

Останина Т.В., Швейкин А.И., Трусов П.В. Измельчение зеренной структуры металлов и сплавов при интенсивном пластическом деформировании: экспериментальные данные и анализ механизмов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2020. № 2. С. 85-111. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.2.08

Ostanina T.V., Shveykin A.I., Trusov P.V. The grain structure refinement of metals and alloys under severe plastic deformation: experimental data and analysis of mechanisms. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2020, no. 2, pp. 85-111. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.2.08



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 2, 2020

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index>



DOI: 10.15593/perm.mech/2020.2.08

УДК 539.3

## ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ

Т.В. Останина, А.И. Швейкин, П.В. Трусов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

### О СТАТЬЕ

Получена: 07 апреля 2020 г.  
Принята: 29 июня 2020 г.  
Опубликована: 30 июня 2020 г.

#### Ключевые слова:

измельчение зеренной структуры, обзор экспериментальных исследований, эволюция структуры материала, механизмы деформирования, фрагментация, многоуровневые модели материалов.

### АННОТАЦИЯ

Перспективы использования мелкозернистых материалов в качестве конструкционных и функциональных материалов с улучшенными физико-механическими свойствами обуславливают важность совершенствования существующих и создания новых технологических способов и режимов обработки таких материалов. При этом предварительный теоретический анализ с использованием математических моделей позволяет существенно снизить затраты на экспериментальные исследования, поэтому необходимой представляется разработка многоуровневых моделей поликристаллических металлов и сплавов, основанных на физических теориях пластичности, включающих описание структуры и механизмов деформирования и измельчения на различных масштабных уровнях. Для создания корректных моделей данного класса необходимы систематизация большого объема экспериментальных данных об измельчении зеренной структуры и тщательный анализ сведений о физических механизмах измельчения.

В статье представлен обзор экспериментальных работ, посвященных описанию и анализу подходов и методов исследования процессов измельчения зеренной структуры при интенсивном пластическом деформировании различных металлических сплавов, в основном при невысоких температурах, заведомо меньших температур, при которых значимым становится процесс рекристаллизации и могут реализовываться твердофазные фазовые переходы. На основе систематизации представленных в обзоре опытных данных сделаны основные выводы о физических механизмах процесса измельчения зерен при холодном деформировании. Во всех рассмотренных работах обращается внимание на процессы локального скопления решеточных дислокаций внутри зерен – образование плоских скоплений, что приводит к искривлению решетки и разделению зерна на ячейки. В результате дальнейшего накопления дислокаций в стенках происходит увеличение разориентировок соседних ячеек. Искривленная решетка является нестабильной (как представляется, плоские скопления могут служить мощным источником таких искривлений) и релаксирует с образованием и движением частичных дисклиниций, что ведет к разворотам смежных областей зерна и образованию новых межзеренных границ (т.е. к фрагментации материала). Кроме того, значительное влияние на процесс фрагментации оказывают дефекты (мезоуровня), располагающиеся в стыках зерен – стыковые дисклинации, планарные скопления дислокаций ориентационного несоответствия на границах зерен и частичные дисклинации в теле зерен.

Кратко охарактеризованы публикации, посвященные исследованию процессов интенсивного пластического деформирования при высоких температурах. Отмечается, что при этих условиях основным механизмом формирования мелкозернистой структуры является рекристаллизация.

Описание приведенных механизмов, как представляется, должно быть включено в многоуровневые конститутивные модели материалов; в случае появления дополнительных экспериментальных данных для конкретного процесса интенсивного пластического деформирования набор учитываемых механизмов измельчения может быть дополнен.

© ПНИПУ

© Останина Татьяна Викторовна – к.ф.-м.н., e-mail: tv-ostanina@yandex.ru, ID: 0000-0001-7541-2980.

Швейкин Алексей Игоревич – к.ф.-м.н., доц., e-mail: shveykin@pstu.ru, ID: 0000-0002-2656-0781.

Трусов Петр Валентинович – д.ф.-м.н., проф., зав. каф., e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru, ID: 0000-0001-8997-5493.

Tatyana V. Ostanina – CSc in Physical and Mathematical Sciences, e-mail: tv-ostanina@yandex.ru, ID: 0000-0001-7541-2980.

Alexey I. Shveykin – CSc in Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, e-mail: shveykin@pstu.ru,

ID: 0000-0002-2656-0781.

Peter V. Trusov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of Department,

e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru, ID: 0000-0001-8997-5493.



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

# THE GRAIN STRUCTURE REFINEMENT OF METALS AND ALLOYS UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION: EXPERIMENTAL DATA AND ANALYSIS OF MECHANISMS

T.V. Ostanina, A.I. Shveykin, P.V. Trusov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

## ARTICLE INFO

Received: 07 April 2020  
Accepted: 29 June 2020  
Published: 30 June 2020

### Keywords:

grain structure refinement, review of experimental research, evolution of material structure, deformation mechanisms, fragmentation, multilevel material models.

## ABSTRACT

Wide opportunities of using fine-grained materials as structural and functional materials with advanced physical and mechanical properties have proved the importance of improving the existing technology and creating new processing methods and treatment conditions for such materials. At the same time, a preliminary theoretical analysis using mathematical models gives an opportunity to significantly reduce the cost of such experimental studies. Thus, it is necessary to develop multilevel models of polycrystalline metals and alloys based on crystal plasticity with the description of structure, deformation mechanisms and refinement at various scale levels. To construct a correct model of such a class, it is necessary to analyze information and arrange a large amount of experimental data about grain structure refinement.

The article presents a review of the experimental studies describing and analyzing the grain structure refinement during severe plastic deformations of various metal alloys. The refinement mainly occurs at low temperatures that are a priori lower than the temperatures at which recrystallization becomes an important factor and the solid-state phase transitions may take place. We have summarized the significant physical mechanisms of the grain refinement during cold deformation based on the arranged experimental data from the review. All the considered articles pay attention to the local accumulation of lattice dislocations inside the grains (in the form of flat clusters), which leads to the lattice curvature and separation of grains into cells. As a result of a further accumulation of dislocations in the walls, there comes an increase in misorientation of the neighboring cells. The curved lattice is unstable (it seems clear that the flat clusters become a source of such curvatures) and relaxes with the formation and movement of the partial disclinations, which leads to the rotation of the adjacent grain regions and creation of new grain boundaries. In addition, the mesoscale defects located at the junctions of the grains (including the boundary intersection disclinations), flat clusters of the dislocations of the orientational mismatch at the grain boundaries and partial dislocations in the grains have a significant effect on the fragmentation.

The articles about the severe plastic deformation at high temperatures are briefly described here. It is noted that recrystallization is the main mechanism of the fine-grained structure formation under these conditions.

We suggest including the description of the discussed mechanisms in the multilevel constitutive material models. When new experimental data appear for a specific process of the severe plastic deformation, the considered refinement mechanisms can be added.

© PNRPU

## Введение

Процессы получения изделий из поликристаллических металлов и сплавов с ультрамелкозернистой структурой в последние десятилетия все шире используются в различных отраслях машиностроения (с описанием различных методов можно ознакомиться, например, в статьях [Колесников, Шинкарев, 2014; Hassan et al., 2017]). Данное обстоятельство связано с существенно улучшенными рабочими характеристиками изделий, приобретаемыми последними при обработке интенсивным пластическим деформированием (ИПД), ведущим к измельчению зеренной структуры материалов [Бенгус и др., 2004; Валиев, Наймарк, 2007; Горынин, 2008; Исламгалиев и др., 2012, 2016; Ситдииков, 2013; Gleiter, 1989; López-Chipres et al., 2010; Suwas et al., 2009; Valiev et al., 2000; и др.]. Наиболее распространенными методами ИПД являются экструзия, прокатка, равноканальное угловое прессование (РКУП), осадка с кручением. В работах [Валиев, Александров, 2000; Носкова, Мулюков, 2003] отмечается, что умень-

шение размеров зерен ниже некоторого порогового значения в процессах ИПД может приводить к кардинальному изменению свойств: микротвердость таких материалов может в 2–6 раз превышать микротвердость крупнозернистых аналогов, предел текучести и предел прочности также существенно возрастают. При повышенных температурах и невысоких скоростях деформирования субмикро- и нанокристаллические металлы и сплавы могут деформироваться в режиме сверхпластичности [Кайбышев, Утяшев, 2002; Мулюков и др., 2014; Шарифуллина и др., 2018; Trusov et al., 2019]. Возможность оптимального сочетания механических свойств в металлах и сплавах с нано- и субмикронной структурой открывает перспективы их применения в качестве новых конструкционных и функциональных материалов [Бенгус и др., 2004; Валиев, Наймарк, 2007; Горынин, 2008; Исламгалиев и др., 2012, 2016].

Фрагментация структуры материала заключается в разбиении исходных зерен поликристаллов на более мелкие разориентированные области (субзерна, фрагменты), разделенные малоугловыми границами [Сара-

фанов, Перевезенцев, 2007]. В работе [Рыбин и др., 2017] отмечается, что термин «фрагментация» был введен в опубликованной в 1974 г. статье [Рыбин и др., 1974], в которой сообщалось об открытии нового физического явления, названного авторами статьи фрагментацией (молибдена) при пластической деформации. В последующие годы было показано, что оно обладает большой общностью: зерна различных поликристаллических металлов, вне зависимости от исходной структуры, в ходе развитой пластической деформации разбиваются на множество микрообластей (фрагментов), разориентировки между которыми нарастают с ростом истинной деформации, достигая значений, характерных для большеугловых границ межзеренного типа [Рыбин и др., 2017].

В англоязычной литературе данное явление обычно обозначается терминами *grain subdivision*, *grain fragmentation*, *grain refinement*; в статье [Seefeldt, Van Houtte, 2000] данные термины используются как синонимы. В работах [Horstemeyer, McDowell, 1998; Rezvanian et al., 2006] предлагается измельчение зеренной структуры (*grain subdivision*) для монокристалла рассматривать на разных масштабах: на мезоуровне – это полосы сдвига, проходящие через все зерно, на микроуровне – формирование ячеек внутри зерна, разделенных дислокационными стенками (рис. 1).

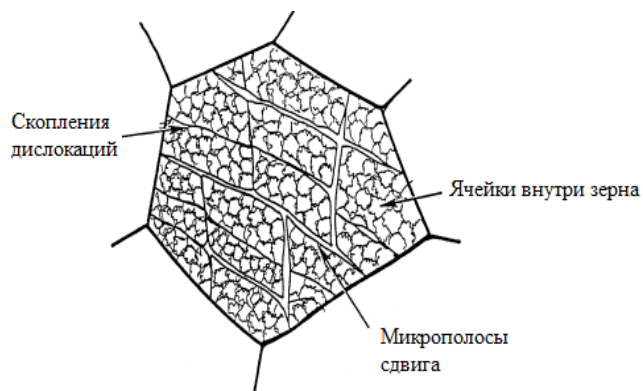


Рис. 1. Области скопления дислокаций, ячейки внутри зерна, микрополосы сдвига [Horstemeyer, McDowell, 1998]

Fig. 1. Accumulations regions of dislocations, cells are inside the grain, microstrips of shear [Horstemeyer, McDowell, 1998]

В предлагаемом обзоре под фрагментацией будет пониматься, в соответствии с упомянутыми работами [Рыбин и др., 1974, 2017; Horstemeyer, McDowell, 1998], процесс разделения зерна на отдельные фрагменты с увеличением разориентировок между ними при пластическом деформировании, реализуемый за счет дислокационно-дислокационных механизмов. Отметим, что в некоторых работах, например в [Смирнов и др., 2013], используется термин «дробление зерен» – для характеристики достаточно интенсивного (близкого к хрупкому) разделения зерен при высокоскоростных процессах механической обработки (резания, дробеструйной обработки, обкатки роликами и др.). Однако для большинств-

ва металлов и сплавов, обладающих вязкими свойствами, измельчение зеренной структуры даже при относительно низких температурах (ниже  $0,1T_M$ ,  $T_M$  здесь и далее – гомологическая температура) реализуется преимущественно фрагментацией. При повышенных температурах обработки зеренная структура металлов и сплавов может изменяться за счет рекристаллизации; работы, описывающие измельчение зерен вследствие рекристаллизации при высоких температурах, кратко будут рассмотрены в заключительной части предлагаемого обзора. За рамками настоящего обзора остались работы, посвященные исследованиям обработки материалов при сверхнизких температурах; интересующийся читатель может ознакомиться с особенностями процессов формирования микроструктуры, физическими механизмами, свойствами поликристаллических различных металлов и сплавов, подвергнутых интенсивным пластическим деформациям при криогенных температурах, в статьях [Васильев и др., 2012; Конькова и др., 2009; Chun et al., 2009; Khaimovich, 2018; Magalhães et al., 2017; Xiao et al., 2009; Xiong et al., 2015; и др.].

Возможности повышения рабочих характеристик изделий из различных металлов и сплавов при измельчении зеренной структуры обсуждаются в многочисленных публикациях (для алюминиевых сплавов – [Маркушев, Мурашкин, 2004; Перевезенцев, 2010; Утяшев, 2013; Markushev et al., 1997; Meyers et al., 2006; Murashkin et al., 2016; Valiev, Langdon, 2006; Xu et al., 2003], титановых сплавов – [Лотков и др., 2014; Рудской, Коджаспиров, 2012; Chen et al., 2014; Fan et al., 2009; Meyers et al., 2006; Semenova et al., 2004; Valiev, Langdon, 2006], магниевых сплавов – [Čížek et al., 2017; Dobatkin et al., 2019; Hong et al., 2017], меди и медных сплавов – [Козлов и др., 2004; Рудской, Коджаспиров, 2012; Rybin et al., 2017], сталей – [Гун, 2015; Рудской, Коджаспиров, 2012; Dong, Shin, 2019; Majta et al., 2017; Song et al., 2019], различных металлов и сплавов – ([Валиев, 2004; Валиев, Александров, 2000; Валиев и др., 1992, 2006; Кайбышев, Утяшев, 2002; Мулюков и др., 2014; Сегал и др., 1981, 1994; Утяшев, 2013; Утяшев, Рааб, 2013; Утяшев и др., 2016; Hassan et al., 2017]).

Перспективность использования мелкозернистых материалов в качестве новых конструкционных и функциональных материалов обуславливает важность совершенствования существующих и создания новых технологических способов и режимов обработки давлением, что требует тщательного экспериментального и теоретического исследования процессов ИПД. При этом математическое моделирование позволяет существенно снизить затраты на экспериментальные исследования, ограничив число опытов, в том числе за счет предварительной теоретической проработки программ экспериментов. Строго говоря, поскольку изменения структуры материала и определяемых ее состоянием эффективных физико-механических свойств отличаются при разных воздействиях, для каждого условия дол-

жен быть поставлен отдельный эксперимент, поэтому в принципе нельзя гарантировать создание рациональных режимов технологических процессов с использованием сугубо экспериментального подхода с практически реализуемым числом опытов (при интуитивном эмпирическом поиске может понадобиться рассмотреть бесконечное число вариантов).

Для проведения корректного моделирования необходима конститутивная модель материала, базирующаяся на положениях и соотношениях современных нелинейных физики (ФТТ) и механики деформируемого твердого тела (МДТТ), при соответствующей модификации позволяющая учитывать наиболее важные физические механизмы деформирования и изменение структуры на различных масштабных уровнях. В связи с этим перспективной представляется разработка многоуровневых моделей поликристаллических металлов и сплавов [Трусов, Швейкин, 2019; McDowell, 2010; Roters, 2011; Roters et al., 2010 a, b; и др.], основанных на введении внутренних переменных и физических теориях пластичности, включающих описание физических механизмов измельчения на различных масштабных уровнях. Для создания корректных моделей данного класса необходима систематизация большого объема экспериментальных данных об измельчении зеренной структуры и тщательный анализ сведений о механизмах измельчения. Рассмотрению части из указанных вопросов посвящена настоящая статья; их решение позволит создать необходимую базу данных (включая описание действующих механизмов) для идентификации и верификации разрабатываемых авторами многоуровневых моделей материалов.

В первом разделе представленного обзора описываются методы и результаты экспериментальных исследований различных способов получения материалов с мелкозернистой структурой и физико-механических свойств таких материалов. Во втором разделе приведено описание и анализ важнейших физических механизмов измельчения зерен и носителей таких механизмов при холодной деформации. Кратко рассматривается вопрос о получении материалов с мелкозернистой структурой при сопровождающем ИПД активном процессе рекристаллизации (при повышенных температурах).

## 1. Методы и результаты экспериментальных исследований получения материалов с мелкозернистой структурой

Процессам получения наноструктурированных и ультрамелкозернистых материалов с помощью ИПД посвящен целый ряд обзорных работ, в значительной части которых обсуждаются модификации оригинальной технологии равноканального углового прессования (РКУП), предложенной В.М. Сегалом [Сегал и др., 1981, 1994]. В ряде работ отмечается, что процессы ИПД могут приводить к получению как ультрамелкозернистых, так и наноструктурированных материалов

[Валиев, Александров, 2000; Валиев, Наймарк, 2007; Валиев и др., 1992, 2006; Дитенберг, 2016; Корзников и др., 2006]. Создание наноструктурированных металлов и сплавов может быть осуществлено методами ИПД, позволяющими достичь очень больших пластических деформаций при относительно низких температурах в условиях высоких приложенных давлений (РКУП, интенсивное кручение под высоким давлением) [Валиев, Наймарк, 2007]. В данных технологических процессах можно многократно деформировать заготовку простым сдвигом без изменения первоначальных размеров и формы, что позволяет достичь мелкодисперсного состояния материала и достаточно высокого уровня прочностных и пластических свойств.

В статьях [Колесников, Шинкарев, 2014; Рудской, Коджаспиров, 2012; Рудской и др., 2011; Estrin, Vinogradov, 2013; Estrin et al., 2011; Wang et al., 2012; и др.] приведен подробный обзор способов ИПД, позволяющих получить мелкозернистую структуру в металлических материалах. На рис. 2 представлены схемы основных методов ИПД; из других широко используемых в промышленности способов следует отметить многостороннюю ковку.

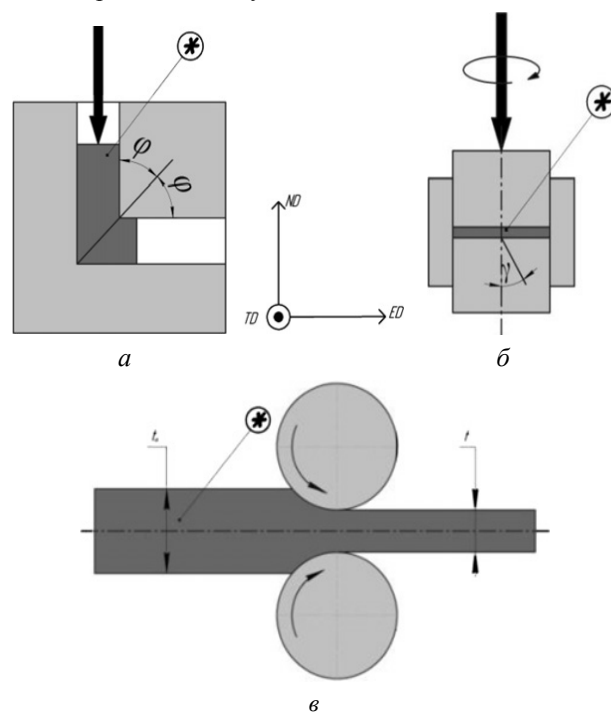


Рис. 2. Основные методы ИПД: а – равноканальное угловое прессование (угол  $\phi$  может быть больше  $45^\circ$ ); б – кручение под давлением; в – прокатка [Estrin, Vinogradov, 2013]

Fig. 2. Main methods of SPD: a – an equal channel angular pressing (angle  $\phi$  may be more than  $45^\circ$ ); б – torsion under pressure; в – rolling [Estrin, Vinogradov, 2013]

В работах [Колесников, Шинкарев, 2014; Рудской, Коджаспиров, 2012; Рудской и др., 2011; и др.] подчеркивается, что с точки зрения получения мелкозернистой структуры наибольший интерес представляют такие методы, как кручение под гидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, знакопеременный

изгиб, которые позволяют деформировать заготовку без изменения площади и формы ее сечения и достигать необходимых высоких степеней деформации и измельчения зерен. Следует отметить, что к настоящему времени предложены и альтернативные способы методов получения ультрамелкозернистых материалов, например, в [Fecht, Ivanisenko, 2007] описывается механическое истирание (с последующим спеканием порошков) и легирование; изготовление порошков, по мнению авторов цитируемой статьи, позволяет формировать нужный размер субзерен, легирование – стабилизирует мелкозернистую структуру.

