M. Sanjari, I.H. Jung, S. Yue // *Magnesium Technology*. – 2016. – P. 267–271.
5. Sun Z., Guo S., Yang H. Nucleation and growth mechanism of α -lamellae of Ti alloy TA15 cooling from an $\alpha+\beta$ phase field // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61. – P. 2057–2064.
6. Some advances in plastic forming technologies of titanium alloys / H. Yang, P.F. Gao, X.G. Fan, H.W. Li, Z.C. Sun, H. Li, L.G. Guo, M. Zhan, Y.L. Liu // *Procedia Engineering*. – 2014. – Vol. 81. – P. 44–53.
7. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. *Материаловедение*. – М.: Машиностроение, 1980. – 493 с.
8. Исупова И.Л., Трусов П.В. Математическое моделирование фазовых превращений в сталях при термомеханической нагрузке // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. – 2013. – №. 3. – С. 127–157.
9. Трусов П.В., Кондратьев Н.С. Двухуровневая модель для описания неизотермического деформирования двухфазных поликристаллов // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2014. – Т. 7, №. 2. – С. 181–199.
10. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов / *Моск. ин-т стали и сплавов*. – М., 2005. – 432 с.
11. Фридель Ж. *Дислокации*. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
12. Хоникомб Р. *Пластическая деформация металлов*. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
13. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier, 2004. – P. 605.
14. Li H., Wu C., Yang H. Crystal plasticity modeling of the dynamic recrystallization of two-phase titanium alloys during isothermal processing // *International Journal of Plasticity*. – 2013. – Vol. 51. – P. 271–291.
15. Characteristics of hot compression behavior of Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si alloy with an equated microstructure / L.J. Huang, L. Geng, A.B. Li, X.P. Cui, H.Z. Li, G.S. Wang // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2009. – No. 505. – P. 136–143.
16. Vo P., Jahazi M., Yue S. Recrystallization during thermomechanical processing of IMI834 // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – Vol. 39. – No. 12. – P. 2965–2980.