В работе [Pirpan et al., 2010] на основании известных экспериментальных данных об измельчении зерен при ИПД делаются следующие выводы:

1. ИПД приводит к измельчению исходной крупнозернистой структуры до субмикронных и нанокристаллических размеров. При больших деформациях наблюдается «насыщенность» в измельчении: средний размер зерна, доли малоугловых и большеугловых границ зерен практически не изменяются после достижения определенной критической деформации. Так, например, в работе [Корзников и др., 2006] приводятся данные экспериментальных исследований получения наноструктурных металлических материалов с помощью деформации кручением под давлением; выявлена тенденция уменьшения предельного минимального размера зерна при увеличении нормированной на модуль сдвига твердости материала и при повышении температуры плавления (т.е. при повышении энергии, необходимой для разрушения межатомных связей).

2. Наиболее существенными факторами, влияющими на измельчение, являются температура, наличие примесей и дефектная структура сплавов.

3. Зависимость среднего размера зерна от скорости деформации более отчетливо выражена при средних температурах, чем при низких температурах.

В работах [Estrin, Vinogradov, 2013; Wilde, 2014] приведены данные о свойствах ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов, описаны способы их получения и стабилизации. Авторы подчеркивают, что комплексную теорию для описания процессов измельчения зерен еще предстоит разработать, поскольку различные модификации традиционных методов ИПД могут приводить к необычным эффектам. Отмечается также, что выявление взаимосвязи между структурой ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов и способами их получения является наиболее актуальной задачей в данной области.

Остановимся на некоторых наиболее интересных, по мнению авторов, работах по исследованию формирования мелкозернистой структуры в поликристаллических материалах некоторых классов: алюминиевых, титановых и других сплавах, сталях.

В статье [Richert et al., 2003] анализируется эволюция структуры образцов из сплава AlMg5 в процессе циклического прессования при комнатной температуре.

На начальной стадии деформирования в образце наблюдалось однородное распределение дислокаций, затем – формирование дислокационных стенок, образование полос скольжения. Пересечение полос скольжения приводит к фрагментации структуры (средний размер зерна порядка 200 нм). Авторы подчеркивают, что полученная зеренная структура была равноосной с низкой плотностью дислокаций. Предлагается следующее объяснение: часть дислокаций, образованных при экструзии, аннигилируют с дислокациями противоположного знака при сжатии; оставшиеся дислокации образуют скопления и формируют новые границы зерен в разных направлениях.

В статье [Tsuji et al., 2003] описывается влияние ИПД на микроструктурные изменения в ультрамелкозернистом алюминии Al 1100 (99,0–99,5 % Al) при комнатной температуре. Отмечаются улучшенные свойства таких материалов: высокая прочность, твердость, усталостная прочность, склонность к сверхпластичности. Исследовалось влияние скорости деформации на изменение микроструктуры мелкозернистых материалов; в ряде экспериментов авторы установили, что размер зерна возрастает с увеличением скорости деформации, что обусловлено существенным возрастанием интенсивности выделения тепла и, как следствие, повышением температуры. Повышение температуры способствует ускорению миграции границ зерен, что ведет к росту зерен. При увеличении интенсивности охлаждения увеличение скорости деформации ведет к большему измельчению зерна, чем при умеренных скоростях деформации. Последний факт является особенностью мелкозернистых материалов и связан, по-видимому, с тем, что увеличение напряжений при повышенных скоростях деформаций ведет к развороту более крупных фрагментов зерен и, следовательно, более интенсивному измельчению.

Статья [Sun et al., 2004] посвящена описанию результатов экспериментального исследования процесса формирования большеугловых границ в практически чистом (99,5 %) алюминии Al 1050 при РКУП, полученным методом просвечивающей электронной микроскопии. Было показано, что новые границы образуются в результате фрагментации зерна. Образование большеугловых границ во время ИПД наблюдалось при различных схемах деформирования: прокатке, кручении, сжатии. Экспериментально наблюдаемые механизмы измельчения зерен связаны с образованием дислокационных стенок и с ростом разориентаций соседних областей. Авторы описывают следующий механизм измельчения: различные области зерна деформируются по разным системам скольжения, что ведет к разориентации данных областей и образованию новых границ. Границы с углом разориентации меньше 15 град аттестовались как малоугловые, больше 15 град – большеугловые. Было установлено, что начальная ориентация зерна оказывает сильное влияние на процесс измельчения.

В работе [López-Chipres et al., 2010] представлено описание методики и результатов исследования влияния условий трения на напряженно-деформированное состояние (НДС) в некоторых процессах ИПД (РКУ, многоосная ковка, так называемое дуальное РКУ–прессование (ДРКУ) – экструзия в Т-образный канал) образцов из алюминиевого сплава Al6060. Результаты, полученные авторами, показывают, что во всех изучаемых процессах трение играет важную роль. Процесс ДРКУ, по мнению авторов, является наиболее эффективным способом получения мелкозернистых материалов при комнатной температуре.

Одним из наиболее распространенных методов обработки металлов давлением, имеющих давнюю историю, является прокатка, позволяющая существенно изменять микроструктуру (в том числе зеренную структуру). В работе [Hughes, Hansen, 1995] приведены результаты исследования микроструктуры чистого никеля (99,99 %) при холодной прокатке с обжатием 98 %. Обработка ведет к измельчению исходных зерен (со средним размером 80 мкм) до структуры со средним размером кристаллитов 1,6 мкм. Отмечается существенный рост (по сравнению с исходной заготовкой) доли большеугловых границ. Статья [Liu, Hansen, 1998] посвящена экспериментальному исследованию монокристалла технически чистого алюминия (99,98 %) при холодной прокатке. Для изучения микроструктуры использовалась сканирующая электронная микроскопия. В деформированном до 50 % образце наблюдалось четкое разбиение на равноосные субзерна с плотными дислокационными границами. Авторы исследовали корреляцию между фрагментацией и разрушением образца на макроуровне. Макроразрушение образца, по мнению авторов, связано с фрагментацией зерен на микроуровне, на некоторой стадии деформирования, сопровождающейся формированием полос макросдвига.

В работе [Huang, Prangnell, 2008] приведено описание методики и анализ результатов экспериментального исследования процесса измельчения структуры при многопроходном РКУП без кантовки (по маршруту А) образцов из сплава Al–0,13%Mg. Отмечается, что на первом проходе в дополнение к ячеистым полосам и полосам сдвига образуются регулярные деформационные полосы. При втором и последующих проходах имеет место увеличение разориентаций ячеек и блоков ячеек в пределах деформационных полос, однако образование новых деформационных полос не наблюдается.

В статье [Wronski, Vacroix, 2014] приведено описание методики и результатов экспериментальных исследований влияния величины параметра асимметрии холодной листовой прокатки образцов из алюминиево-магниевого сплава 6061 на микроструктуру и механические свойства (микротвердость, вязкость, кривую напряжение – деформация при одноосном растяжении). Параметр (степень) асимметрии оценивается как отношение угловых скоростей валков. Показано, что асим-

метричная прокатка позволяет существенно уменьшить средний размер зерна, повысить микротвердость и напряжение течения, уменьшить анизотропию материала. Результаты аналогичных исследований для образцов из титана приведены в статье [Wronski et al., 2015].

Результаты экспериментальных (в основном) и теоретических исследований эволюции субструктуры и формирования текстуры при умеренно больших деформациях (обжатие до 67 %) в образцах из алюминиевого сплава AA1100, подвергаемых стесненной осадке при комнатной температуре, представлены в работе [Ma et al., 2013]. Образцы, полученные из листового материала, были предварительно отожжены. Особое внимание уделено зависимости разориентации субзерен от ориентации зерен относительно осей обработки. Для теоретического исследования использована самосогласованная вязкопластическая модель [Трусов, Швейкин, 2019; McDowell, 2010; Roters et al., 2010a], отмечается удовлетворительное качественное соответствие результатов.

В работе [Шарифуллина и др., 2018], посвященной обзору методов и результатов экспериментальных исследований структурной сверхпластичности, приводятся и некоторые данные о способах ИПД для подготовки ультрамелкозернистой структуры в алюминиевых сплавах, необходимой для реализации деформирования в сверхпластическом (СП) режиме. В обзоре упоминаются работы [Мазилкин и др., 2004; Перевезенцев, 2010; Berbon et al., 1996; Furukawa et al., 1998; Islamgaliev et al., 2006; Markushev, 2009; Markushev, Murashkin, 1999; Markushev et al., 1997; Mazilkin, Myshlyaev, 2006; Mazilkin et al., 2004; Nemoto et al., 1999; Valiev et al., 1997, 2001], содержащие подробную информацию о подготовке алюминиевых сплавов 1420, 1421. Как правило, последняя осуществляется с помощью равноканального углового прессования или экструзии (РКУП или РКУЭ), кручения под высоким давлением при повышенных температурах. В этом случае мелкозернистая структура, требуемая для реализации деформирования в сверхпластическом режиме, образуется главным образом за счет процессов динамической рекристаллизации.

Другим вариантом измельчения зерен является холодное деформирование; так, в работах [Berbon et al., 1999; Furukawa, 2001; Pereira et al., 2015] представлены результаты исследований по деформированию образцов, подготовленных с помощью ИПД при комнатной температуре, демонстрирующие достаточно высокие показатели сверхпластического деформирования (СПД). В работе [Akamatsu, 2001] делается акцент на анализе влияния дополнительной (после нескольких проходов РКУП) холодной прокатки для подготовки образцов к СПД; отмечается, что полученная структура содержит удлиненные в направлении прокатки зерна с большим количеством решеточных дислокаций в них, однако деформация осуществляется однородно в пределах измерительной базы образца, и сверхпластические свойства не теряются. Отмечается актуальность исследова-

ния получения ультрамелкозернистой структуры в алюминиевых сплавах с помощью ИПД при комнатных температурах.

Результаты экспериментального исследования влияния количества магния в сплаве Al–Mg на эволюцию микроструктуры приведены в статье [Liu et al., 2010]. Образцы сплава с содержанием Mg от 0,5 до 4,1 % (по массе) подвергались ИПД (кручение со сжатием давлением 6 ГПа при комнатной температуре). С увеличением содержания магния наблюдалось монотонное уменьшение среднего размера субзерен (со 120 до 55 нм) и более равномерное распределение субзерен по размерам. Плотность дислокаций с ростом содержания магния вначале нарастает (от  $1,7 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в Al–0,5Mg до  $2,3 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$  в Al–2,5Mg), а затем снижается (например, в Al–4,1Mg – до  $1,0 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ ). Отмечается вклад в измельчение до ультрамелкозернистой структуры высокой плотности дефектов упаковки и микродвойников. Авторы отмечают, что в процессе ИПД при высоких степенях деформации в образце возникают области локального разогрева вплоть до температуры рекристаллизации.

Результаты исследования изменения микроструктуры при различных режимах деформирования в процессе формовки листовых изделий обкаткой роликами представлены в [Zhan et al., 2016]. Эксперименты проведены на образцах из алюминиевого сплава 3A21, заготовка – круглый в плане лист диаметром 290 мм и толщиной 6 мм, получаемая деталь – усеченный конус. Показано, что в процессе обработки возникают полосы деформации, включающие параллельные или пересекающиеся геометрически необходимые границы, состоящие, в свою очередь, из стенок дислокаций и микрополос. В результате возникает слоистая мелкозернистая структура с растущими с увеличением степени обжатия ориентациями зерен и микротвердостью.

В работе [Jager et al., 2014] приведены данные исследования процесса обработки крупнозернистого сплава Mg–0,3 ат.% Al путем экструзии при температуре 433 К (0,46  $T_M$ ). Для магниевых сплавов характерны низкая плотность и высокая прочность, но широкое применение таких сплавов ограничено по следующим причинам. Магний имеет гексагональную структуру, системами легкого скольжения являются только базовые и часть призматических. Недостаточное число активных систем скольжения приводит к трещинообразованию при деформировании при комнатной и повышенных температурах. В то же время применение мелкозернистых магниевых сплавов является весьма перспективным, поэтому в работе детально изучается процесс формирования мелкозернистой структуры. С помощью электронной микроскопии исследуются физические механизмы деформации при экструзии. В материале выделяются три области. В первой области (области сжатия заготовки в экструзионном контейнере) основным механизмом деформации является двойникование. Во второй области (конической зоне экструзион-

ного контейнера) преобладают процессы деформирования и измельчения зерен за счет дислокационных механизмов, при этом основной вклад в формирование новых границ зерен вносят геометрически необходимые дислокации. В третьей области (калибрующей цилиндрической части) формируется мелкозернистая равноосная структура с большеугловыми границами.

В работах [Батурин и др., 2008; Лотков и др., 2007, 2014] анализируются закономерности и возможные механизмы измельчения зерен в сплавах на основе Ti–Ni при РКУП. Были сделаны следующие выводы: измельчение зеренной структуры в сплавах на основе никелида титана TiNi определяется температурой, механизмами деформации и дефектами, формирующимися в процессе РКУП. В том случае, когда создаются условия для двойникования, удастся получить определенную долю объема с измельченными зернами наномасштабных размеров. Оптимальная температура получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры составляет 723–673 К. Как в крупнозернистом, так и в УМЗ (полученных РКУП) образцах из сплава Ti–47,3Ni–2,7Fe в изотермических циклах нагружение – разгрузка при 295 К наблюдается эффект сверхэластичности. Авторами работы [Третьяк, Тюменцев, 2000] проведено исследование эволюции дефектной структуры в сплаве на основе никеля в процессе кручения в условиях высокого квазигидростатического давления, выявлены механизмы и масштабные уровни. Результаты экспериментального исследования макрофрагментации за счет сдвигов в монокристаллах сплава Ni<sub>3</sub>Fe приведены в работе [Теплякова и др., 2000].

В статье [Шаркеев и др., 2006] представлены результаты исследования закономерностей формирования микроструктуры в сплавах титана VT1-00 и VT1-0, подвергнутых ИПД методами равноканального углового и одноосного прессования в пресс-форме при различных деформационно-температурных режимах. Авторы установили, что применение пресс-формы позволяет создать стесненные условия и повысить эффективность прессования. Показано, что прессование указанными методами приводит к формированию субмикроструктур со средним размером зерна не более 0,3 мкм. Для достижения наноструктурного состояния (с размером зерна менее 100 нм) была применена дополнительная ИПД прокаткой в гладких или калиброванных валках.

В статье [Toth, Gu, 2014] рассматриваются процессы ИПД образцов из титановых и магниевых сплавов при низких температурах. Описываются свойства получаемых ультрамелкозернистых материалов, приводятся результаты анализа действующих механизмов деформации. Отмечается, что высокая прочность таких материалов позволяет изготавливать более легкие конструкции. Другое преимущество – повышение усталостной прочности из-за большой плотности границ зерен, которые препятствуют распространению трещин. Авторы приводят экспериментальные данные о характеристиках микроструктуры ультрамелкозернистых материалов.

Экспериментальные данные об измельчении в процессах ИПД зеренной структуры образцов ниобия приведены в работе [Sandim, Raabe, 2005], магниевых сплавов – в [Čížek et al., 2017; Hong et al., 2017]. В работе [Dobatkin et al., 2019] приведены экспериментальные данные о микроструктуре, текстуре и механических свойствах заготовок сплава Mg–Al–Zn–Mn, деформируемых методом винтовой прокатки. При температуре деформирования в интервале 420–140 °С и истинной деформации до 2,63 наблюдалось формирование однородной микроструктуры с размером зерна до 1,5–3,5 мкм.

В статье [Li et al., 2004] представлены результаты исследования измельчения зерен при холодной прокатке образцов из низкоуглеродистой стали (химический состав: 0,0031% С, 0,0018% N, <0,01% Si, 0,01% P, 0,005% S, 0,049% Ti, 0,15% Mn, 0,054% Al, <0,0001% В) с обжатиями 30 % и 50 %. Для изучения структуры использовался сканирующий электронный микроскоп. Полученные экспериментальные результаты наглядно демонстрируют измельчение многих зерен после деформации.

Обзор основных методов ИПД образцов из некоторых сортов стали, ведущих к измельчению зеренной структуры образцов, приведен в [Suwas et al., 2009]. Наибольшее внимание уделено рассмотрению процессов РКУП и так называемого процесса накапливаемой деформации в полосах, соединяемых вальцовкой (листовая прокатка с обжатием на 50 % – разрезка полосы – наложение полос друг на друга – второй проход через валки и т.д.). Приведены результаты экспериментальных исследований микроструктуры (размеры и конфигурация зерен, текстура) и механических характеристик образцов из нескольких сортов стали, обработанных с использованием двух указанных процессов ИПД.

В статье [Li, 2009] приведены результаты исследования процесса ИПД образцов из материалов с решеткой ОЦК и ГЦК (стали) методом РКУП, описаны оптимальные схемы обработки для получения мелкозернистой структуры. Исследуется взаимосвязь между изменением траектории деформирования и процессом измельчения зерен. Делается вывод о необходимости анализа деформации на разных уровнях для определения наиболее эффективной схемы нагружения.

В работе [Корчунов и др., 2013] анализируются результаты серии экспериментов по изучению эффективности процесса получения ультрамелкозернистой структуры в стальной проволоке методом деформационного наноструктурирования по схеме «волочение – кручение». В результате металлографического анализа микроструктуры проволоки после применения этого метода выявлено изменение основных структурных составляющих (дробление, т.е. измельчение за счет хрупкого разрушения цементитных пластин, уменьшение межпластиночного расстояния в перлите), что свидетельствует о развитии процессов измельчения структурных составляющих стали с увеличением степени деформации кручением и формировании ультрамелкозернистой структуры.

Ряд статей посвящен изучению механического поведения мелкозернистых материалов. В работах [Козлов и др., 2004, 2007] приводятся экспериментальные данные о механических свойствах поликристаллов мелкозернистой меди и медно-алюминиевого сплава. Исследуются процессы деформационного упрочнения (разупрочнения) для мелкозернистых поликристаллов. Авторы работы отмечают, что для таких материалов классическое соотношение Холла – Петча (с постоянными характеристиками) перестает выполняться: параметры данного соотношения меняются в зависимости от размера зерна. В работах [Козлов и др., 2009, 2011] выделены три типа критических размеров зерна, которые авторы связывают с формируемыми в зернах дислокационными структурами; при этом закон Холла – Петча предлагается модифицировать, заменив в нем размер зерна на характерные размеры дислокационных субструктур. Первый критический размер определяет возможность применения соотношения Холла – Петча (этот размер близок к 10 нм). Второй критический размер допускает образование бездислокационных нанозерен, его величина близка к 100 нм. Третий критический размер зерна обусловлен тем, что основной вклад в плотность дислокаций дают не статистически накопленные, а геометрически необходимые дислокации, величина этого размера близка к 5–10 мкм. Достижение каждого критического размера зерен изменяет механизмы деформации и упрочнения поликристаллов и формирует соответствующие различия между микро- и мезоуровнем.

В статьях [Estrin, Vinogradov, 2013; Valiev, Langdon, 2006; Valiev et al., 2000; Wilde, 2014] систематизируются экспериментальные данные о свойствах ультрамелкозернистых и наноструктурированных материалов, обсуждается текущее состояние проблемы теоретического описания процессов получения мелкозернистой структуры. Авторы подчеркивают, что комплексную теорию данного процесса еще предстоит разработать, поскольку различные модификации традиционных методов ИПД могут приводить к эффектам, которые не удастся предсказать в рамках классических теорий пластичности.

Результаты экспериментального исследования и определения оптимального (с точки зрения измельчения зерна) режима РКУП образцов из отожженной меди представлены в работе [Wang et al., 2019]. В основу положено требование сохранения в каждом проходе равенства угла между плоскостью сдвига и плоскостью удлинения зерна углу между смежными плоскостями скольжения ГЦК-решетки  $\{1\ 1\ 1\}$ . Угол излома канала выбран равным 120°. Определены углы поворота заготовки между 8 последовательными подходами. В результате получен поликристалл со средним размером зерна 55,5 нм, высоким пределом прочности и большим удлинением до разрушения.

В работе [Haftlang et al., 2020] приведены результаты экспериментального исследования измельчения зерен приповерхностного слоя образцов из биосовмести-



мого титанового сплава (Ti–27,96 Nb–11,97 Ta–5,02 Zr–0,05 O–0,01 C–0,014 N) при поверхностной обработке трением скольжения. При начальном среднем размере зерна 35 мкм после обработки в приповерхностном слое удалось достичь размера зерна менее 1 мкм (вблизи поверхности – до 199 нм). Указанная обработка ведет к значительному повышению прочности и снижению износа поверхностного слоя.

Таким образом, значительный объем и возрастающая интенсивность экспериментальных исследований свидетельствуют о востребованности и актуальности изучения процессов измельчения зеренной структуры в сталях, титановых, алюминиевых и прочих сплавах при ИПД; при этом теоретический аппарат описания указанных процессов развит недостаточно, в связи с чем представляется необходимым разработка физически обоснованных подмоделей для описания процессов измельчения зерен и включение их в структуру многоуровневых моделей для исследования ИПД металлов и сплавов. Рассмотренные экспериментальные данные содержат информацию о распределении зерен по размерам, о механическом поведении мелкозернистых материалов, о кривых пластического течения, что позволяет разработать процедуры идентификации и верификации создаваемых моделей неупругого деформирования металлов и сплавов, учитывающих процессы измельчения зеренной структуры. В данном разделе приведены преимущественно работы, в которых рассматриваются процессы, реализуемые при невысоких температурах, заведомо меньших температур, при которых могут реализовываться твердотельные фазовые переходы. Широко распространенные процессы ИПД при высоких температурах, сопровождаемые рекристаллизацией, обсуждаются отдельно в конце раздела 2.

## 2. Физические механизмы измельчения зерен

С целью исследования физических основ фрагментации во многих работах предпринимаются попытки выявить лидирующие физические механизмы измельчения зеренной структуры и носителей этих механизмов. С этой позиции существующие подходы к описанию фрагментации можно условно разделить на три класса, рассматривающие в качестве основных механизмов фрагментации: двойникование [Дьяконов, 2013; Рыбин, 1986; Рыбин и др., 1990; Chen et al., 2014; Dong, Shin, 2019; Majta et al., 2017], эволюцию дислокационной структуры [Громов и др., 2001; Козлов и др., 2004, 2007, 2009, 2011; Fan et al., 2009], эволюцию дислокационно-дисклинационной структуры [Дитенберг, 2016; Дитенберг и др., 2011, 2012; Орлова и др., 2005; Панин, Егорушкин, 2008; Рыбин, 1986; Рыбин и др., 2017; Сарафанов, Перевезенцев, 2007, 2010 а,б, 2011, 2013; Тюменцев, Дитенберг, 2011, 2014; Тюменцев и др., 2013]. В качестве разновидности дислокационного сценария фрагментации в [Seefeldt et al., 2007] предлагается отдельно: 1) формирование фрагментов за счет «стесненно-

сти» движения дислокаций соседними кристаллитами (зернами, субзернами) или поверхностями инструмента (зажимов экспериментальной установки) – «механическая», «навязанная» фрагментация; 2) образование разориентированных областей внутри кристаллитов за счет самоорганизованного движения массивов дислокаций («физическая» или «внутренне присущая» фрагментация). При этом отмечается, что оба типа фрагментации обычно реализуются одновременно. На основе анализа результатов проведенных экспериментов по исследованию эволюционирующей микроструктуры в образцах из четырех сплавов (Al–Mg, Al–Cu, Cu–Al, Cu–Mn, первым указан основной элемент), подвергнутых холодной прокатке (обжатие 42 %), отмечается, что на фрагментацию по второму сценарию существенное влияние оказывают энергия дефекта упаковки и энергия активации двойного поперечного скольжения.

В настоящей статье предпринята попытка структурирования и изложения информации в компактной форме (с целью упрощения дальнейшего применения соответствующих положений ФТТ при построении многоуровневых моделей поликристаллических металлов и сплавов [Трусов, Швейкин, 2019; Ghoniem et al., 2003; McDowell, 2010; Roters et al., 2010a, b; Shveykin, Trusov, 2019; Trusov, Shveykin, 2013a, b; Trusov et al., 2012, 2017]).

В работах [Рыбин, 1986; Рыбин и др., 1990] на основании результатов экспериментов (преимущественно на одноосное растяжение) констатируется, что процесс фрагментации ГЦК-металлов происходит на фоне стабилизировавшейся ячеистой структуры. Для металлов с ГПУ-решеткой одной из активно действующих мод деформации является механическое двойникование. При малых степенях деформации двойники имеют линзообразную форму с заостренными концами, а длина двойника соизмерима с длиной зерна. С ростом деформации появляются новые двойники, причем старые прорастают через все зерно и могут расширяться и пересекаться друг с другом. При этом в больших количествах формируются дислокационные границы.

В ОЦК- и ГЦК-металлах существует две стадии фрагментации. В результате реализации первой стадии материал представляет собой фрагментированную структуру, однородную по размерам и форме; на второй стадии фрагментации проявляются особые дефекты – протяженные на десятки микрометров ориентированные вдоль оси растяжения совершенные ножевые границы. В местах пересечения границами фрагменты изменяют свои ориентации и смещаются друг относительно друга; отсюда следует заключение, что вдоль ножевых границ, наряду с пластическими ротациями сопрягающихся частей кристалла, имеют место пластические сдвиги. Носителями ротационных мод пластичности являются частичные дисклинации. Перемещаясь по кристаллу, частичная дисклинация порождает дислокационную границу с вектором разориентировки, равным, но противоположным по знаку вектору Франка

дисклинации. Частичные дисклинации ограничивают фронт ротационной пластичности и, перемещаясь по кристаллу, осуществляют в нем локальные пластические повороты. Развороты на границах фрагментов регистрируются с помощью дифракционных методов просвечивающей электронной микроскопии.

Для всех типов материалов характерно следующее: наличие большеугловых границ зерен стимулирует начало фрагментации, они являются источниками частичных дисклинаций, которые, постепенно перемещаясь по кристаллу, фрагментируют зерно; в ходе пластической деформации зона расширяется, и структура распространяется на весь объем зерна.

В статье [Дьяконов и др., 2013] представлены результаты исследования микроструктуры образцов из технически чистого титана, подвергнутых в ходе прокатки с обжатием до 93 % при 77 и 293 К. Показано, что деформация (движением дислокаций по системам скольжения) при указанных значениях температур сопровождается двойникованием. При температуре 77 К двойникование становится более интенсивным. Прокатка с обжатием на 93 % привела к образованию микроструктуры с размером зерен около 80 нм при 77 К и около 200 нм при 293 К. Эволюцию микроструктуры авторы статьи связывают с развитием процесса двойникования и последующим формированием высокоугловых границ деформационного происхождения. При криогенной прокатке двойникование было более активно, что проявляется в увеличении доли двойниковых границ. Авторами выявлена стадийность прироста доли высокоугловых границ. На первой стадии наблюдается интенсивный прирост доли указанных границ, связанный с развитием механического двойникования. На второй стадии двойниковые границы трансформируются в произвольные высокоугловые, при этом формируются субграницы. Прирост высокоугловых границ на третьей стадии обусловлен формированием границ деформационного происхождения.

В работе [Chen et al., 2014] представлены результаты ИПД образцов из чистого титана при комнатной температуре; отмечается важная роль двойникования как основного деформационного механизма, способствующего измельчению исходных крупных зерен материала.

Авторы работы [Dong, Shin, 2019] исследовали эволюцию микроструктуры при холодной прокатке двухфазных стальных образцов, в процессе которой наблюдалось изменение плотности дислокаций в зернах, а также изменение соотношения между долями ферритной и аустенитной фаз. Авторами предложена модель измельчения зерна, основанная на описании кинетики фазового превращения в ходе деформации.

В работе [Majta et al., 2017] представлены результаты экспериментального и численного исследования холодного ИПД образцов из легированных двухфазных сталей. Исходный размер зерен образцов составлял около 15 мкм, стальные проволоки подвергались многопроходному волочению, пока диаметр проволоки

с 4 мм не был уменьшен до 1,96 мм. Авторы отмечают, что взаимодействие между мелкодисперсными частицами второй фазы и дислокационной структуры может приводить к измельчению зерен: частицы включений «сдерживают» деформацию зерен, в результате чего зерна основной фазы не деформируются, а дробятся (разрушаются по хрупкому механизму). По мнению авторов, легирование является мощным фактором, позволяющим управлять структурой материала в процессах ИПД.

Авторы работы [Елсукова, Панин, 2009] приводят результаты исследования поведения образцов из поликристаллических легированных свинцовых сплавов с различным состоянием объемов и границ зерен при растяжении в широкой области температур. Представлены результаты исследования масштабных уровней поворотных мод деформации. Авторами установлено, что горофильные добавки легирующих элементов, понижающие свободную энергию границ и образующие скопления атомов на границах зерен поликристалла, стимулируют локализацию поворотных мод деформации на высоком масштабном уровне с понижением сопротивления деформированию. С другой стороны, горофобные добавки, повышающие свободную энергию границ и концентрирующиеся в кристаллической решетке объемов зерен, приводят к развитию поворотных мод деформации на низком масштабном уровне (в объеме зерен) с резким увеличением сопротивления деформированию. Авторами показано, что подавление зернограничного проскальзывания в сплаве с горофобной легирующей добавкой осуществляется за счет повышения сопротивления в приграничных зонах (с сильными химическими связями) реализации поворотных аккомодационных процессов, необходимых для реализации зернограничного проскальзывания.

Статья [Громов и др., 2001] посвящена следующим вопросам. Методами металлографии и дифракционной электронной микроскопии тонких фольг проведены исследования процессов фрагментации в малоуглеродистой стали, деформированной по схеме «волочение + одноосное сжатие». Выявлено три типа фрагментов, различающихся формой, средними размерами, дислокационной структурой. Во фрагментах микронных размеров наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, во фрагментах субмикронных размеров – структура дислокационного хаоса, в наиболее мелких (диаметром около 0,2 мкм) фрагментах дислокационная субструктура вообще отсутствует. Это обусловлено тем фактом, что поля напряжений от границ фрагментов в значительной степени влияют как на характер формирующейся дислокационной субструктуры, так и на количество дислокаций, остающихся внутри фрагментов. По наблюдениям авторов, с ростом степени деформации размер фрагментов уменьшается с выходом на насыщение. Получены данные о процессах самоорганизации в дислокационной субструктуре, а именно – все изменения дислокационной субструктуры происходят взаи-

мосвязанно и ведут к перестройке дислокационной субструктуры, обеспечивающей локальный минимум внутренней энергии.

Результаты исследования микроструктуры в сплавах с высоким и средним уровнем энергии дефекта упаковки (ЭДУ), прокатанных до больших (до 4,5) степеней обжатия при температурах  $(0,1-0,4)T_M$ , приведены в работе [Hughes, 2001]. Отмечается, что в широком диапазоне величин обжатий, достигаемых в экспериментах, сохраняется примерно подобная микроструктура, состоящая из вытянутых в направлении прокатки блоков ячеек, отделенных плоскими высокоугловыми границами. В свою очередь, блоки ячеек включают в себя примерно равноосные ячейки, отделенные друг от друга малоугловыми границами. Границы ячеек образуются дислокационными субструктурами, внутренность ячеек почти свободна от дислокаций. С увеличением степени деформации происходит существенное (в десятки раз) измельчение блоков ячеек, размеры ячеек также уменьшаются, однако в значительно меньшей степени (примерно в 3-4 раза). Предложена модификация закона Холла – Петча, в которую включены зависимости напряжения течения от размеров ячеек и блоков ячеек, уменьшение которых автор трактует как измельчение структуры; показано удовлетворительное соответствие теоретических результатов экспериментальным данным.

Описание процесса получения мелкозернистого чистого титана с помощью РКУП при комнатной температуре представлено в работе [Fan et al., 2009]. Была исследована микроструктура образцов в ходе деформирования. Отмечено, что на первом этапе деформирования важную роль играет двойникование, но на последующих этапах образования двойников не наблюдается, после четырех этапов РКУП вытянутые зерна частично заменяются мелкими равноосными зёрнами. При этом внутри зерен плотность дислокаций низкая, а вблизи границ зерен происходит постепенное накопление дислокаций.

В работах [Лычагин и др., 2005; Москвичев и др., 2017; Rybin et al., 1993] указывается, что в стыках границ зерен или высокоразориентированных субзерен возникают дефекты ротационного типа – стыковые дисклинации. Появление таких дефектов обусловлено несовместностью пластических деформаций соседних кристаллитов. Важно отметить, что дисклинации, образованные в стыках зерен, являются неподвижными относительно кристаллитов. С ростом накопленной пластической деформации мощность дисклинаций растет, поэтому увеличивается интенсивность собственных полей напряжений дисклинаций. Поля напряжений от стыковых дисклинаций могут инициировать коллективное движение дислокаций в приграничных областях соседних кристаллитов, которые, перестраиваясь, образуют малоугловые границы. Вновь образованные малоугловые границы, в свою очередь, могут выступать в качестве источника стыковых дисклинаций.

В работе [Орлова и др., 2005] отмечается, что фрагментация происходит путем испускания со стыков и

изломов границ зерен пар оборванных дислокационных границ, что эквивалентно образованию и движению по зерну диполя частичных дисклинаций. В работе предложена дисклинационная модель для описания измельчения зерен. Полагается, что дисклинации, расположенные в стыках зерен, порождаются несовместностью деформации зерна и окружения. На основе анализа известных экспериментальных данных принимается, что при достижении стыковой дисклинацией критической мощности (примерно  $1-3^\circ$ ) дисклинация может прорасти в тело с угла малоугловой границы. С накоплением угла разворота субзерен из исходного зерна получается 4 новых зерна. В статье приведен также энергетический анализ процесса дробления зерен. Для анализа пластического деформирования используется самосогласованная вязкопластическая модель.

Авторы статьи [Рыбин и др., 2017] считают, что частичные дисклинации деформационного происхождения – основной мезодефект ротационного типа, который на стадии развитой пластической деформации реализует ротационные моды пластичности и формирует фрагментированную структуру. Авторы предполагают два качественно различных механизма зарождения частичных дисклинаций. В качестве первого рассматривается флуктуационный механизм зарождения дисклинации в объеме зерна, который реализуется на начальной стадии фрагментации. Значительно больший интерес представляет второй механизм, согласно которому частичные дисклинации зарождаются на стыках и изломах большеугловых границ. Данный механизм авторы считают более важным, поскольку на начальных стадиях фрагментации такая ситуация встречается чаще, а также потому, что в случае зарождения частичных дисклинаций на стыках большеугловых границ происходит постепенное накопление избыточной плотности решеточных дислокаций одного знака. При этом избыточные дислокации располагаются вблизи стыков большеугловых границ не хаотически, а выстраиваются в оборванные дислокационные границы деформационного происхождения, растущие из этих особых точек в тело зерна. Авторами предлагается также эволюционная модель для описания второго механизма, в соответствии с которой в результате самовоспроизводящегося автомодельного процесса взаимодействия трансляционных микро- (решеточных дислокаций) и ротационных мезодефектов (частичных дисклинаций) от стыка в глубь зерна будет распространяться зона формирования фрагментированной структуры.

В статьях [Сарафанов, Перевезенцев, 2007, 2010а, б, 2011, 2013] изложена следующая точка зрения на механизм измельчения зеренной структуры. Причиной фрагментации в поликристаллах являются мощные упругие напряжения, источники которых (пластические несовместности, трактуемые как мезодефекты) возникают на межзеренных границах. Появление таких мезодефектов неизбежно, так как ориентации кристаллических зерен относительно главных осей тензора внешних

напряжений отличаются, и поэтому они деформируются различным образом; иначе говоря, пластические (а следовательно, упругие) деформации соседствующих кристаллитов несовместны. Среди мезодефектов, образующихся при пластической деформации, можно выделить три типа характерных дефектов, представляющих собой «строительные» блоки процесса фрагментации. Во-первых, это стыковые дисклинации, которые формируются в стыках или изломах исходных границ в результате накопления на них дополнительных разориентировок. Вторым типичным зародышем фрагментации является дисклинационный диполь, возникающий при пластической деформации на двойном изломе границы зерна. Для этой системы также существует тенденция понижения упругой энергии путем достройки диполя оборванными дислокационными границами разного знака, выходящими в тело одного из зерен, т.е. путем формирования полосы переориентации. Третьим характерным мезодефектом являются скопления краевых дислокаций у стыков зерен. В работах [Сарафанов, Перевезенцев, 2010 а, б] приведены результаты исследования самосогласованной коллективной эволюции распределенного дислокационного ансамбля в упругом поле дисклинаций (мезодефектов). Показано, что дисклинация собирает вокруг себя дислокационный «заряд», который создает разориентировку прилегающих к нему областей кристалла, равную примерно половине мощности дисклинации. Аналогичный результат получен и в случае дисклинационного диполя. Таким образом, важным следствием эффекта самосогласованного перераспределения дислокаций в поле дисклинации является то, что дисклинация собирает вокруг себя дислокационный «заряд», который создает разориентировку прилегающих к нему областей кристалла.

На основе анализа экспериментальных данных авторы цитируемых работ делают следующие выводы:

- 1) процесс фрагментации начинается при деформации порядка 20–30 %;
- 2) формирование оборванных дислокационных границ, выходящих из стыков или изломов большеугловых межкристаллитных границ в объем зерен, зарождение и развитие полос переориентации – основные причины фрагментации;
- 3) доля фрагментированной структуры и развороты зерен монотонно возрастают с увеличением степени деформации;
- 4) основными типами мезодефектов является стыковые дисклинации, планарные скопления дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН) на границах зерен и частичные дисклинации в теле зерен;
- 5) процесс фрагментации связан с коллективными эффектами в ансамбле сильно взаимодействующих дислокаций и с накоплением пластических несовместностей (мезодефектов) в границах и стыках зерен.

Результаты экспериментальных исследований процесса фрагментации для ряда сплавов приводятся в работах [Тюменцев, Дитенберг, 2011, 2014; Тюменцев

и др., 2013]. В образцах из никеля и сплавов на основе ванадия и молибдена, подвергнутых пластической деформации кручением под давлением, методами электронной микроскопии обнаружено формирование двухуровневых наноструктурных состояний – нанокристаллов размером от 50 до 100 нм, содержащих нанополосы шириной менее 10 нм с дипольным и мультидипольным характером разориентировок. Принимается, что образование данных структур осуществляется за счет механизма квазивязкого движения нанодиполей частичных дисклинаций, контролируемого потоками неравновесных точечных дефектов в полях локальных градиентов тензора напряжений.