17. Трусов П.В., Швейкин А.И., Янц А.Ю. О разложении движения, независимых от выбора системы отсчета производных и определяющих соотношениях при больших градиентах перемещений: взгляд с позиций многоуровневого моделирования // Физическая мезомеханика. – 2016. – Т. 19, № 2. – С. 49–65.
18. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution / P.V. Trusov, A.I. Shveykin, E.S. Nechaeva, P.S. Volegov // Physical mesomechanics. – 2012. – Vol. 15. – No. 3–4. – P. 155–175.
19. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.
20. Zhang M., Zhang J., McDowell D.L. Microstructure-based crystal plasticity modeling of cyclic deformation of Ti–6Al–4V // International Journal of Plasticity. – 2007. – Vol. 23. – P. 1328–1348.
21. Исупова И.Л., Трусов П.В. Обзор математических моделей для описания фазовых превращений в сталях // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2013. – № 3. – С. 158–192.
22. Ankem S., Margolin H. The role of elastic interaction stresses on the onset of plastic flow for oriented two ductile phase structures // Met. Trans. A. – 1980. – Vol. 11. – P. 963–972.
23. Burgers W.G. Rekristallisation, verformter Zustand und Erholung. – Becker & Erler, 1941. – P. 538.
24. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно и поликристаллов. Прямые модели // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 5. – С. 5–30.
25. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно и поликристаллов. Статистические модели // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 4. – С. 17–28.
26. Смирнов А.С., Коновалов А.В., Мазунин В. П. Моделирование реологии сплава АМГ6 с учетом объемной доли динамической рекристаллизации [Электронный ресурс] // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. 2013. – Т. 14, № 2. – С. 1–6. – UR: <http://chemphys.edu.ru/issues/2013-14-2/articles/405>.
27. Honarmandi P., Aghaie-Khafri M. Hot deformation behavior of Ti–6Al–4V alloy in β -phase field and low strain rate // Metallogr. Microstruct. Anal. – 2013. – Vol. 2. – P. 13–20. DOI 10.1007/s13632-012-0052-6
28. Колмогоров А.Н. К статистической теории кристаллизации металлов // Изв. АН СССР. Серия Математика. – 1937. – Т. 1, № 3. – С. 355–359.
29. Avrami M. Kinetics of Phase Change. I. General Theory // Journal of Chemical Physics. – 1939. – Vol. 7 (12). – P. 1103–1112. DOI:10.1063/1.1750380
30. Avrami M. Kinetics of Phase Change. II. Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei // Journal of Chemical Physics. – 1940. – Vol. 8 (2). – P. 212–224. DOI:10.1063/1.1750631
31. Avrami M. Kinetics of Phase Change. III. Granulation, Phase Change, and Microstructure // Journal of Chemical Physics. – 1941. – Vol. 9 (2). – P. 177–184. DOI:10.1063/1.1750872
32. Johnson W., Mehl K. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth // Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. – 1939. – Vol. 195. – P. 416–458.
33. Coupled crystal plasticity – Probabilistic cellular automata approach to model dynamic recrystallization in magnesium alloys / E. Popova, Y. Staraselski, A. Brahme, R.K. Mishra, K. Inal // International Journal of Plasticity. – 2015. – No. 66. – P. 85–102.
34. Wu C., Yang H., Li H.-W. Simulated and experimental investigation on discontinuous dynamic recrystallization of a near- α TA15 titanium alloy during isothermal hot compression in β single-phase field // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2014. – Vol. 24. – P. 1819–1829.
35. Lipnitskii A.G., Nelasov I.V., Golosov E.V., Kolobov Yu.R., Maradudin D.N. A molecular-dynamics simulation of grain boundary diffusion of niobium and experimental investigation of its recrystallization in a niobium-copper system // Russian Physics Journal. – 2013. – Vol. 56. – No. 3. – P. 330–337.