В статье [Дитенберг, 2016] предлагается рассматривать фрагментацию кристаллической решетки, осуществляющуюся в два этапа: 1) формирование субструктуры, состоящей из скоплений дисклинаций на изломах границ и в тройных стыках, 2) релаксация этой субструктуры в новую границу разориентации. Предлагается возможным предположить, что реализация описанных процессов изменения дефектной структуры на микроуровне связана с возникновением и релаксацией силовых (моментных) факторов.

Экспериментальные данные, предоставляющие информацию о физических механизмах измельчения зерен металлических сплавов при ИПД, полученные с помощью электронной микроскопии, приведены в работе [Korotaev et al., 2001]. Механизм измельчения авторы трактуют следующим образом. Кристаллическая решетка искривляется под влиянием скоплений решеточных дислокаций. Искривленная решетка является нестабильной и релаксирует с образованием и движением частичных дисклинаций, что ведет к разворотам смежных областей зерна. Зеренная субструктура формируется как результат движения ансамблей дислокационно-дисклинационных дефектов, приводящего к образованию малоугловых и большеугловых границ. Авторы подчеркивают возможность экспериментального определения кривизны решетки как характеристики, с которой связывают свойства образующейся фрагментированной структуры.

В работах [Панин и др., 2014, 2017, 2018] говорится о новом виде деформационных дефектов – межузельных бифуркационных вакансиях в зонах локальной кривизны кристаллической решетки. Такие дефекты лежат в основе генерации всех известных деформационных дефектов: дислокаций, дисклинаций, полос сдвига и трещин. Авторы работ развивают многоуровневый подход, в котором первичные потоки носителей локальных структурных трансформаций рассчитываются и моделируются в планарной подсистеме. В этих потоках возникают кластеры положительных ионов, которые создают локальную кривизну и зоны межузельных бифуркационных вакансий в 3D кристаллическом материале. В эти зоны переходят ионы кластеров из планарной подсистемы с образованием ядер деформационных дефектов. Согласно данному подходу межузельные би-

фуркационные вакансии вызывают различные процессы в зонах кривизны кристаллической решетки, в том числе развитие ротационных мод деформации, ведущих к фрагментации.

Авторами статьи [Третьяк, Тюменцев, 2000] обнаружено несколько (нано-, микро- и мезо-) масштабных уровней фрагментации кристаллической решетки в процессе ее трансформации в ультрамелкозернистое состояние. Для выявления характерных масштабных уровней переориентации кристаллической решетки и анализа возможных механизмов формирования ультрамелкозернистых и нанокристаллических состояний при ИПД проведено исследование эволюции дефектной структуры в сплаве на основе никеля в процессе кручения в условиях высокого гидростатического давления. Авторами получены следующие результаты. На мезомасштабном уровне переориентация кристаллической решетки осуществляется путем формирования полос локализации некристаллографических сдвигов и поворотов в зонах мезоконцентраторов напряжений. Микрофрагментация является результатом релаксации микроконцентраторов напряжений и развивается путем коллективных перестроек ансамблей сильно взаимодействующих дислокаций одного знака в более низкоэнергетические субструктуры с дискретными границами разориентировки. Нанофрагментация обнаруживается в зонах локализации сдвигов и поворотов микро- и мезоуровня деформации.

В статье [Каминский, Хон, 2009] полагается, что процесс измельчения зерен в поликристалле можно условно разбить на три стадии. На первой стадии образуются границы разориентированных областей кристаллической решетки либо блоков. На второй стадии эти границы превращаются в малоугловые субграницы фрагментов. На третьей стадии субграницы развиваются в большеугловые границы. При дальнейшей деформации образовавшихся зерен процесс повторяется вплоть до формирования наноструктурного состояния с равноосными зёрнами. Для описания первых двух стадий фрагментации зерен авторы работы предполагают использование дислокационных и диклинационных моделей. По поводу третьей стадии – развития большеугловых границ – авторы предлагают к рассмотрению следующую аналогию. Большеугловые границы зерен состоят из областей со структурой, характерной для кристаллической решетки, и областей с неупорядоченной структурой, характерной для переохлажденной жидкости. Зарождение и развитие большеугловых границ зерен при ИПД рассматривается как структурное превращение, при котором объемная доля структуры, характерной для переохлажденной жидкости, становится значимой на масштабах макроуровня. Распределение атомов в межзеренном пространстве описывается двумя параметрами порядка. В локальном приближении неравновесной термодинамики получены уравнения эволюции для параметров порядка. Рассмотрены решения, описывающие расслоение однородного состояния с об-

разованием пространственно неоднородного распределения параметров порядка на границе зерен, характерного для фрагментации.

Описание приведенных механизмов, как представляется, обязательно должно быть включено в многоуровневые модели для исследования деформирования поликристаллических металлов и сплавов. Разумеется, в зависимости от экспериментальных данных для конкретного материала и процесса ИПД набор учитываемых механизмов измельчения может быть дополнен.

Несмотря на ограниченный объем статьи, нельзя не затронуть еще один важный механизм изменения структуры при высоких температурах. Важнейшим фактором, влияющим на формирования и эволюцию дефектной и зеренной структуры материала, является температурное воздействие, которому поликристаллическая заготовка может подвергаться как на начальной и финальной стадии обработки ИПД, так и совместно с механическими воздействиями [Биронт, 2007; Горелик и др., 2005; Кондратьев, Трусов, 2016; Лахтин, 1983; Трусов, Кондратьев, 2018]. Одним из наиболее распространенных видов термической обработки является отжиг. В материале, подвергнутом предварительной холодной механической обработке, при отжиге существенно изменяются механические свойства, такие как пластичность, упругость, вязкость, прочность и т.д. [Биронт, 2007; Горелик и др., 2005; Лахтин, 1983]. Изменение свойств связано с эволюцией дефектной зеренной структуры, в основном – за счет реализации процессов возврата, полигонизации и рекристаллизации. Процесс рекристаллизации, происходящий при гомологических температурах  $T_M = 0,4 \dots 0,6$ , заключается в формировании зародышей новых зерен и их последующем росте за счет поглощения деформированных кристаллитов. Формирование зародышей рекристаллизации может осуществляться множеством способов и зависит как от свойств материала, так и от внешних воздействий [Горелик и др., 2005; Кондратьев, Трусов, 2016; Лахтин, 1983]. В работе [Трусов, Кондратьев, 2018] рассматривается механизм рекристаллизации, основанный на движении исходно существующих границ в структуре, сформированной предшествующей пластической деформацией. Зародышами новых зерен в данном случае становятся ячейки или субзерна с наименее искаженной в процессе предшествующей деформации решеткой. Как правило, при рекристаллизации формируется равноосная мелкозернистая структура материала [Горелик и др., 2005; Кайбышев, Утяшев, 2002; Chen et al., 2010; Rodriguez-Calvillo, Cabrera, 2015; Valiev, Langdon, 2006]. Так, например, в работах [Hajizadeh et al., 2014; Huang et al., 2017; Le, Kochmann, 2009; Liu et al., 2010; Qarnia et al., 2017; Rybin et al., 2015; Sitdikov et al., 2004] рекристаллизация рассматривается в качестве одного из основных механизмов формирования мелкозернистой структуры.

В работе [Rybin et al., 2015] обсуждаются основные механизмы фрагментации. Наряду с механизмом из-

мельчения зерен в объеме кристаллитов за счет возникновения и движения дисклиний показана важная роль изначально существующих и появляющихся в процессе деформации границ двойников и возникновения рекристаллизованных зерен. В работе отмечается, что для получения материалов с требуемыми параметрами фрагментированной структуры (средний размер зерна 0,2–0,3 мкм и средним углом разориентации  $\sim 41^\circ$ ) при умеренно больших деформациях (1,6–2,0) следует использовать материалы, склонные к двойникованию и динамической рекристаллизации, а нагружение производить с высокими скоростями деформации ( $\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$ ).

В [Huang et al., 2017] приводятся экспериментальные данные о существенном влиянии на процесс изменения микроструктуры (размера зерна, текстуру, разориентацию зерен) процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации в образцах из интерметаллического соединения Ni–Al, полученного термостатическим прессованием из порошковой композиции. Эксперименты на сжатие образцов проведены в интервалах температур 1100–1300 °С и скоростей деформаций  $10^{-3}$ – $10^{-1} \text{ с}^{-1}$ . Отмечается, что при высоких температурах и средней скорости деформации превалирует прерывистая динамическая рекристаллизация, тогда как при средних температурах и высокой скорости деформации повышается роль непрерывной динамической рекристаллизации. Показано, что с повышением температуры и скорости деформирования возрастает доля большеугловых границ; уменьшение температуры и повышение скорости деформации в указанных диапазонах ведет к большому измельчению зерен.

Методика и результаты экспериментального исследования влияния термической обработки (отжига) предварительно подвергнутых пластической деформации образцов из никелевого суперсплава представлены в работах [Chen et al., 2018, 2019]. После обработки давлением образцы имеют неоднородную зеренную структуру, которая может быть существенно изменена за счет отжига. В первой из статей [Chen et al., 2018] рассмотрены различные варианты одностадийного отжига при различных температурах (от 900 до 1100 °С) и временах выдержки (от 5 до 180 мин). В результате статической рекристаллизации происходит измельчение и гомогенизация по размерам зерен, при этом важную роль в сдерживании роста зерен оказывает выпадающая по их границам  $\delta$ -фаза; с ростом температуры и времени отжига резко увеличивается доля большеугловых границ. Оптимальным с точки зрения измельчения зеренной структуры признан режим отжига при температуре 980 °С в течение 10 мин. Однако при увеличении температуры в микроструктуре остается некоторое количество крупных зерен, что снижает прочностные характеристики материала. В связи с этим был предложен двухстадийный режим [Chen et al., 2019]: на 1-й стадии отжиг при температуре 900 °С в течение 9–12 ч, на 2-й – при температуре 980 °С в течение 60 мин. Указанный

режим позволяет получить однородную мелкозернистую структуру с высокими прочностными характеристиками.

Интенсивные пластические деформации, сопровождаемые существенным изменением зеренной структуры, присущи и многим (особенно высокоскоростным) процессам механической обработки. В [Liao et al., 2019] приведены методика и результаты тщательного экспериментального исследования формирования в обрабатываемом образце из никелевого (содержащего 12,3 % Cr и по несколько процентов Co, Nb, Ta, Al, Ti, Fe) суперсплава так называемого белого слоя – поверхностного слоя толщиной 2–4 мкм с нанокристаллическим зерном (средний размер 200 нм). Измельчение зерен, по мнению авторов, обусловлено как собственно механическими воздействиями, так и интенсивными рекристаллизацией и возвратом, происходящими в приповерхностном слое вследствие его сильного разогрева (до 1000–1200 °С). Отмечается важное влияние на торможение роста зерен в процессе рекристаллизации частиц  $\gamma'$ -включений.

Режим термомеханической обработки, позволяющий получить листовые материалы из суперсплава на никелевой основе (53,67% Ni, 19,26% Cr, 16,52% Fe, 5,38% Nb, 3,26% Mo, 1,13% Ti, 0,55% Al, сотые доли процента C, Si, Mn, S) с ультрамелким зерном, предложен в [Luo et al., 2019]. Рассматриваемый режим включает обработку на твердый раствор, холодную прокатку, кручение при сверхвысоких гидростатических давлениях (3, 4 и 5 ГПа). Заключительной операцией является рекристаллизационный отжиг в течение 3 ч при температуре 930 °С. В результате предложенной обработки получен поликристаллический материал со средним размером зерна 0,8 мкм с высокоугловыми границами.

Примером многостадийного процесса термомеханической обработки может служить также предложенный в [He et al., 2020] режим обработки заготовки из алюминиевого сплава 2219 (93,04% Al, 6,2% Cu, 0,4% Mn, 0,14% Zr, 0,06% V, 0,10% Fe, 0,06% Si, 0,02% Zn). Рассматриваемый процесс состоит из последовательности деформирования в горячем (440 °С) состоянии до 50 % деформации, холодной (25 °С) деформации до 10 %, термической обработки на твердый раствор (выдержка в течение 5 часов при температуре 538 °С, закалка в воде комнатной температуры), деформации в 2,5 % при комнатной температуре, старении (выдержка при температуре 165 °С в течение 23 ч). Отмечается, что в ходе первого этапа (горячей деформации) выделяется значительное число включений  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , вокруг которых в процессе последующего холодного деформирования образуются скопления дислокаций. Последние, имея повышенный запас внутренней энергии, выступают как центры рекристаллизации. Последующая термомеханическая обработка ведет к рекристаллизации при одновременно проходящей диссоциации жестких включений и закреплению дислокаций атомами примесей. Реализа-

ция указанного процесса позволила существенно уменьшить исходный размер зерна и повысить предел текучести материала.

Таким образом, важным механизмом формирования мелкозернистой структуры при определенных режимах ИПД является рекристаллизация.

## Заключение

Возможности использования мелкозернистых материалов в качестве перспективных конструкционных и функциональных материалов обуславливают важность совершенствования существующих и создания новых технологических способов и режимов обработки давлением, что требует тщательного экспериментального и теоретического исследования процессов интенсивного пластического деформирования. При этом предварительный теоретический анализ с использованием физически обоснованных математических моделей позволяет существенно снизить затраты на экспериментальные исследования, ограничив число опытов. В связи с этим перспективной представляется разработка многоуровневых моделей поликристаллических металлов и сплавов, основанных на введении внутренних переменных и физических теориях пластичности, включающих описание структуры и физических механизмов деформирования и измельчения на различных масштабных уровнях. Для создания корректных моделей данного класса необходима систематизация большого объема экспериментальных данных об измельчении зеренной структуры и тщательный анализ сведений о физических механизмах измельчения.

В статье представлен обзор экспериментальных работ, посвященных описанию и анализу исследования процессов измельчения зеренной структуры при интенсивном пластическом деформировании различных металлических сплавов. Приведенные экспериментальные данные свидетельствуют о важности изучения процессов измельчения зеренной структуры в сталях, титановых, алюминиевых и других сплавах при интенсивном пластическом деформировании, а также о необходимости включения в многоуровневые модели описания механизмов измельчения. В представленном обзоре приведены в основном работы, в которых рассматриваются процессы, проводимые при невысоких температурах, заведомо меньших температур, при которых значимым становится процесс рекристаллизации, и могут реализовываться твердотельные фазовые переходы.

С целью исследования физических основ фрагментации во многих работах предпринимаются попытки выявить лидирующие механизмы измельчения зеренной

структуры и носителей этих механизмов. Разными исследователями в качестве последних предлагается рассматривать двойники, специфические дислокационные структуры, дислокационно-дисклинационные структуры. На основе систематизации представленных в обзоре данных можно сделать следующие основные выводы о физических механизмах процесса измельчения зерен при холодном деформировании:

- Во всех рассмотренных работах говорится о процессах локального скопления решеточных дислокаций внутри зерен, в особенности – образовании плоских скоплений. Это приводит к искривлению решетки и разделению зерна на ячейки. В результате дальнейшего накопления дислокаций в стенках происходит увеличение разориентировок соседних ячеек.

- Искривленная решетка является нестабильной (как представляется, плоские скопления могут служить мощным источником таких искривлений) и релаксирует с образованием и движением частичных дисклинаций, что ведет к разворотам смежных областей зерна и образованию новых межзеренных границ.

- Значительное влияние на процесс фрагментации оказывают дефекты (мезоуровня), располагающиеся в стыках зерен. Основными типами мезодефектов являются стыковые дисклинации, планарные скопления дислокаций ориентационного несоответствия на границах зерен и частичные дисклинации в теле зерен.

Кратко рассматриваются также публикации, посвященные исследованию процессов интенсивного пластического деформирования при высоких температурах. Отмечается, что при этих условиях основным механизмом формирования мелкозернистой структуры является рекристаллизация.

Описание приведенных механизмов, как представляется, обязательно должно быть включено в многоуровневые конститутивные модели материалов. В зависимости от экспериментальных данных для конкретного материала и особенностей рассматриваемых процессов интенсивного пластического деформирования набор учитываемых механизмов измельчения может быть дополнен.

## Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №17-19-01292).

## Acknowledgements

The work is supported by the Russian Science Foundation (Project No. №17-19-01292).

## Библиографический список

1. Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н. Эволюция дефектов кристаллического строения в никелиде титана после интенсивной пластической деформации // Вопросы материаловедения. – 2008. – №1 (53). – С. 166–171.