36. Le K.C., Junker P.A. thermodynamically consistent model of static and dynamic recrystallization // Arch. Appl. Mech. – 2014. – Vol. 84. – P. 1441–1451. DOI 10.1007/s00419-014-0850-1
37. An integrated fast Fourier transform-based phase-field and crystal plasticity approach to model recrystallization of three dimensional polycrystals / L. Chen, J. Chen, R.A. Lebensohn, Y.Z. Ji, T.W. Heo, S. Bhattacharyya, K. Chang, S. Mathaudhu, Z.K. Liu, L.-Q. Chen // Comput. Methods Appl. Mech. Engrg. – 2015. – Vol. 285. – P. 829–848.
38. Трусов П.В., Вологов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 244 с.
39. Fatemi-Varzaneh S.M., Zarei-Hanzaki A., Vaghar R. Discontinuous dynamic recrystallization during accumulative back extrusion of a magnesium alloy // Journal of ultrafine grained and nanostructured materials. – 2013. – Vol. 46. – No. 1. – P. 25–29.
40. Aust K.T., Rutter J.W. Recovery and recrystallization of metals. – New York: Wiley, 1963. – 131 p.
41. Doherty R.D., Cahn R.W. Nucleation of new grains in recrystallization of cold-worked metals // Journal of the Less Common Metals. – 1972. – Vol. 28. – No. 2. – P. 279–296.
42. Burke J.E., Turnbull D. Recrystallization and grain growth // Progress in metal physics. – 1952. – Vol. 3. – P. 220–244.
43. Beck P.A. The formation of recrystallization nuclei // Journal of Applied Physics. – 1949. – Vol. 20. – No. 6. – P. 633–634.
44. Burgers W.G. Über das Auftreten einer orientierten Rekristallisation bei Aluminium // Zeitschrift für Physik. – 1930. – Vol. 59. – No. 9–10. – P. 651–655.
45. Cahn R.W. A new theory of recrystallization nuclei // Proc. phys. Soc. Lond. – 1950. – Vol. 63. – P. 323–336.
46. Cottrell A.H. Theory of dislocations // Progress in Metal Physics. – 1953. – Vol. 4. – P. 205–264.
47. Beck P. A., Sperry P.R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum // Journal of Applied Physics. – 1950. – Vol. 21. – No. 2. – P. 150–152.
48. Bailey J.E., Hirsch P.B. The recrystallization process in some polycrystalline metals // Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – The Royal Society, 1962. – Vol. 267. – No. 1328. – P. 11–30.
49. Bellier S.P., Doherty R.D. The structure of deformed aluminium and its recrystallization – investigations with transmission Kossel diffraction // Acta Metallurgica. – 1977. – Vol. 25. – No. 5. – P. 521–538.
50. Li J.C.M. Possibility of subgrain rotation during recrystallization // Journal of Applied Physics. – 1962. – Vol. 33. – No. 10. – P. 2958–2965.
51. Hu H. Recovery and Recrystallization // L. Himmel. Editor, Interscience. – New York, 1963. – P. 311.
52. Fujita H. Direct observation subgrain-growth of cold-worked aluminium by means of electron microscopy // Journal of the Physical Society of Japan. – 1961. – Vol. 16. – No. 3. – P. 397–406.
53. Turnbull D., Fisher J.C. Rate of nucleation in conceded systems // The Journal of chemical physics. – 1949. – Vol. 17 (1). – P. 71–73.
54. Burgers W.G. Schematic representation of nuclear growth in deformed metals // Physica. – 1942. – Vol. 9. – No. 10. – P. 987–995.
55. Sandee I.J. Forms of grain boundaries as may appear on primary recrystallization of deformed metals // Physica. – 1942. – Vol. 9. – No. 7. – P. 741–754.
56. Arkel A.E. van Gleiche Korngröße bei gleicher Verfestigung von verschiedenem Ausgangsgefüge Al // Z. Metallkde. – 1930. – Vol. 22. – P. 217–223.
57. Cahn R.W. Report of a Conference on Strength of Solids // The Physical Society, London, 1948. – P. 136.
58. Anderson W.A., Mehl R.F. Recrystallization of aluminum in terms of the rate of nucleation and the rate of growth // Trans. Aime. – 1945. – Vol. 161. – P. 140–172.

59. Davies P.W., Greenough A.P., Wilshire B. The ledge theory of recrystallization in polycrystalline metals // *Philosophical Magazine*. – 1961. – Vol. 6. – Iss. 66. – P. 795–799. DOI: 10.1080/14786436108238371
60. Ballmann W. Electron microscope observation on the recrystallization of nickel // *J. Inst. Met.* – 1959. – Vol. 87. – P. 439–445.
61. Liu Y.C., Hibbard W.R. Recrystallization textures of a cold-rolled aluminum single crystal // *Trans. A.I.M.E.* – 1955. – Vol. 203. – P. 1249–1251.
62. Liu Y.C. Cube texture in copper // *Trans. A.I.M.E.* – 1957. – Vol. 209. – P. 836–842.
63. Bailey J.E. Electron microscope observations on the annealing processes occurring in cold-worked silver // *Philosophical Magazine* – 1960. – Vol. 5. – Iss. 56. – P. 833–842. DOI: 10.1080/14786436008241221
64. Bailey J.E., Hirsch P.B. The dislocation distribution, flow stress, and stored energy in cold-worked polycrystalline silver // *Philosophical Magazine*. – 1960. – Vol. 5. – No. 53. – P. 485–497.
65. Burgers W.G., Louwse P.C. Recrystallization of single aluminum crystals. III // Connection between deformation phenomena and recrystallization texture for aluminum. *Z. Phys.* – 1931. – Vol. 67. – P. 605–678.
66. Beck P. A., Sperry P. R., Hu H. The orientation dependence of the rate of grain boundary migration // *Journal of Applied Physics*. – 1950. – Vol. 21. – No. 5. – P. 420–425.
67. Drury M.R., Humphreys F.J. The development of microstructure in Al-5% Mg during high temperature deformation // *Acta Metallurgica*. – 1986. – Vol. 34. – No. 11. – P. 2259–2271.
68. McDonald D.T., Humphreys J.F., Bate P.S. Nucleation and texture development during dynamic recrystallization of copper // *Trans Tech Publications*. – 2005. – Vol. 495. – P. 1195–1200.
69. Dehghan H., Abbasi S.M., Momeni A., Taheri A.K. On the constitutive modeling and microstructural evolution of hot compressed A286 iron-base superalloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 564. – P. 13–19.
70. Galiyev A., Kaibyshev R., Gottstein G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60 // *Acta materialia*. – 2001. – Vol. 49. – No. 7. – P. 1199–1207.

References

1. Popova E. [et al.] Effect of extension twins on texture evolution at elevated temperature deformation accompanied by dynamic recrystallization. *Materials & Design*, 2016, vol. 96, pp. 446-457.
2. Quan G.Z., Luo G.-C., Liang J.T., Wu D.S., Mao A., Liu Q. Modelling for the dynamic recrystallization evolution of Ti-6Al-4V alloy in two-phase temperature range and a wide strain rate range. *Computational Materials Science*, 2015, vol. 97, pp. 136-147.
3. Sahoo S.K., Sabat R.K., Sahni S., Suwas S. Texture and microstructure evolution of commercially pure titanium during hot rolling: Role of strain-paths. *Materials & Design*, 2016, vol. 91, pp. 58-71.
4. Su J., Kabir A.S.H., Syed A., Sanjari M., Jung I.H., Yue S. Effect of dynamic recrystallization on microstructure evolution and texture weakening during annealing of high speed rolled AZ31 magnesium alloy sheets. *Magnesium Technology 2016*, 2016, pp. 267-271.
5. Sun Z., Guo S., Yang H. Nucleation and growth mechanism of α -lamellae of Ti alloy TA15 cooling from an $\alpha+\beta$ phase field. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp 2057-2064.
6. Yang H., Gao P.F., Fan X.G., Li H.W., Sun Z.C., Li H., Guo L.G., Zhan M., Liu Y.L. Some advances in plastic forming technologies of titanium alloys, *Procedia Engineering*, 2014, vol. 81, pp. 44-53.
7. Lakhtin Iu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie [Materials Science]*. Moscow: Mashinostroenie, 1980, 493 p.
8. Isupova I.L., Trusov P.V. Matematicheskoe modelirovanie fazovykh prevrashchenii v staliakh pri termomekhanicheskoi nagruzke [Mathematical modeling of phase transformations in steel under thermomechanical loading]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2013, no. 3, pp. 127-157.
9. Trusov P.V., Kondratev N.S. Dvukhurovnevaia model' dlia opisaniia neizotermicheskogo deformirovaniia dvukhfaznykh polikristallov [A two-level model for describing the nonisothermal de-

formation of two-phase polycrystals]. *Vychislitel'naiia mekhanika sploshnykh sred*, 2014, vol. 7, no. 2, pp. 181-199.

10. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Rekrystallizatsiia metallov i splavov [Recrystallization of metals and alloys]. Moskovskii institut stali i splavov, 2005, 432 p.

11. Friedel J. Dislokatsii [Dislocations]. Moscow: Mir, 1967, 643p.

12. Honeycombe R.W.K. The plastic deformation of metals. New York, St. Martin's Press, 1968, 477 p.

13. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier, 2004, 605 p.

14. Li H., Wu C., Yang H. Crystal plasticity modeling of the dynamic recrystallization of two-phase titanium alloys during isothermal processing. *International Journal of Plasticity*, 2013, vol. 51, pp. 271-291.