2. Бенгус В.З., Смирнов С.Н., Табачникова Е.Д., Романченко В.В., Хоменко С.Н., Гундеров Д.В., Столяров В.В., Валиев Р.З. Пластичность наноструктурного и поликристаллического титана при температурах 300, 77 и 4,2°К. // Метал-

- лофизика: новейшие технологии. – 2004. – Т. 26, № 11. – С. 1483–1492.
3. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. – Красноярск: ИЦМиЗ, 2007. – 234 с.
  4. Валиев Р.З. Развитие равноканального углового прессования для получения ультрамелкозернистых металлов и сплавов // *Металлы*. 2004. – № 1. – С. 15–22.
  5. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
  6. Валиев Р.З., Гундеров Д.В., Мурашкин М.Ю., Семёнова И.П. Объемные наноструктурные металлы и сплавы с уникальными механическими свойствами для перспективных применений // *Вестник УГАТУ*. – 2006. – Т. 7, № 3(16). – С. 23–34.
  7. Валиев Р.З., Корзников А.В., Мулюков Р.Р. Структура и свойства металлических материалов с субмикроструктурной структурой // *Физическая мезомеханика*. – 1992. – Т. 2, № 6. – С. 70–86.
  8. Валиев Р.З., Наймарк О.Б. Объемные наноструктурные материалы: уникальные свойства и инновационный потенциал // *Инновации*. – 2007. – Т. 12, № 110. – С. 70–76.
  9. Васильев М.А., Волошко С.М., Яценко Л.Ф. Микроструктура и механические свойства металлов и сплавов, деформированных в жидком азоте (обзор) // *Успехи физ. мет.* – 2012. – Т. 13. – С. 303–343. DOI: 10.15407/ufm.13.03.303
  10. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: МИСиС, 2005. – 433 с.
  11. Горынин И.В. Создание конструкционных и функциональных наноматериалов // *Инновации*. – 2008. – Т. 6, № 116. – С. 34–43.
  12. Громов В.Е., Лебошкин Б.М., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Процессы фрагментации в малоуглеродистой стали при интенсивной пластической деформации на мезоуровне // *Физическая мезомеханика*. – 2001. – Т. 4, № 5. – С. 89–96.
  13. Гун Г.С. Развитие теории обработки металлов давлением (научный обзор). Часть 1. // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. – 2015. – Т. 15, № 2. – С. 34–48.
  14. Дитенберг И.А. Неравновесные структурные состояния и кооперативные механизмы деформации в наноструктурных металлических материалах / Диссертация на соискание ученой степени доктора физ.-мат.наук. Томск. – 2016. 216 с.
  15. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Гриняев К.В., Чернов В.М., Потапенко М.М., Корзников А.В. Эволюция дефектной субструктуры при больших пластических деформациях сплава V-4Ti-4Cr // *Журнал технической физики*. – 2011. – Т. 81, вып. 6. – С. 68–74.
  16. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Корзникова Е.А. Эволюция микроструктуры никеля при деформации кручением под давлением // *Физическая мезомеханика*. – 2012. – Т. 15, № 5. – С. 59–68.
  17. Дьяконов Г.С., Жеребцов С.В., Салищев Г.А. Эволюция микроструктуры титана VT1-0 в ходе комнатной и криогенной прокатки // *Физика твердого тела. Вестник Нижегородского университета им.Н.И.Лобачевского*. – 2013. – Т. 2, № 2. – С. 72–78.
  18. Елсукова Т.Ф., Панин В.Е. Влияние масштабных уровней поворотных мод пластического течения на сопротивление деформации поликристаллов // *Физическая мезомеханика*. – 2009. – Т. 12, № 3. – С. 5–13.
  19. Исламгалиев Р.К., Нестеров К.М., Хафизова Э.Д., Ганеев А.В., Голубовский Е.Р., Волков М.Е. Прочность и устойчивость ультрамелкозернистого алюминиевого сплава АК4-1 // *Вестник УГАТУ*. – 2012. – Т. 16, № 8 (53). – С. 104–109.
  20. Исламгалиев Р.К., Ганеев А.В., Никитина М.А., Караваяева М.В. Структура и свойства ультрамелкозернистой мартенситной стали // *Вестник УГАТУ*. – 2016. – Т. 20, № 3(73). – С. 19–24.
  21. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – М.: Наука, 2002. – 438 с.
  22. Каминский П.П., Хон Ю.А. О зарождении и структуре большеугловых границ зерен в поликристаллах // *Физическая мезомеханика*. – 2009. – Т. 12, № 2. – С. 23–26.
  23. Козлов Э.В., Жданов А.Н., Конева Н.А. Механизмы деформации и механические свойства наноматериалов // *Физическая мезомеханика*. – 2007. – Т. 10, № 3. – С. 95–103.
  24. Козлов Э.В., Конева Н.А., Жданов А.Н., Попова Н.А., Иванов Ю.Ф. Структура и сопротивление деформированию ГЦК ультрамелкозернистых металлов и сплавов // *Физическая мезомеханика*. – 2004. – Т. 7, № 4. – С. 93–113.
  25. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Зеренная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня // *Физическая мезомеханика*. – 2009. – Т. 12, № 4. – С. 93–106.
  26. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Попова Н.А., Конева Н.А. Место дислокационной физики в многоуровневом подходе к пластической деформации // *ФММ*. – 2011. – Т. 14, № 3. – С. 95–110.
  27. Колесников А. Г., Шинкарев А. С. Анализ способов измельчения структуры при получении металлических конструкционных материалов // *Наука и образование. МГТУ им. Н.Э.Баумана. Электрон. журн.* – 2014. – № 11. – С. 34–44.
  28. Кондратьев Н.С., Трусов П.В. Механизмы образования зародышей рекристаллизации в металлах при термомеханической обработке // *Вестник ПНИПУ. Механика*. – 2016. – № 4. – С. 151–174. DOI: 10.15593/pern.mech/2016.4.09
  29. Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В. Криогенная деформация меди // *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*. – 2009. – № 2 (19). – С. 280–283. DOI: 10.14498/vsgtu696
  30. Корзников А.В., Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. О предельных минимальных размерах зерен в наноструктурных металлических материалах, полученных при деформации кручением под давлением // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т. 9, спецвыпуск. – С. 71–74.
  31. Корчунов А.Г., Полякова М.А., Гулин А.Е. Оценка эффективности метода непрерывного деформационного наноструктурирования проволоки // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. – 2013. – Т. 13, № 1. – С. 122–128.
  32. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. – М.: Машиностроение, 1983. – 359 с.
  33. Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И. О возможной роли дефектов кристаллического строения в механизмах нанофрагментации зеренной структуры при интенсивной холодной пластической деформации металлов и сплавов // *Физическая мезомеханика*. – 2007. – Т. 10, № 3. – С. 67–79.
  34. Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И., Тимкин В.Н. Влияние равноканально-углового прессования на измельчение зерна и неупругие свойства сплавов на основе никелида титана // *Известия высших учебных заведений. Серия «Черная металлургия»*. – 2014. – Т. 57, № 12. – С. 50–55.
  35. Лычагин Д.В., Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Классификация и масштабная иерархия структурных элемен-



тов деформации ГЦК-монокристаллов // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8, № 6. – С. 67–77.

36. Мазилкин А.А., Камалов М.М., Мышляев М.М. Структура и фазовый состав сплава Al–Mg–Li–Zr в условиях высокоскоростной сверхпластичности // ФТТ. – 2004. – Т. 46, вып. 8. – С. 1416–1421.

37. Маркушев М. В., Мурашкин М. Ю. Структура и свойства алюминиевого сплава 1560 после интенсивной пластической деформации угловым прессованием и прокаткой // Материаловедение. – 2004. – № 8. – С. 38–42.

38. Москвичев Е.Н., Скрипняк В.А., Скрипняк В.В., Козулин А.А., Лычагин В.В. Исследование структуры и механических свойств алюминиевого сплава 1560 после интенсивной пластической деформации методом прессования с рифлением // Физическая мезомеханика. – 2017. – Т. 20, № 4. – С. 85–93.

39. Мулюков Р.Р., Имаев Р.М., Назаров А.А., Имаев В.М., Имаев М.Ф., Валитов В.А., Галеев Р.М., Дмитриев С.В., Корзников А.В., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Маркушев М.В., Сафиуллин Р.В., Ситдииков О.Ш., Трифонов В.Г., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии – М.: Наука, 2014. – 284 с.

40. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.

41. Орлова Т.С., Назаров А.А., Еникеев Н.А., Александров И.В., Валиев Р.З., Романов А.Е. Измельчение зеренной структуры поликристаллов в ходе пластической деформации за счет релаксации стыковых дисклинационных конфигураций // Физика твердого тела. – 2005. – Т. 47, вып. 5. – С. 820–826.

42. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Физическая мезомеханика измельчения кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации // Физическая мезомеханика. – 2008. – Т. 11, № 5. – С. 5–16.

43. Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17, №6. – С. 7-18.

44. Панин В.Е., Панин А.В., Почивалов Б.И., Елсукова Т.Ф., Шугуров А.Р. Масштабная инвариантность структурных трансформаций при пластической деформации наноструктурных твердых тел // Физическая мезомеханика. – 2017. – Т. 20, № 1. – С. 57–71.

45. Панин В.Е., Сурикова Н.С., Смирнова А.С., Почивалов Ю.И. Мезоскопические структурные состояния в пластической деформации наноструктурных металлических материалов // Физическая мезомеханика. – 2018. – Т. 21, № 3. – С. 12–17.

46. Перевезенцев В.Н. Высокоскоростная сверхпластичность алюминиевых сплавов с субмикро- и нанокристаллической структурой // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2010. – № 5 (2). – С. 58–69.

47. Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е. Технологические основы получения ультрамелкозернистых материалов: учеб. пособие. – СПб.: Изд-во Политехн.ун-та, 2012. – 247 с.

48. Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Рингинен Д.А. Получение субмикронной и нанокристаллической структуры металлов методами горячей и теплой деформации // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Металлургия и материаловедение. – 2011. – Т. 2. – С. 191–205.

49. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

50. Рыбин В.В., Вергазов А.Н., Лихачев В.А. Вязкое разрушение молибдена как следствие фрагментации структуры // Физика металлов и материаловедение. – 1974. – Т. 37. – С. 620–624.

51. Рыбин В.В., Золоторевский Н.Ю., Жуковский И.М. Эволюция структуры и внутренние напряжения на стадии развитой пластической деформации кристаллических тел // ФММ. – 1990. – Т. 69, вып. 1. – С. 5–26.

52. Рыбин В.В., Перевезенцев В.Н., Свирина Ю.В. Физическая модель начальных стадий фрагментации поликристаллов в ходе развитой пластической деформации // Физика металлов и материаловедение. – 2017. – Т. 118, № 12. – С. 1243–1247.

53. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Закономерности деформационного измельчения структуры металлов и сплавов: учеб.-метод. материал. – Н. Новгород, 2007. – 96 с.

54. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Закономерности формирования мезодефектов при пластическом деформировании металлов // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2011. – № 4 (2). – С. 519–521.

55. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Зарождение микротрещин в фрагментированной структуре // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2010а. – № 5 (2). – С. 91–94.

56. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Формирование областей разориентации при пластической деформации металлов // Вестник ТГУ. – 2013. – № 18 (4). – С. 1538–1539.

57. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Экранирование полей напряжения дисклинаций ансамблем дислокаций и формирование разориентированных структур в процессе пластической деформации // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2010б. – № 5 (2). – С. 82–90.

58. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов – Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.

59. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский Ф.Е., Копылов В.И. Пластическая обработка металлов простым сдвигом // Известия АН СССР. Металлы. – 1981. – № 1. – С. 115–123.

60. Ситдииков О.Ш. Влияние всестороннейковки на формирование мелкозернистой микроструктуры в высокопрочном алюминиевом сплаве // Письма о материалах. – 2013. – Т. 3. – С. 215–220.

61. Теплякова Л.А., Куница Т.С., Конева Н.А., Старенченко В.А., Козлов Э.В. Макрофрагментация сдвига в монокристаллах сплава Ni<sub>3</sub>Fe при активной пластической деформации // Физическая мезомеханика. – 2000. – Т. 3, № 5. – С. 77–82.

62. Третьяк М.В., Тюменцев А.Н. Масштабные уровни фрагментации кристаллической решетки на основе Ni<sub>3</sub>Al в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением // Физическая мезомеханика. – 2000. – Т. 3, № 3. – С. 23–28.

63. Трусов П.В., Кондратьев Н.С. Двухуровневая упруговязкопластическая модель: применение к анализу эволюции зеренной структуры при статической рекристаллизации // Физическая мезомеханика. – 2018. – Т. 21, № 2. – С. 21–32. DOI: 10.24411/1683-805X-2018-12003

64. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV

65. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. Нанодиполи частных дисклинаций как носители квазивязкой моды деформации и формирования нанокристаллических структур при интенсивной пластической деформации металлов и сплавов // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 3. – С. 55–68.

66. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. Нанодиполи частичных дисклинаций в зонах локализации упругих дисторсий // *Физическая мезомеханика*. – 2014. – Т. 17, № 6. – С. 81–86.
67. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И. Эволюция кривизны кристаллической решетки в металлических материалах на мезо- и наноструктурном уровнях пластической деформации // *Физическая мезомеханика*. – 2013. – Т. 16, № 3. – С. 63–79.
68. Утяшев Ф.З. Особенности интенсивной пластической деформации и структурообразования металла // *Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки*. – 2013. – Т. 4-1, № 182. – С. 5–13.
69. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. – Уфа: Гилем. НИК Башк. Энцикл, 2013. – 376 с.
70. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И., Шибиков В.Г., Ганиев М.М. Теория и практика деформационных методов формирования нанокристаллической структуры в металлах и сплавах. – Казань: Изд-во Казан. ун-та, 2016. – 208 с.
71. Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И., Трусов П.В. Обзор экспериментальных исследований структурной сверхпластичности: эволюция микроструктуры материалов и механизмы деформирования // *Вестник ПНИПУ. Механика*. – 2018. – № 3. – С. 103–127. DOI: 10.15593/pern.mech/2018.3.11
72. Шаркеев Ю.П., Кукареко В.А., Ерошенко А.Ю., Копылов В.И., Братчиков А.Д., Легостаева Е.В., Кононов А.Г., Тиу В.С. Закономерности формирования субмикроструктурных структур в титане, подвергнутом интенсивному пластическому деформированию по различным схемам // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т. 9, спецвыпуск. – С. 129–132.
73. Akamatsu H. Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al-Mg-Sc alloy after ECAP // *Scripta mater.* – 2001. – Vol.44. – P.759-764. DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00666-7
74. Berbon P., Futukawa M., Horita Z., Nemoto M., Tsenev N.K., Valiev R.Z., Langdon T.G. An investigation of the properties of an Al-Mg-Li-Zr alloy after equal-channel angular pressing // *Materials Science Forum*. – 1996. – Vol. 217–222. – P. 1013–1018. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1013
75. Chen M.S., Zou Z.H., Lin Y.C., Li H.B., Yuan W.Q. Effects of annealing parameters on microstructural evolution of a typical nickel-based superalloy during annealing treatment // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 141. – P. 212–222. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.056
76. Chen M.-S., Zou Z.-H., Lin Y.C., Li H.-B., Wang G.-Q., Ma Y.-Y. Microstructural evolution and grain refinement mechanisms of a Ni-based superalloy during a two-stage annealing treatment // *Materials Characterization*. – 2019. – Vol. 151. – P. 445–456. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.03.037
77. Chen Y.J., Li Y.J., Walmsley J.C., Dumoulin S., Skareta P.C., Rovena H.J. Microstructure evolution of commercial pure titanium during equal channel angular pressing // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 789–796. DOI: 10.1016/j.msea.2009.09.005
78. Chen Y.J., Li Y.J., Xu X.J., Hjelen J., Roven H.J. Novel deformation structures of pure titanium induced by room temperature equal channel angular pressing // *Materials Letters*. – 2014. – Vol. 117. – P. 195–198. DOI: 10.1016/j.matlet.2013.11.111
79. Chun Y.B., Ahn S.H., Shin D.H., Hwang S.K. Combined effects of grain size and recrystallization on the tensile properties of cryorolled pure vanadium // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 508. – P. 253–258. DOI: 10.1016/j.msea.2009.01.003
80. Čížek J., Hruška P., Vlasák T., Vlček M., Janeček M., Minárik P., Krajňák T., Šlapáková M., Dopita M., Kužel R., Kmječ T., Kim J.G., Kim H.-S. Microstructure development of ultra fine grained Mg-22wt.%Gd alloy prepared by high pressure torsion // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 704. – P. 181–191. DOI: 10.1016/j.msea.2017.07.100
81. Dobatkin S., Galkin S., Estrin Y., Serebryany V., Diez M., Martynenko N., Lukyanova E., Perezhogin V. Grain refinement, texture, and mechanical properties of a magnesium alloy after radial-shear rolling // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 774. – P. 969–979. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.065.
82. Dong X., Shin Y. C. Predictive modeling of microstructure evolution within multi-phase steels during rolling processes // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2019. – Vol. 150. – P. 576–583. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2018.10.061
83. Estrin Y., Murashkin M., Valiev R. Ultrafine-grained aluminium alloys: processes, structural features and properties // *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. – 2011. – P. 468–503. DOI: 10.1533/9780857090256.2.468
84. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61. – P. 782–817. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.10.038
85. Fan Z., Jiang H., Sun X., Song J., Zhang X., Xie C. Microstructures and mechanical deformation behaviors of ultrafine-grained commercial pure (grade 3) Ti processed by two-step severe plastic deformation // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 527. – P. 45–51. DOI: 10.1016/j.msea.2009.07.030
86. Fecht H.J., Ivanisenko Y. Nanostructured materials and composites prepared by solid state processing // *Nanostructured Materials: Processing, Properties, and Applications*, 2nd Ed. (Ed. Koch C.C.) – Norwich, N.Y.: William Andrew. – 2007. – P. 119–172.
87. Furukawa M., Berbon P., Horita Z., Nemoto M., Tsenev N.K., Valiev R.Z., Langdon T.G. Age hardening and the potential for superplasticity in a fine-grained Al-Mg-Li-Zr alloy // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1998. – Vol. 29A. – P. 169–177. DOI: 10.1007/s11661-998-0170-6
88. Furukawa M. Influence of magnesium on grain refinement and ductility in a dilute Al-Sc alloy // *Acta mater.* – 2001. – Vol. 49. – P. 3829–3838. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00262-2
89. Gleiter H. Nanocrystalline materials // *Prog. Mater. Sci.* – 1989. – Vol. 33. – P. 223–315. DOI: 10.1016/0079-6425(89)90001-7
90. Ghoniem N.M., Busso E.P., Kioussis N., Huang H. Multiscale modelling of nanomechanics and micromechanics: an overview // *Phil. Mag.* – 2003. – Vol. 83, no. 31–34. – P. 3475–3528. DOI: 10.1080/14786430310001607388
91. Haftlang F., Zarei-Hanzaki A., Abedi H.R. In-situ frictional grain refinement of Ti-29Nb-14Ta-4.5Zr bio-alloy during high-speed sliding wear // *Materials Letters*. – 2020. – Vol.261. – 127083. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.127083
92. Hajizadeh K., Eghbali B., Topolski K., Kurzydowski K.J. Ultra-fine grained bulk CP-Ti processed by multi-pass ECAP at warm deformation region // *Materials Chemistry and Physics*. – 2014. – Vol. 143. – P. 1032–1038. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2013.11.001
93. Hassan S.M., Sharma S., Kumar B. A review of severe plastic // *International Refereed Journal of Engineering and Science*. – 2017. – Vol. 6, no. 7. – P. 66–85. Index: 10.183x/J6716685
94. He H., Yi Y., Huang S., Guo W., Zhang Y. Effects of thermomechanical treatment on grain refinement, second-phase particle dissolution, and mechanical properties of 2219 Al alloy //