15. Huang L.J., Geng L., Li A.B., Cui X.P., Li H.Z., Wang G.S. Characteristics of hot compression behavior of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy with an equated microstructure. *Materials Science and Engineering A*, 2009, no. 505, pp. 136-143.

16. Vo P., Jahazi M., Yue S. Recrystallization during thermomechanical processing of IMI834. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, vol. 39, no. 12, pp. 2965-2980.

17. Trusov P.V., Shveykin A.I., Yanz A.Yu. O razlozhenii dvizheniia, nezavisimykh ot vybora sistemy otscheta proizvodnykh i opredeliaiushchikh sootnosheniakh pri bol'shikh gradientakh peremeshchenii: vzgliad s pozitsii mnogourovnevnogo modelirovaniia [Motion decomposition, frame-independent derivatives and constitutive relations at large displacement gradients from the viewpoint of multilevel modeling]. *Physical mesomechanics*, 2016, vol. 19, no. 2, pp. 49-65.

18. Trusov P.V., Shveykin A.I., Nechaeva E.S., Volegov P.S. Multilevel models of inelastic deformation of materials and their application for description of internal structure evolution, *Physical mesomechanics*, 2012, vol. 15, no. 3-4, pp. 155-175.

19. Lakhtin Iu. M. Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov [Metallurgy and heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiiia, 1983. 359 p.

20. Zhang M., Zhang J., McDowell D.L. Microstructure-based crystal plasticity modeling of cyclic deformation of Ti-6Al-4V, *International Journal of Plasticity*, 2007, vol. 23, pp. 1328-1348.

21. Isupova I.L., Trusov P.V. Obzor matematicheskikh modelei dlia opisaniia fazovykh prevrashchenii v staliakh [Review of mathematical models on phase transformations in steels]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2013, no. 3, pp.158-192.

22. Ankem S., Margolin H. The role of elastic interaction stresses on the onset of plastic flow for oriented two ductile phase structures. *Met. Trans. A*, 1980, vol. 11, pp. 963-972.

23. Burgers W.G. Rekrystallisation, verformter Zustand und Erholung. *Becker & Erler*, 1941. 538 p.

24. Trusov P.V., Shveykin A.I. Mnogourovnevye fizicheskie modeli mono i polikristallov. Priamye modeli [Multilevel crystal plasticity models of single- and polycrystals]. Direct. *Physical mesomechanics*, 2011, vol. 116, no. 2, pp. 99-124.

25. Trusov P.V., Shveykin A.I. Mnogourovnevye fizicheskie modeli mono i polikristallov. Statisticheskie modeli [Multilevel crystal plasticity models of single- and polycrystals. Statistical models]. *Physical mesomechanics*, 2011, vol. 16, no 4, pp. 23-33.

26. Smirnov A.S., Konovalov A.V., Mazunin V.P. Modelirovanie reologii splava AMG6 s uchetom ob'emnoi doli dinamicheskoi rekrystallizatsii [The simulation of rheology AMG6 alloy based on volume fraction of dynamic recrystallization]. *Fiziko-khimicheskaiia kinetika v gazovoi dinamike*, 2013, vol.14, no 2, pp. 1-6.

27. Honarmandi P., Aghaie-Khafri M. Hot deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy in β -phase field and low strain rate. *Metallogr. Microstruct. Anal*, 2013, vol 2, pp. 13-20. DOI 10.1007/s13632-012-0052-6.

28. Kolmogorov A.N. K statisticheskoi teorii kristallizatsii metallov [Statistical theory of metal crystallization]. *Izvestiia Akademii nauk SSSR. Matematika*, 1937, vol. 1, no. 3, pp. 355-359.

29. Avrami M. Kinetics of Phase Change. I. General Theory. *Journal of Chemical Physics*, 1939, vol. 7 (12), pp. 1103-1112. DOI:10.1063/1.1750380.

30. Avrami M. Kinetics of Phase Change. II. Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei, *Journal of Chemical Physics*, 1940, vol. 8 (2), pp. 212-224. DOI:10.1063/1.1750631.
31. Avrami M. Kinetics of Phase Change. III. Granulation, Phase Change, and Microstructure. *Journal of Chemical Physics*, 1941, vol. 9 (2), pp. 177-184. DOI:10.1063/1.1750872.
32. Johnson W., Mehl K. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, 1939, vol. 195, pp. 416-458.
33. Popova E., Staraselski Y., Brahme A., Mishra R.K., Inal K. Coupled crystal plasticity – Probabilistic cellular automata approach to model dynamic recrystallization in magnesium alloys. *International Journal of Plasticity*, 2015, no. 66, pp. 85-102.
34. Wu C., Yang H., Li H.-W. Simulated and experimental investigation on discontinuous dynamic recrystallization of a near- α TA15 titanium alloy during isothermal hot compression in β single-phase field. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2014, vol. 24, pp. 1819-1829.
35. Lipnitskii A.G., Nelasov I.V., Golosov E.V., Kolobov Yu.R., Maradudin D.N. A molecular-dynamics simulation of grain boundary diffusion of niobium and experimental investigation of its recrystallization in a niobium-copper system. *Russian Physics Journal*, 2013, vol. 56, no. 3, pp. 330-337.
36. Le K.C., Junker P.A. thermodynamically consistent model of static and dynamic recrystallization. *Arch. Appl. Mech.*, 2014, vol. 84, pp. 1441-1451. DOI 10.1007/s00419-014-0850-1.
37. Chen L., Chen J., Lebensohn R.A., Ji Y.Z., Heo T.W., Bhattacharyya S., Chang K., Mathaudhu S., Liu Z.K., Chen L.-Q. An integrated fast Fourier transform-based phase-field and crystal plasticity approach to model recrystallization of three dimensional polycrystals. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 2015, vol. 285, pp. 829-848.
38. Trusov P.V., Volegov P.S., Kondratev N.S. Fizicheskie teorii plastichnosti [Crystal plasticity]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2013, 244 p.
39. Fatemi-Varzaneh S.M., Zarei-Hanzaki A., Vaghar R. Discontinuous dynamic recrystallization during accumulative back extrusion of a magnesium alloy. *Journal of ultrafine grained and nanostructured materials*, 2013, vol. 46, no. 1, pp. 25-29.
40. Aust K.T., Rutter J.W. Recovery and recrystallization of metals. New York: Wiley, 1963, 131 p.
41. Doherty R.D., Cahn R.W. Nucleation of new grains in recrystallization of cold-worked metals. *Journal of the Less Common Metals*, 1972, vol. 28, no. 2, pp. 279-296.
42. Burke J.E., Turnbull D. Recrystallization and grain growth. *Progress in metal physics*, 1952, vol. 3, pp. 220-244.
43. Beck P.A. The formation of recrystallization nuclei. *Journal of Applied Physics*, 1949. – vol. 20, no. 6, pp. 633-634.
44. Burgers W.G. Über das Auftreten einer orientierten Rekristallisation bei Aluminium. *Zeitschrift für Physik*, 1930, vol. 59, no. 9-10, pp. 651-655.
45. Cahn R.W. A new theory of recrystallization nuclei. *Proceedings of the Physical Society of London*, 1950, vol. 63, pp. 323-336.
46. Cottrell A.H. Theory of dislocations. *Progress in Metal Physics*, 1953, vol. 4, pp. 205-264.
47. Beck P.A., Sperry P.R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum. *Journal of applied physics*, 1950, vol. 21, no. 2, pp. 150-152.
48. Bailey J.E., Hirsch P.B. The recrystallization process in some polycrystalline metals. *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. The Royal Society, 1962, vol. 267, no. 1328, pp. 11-30.
49. Bellier S.P., Doherty R.D. The structure of deformed aluminium and its recrystallization—investigations with transmission Kossel diffraction, *Acta Metallurgica*, 1977, vol. 25, no. 5, pp. 521-538.
50. Li J.C.M. Possibility of subgrain rotation during recrystallization, *Journal of Applied Physics*, 1962, vol. 33, no. 10, pp. 2958-2965.
51. Hu H. Recovery and Recrystallization. Interscience, 1963, p. 311.
52. Fujita H. Direct observation subgrain-growth of cold-worked aluminium by means of electron microscopy, *Journal of the Physical Society of Japan*, 1961, vol. 16, no. 3, pp. 397-406.