- J. Materials Processing Tech. – 2020. – Vol. 278. – P. 116506. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116506
95. Hong X., Godfrey A., Zhang C.L., Liu W., Chapuis A. Investigation of grain subdivision at very low plastic strains in a magnesium alloy // *Materials Science & Engineering*. – 2017. – Vol. 693. – P. 14–21. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.080
96. Horstemeyer M.F., McDowell D.L. Modeling effects of dislocation substructure in polycrystal elastoviscoplasticity // *Mechanics of Materials*. – 1998. – No. 27. – P. 145–163. DOI: 10.1016/S0167-6636(97)00037-9
97. Huang Y., Prangnell P.B. Orientation splitting and its contribution to grain refinement during equal channel angular extrusion // *J. Mater. Sci.* – 2008. – Vol. 43. – P. 7273–7279. DOI: 10.1007/s10853-008-2623-0
98. Huang Z., Lu Z., Jiang S., Wang C. and Zhang K. Dynamic recrystallization behavior and texture evolution of NiAl intermetallic during hot deformation // *J. Mater. Engng and Performance*. – 2017. – Vol. 26(5). – P. 2377–2387. DOI: 10.1007/s11665-017-2594-x
99. Hughes D.A. Microstructure evolution, slip patterns and flow stress // *Materials Science and Engineering*. – 2001. – Vol. A319–321. – P. 46–54. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01028-0
100. Hughes D.A., Hansen N. High angle boundaries and orientation distributions at large strains // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1995. – Vol. 33, no. 2. – P. 315–321. DOI: 10.1016/0956-716X(95)00143-J
101. Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z. The influence of the SPD temperature on superplasticity of aluminium alloys // *Materials Science Forum*. – 2006. – Vol. 503–504. – P. 585–590. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.585
102. Jager A., Gartherova V., Mukai T. Micromechanisms of grain refinement during extrusion of Mg-0,3 at.% Al at low homologous temperature // *Materials characterization*. – 2014. – Vol. 93. – P. 102–109. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.03.023
103. Korotaev A.D., Tyumentsev A.N., Pinzhin Y.P. Defect substructure and local internal stress inherent in plastic flow at mesolevel // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. – 2001. – Vol. 35. – P. 163–169. DOI: 10.1016/S0167-8442(00)00057-4
104. Khaimovich P.A. Cryodeformation of metals under isotropic compression (Review) // *Low Temperature Physics*. – 2018. – Vol. 44, no. 5. – P. 349–370. DOI: 10.1063/1.5034148
105. Le K. C., Kochmann D. M. A simple model for dynamic recrystallization during severe plastic deformation // *Arch Appl Mech*. – 2009. – Vol. 79. – P. 579–586. DOI: 10.1007/s00419-008-0280-z
106. Li B.L., Godfrey A., Liu Q. Subdivision of original grains during cold-rolling of interstitial-free steel // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 50. – P. 879–883. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2003.12.005
107. Li S. Dependencies of grain refinement on processing route and die angle in equal channel angular extrusion of bcc materials // *Computational Materials Science*. – 2009. – Vol. 46. – P. 1044–1050. DOI: 10.1016/j.commatsci.2009.05.010
108. Liao Z., Polyakov M., Diaz O.G., Axinte D., Mohanty G., Maeder X., Michler J., Hardy M. Grain refinement mechanism of nickel-based superalloy by severe plastic deformation – Mechanical machining case // *Acta Materialia*. – 2019. – Vol. 180. – P. 2–14. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.08.059
109. Liu M., Roven H.J., Liu X., Murashkin M., Valiev R.Z., Ungár T., Balogh L. Grain refinement in nanostructured Al–Mg alloys subjected to high pressure torsion // *J. Mater. Sci.* – 2010. – Vol. 45. – P. 4659–4664. DOI: 10.1007/s10853-010-4604-3
110. Liu Q., Hansen N. Macroscopic and microscopic subdivision of a cold-rolled aluminium single crystal of cubic orientation // *Proc. R. Soc. Lond.* – 1998. – Vol. 454. – P. 2555–2592. DOI: 10.1098/rspa.1998.0271
111. López-Chipres E., Garcia-Sanchez E., Ortiz-Cuellar E., Hernandez-Rodriguez M.A.L., Colás R. Optimization of the severe plastic deformation processes for the grain refinement of Al6060 alloy using 3D FEM analysis // *J. Materials Engineering and Performance*. – 2010. – 7 p. DOI: 10.1007/s11665-010-9783-1
112. Luo J., Yu W., Xi C., Zhang C., Ma C. Preparation of ultrafine-grained GH4169 superalloy by high-pressure torsion and analysis of grain refinement mechanism // *J. Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 777. – P. 157–164. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.10.385
113. Ma Q., Mao W., Li B., Wang P.T., Horstemeyer M.F. Substructure and texture evolution in an annealed aluminum alloy at medium strains // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – Vol. 44A. – P. 4404–4415. DOI: 10.1007/s11661-013-1776-x
114. Magalhães D.C.C., Kliauga A.M., Ferrante M., Sordi V.L. Plastic deformation of FCC alloys at cryogenic temperature: the effect of stacking-fault energy on microstructure and tensile behaviour // *J. Mater. Sci.* – 2017. – Vol. 52. – P. 7466–7478. DOI: 10.1007/s10853-017-0979-8
115. Majta J., Perzyński K., Muszka K., Graca P., Madej L. Modeling of grain refinement and mechanical response of microalloyed steel wires severely deformed by combined forming process // *Int J Adv Manuf Technol*. – 2017. – Vol. 89. – P. 1559–1574. DOI: 10.1007/s00170-016-9203-2
116. Markushev M.V. On the principles of the deformation methods of grain refinement in aluminum alloys to ultrafine size: II. Ultrafine-grained alloys // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2009. – Vol. 108, no. 8. – P. 161–170. DOI: 10.1134/S0031918X09080092
117. Markushev M.V., Bampton C.C., Murashkin M.Y., Hardwick D.A. Structure and properties of ultra-fine grained aluminium alloys produced by severe plastic deformation // *Materials Science and Engineering A*. – 1997. – Vol. 234–236. – P. 927–931. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00333-X
118. Markushev M.V., Murashkin M.Y. Phenomenology and application of low temperature and high strain rate superplasticity in aluminium alloy 1420 // *Materials Science Forum*. – 1999. – Vol. 304–306. – P. 261–266. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.261
119. Markushev M.V., Murashkin M.Y., Bampton C.C., Hardwick D.A. Structure and properties of ultra-fine grained aluminium alloys produced by severe plastic deformation // *Mat. Sci. Eng.* – 1997. – Vol. 234–236. – P. 927–931. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00333-X
120. Mazilkin A.A., Myshlyaev M.M. Microstructure and thermal stability of superplastic aluminium–lithium alloy after severe plastic deformation // *J. Mater. Sci.* – 2006. – Vol. 41. – P. 3767–3772. DOI: 10.1007/s10853-006-2637-4
121. Mazilkin A.A., Kamalov M.M., Myshlyaev M.M. Structure and phase composition of an Al–Mg–Li–Zr alloy under high-rate superplasticity conditions // *Physics of the Solid State*. – 2004. – Vol. 46, no. 8. – P. 1456–1461. DOI: 10.1134/1.1788778
122. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity // *Int. J. Plasticity*. – 2010. – Vol. 26. – P. 1280–1309. DOI: 10.1016/j.ijplas.2010.02.008
123. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // *Progress in Materials Science*. – 2006. – Vol. 51. – P. 427–556. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2005.08.003
124. Murashkin M.Y., Markushev M.V., Ivanisenko Y.V., Valiev R.Z. Strength of commercial aluminum alloys after equal channel angular pressing (ECAP) and post-ECAP processing //

Solid State Phenomena. – 2016. – Vol. 114. – P. 91–96. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.114.91

125. Nemoto M., Horita Z., Futukawa M., Langdon T.G. Microstructural evolution for superplasticity using equal-channel angular // *Materials Science Forum*. – 1999. – Vol. 304–306. – P. 59–66.

126. Pereira P.H.R., Huang Y., Langdon T.G. Examining the mechanical properties and superplastic behaviour in an Al-Mg-Sc alloy after processing by HPT // *Letters on materials*. – 2015. – Vol. 5 (3). – P. 294–300. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-3-294-300

127. Pippin R., Scheriau S., Taylor A., Hafok M., Hohenwarter A., Bachmaier A. Saturation of Fragmentation During Severe Plastic Deformation // *Annu. Rev. Mater. Res.* – 2010. – Vol. 40. – P. 319–343. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070909-104445

128. Qarnia M.J., Sivaswamy G., Rosochowski A., Boczkalc S. On the evolution of microstructure and texture in commercial purity titanium during multiple passes of incremental equal channel angular pressing (I-ECAP) // *Materials Science & Engineering A*. – 2017. – Vol. 699. – P. 31–47. DOI: 10.1016/j.msea.2017.05.040

129. Rezvanian O., Zikry M.A., Rajendran A.M. Microstructural modeling of grain subdivision and large strain inhomogeneous deformation modes in f.c.c. crystalline materials // *Mechanics of Materials*. – 2006. – Vol. 38. – P. 1159–1169. DOI: 10.1016/j.mechmat.2005.12.006

130. Richert M., Stuwe H.P., Zehetbauer M.J., Richert J., Pippin R., Motz C., Schafler E. Work hardening and microstructure of AlMg5 after severe plastic deformation by cyclic extrusion and compression // *Materials Science and Engineering*. – 2003. – Vol. 355. – P. 180–185. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00046-7

131. Rodriguez-Calvillo P., Cabrera J.M. Microstructure and mechanical properties of a commercially pure Ti processed by warm equal channel angular pressing // *Materials Science & Engineering A*. – 2015. – Vol. 625. – P. 311–320. DOI: 10.1016/j.msea.2014.11.082

132. Roters F. Advanced Material Models for the Crystal Plasticity Finite Element Method: Development of a general CPFEM framework. – RWTH Aachen: Aachen, 2011. – 226 p.

133. Roters F., Eisenlohr P., Bieler T.R., Raabe D. Crystal Plasticity Finite Element Methods in Materials Science and Engineering. – WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2010a. – 209 p.

134. Roters F., Eisenlohr P., Hantcherli L., Tjahjanto D.D., Bieler T.R., Raabe D. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications // *Acta Materialia*. 2010b. – Vol. 58. – P. 1152–1211. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.058.

135. Rybin V.V., Zisman A.A., Zolotarevsky N.Yu. Junction disclinations in plastically deformed crystals // *Acta metal. mater.* – 1993. – No. 7. – P. 2211–2217. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90390-E

136. Rybin V.V., Zolotarevskii N.Yu., Ushanova E.A. Fragmentation of crystals upon deformation twinning and dynamic recrystallization // *Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – Vol. 116, no. 7. – P. 730–744. DOI: 10.1134/S0031918X1507011X

137. Rybin V.V., Zolotarevsky N.Y., Ushanova E.A., Sergeev S.N., Matvienko A.N., Khomskeya I.V., Abdullina D.N. Main patterns of lattice fragmentation in copper processed by dynamic equal-channel angular pressing // *Rev. Adv. Mater. Sci.* – 2017. – Vol. 52. – P. 54–60.

138. Sandim H.R.Z., Raabe D. EBSD study of grain subdivision of a Goss grain in coarse-grained cold-rolled niobium // *Scripta Materialia*. – 2005. – Vol. 53. – P. 207–212. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.03.045

139. Seefeldt M., Kusters S., Van Boxel S., Verlinden B., Van Houtte P. Investigating the dependence of grain subdivision on the solid solute content in Al and Cu alloys // *Вопросы материаловедения*. – 2007. – № 4(52). – P. 30–36.

140. Seefeldt M., Van Houtte P. A disclination-based model for anisotropic substructure development and its impact on the critical resolved shear stresses // *Mater. Phys. Mech.* – 2000. – Vol. 1. – P. 133–139.

141. Semenova I.P., Raab G.I., Saitova L.R., Valiev R.Z. The effect of equal channel angular pressing on the structure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V alloy // *Mater. Sci. Eng.* – 2004. – Vol. 387–389. – P. 805–808. DOI: 10.1016/j.msea.2004.02.093

142. Shveykin A.I., Trusov P.V. Multilevel models of polycrystalline metals: comparison of relations describing the rotations of crystalline lattice // *Nanoscience and Technology: An International Journal*. – 2019. – Vol. 10(1). – P. 1–20. – DOI: 10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2018028673

143. Sitdikov O., Sakai T., Goloborodko A., Miura H. Grain fragmentation in a coarse-grained 7475 Al alloy during hot deformation // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 51. – P. 175–176. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.02.034

144. Song M., Sun C., Chen Y., Shang Z., Li J., Fan Z., Hartwig K.T., Zhang X. Grain refinement mechanisms and strength-hardness correlation of ultrafine grained grade 91 steel processed by equal channel angular extrusion // *Int. J. Pressure Vessels and Piping*. – 2019. – Vol. 172. – P. 212–219. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2019.03.025

145. Sun P.L., Kao P.W., Chang C.P. High angle boundary formation by grain subdivision in equal channel angular extrusion // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 51. – P. 565–570. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.05.031

146. Suwas S., Bhowmik A., Biswas S. Ultra-fine grain materials by severe plastic deformation: application to steels // *Microstructure and Texture in Steels*. A. Haldar, S. Suwas, D. Bhattacharjee (eds.). – Springer, 2009. – P. 325–344. DOI: 10.1007/978-1-84882-454-6\_19

147. Toth L.S., Gu C. Ultrafine-grain metals by severe plastic deformation // *Materials Characterization*. – 2014. – Vol. 92. – P. 1–14. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.02.003

148. Trusov P.V., Sharifullina E.R., Shveykin A.I. Multilevel model for the description of plastic and superplastic deformation of polycrystalline materials // *Physical Mesomechanics*. – 2019. – Vol. 22, no. 5. – P. 402–419. DOI: 10.1134/S1029959919050072

149. Trusov P.V., Shveykin A.I. Multilevel crystal plasticity models of single- and polycrystals. Statistical models // *Physical Mesomechanics*. – 2013a. – Vol. 16, iss. 1. – P. 23–33. DOI: 10.1134/S102995991301003

150. Trusov P.V., Shveykin A.I. Multilevel crystal plasticity models of single- and polycrystals. Direct models // *Physical Mesomechanics*. – 2013b. – Vol. 16, iss. 2. – P. 99–124. DOI: 10.1134/S1029959913020021

151. 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 (3–4). – P. 155–175. DOI: 10.1134/S1029959912020038

152. Trusov P.V., Shveykin A.I., Yanz A.Yu. Motion decomposition, frame-indifferent derivatives, and constitutive relations at large displacement gradients from the viewpoint of multilevel modeling // *Physical Mesomechanics*. – 2017. – Vol. 20, iss. 4. – P. 357–376. DOI: 10.1134/S1029959917040014

153. Tsuji N., Toyoda T., Minamino Y., Koizumi Y., Yamane T., Komatsu M., Kiritani M. Microstructural change of ul-

trafine-grained aluminum during high speed plastic deformation // Materials Science and Engineering A. – 2003. – Vol. 350. – P. 108–116. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00709-8

154. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Progress in Materials Science. – 2000. – Vol. 45, no. 2. – P. 103–189. DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9

155. Valiev R.Z., Langdon T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Progress in Materials Science. – 2006. – Vol. 51, no. 7. – P. 881–981. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2006.02.003

156. Valiev R.Z., Salimonenko D.A., Tsenev N.K., Berbon P.B., Langdon T.G. Observations of high strain rate superplasticity in commercial aluminum alloys with ultrafine grain sizes // Scripta Materialia. – 1997. – Vol. 37, no. 12. – P. 1945–1950. DOI: 10.1016/S1359-6462(97)00387-4

157. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusova N.F. Grain refinement and enhanced superplasticity in metallic materials // Materials Science Forum. – 2001. – Vol. 357–359. – P. 449–458. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.357-359.449

158. Wang C.P., Li F.G., Wang L., Qiao H.J. Review on modified and novel techniques of severe plastic deformation // Sci. China. Tech. Sci. – 2012. – Vol. 55, no.9. – P. 2377–2390. DOI: 10.1007/s11431-012-4954-y

159. Wang H., Ban C., Zhao N., Zhu Q., Cui J. Effective grain refinement of pure Cu processed by new route of equal channel angular pressing // Materials Science & Engineering A. – 2019. – Vol. 751. – P. 246–252. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.045

160. Wilde G. Physical metallurgy of nanocrystalline metals / Physical Metallurgy. Vol. III. (Fifth Edition). – Elsevier, 2014. – P. 2707–2805.

161. Wronski M., Wierzbanski K., Wronski S., Bacroix B. Microstructure and texture of asymmetrically rolled aluminium and titanium after deformation and recrystallization // IOP Conference Series Materials Science and Engineering / 36th Risø International Symposium on Materials Science. – 2015. – Vol. 89. – 5 p. DOI: 10.1088/1757-899X/89/1/012050

162. Wronski S., Bacroix B. Microstructure evolution and grain refinement in asymmetrically rolled aluminium // Acta Materialia. – 2014. – Vol. 76. – P. 404–412. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.034

163. Xiao G.H., Tao N.R., Lu K. Microstructures and mechanical properties of a Cu–Zn alloy subjected to cryogenic dynamic plastic deformation // Materials Science and Engineering A. – 2009. – Vol. 513–514. – P. 13–21. DOI: 10.1016/j.msea.2009.01.022

164. Xiong Y., He T., Wang J., Lu Y., Chen L., Ren F., Liu Y., Volinsky A.A. Cryorolling effect on microstructure and mechanical properties of Fe–25Cr–20Ni austenitic stainless steel // Materials and Design. – 2015. – Vol. 88. – P. 398–405. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.029

165. Xu C., Furukawa M., Horita Z., Langdon T.G. Using ECAP to achieve grain refinement, precipitate fragmentation and high strain rate superplasticity in a spray-cast aluminium alloy // Acta Mater. – 2003. – Vol. 51. – P. 6139–6149. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00433-6

166. Zhan M., Wang X., Long H. Mechanism of grain refinement of aluminium alloy in shear spinning under different deviation ratios // Materials and Design. – 2016. – Vol. 108. – P. 207–216. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.095

## References

1. Baturin A.A., Lotkov A.I., Grishkov V.N. Evolyuciya defektov kristallicheskogo stroeniya v nikelide titana posle intensivnoj plasticheskoj deformacii [Evolution of crystal structure defects in titanium nickelide after intensive plastic deformation]. *Voprosy materialovedeniya*, 2008, no.53, pp. 166–171.

2. Bengus V.Z., Smirnov S.N., Tabachnikova E.D., Romanchenko V.V., Homenko S.N., Gunderov D.V., Stolyarov V.V., Valiev R.Z. Plastichnost' nanostrukturnogo i polikristallicheskogo titana pri temperaturah 300, 77 i 4,2°K [Plasticity of nanostructured and polycrystalline titanium at temperatures of 300, 77 and 4.2°C]. *Metallofizika: novejschie tekhnologii*, 2004, vol. 26, no.11, P. 1483–1492.

3. Biront V.S. Teoriya termicheskoy obrabotki metallov [Theory of heat treatment of metals], *Krasnoyarsk, ICMiZ*, 2007, 234 p.

4. Valiev R.Z. Razvitie ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniya dlya polucheniya ul'tramelkozernistykh metallov i splavov [Development of equal-channel angular pressing for the production of ultra-fine-grained metals and alloys]. *Metally*, 2004, no.1, pp. 15–22.

5. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Nanostrukturnye materialy, poluchennye intensivnoj plasticheskoj deformaciej [Nanostructured materials obtained by intense plastic deformation], *Moscow, Logos*, 2000, 272 p.

6. Valiev R.Z., Gunderov D.V., Murashkin M.YU., Semenova I.P. Ob"emnye nanostrukturnye metally i splavy s unikal'nymi mekhanicheskimi svojstvami dlya perspektivnykh primenenij [Bulk nanostructured metals and alloys with unique mechanical properties for advanced applications]. *Vestnik UGATU*, 2006, vol. 7, no. 3(16), pp. 23–34.

7. Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. Struktura i svojstva metallicheskih materialov s submikrokristallicheskoj strukturoj [Structure and properties of metal materials with a submicrocrystalline structure]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 1992, vol. 2, no.6, pp. 70–86.

8. Valiev R.Z., Najmark O.B. Ob"emnye nanostrukturnye materialy: unikal'nye svojstva i innovacionnyj potencial [Bulk nanostructured materials: unique properties and innovative potential]. *Innovacii*, 2007, vol. 12, no.110, pp. 70–76.

9. Vasil'ev M.A., voloshko S.M., YAcenko L.F. Mikrostruktura i mekhanicheskie svojstva metallov i splavov, deformirovannykh v zhidkom azote (obzor) [Microstructure and mechanical properties of metals and alloys deformed in liquid nitrogen (overview)]. *Uspekhi fiz. Met*, 2012, vol. 13, pp. 303–343. DOI: 10.15407/ufm.13.03.303

10. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Rekrystallizaciya metallov i splavov [Recrystallization of metals and alloys], *Moscow, MISiS*, 2005, 433 p.

11. Gorynin I.V. Sozdanie konstrukcionnykh i funkcional'nykh nanomaterialov [Creation of structural and functional nanomaterials]. *Innovacii*, 2008, vol. 6, no.116, pp. 34–43.

12. Gromov V.E., Leboshkin B.M., Popova N.A., Ignatenko L.N., Ivanov YU.F., Kozlov E.V. Processy fragmentacii v malouglerodistoj stali pri intensivnoj plasticheskoj deformacii na mezourovne [Fragmentation processes in low-carbon steel under intense plastic deformation at the meso-level]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2001, vol. 4, no.5, pp. 89–96.

13. Gun G.S. Razvitie teorii obrabotki metallov davleniem (nauchnyj obzor). Chast' 1 [Development of the theory of metal

processing by pressure (scientific review). Part 1]. *Vestnik YUUrGU. Seriya Metallurgiya*, 2015, vol. 15, no.2, pp. 34-48.

14. Ditenberg I.A. Neravnovesnye strukturnye sostoyaniya i kooperativnye mekhanizmy deformatsii v nanostrukturnykh metallicheskikh materialakh [nonequilibrium structural states and cooperative deformation mechanisms in nanostructured metallic materials], *Tomsk, Dissertatsiya na soiskanie uchenoj stepeni doktora fiz.-mat.nauk*, 2016, 216 p.