53. Turnbull D., Fisher J.C. Rate of nucleation in concurred systems. *The Journal of chemical physics*, 1949, vol. 17 (1), pp. 71-73.
54. Burgers W.G. Schematic representation of nuclear growth in deformed metals, *Physica*, 1942, vol. 9, no. 10, pp. 987-995.
55. Sandee I.J. Forms of grain boundaries as may appear on primary recrystallization of deformed metals. *Physica*, 1942, vol. 9, no. 7, pp. 741-754.
56. Van Arkel A.E. Gleiche Korngröße bei gleicher Verfestigung von verschiedenem Ausgangsgefüge Al. *Z. Metallkde*, 1930, vol. 22, pp. 217-223.
57. Cahn R.W. Report of a Conference on Strength of Solids. *The Physical Society, London*, 1948, pp. 136.
58. Anderson W.A., Mehl R.F. Recrystallization of aluminum in terms of the rate of nucleation and the rate of growth, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1945, vol. 161, pp. 140-172.
59. Davies P.W., Greenough A.P., Wilshire B. The ledge theory of recrystallization in polycrystalline metals. *Philosophical Magazine*, 1961, vol. 6, iss. 66, pp. 795-799. DOI:10.1080/14786436108238371.
60. Ballmann W. Electron microscope observation on the recrystallization of nickel, *J. inst. Met*, 1959, vol. 87, pp. 439-445.
61. Liu Y.C., Hibbard W.R. Recrystallization textures of a cold-rolled aluminum single crystal. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME.*, 1955, vol. 203, pp. 1249-1251.
62. Liu Y.C. Cube texture in copper, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1957, vol. 209, pp. 836-842.
63. Bailey J.E. Electron microscope observations on the annealing processes occurring in cold-worked silver. *Philosophical Magazine*, 1960, vol. 5, iss. 56, pp. 833-842. DOI: 10.1080/14786436008241221.
64. Bailey J.E., Hirsch P.B. The dislocation distribution, flow stress, and stored energy in cold-worked polycrystalline silver. *Philosophical Magazine*, 1960, vol. 5, no. 53, pp. 485-497.
65. Burgers W.G., Louwse P.C. Recrystallization of single aluminum crystals. III Connection between deformation phenomena and recrystallization texture for aluminum. *Z Phys*, 1931, vol. 67, pp. 605-678.
66. Beck P.A., Sperry P.R., Hu H. The orientation dependence of the rate of grain boundary migration. *Journal of Applied Physics*, 1950, vol. 21, no. 5, pp. 420-425.
67. Drury M.R., Humphreys F.J. The development of microstructure in Al-5% Mg during high temperature deformation, *Acta Metallurgica*, 1986, vol. 34, no. 11, pp. 2259-2271.
68. McDonald D.T., Humphreys J.F., Bate P.S. Nucleation and texture development during dynamic recrystallization of copper. *Trans Tech Publications*, 2005, vol. 495, pp. 1195-1200.
69. Dehghan H., Abbasi S.M., Momeni A., Taheri A.K. On the constitutive modeling and microstructural evolution of hot compressed A286 iron-base superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 564, pp. 13-19.
70. Galiyev A., Kaibyshev R., Gottstein G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60. *Acta materialia*, 2001, vol. 49, no. 7, pp. 1199-1207.