15. Ditenberg I.A., Tyumencev A.N., Grinyaev K.V., Chernov V.M., Potapenko M.M., Korznikov A.V. Evolyuciya defektnoj substrukturny pri bol'shikh plasticheskikh deformatsiyah splava V-4Ti-4Cr [Evolution of the defective substructure under large plastic deformations of the V-4Ti-4Cr alloy]. *Zhurnal tekhnicheskoy fiziki*, 2011, vol.81(6), pp. 68-74.

16. Ditenberg I.A., Tyumencev A.N., Korznikov A.V., Korznikova E.A. Evolyuciya mikrostrukturny nikelya pri deformatsii krucheniem pod davleniem [Evolution of microstructure of Nickel during deformation by torsion under pressure]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2012, vol. 15, no. 5, pp. 59-68.

17. D'yakov G.S., Zhrebcev S.V., Salishchev G.A. Evolyuciya mikrostrukturny titana VT1-0 v hode komnatnoj i kriogennoj prokatki [Evolution of the VT1-0 titanium microstructure during room and cryogenic rolling]. *Fizika tverdogo tela. Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im.N.I.Lobachevskogo*, 2013, vol.2, no. 2, pp. 72-78.

18. Elskova T.F., Panin V.E. Vliyanie masshtabnyh urovnej povorotnyh mod plasticheskogo techeniya na soprotivlenie deformatsii polikristallov [The influence of scale levels of the rotating modes of plastic flow on the deformation resistance of polycrystals]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2009, vol. 12, no.3, pp. 5-13.

19. Islamgaliev R.K., Nesterov K.M., Hafizova E.D., Ganeev A.V., Golubovskij E.R., Volkov M.E. Prochnost' i ustalost' ul'tramelkozernistogo alyuminievogo splava AK4-1 [Strength and fatigue of ultra-fine-grained aluminum alloy AK4-1]. *Vestnik UGATU*, 2012, vol. 16, no.8 (53), pp.104-109.

20. Islamgaliev R.K., Ganeev A.V., Nikitina M.A., Karaeva M.V. Struktura i svoystva ul'tramelkozernistoj martensitnoj stali [Structure and properties of ultra-fine-grained martensitic steel]. *Vestnik UGATU*, 2016, vol. 20, no.3(73), pp. 19-24.

21. Kajbyshev O.A., Utyashev F.Z. Sverhplastichnost', izmel'chenie struktury i obrabotka trudnodeformiruemykh splavov [Superplasticity, structure grinding and processing of hard-to-form alloys], *Moscow, Nauka*, 2002, 438 p.

22. Kaminskij P.P., Hon Yu.A. O zarozhdenii i strukture bol'sheuglovykh granic zeren v polikristallakh [On the origin and structure of large-angle grain boundaries in polycrystals]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2009, vol. 12, no.2, pp. 23-26.

23. Kozlov E.V., Zhdanov A.N., Koneva N.A. Mekhanizmy deformatsii i mekhanicheskie svoystva nanomaterialov [Mechanisms of deformation and mechanical properties of nanomaterials]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2007, vol. 10, no.3, pp. 95-103.

24. Kozlov E.V., Koneva N.A., Zhdanov A.N., Popova N.A., Ivanov YU.F. Struktura i soprotivlenie deformirovaniyu GCK ul'tramelkozernistykh metallov i splavov [The structure and the resistance to deformation of ultrafine-grained FCC metals and alloys]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2004, vol. 7, no.4, pp. 93-113.

25. Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. Zerennaya struktura, geometricheski neobhodimye dislokatsii i chasticy vtorykh faz v polikristallakh mikro- i mezourovnya [Grain structure, geometrically necessary dislocations and second-phase particles in micro – and meso-level polycrystals]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2009, vol. 12, no.4, pp. 93-106.

26. Kozlov E.V., Trishkina L.I., Popova N.A., Koneva N.A. Mesto dislokatsionnoj fiziki v mnogourovnevnom podhode k plasticheskoy deformatsii [The place of dislocation physics in a multi-level approach to plastic deformation]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2011, vol.14, no. 3, pp. 95-110.

27. Kolesnikov A.G., Shinkarev A.S. Analiz sposobov izmel'cheniya struktury pri poluchenii metallicheskikh konstruktsionnykh materialov [Analysis of methods of structure grinding in the production of metal structural materials]. *Nauka i obrazovanie. MGTU im. N.E. Bauman*, 2014, no. 11, pp. 34-44.

28. Kondrat'ev N.S., Trusov P.V. Mechanisms of formation of recrystallization nuclei in metals during thermomechanical processing. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2016, no. 4, pp. 151-174. DOI: 10.15593/perm.mech/2016.4.09

29. Kon'kova T.N., Mironov S.Yu., Korznikov A.V. Kriogennaya deformatsiya medi [Cryogenic deformation of copper]. *Vestn. Sam. gos. tekhn. un-ta. Ser. Fiz.-mat. Nauki*, 2009, no. 2 (19), pp. 280-283. DOI: 10.14498/vsgtu696

30. Korznikov A.V., Tyumencev A.N., Ditenberg I.A. O predel'nykh minimal'nykh razmerah zeren v nanostrukturnykh metallicheskikh materialakh, poluchennykh pri deformatsii krucheniem pod davleniem [On the maximum minimum grain sizes in nanostructured metal materials obtained by torsion under pressure]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2006, vol. 9, pp.71-74.

31. Korchunov A.G., Polyakova M.A., Gulina A.E. Ocenka effektivnosti metoda nepreryvnogo deformatsionnogo nanostrukturirovaniya provoloki [Evaluation of the effectiveness of the method of continuous deformation nanostructuring of wire]. *Vestnik YUUrGU. Seriya Metallurgiya*, 2013, vol.13, no.1, pp. 122-128.

32. Lahtin Yu.M. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov [Metal science and heat treatment of metals], *Moscow, Mashinostroenie*, 1983, 359 p.

33. Lotkov A.I., Baturin A.A. Grishkov V.N. Kopylov V.I. O vozmozhnoy roli defektov kristallicheskogo stroeniya v mekhanizmah nanofragmentatsii zerennoj struktury pri intensivnoj holodnoj plasticheskoy deformatsii metallov i splavov [On the possible role of crystal structure defects in the mechanisms of nanofragmentation of the grain structure under intense cold plastic deformation of metals and alloys]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2007, vol. 10, no. 3, pp. 67-79.

34. Lotkov A.I., Baturin A.A. Grishkov V.N. Kopylov V.I. Timkin V.N. Vliyanie ravnokanal'no-uglovogo pressovaniya na izmel'chenie zerna i neuprugie svoystva splavov na osnove nikelida titana [The influence of angular equally channel-angular pressing on grain refinement and nonelastic properties of alloys based on titanium nickelide]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenij. Seriya Chernaya metallurgiya*, 2014, vol.57, no.12, pp.50-55.

35. Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Solov'eva Yu.V. Klassifikatsiya i masshtabnaya ierarhiya strukturnykh elementov deformatsii GCK-monokristallov [Classification and scale hierarchy of structural elements of HCC-single crystal deformation]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2005, vol. 8, no. 6, pp. 67-77.

36. Mazilkin A.A., Kamalov M.M., Myshlyaev M.M. Struktura i fazovyy sostav splava Al-Mg-Li-Zr v usloviyah vysokoskorostnoj sverhplastichnosti [Structure and phase composition of the Al-Mg-Li-Zr alloy under high-speed superplasticity conditions]. *Fizika tverdogo tela*, 2004, vol.46(8), pp. 1416-1421.

37. Markushev M. V., Murashkin M. YU. Struktura i svoystva alyuminievogo splava 1560 posle intensivnoj plasticheskoy deformatsii uglovyim pressovaniem i prokatkoj [Structure and properties of aluminum alloy 1560 after intensive plastic deformation by angular pressing and rolling]. *Materialovedenie*, 2004, no.8, pp. 38-42.

38. Moskvichev E.N., Skripnyak V.A., Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Lychagin V.V. Issledovanie struktury i mekhanicheskikh svoystv alyuminievogo splava 1560 posle intensivnoj plasticheskoy deformacii metodom pressovaniya s rifleniem [Investigation of the structure and mechanical properties of aluminum alloy 1560 after intensive plastic deformation by pressing with fluting]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2017, vol. 20, no.4, pp. 85-93.
39. Mulyukov R.R., Imaev R.M., Nazarov A.A., Imaev V.M., Imaev M.F., Valitov V.A., Galeev R.M., Dmitriev S.V., Korznikov A.V., Kruglov A.A., Lutfullin R.YA., Markushev M.V., Safiullin R.V., Sitdikov O.SH., Trifonov V.G., Utyashev F.Z. Sverhplastichnost' ul'tramelkozernistykh splavov: eksperiment, teoriya, tekhnologii [Superplasticity of ultrafine-grained alloys: experiment, theory, technologies]. *Moscow, Nauka*, 2014, 284 p.
40. Noskova N.I., Mulyukov R.R. Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy [Submicrocrystalline and nanocrystalline metals and alloys], *Ekaterinburg, UrO RAN*, 2003, 279 p.
41. Orlova T.S., Nazarov A.A., Enikeev N.A., Aleksandrov I.V., Valiev R.Z., Romanov A.E. Izmel'chenie zerennoj struktury polikristallov v hode plasticheskoy deformacii za schet relaksacii stykovykh disklinacionnykh konfiguracij [Grinding of the grain structure of polycrystals in the course of plastic deformation due to relaxation of the joint disclination configurations]. *Fizika tverdogo tela*, 2005, vol.47(5), pp. 820-826.
42. Panin V.E., Egorushkin V.E. Fizicheskaya mezomekhanika izmel'cheniya kristallicheskoj struktury pri intensivnoj plasticheskoy deformacii [Physical mesomechanics of crystal structure grinding under intense plastic deformation]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2008, vol. 11, no.5, pp. 5-16.
43. Panin V.E., Panin A.V., Elsukova T.F., Popkova YU.F. Fundamental'naya rol' krivizny kristallicheskoj struktury v plastichnosti i prochnosti tverdykh tel [The fundamental role of the curvature of the crystal structure in the plasticity and strength of solids]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2014, vol. 17, no.6, pp. 7-18.
44. Panin V.E., Panin A.V., Pochivalov B.I., Elsukova T.F., Shugurov A.R. Masshtabnaya invariantnost' strukturnykh transformacij pri plasticheskoy deformacii nanostrukturnykh tverdykh tel [Scale invariance of structural transformations during plastic deformation of nanostructured solids]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2017, vol. 20, no.1, pp. 57-71.
45. Panin V.E., Surikova N.S., Smirnova A.S., Pochivalov YU.I. Mezoskopicheskie strukturnye sostoyaniya v plasticheskoy deformacii nanostrukturnykh metallicheskih materialov [Mesoscopic structural States in plastic deformation of nanostructured metal materials]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2018, vol. 21, no.3, pp. 12-17.
46. Perevezencev V.N. Vysokoskorostnaya sverhplastichnost' alyuminievykh splavov s submikro- i nanokristallicheskoj strukturoj [High-speed superplasticity of aluminum alloys with submicro-and nanocrystalline structure]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2010, no. 5 (2), pp. 58–69.
47. Rudskoj A.I., Kodzhaspirov G.E. Tekhnologicheskie osnovy polucheniya ul'tramelkozernistykh materialov [Technological bases for obtaining ultrafine-grained materials], *Saint Petersburg, Izd-vo Politekh.un-ta*, 2012, 247 p.
48. Rudskoj A.I., Kolbasnikov N.G., Ringinen D.A. Poluchenie submikronnoj i nanokristallicheskoj struktury metallov metodami goryachej i teploj deformacii [Obtaining submicron and nanocrystalline structures of metals by hot and warm deformation methods]. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti SPbGPU. Metallurgiya i metallovedenie*, 2011, vol.2, pp. 191-205.
49. Rybin V.V. Bol'shie plasticheskie deformacii i razrushenie metallov [Large plastic deformations and destruction of metals], *Moscow, Metallurgiya*, 1986, 224 p.
50. Rybin V.V., Vergazov A.N., Lihachev V.A. Vyazkoe razrushenie molibdena kak sledstvie fragmentacii struktury [Viscous destruction of molybdenum as a result of structure fragmentation]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1974, vol. 37, pp. 620-624.
51. Rybin V.V., Zolotorevskij N.YU., Zhukovskij I.M. Evolyuciya struktury i vnutrennie napryazheniya na stadii razvitoj plasticheskoy deformacii kristallicheskih tel [Evolution of structure and internal stresses at the stage of advanced plastic deformation of crystalline bodies]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1990, vol.69(1), pp. 5-26.
52. Rybin V.V., Perevezencev V.N., Svirina Yu.V. Fizicheskaya model' nachal'nykh stadij fragmentacii polikristallov v hode razvitoj plasticheskoy deformacii [Physical model of the initial stages of fragmentation of polycrystals during advanced plastic deformation]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2017, vol. 118, no.12, pp. 1243-1247.
53. Sarafanov G.F., Perevezencev V.N. Zakonomernosti deformacionnogo izmel'cheniya struktury metallov i splavov [Regularities of deformation grinding of the structure of metals and alloys]. *N. Novgorod*, 2007, 96 p.
54. Sarafanov G.F., Perevezencev V.N. Zakonomernosti formirovaniya mezodefektov pri plasticheskom deformirovanii metallov [Regularities of mesodefekt formation during plastic deformation of metals]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2011, no. 4 (2), pp. 519-521.
55. Sarafanov G.F., Perevezencev V.N. Zarozhdenie mikrotrreshchin v fragmentirovannoj strukture [Origin of microcracks in a fragmented structure]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2010, no. 5 (2).– P. 91-94.
56. Sarafanov G.F., Perevezencev V.N. Formirovanie oblastej razorientacii pri pla-sticheskoy deformacii metallov [Formation of areas of disorientation during plastic deformation of metals]. *Vestnik TGU*, 2013, no. 18 (4), pp. 1538-1539.
57. Sarafanov G.F., Perevezencev V.N. Ekranirovanie polej napryazheniya disklinacij ansamblem dislokacij i formirovanie razorientirovannykh struktur v processe plasticheskoy deformacii [Screening of stress fields of dislocations by an ensemble of dislocations and the formation of disoriented structures in the process of plastic deformation]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2010, no. 5 (2), pp. 82-90.
58. Segal V.M., Reznikov V.I., Kopylov V.I. i dr. Processy plasticheskogo strukturoobrazovaniya metallov [Processes of plastic structure formation of metals], *Minsk, Nauka i tekhnika*, 1994, 232 p.
59. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskij F.E., Kopylov V.I. Plasticheskaya obrabotka metallov prostym sdvigom [Plastic processing of metals by simple shear]. *Izvestiya AN SSSR. Metallurgiya*, 1981, no. 1, pp. 115-123.
60. Sitdikov O.SH. Vliyanie vsestoronnej kovki na formirovanie melkozernistoj mik-rostruktury v vysokoprochnom alyuminievom splave [Influence of all-round forging on the formation of fine-grained microstructure in high-strength aluminum alloy]. *Pis'ma o materialah*, 2013, vol. 3, pp. 215-220.
61. Teplyakova L.A., Kunicina T.S., Koneva N.A., Starenchenko V.A., Kozlov E.V. Makrofragmentaciya sdviga v monokristallah splava Ni<sub>3</sub>Fe pri aktivnoj plasticheskoy deformacii [Macrofragmentation of shear in Single crystals of Ni<sub>3</sub>Fe alloy under active plastic deformation]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2000, vol. 3, no.5, pp. 77-82.

62. Tret'yak M.V., Tyumencev A.N. Masshtabnye urovni fragmentacii kristallicheskoj reshetki na osnove Ni3Al v processe intensivnoj plasticheskoj deformacii krucheniem pod davleniem [Scale levels of fragmentation of the Ni3Al-based crystal lattice in the process of intense plastic deformation by torsion under pressure]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2000, vol. 3, no.3, pp. 23-28.
63. Trusov P.V., Kondratyev N.S. Two-level elastoviscoplastic model: an application to the analysis of grain structure evolution under static recrystallization. *Physical Mesomechanics*, 2019, vol.22, no.3, pp.230–241. DOI: 10.1134/S1029959919030081
64. Trusov P.V., Shveykin A.I. Mnogourovnevye modeli mono- i polikristallicheskih materialov: teoriya, algoritmy, primery primeneniya [Multilevel models of mono – and polycrystalline materials: theory, algorithms, application examples], *Novosibirsk, Izd-vo SO RAN*, 2019, 605 p. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV
65. Tyumencev A.N., Ditenberg I.A. Nanodipoli chastichnyh disklinacij kak nositeli kvazivyazkoj mody deformacii i formirovaniya nanokristallicheskih struktur pri intensivnoj plasticheskoj deformacii metallov i splavov [Nanodipoles of partial disclinations as carriers of quasi-viscous mode of deformation and formation of nanocrystalline structures under intense plastic deformation of metals and alloys]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2011, vol.14, no. 3, pp. 55–68.
66. Tyumencev A.N., Ditenberg I.A. Nanodipoli chastichnyh disklinacij v zonah lokali-zacii uprugih distorsij [nondipole partial disklinatsii in the areas of localization of elastic distortions]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2014, vol.17, no. 6, P. 81-86.
67. Tyumencev A.N., Ditenberg I.A., Korotaev A.D., Denisov K.I. Evolyuciya krivizny kristallicheskoj reshetki v metallicheskih materialah na mezo- i nanostrukturnom urovniah plasticheskoj deformacii [Evolution of the curvature of the crystal lattice in metallic materials at the meso-and nanostructural levels of plastic deformation]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2013, vol.16, no. 3, P. 63-79.
68. Utyashev F.Z. Osobennosti intensivnoj plasticheskoj deformacii i strukturoobrazovaniya metalla [Features of intensive plastic deformation and structure formation of metal]. *Nauchno-tehnicheskie vedomosti SPbGPU. Fiziko-matematicheskie nauki*, 2013, vol. 4-1, no.182, pp. 5-13.
69. Utyashev F.Z., Raab G.I. Deformacionnye metody polucheniya i obrabotki ul'tramelko-zernistykh i nanostrukturnykh materialov [Deformation methods for obtaining and processing ultrafine-grained and nanostructured materials], *Ufa, Gilem, NIK Bashk. Encikl*, 2013, 376 p.
70. Utyashev F.Z., Raab G.I., SHibakov V.G., Ganiev M.M. Teoriya i praktika deformacionnykh metodov formirovaniya nanokristallicheskoj struktury v metallah i splavah [Theory and practice of deformation methods for forming nanocrystalline structure in metals and alloys]. *Kazan', Izd-vo Kazan. un-ta*, 2016, 208 p.
71. Sharifullina E.R., Shveykin A.I., Trusov P.V. Review of experimental studies of structural superplasticity: evolution of material microstructure and deformation mechanisms. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2018, no.3, pp. 103-127. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.3.11
72. Sharkeev YU.P., Kukareko V.A., Eroshenko A.YU., Kopylov V.I., Bratchikov A.D., Legostaeva E.V., Kononov A.G., Tiu V.S. Zakonomernosti formirovaniya submikrokristallicheskih struktur v titane, podvergnutom intensivnomu plasticheskomu deformirovaniyu po razlichnym skhemam [Regularities of formation of submicrocrystalline structures in titanium subjected to intensive plastic deformation according to various schemes]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2006, vol.9, Special Is, pp. 129-132.
73. Akamatsu H. Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al-Mg-Sc alloy after ECAP. *Scripta mater*, 2001, vol.44, pp.759-764. DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00666-7
74. Berbon P., Futukawa M., Horita Z., Nemoto M., Tsenev N.K., Valiev R.Z., Langdon T.G. An investigation of the properties of an Al-Mg-Li-Zr alloy after equal-channel angular pressing. *Materials Science Forum*, 1996, vols.217-222, pp.1013-1018. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1013
75. Chen M.S., Zou Z.H., Lin Y.C., Li H.B., Yuan W.Q. Effects of annealing parameters on microstructural evolution of a typical nickel-based superalloy during annealing treatment. *Materials Characterization*, 2018, vol.141, pp.212-222. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.056
76. Chen M.-S., Zou Z.-H., Lin Y.C., Li H.-B., Wang G.-Q., Ma Y.-Y. Microstructural evolution and grain refinement mechanisms of a Ni-based superalloy during a two-stage annealing treatment. *Materials Characterization*, 2019, vol.151, pp.445-456. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.03.037
77. Chen Y.J., Li Y.J., Walmsley J.C., Dumoulin S., Skareta P.C., Rovena H.J. Microstructure evolution of commercial pure titanium during equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol.527, pp. 789-796. DOI: 10.1016/j.msea.2009.09.005
78. Chen Y.J., Li Y.J., Xu X.J., Hjelen J., Roven H.J. novel deformation structures of pure titanium induced by room temperature equal channel angular pressing. *Materials Letters*, 2014, vol.117, pp. 195-198. DOI: 10.1016/j.matlet.2013.11.111
79. Chun Y.B., Ahn S.H., Shin D.H., Hwang S.K. Combined effects of grain size and recrystallization on the tensile properties of cryorolled pure vanadium. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol.508, pp.253-258. DOI:10.1016/j.msea.2009.01.003
80. Čížek J., Hruška P., Vlasák T., Vlček M., Janeček M., Minárik P., Krajňák T., Šlapáková M., Dopita M., Kužel R., Kmječ T., Kim J.G., Kim H.-S. Microstructure development of ultra fine grained Mg-22wt.%Gd alloy prepared by high pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol.704, pp.181-191. DOI: 10.1016/j.msea.2017.07.100
81. Dobatkin S., Galkin S., Estrin Y., Serebryany V., Diez M., Martynenko N., Lukyanova E., Perezhugin V. Grain refinement, texture, and mechanical properties of a magnesium alloy after radial-shear rolling. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol.774, pp.969-979. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.065.
82. Dong X., Shin Y. C. Predictive modeling of microstructure evolution within multi-phase steels during rolling processes. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, vol.150, pp. 576-583. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2018.10.061
83. Estrin Y., Murashkin M. and Valiev R. Ultrafine-grained aluminium alloys: processes, structural features and properties. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, 2011, P.468-503. DOI: 10.1533/9780857090256.2.468
84. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. *Acta Materialia*, 2013, vol.61, pp.782-817. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.10.038
85. Fan Z., Jiang H., Sun X., Song J., Zhang X., Xie C. Microstructures and mechanical deformation behaviors of ultrafine-grained commercial pure (grade 3) Ti processed by two-step severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol.527, pp. 45-51. DOI: 10.1016/j.msea.2009.07.030
86. Fecht H.J., Ivanisenko Y. Nanostructured materials and composites prepared by solid state processing. *Nanostructured Materials: Processing, Properties, and Applications*, 2nd Ed. (Ed. Koch C.C.) – norwich, *New York, Andrew*, 2007, pp.119-172.



87. Furukawa M., Berbon P., Horita Z., Nemoto M Tsevev N.K., Valiev R.Z., Langdon T.G. Age hardening and the potential for superplasticity in a fine-grained Al-Mg-Li-Zr alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, vol. 29A, pp. 169-177. DOI: 10.1007/s11661-998-0170-6
88. Furukawa M. Influence of magnesium on grain refinement and ductility in a dilute Al-Sc alloy. *Acta mater*, 2001, vol.49, pp.3829-3838. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00262-2
89. Gleiter H. Nanocrystalline materials. *Prog. Mater. Sci*, 1989, vol.33, pp.223-315. DOI: 10.1016/0079-6425(89)90001-7
90. Ghoniem N.M., Busso E.P., Kioussis N., Huang H. Multiscale modelling of nanomechanics and micromechanics: an overview. *Phil. Mag*, 2003, V. 83, nos. 31–34, P.3475-3528. DOI: 10.1080/14786430310001607388
91. Haftlang F., Zarei-Hanzaki A., Abedi H.R. In-situ frictional grain refinement of Ti–29Nb–14Ta–4.5Zr bio-alloy during high-speed sliding wear. *Materials Letters*, 2020, vol.261, 127083. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.127083
92. Hajjzadeh K., Eghbali B., Topolski K., Kurzydowski K.J. Ultra-fine grained bulk CP-Ti processed by multi-pass ECAP at warm deformation region. *Materials Chemistry and Physics*, 2014, vol.143, pp.1032-1038. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2013.11.001
93. Hassan S.M, Sharma S., Kumar B. A review of severe plastic. *International Refereed Journal of Engineering and Science*, 2017, vol. 6, no.7, pp. 66-85. Index: 10.183x/J6716685
94. He H., Yi Y., Huang S., Guo W., Zhang Y. Effects of thermomechanical treatment on grain refinement, second-phase particle dissolution, and mechanical properties of 2219 Al alloy. *J. Materials Processing Tech*, 2020, vol.278, 116506. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116506
95. Hong X., Godfrey A., Zhang C.L., Liu W., Chapuis A. Investigation of grain subdivision at very low plastic strains in a magnesium alloy. *Materials Science & Engineering*, 2017, vol.693, pp.14-21. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.080
96. Horstemeyer M.F., McDowell D.L. Modeling effects of dislocation substructure in polycrystal elastoviscoplasticity. *Mechanics of Materials*, 1998, no.27, pp.145-163. DOI: 10.1016/S0167-6636(97)00037-9
97. Huang Y., Prangnell P.B. Orientation splitting and its contribution to grain refinement during equal channel angular extrusion. *J. Mater. Sci*, 2008, vol.43, pp.7273-7279. DOI: 10.1007/s10853-008-2623-0
98. Huang Z., Lu Z., Jiang S., Wang C. and Zhang K. Dynamic recrystallization behavior and texture evolution of NiAl intermetallic during hot deformation. *J. Mater. Engng and Performance*, 2017, vol. 26(5), pp.2377-2387. DOI: 10.1007/s11665-017-2594-x
99. Hughes D.A. Microstructure evolution, slip patterns and flow stress. *Materials Science and Engineering*, 2001, vol.A319-321, pp.46–54. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01028-0
100. Hughes D.A., Hansen N. High angle boundaries and orientation distributions at large strains. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol.33, no.2, pp.315-321. DOI: 10.1016/0956-716X(95)00143-J
101. Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z. The influence of the SPD temperature on superplasticity of aluminium alloys. *Materials Science Forum*, 2006, vols.503-504, pp.585-590. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.585
102. Jager A., Gartherova V., Mukai T. Micromechanisms of grain refinement during extrusion of Mg-0,3 at.% Al at low homologous temperature. *Materials characterization*, 2014, vol.93, pp.102-109. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.03.023
103. Korotaev A.D., Tyumentsev A.N., Pinzhin Y.P. Defect substructure and local internal stress inherent in plastic flow at mesolevel. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2001, vol. 35, pp.163-169. DOI: 10.1016/S0167-8442(00)00057-4
104. Khaimovich P.A. Cryodeformation of metals under isotropic compression (Review). *Low Temperature Physics*, 2018, vol. 44, no. 5, pp.349-370. DOI: 10.1063/1.5034148
105. Le K. C., Kochmann D. M. A simple model for dynamic recrystallization during severe plastic deformation. *Arch Appl Mech*, 2009, vol.79, pp. 579-586. DOI: 10.1007/s00419-008-0280-z
106. Li B.L., A. Godfrey A., Liu Q. Subdivision of original grains during cold-rolling of interstitial-free steel. *Scripta Materialia*, 2004, vol.50, pp.879-883. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2003.12.005
107. Li S. Dependencies of grain refinement on processing route and die angle in equal channel angular extrusion of bcc materials. *Computational Materials Science*, 2009, vol.46, pp.1044-1050. DOI: 10.1016/j.commatsci.2009.05.010
108. Liao Z., Polyakov M., Diaz O.G., Axinte D., Mohanty G., Maeder X., Michler J., Hardy M. Grain refinement mechanism of nickel-based superalloy by severe plastic deformation – Mechanical machining case. *Acta Materialia*, 2019, vol.180, pp.2-14. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.08.059
109. Liu M., Roven H.J., Liu X., Murashkin M., Valiev R.Z., Ungár T., Balogh L. Grain refinement in nanostructured Al–Mg alloys subjected to high pressure torsion. *J. Mater. Sci*, 2010, vol.45, pp.4659-4664. DOI: 10.1007/s10853-010-4604-3
110. Liu Q., Hansen N. Macroscopic and microscopic subdivision of a cold-rolled aluminium single crystal of cubic orientation. *Proc. R. Soc. Lond*, 1998, vol.454, pp.2555-2592. DOI: 10.1098/rspa.1998.0271
111. López-Chipres E., Garcia-Sanchez E., Ortiz-Cuellar E., Hernandez-Rodriguez M.A.L. and Colás R. Optimization of the severe plastic deformation processes for the grain refinement of Al6060 alloy using 3D FEM analysis. *J. Materials Engineering and Performance*, 2010, 7p. DOI: 10.1007/s11665-010-9783-1
112. Luo J., Yu W., Xi C., Zhang C., Ma C. Preparation of ultrafine-grained GH4169 superalloy by high-pressure torsion and analysis of grain refinement mechanism. *J. Alloys and Compounds*, 2019, vol.777, pp.157-164. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.10.385
113. Ma Q., Mao W., Li B., Wang P.T. and Horstemeyer M.F. Substructure and texture evolution in an annealed aluminum alloy at medium strains. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol.44A, P.4404-4415. DOI: 10.1007/s11661-013-1776-x
114. Magalhães D.C.C., Kliauga A.M., Ferrante M., Sordi V.L. Plastic deformation of FCC alloys at cryogenic temperature: the effect of stacking-fault energy on microstructure and tensile behaviour. *J. Mater. Sci*, 2017, vol.52, pp.7466-7478. DOI: 10.1007/s10853-017-0979-8
115. Majta J., Perzyński K., Muszka K., Graca P., Madej L. Modeling of grain refinement and mechanical response of microalloyed steel wires severely deformed by combined forming process. *Int J Adv Manuf Technol*, 2017, vol.89, pp. 1559-1574. DOI: 10.1007/s00170-016-9203-2
116. Markushev M.V. On the principles of the deformation methods of grain refinement in aluminum alloys to ultrafine size: II. Ultrafine-grained alloys. *The Physics of Metals and Metallography*, 2009, vol. 108, no. 8, pp.161-170. DOI: 10.1134/S0031918X09080092
117. Markushev M.V., Bampton C.C., Murashkin M.Y., Hardwick D.A. Structure and properties of ultra-fine grained aluminium alloys produced by severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*, 1997, vols.234-236, pp.927-931. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00333-X
118. Markushev M.V., Murashkin M.Y. Phenomenology and application of low temperature and high strain rate superplasticity in aluminium alloy 1420. *Materials Science Forum*, 1999, vol. 304-306, pp.261-266. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.261

119. Markushev M.V., Murashkin M.Yu., Bampton C.C., Hardwick D.A. Structure and properties of ultra-fine grained aluminium alloys produced by severe plastic deformation. *Mat. Sci. Eng.*, 1997, vols.234-236, pp.927-931. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00333-X
120. Mazilkin A.A., Myshlyaev M.M. Microstructure and thermal stability of superplastic aluminium—lithium alloy after severe plastic deformation. *J. Mater. Sci.*, 2006, vol.41, pp.3767-3772. DOI: 10.1007/s10853-006-2637-4
121. Mazilkin A.A., Kamalov M.M., Myshlyaev M.M. Structure and phase composition of an Al–Mg–Li–Zr alloy under high-rate superplasticity conditions. *Physics of the Solid State*, 2004, vol.46, no. 8, pp.1456-1461. DOI: 10.1134/1.1788778
122. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity. *Int. J. Plasticity*, 2010, vol.26, P.1280–1309. DOI: 10.1016/j.ijplas.2010. 02.008
123. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progress in Materials Science*, 2006, vol.51, P.427-556. DOI: 10.1016/j.pmatsci. 2005.08.003
124. Murashkin M.Y., Markushev M.V., Ivanisenko Y.V., Valiev R.Z. Strength of commercial aluminum alloys after equal channel angular pressing (ECAP) and post-ECAP processing. *Solid State Phenomena*, 2016, vol.114, pp.91-96. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.114.91
125. Nemoto M., Horita Z., Futukawa M., Langdon T.G. Microstructural evolution for superplasticity using equal-channel angular. *Materials Science Forum*, 1999, vols.304-306, pp.59-66.
126. Pereira P.H.R., Huang Y., Langdon T.G. Examining the mechanical properties and superplastic behaviour in an Al–Mg–Sc alloy after processing by HPT. *Letters on materials*, 2015, vol.5 (3), pp.294-300. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-3-294-300
127. Pippan R., Scheriau S., Taylor A., Hafok M., Hohenwarter A., Bachmaier A. Saturation of Fragmentation During Severe Plastic Deformation. *Annu. Rev. Mater. Res.*, 2010, vol.40, pp.319-343. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070909-104445
128. Qarnia M.J., Sivaswamy G., Rosochowskib A., Boczkalc S. On the evolution of microstructure and texture in commercial purity titanium during multiple passes of incremental equal channel angular pressing (I-ECAP). *Materials Science & Engineering A*, 2017, vol.699, pp. 31-47. DOI: 10.1016/j.msea.2017.05.040
129. Rezvanian O., Zikry M.A., Rajendran A.M. Microstructural modeling of grain subdivision and large strain inhomogeneous deformation modes in f.c.c. crystalline materials. *Mechanics of Materials*, 2006, vol.38, pp.1159-1169. DOI: 10.1016/j.mechmat.2005. 12.006
130. Richert M., Stuwe H.P., Zehetbauer M.J., Richert J., Pippan R., Motz C., Schafler E. Work hardening and microstructure of AlMg5 after severe plastic deformation by cyclic extrusion and compression. *Materials Science and Engineering*, 2003, vol. 355, pp.180-185. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00046-7
131. Rodriguez-Calvillo P., Cabrera J.M. Microstructure and mechanical properties of a commercially pure Ti processed by warm equal channel angular pressing. *Materials Science&EngineeringA*, 2015, vol.625, pp. 311-320. DOI: 10.1016/j.msea.2014.11.082
132. Roters F. Advanced Material Models for the Crystal Plasticity Finite Element Method: Development of a general CPFEM framework, *RWTH Aachen: Aachen*, 2011, 226 p.
133. Roters F., Eisenlohr P., Bieler T.R., Raabe D. Crystal Plasticity Finite Element Methods in Materials Science and Engineering, *WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA*, 2010a, 209 p.
134. Roters F., Eisenlohr P., Hantcherli L., Tjahjanto D.D., Bieler T.R., Raabe D. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications. *Acta Materialia*, 2010b, V.58, P.1152-1211. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.058.
135. Rybin V.V., Zisman A.A., Zolotarevsky N.YU. Junction disclinations in plastically deformed crystals. *Acta metal. mater.*, 1993. no.7, C.2211-2217. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90390-E
136. Rybin V.V., Zolotarevskii N.Yu., Ushanova E.A. Fragmentation of crystals upon deformation twinning and dynamic recrystallization. *Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 7, pp.730-744. DOI: 10.1134/S0031918X1507011X
137. Rybin V.V., Zolotarevsky N.Y., Ushanova E.A., Sergeev S.N., Matvienko A.N., Khomskaya I.V., Abdullina D.N. Main patterns of lattice fragmentation in copper processed by dynamic equal-channel angular pressing. *Rev. Adv. Mater. Sci.*, 2017, vol.52, pp.54-60.
138. Sandim H.R.Z., Raabe D. EBSD study of grain subdivision of a Goss grain in coarse-grained cold-rolled niobium. *Scripta Materialia*, 2005, vol.53, pp.207-212. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.03.045
139. Seefeldt M., Kusters S., Van Boxel S., Verlinden B., Van Houtte P. Investigating the dependence of grain subdivision on the solid solute content in Al and Cu alloys. *Voprosy materialovedeniia*, 2007, № 4(52), pp.30-36.
140. Seefeldt M., Van Houtte P. A disclination-based model for anisotropic substructure development and its impact on the critical resolved shear stresses. *Mater. Phys. Mech*, 2000, vol.1, pp.133-139.
141. Semenova I.P., Raab G.I., Saitova L.R., Valiev R.Z. The effect of equal channel angular pressing on the structure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V alloy. *Mater. Sci. Eng.*, 2004, vols.387-389, P.805-808. DOI: 10.1016/j.msea.2004.02.093
142. Shveykin A.I., Trusov P.V. Multilevel models of polycrystalline metals: comparison of relations describing the rotations of crystallite lattice. *Nanoscience and Technology: An International Journal*, 2019, vol. 10(1), Pp.1-20, DOI: 10.1615/NanoSciTechnolIntJ. 2018028673
143. Sitdikov O., Sakai T., Goloborodko A., Miura H. Grain fragmentation in a coarse-grained 7475 Al alloy during hot deformation. *Scripta Materialia*, 2004, vol.51, pp.175-176. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.02.034
144. Song M., Sun C., Chen Y., Shang Z., Li J., Fan Z., Hartwig K.T., Zhang X. Grain refinement mechanisms and strength-hardness correlation of ultrafine grained grade 91 steel processed by equal channel angular extrusion. *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, 2019, vol.172, pp.212-219. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2019.03.025
145. Sun P.L., Kao P.W., Chang C.P. High angle boundary formation by grain subdivision in equal channel angular extrusion. *Scripta Materialia*, 2004, vol.51, pp.565-570. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.05.031
146. Suwas S., Bhowmik A., Biswas S. Ultra-fine grain materials by severe plastic deformation: application to steels. Microstructure and Texture in Steels. A. Haldar, S. Suwas, D. Bhattacharjee (eds.), *Springer*, 2009, pp.325-344. DOI: 10.1007/978-1-84882-454-6\_19
147. Toth L.S., Gu C. Ultrafine-grain metals by severe plastic deformation. *Materials Characterization*, 2014, vol. 92, pp. 1–14. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.02.003
148. Trusov P.V., Sharifullina E.R., Shveykin A.I. Multilevel model for the description of plastic and superplastic deformation of polycrystalline materials. *Physical Mesomechanics*, 2019, vol.22, no.5, Pp.402-419. DOI: 10.1134/S1029959919050072
149. Trusov P.V., Shveykin A.I. Multilevel crystal plasticity models of single- and polycrystals. Statistical models. *Physical Mesomechanics*, 2013a, vol. 16, Iss. 1, pp. 23-33. DOI: 10.1134/S102995991301003

150. Trusov P.V., Shveykin A.I. Multilevel crystal plasticity models of single- and polycrystals. Direct models. *Physical Mesomechanics*, 2013b, vol. 16, Iss. 2, pp. 99-124. DOI: 10.1134/S1029959913020021
151. 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. DOI: 10.1134/S1029959912020038
152. Trusov P.V., Shveykin A.I., Yanz A.Yu. Motion decomposition, frame-indifferent derivatives, and constitutive relations at large displacement gradients from the viewpoint of multilevel modeling. *Physical Mesomechanics*, 2017, vol. 20, iss. 4, pp. 357-376. DOI: 10.1134/S1029959917040014
153. Tsuji N., Toyoda T., Minamino Y., Koizumi Y., Yamane T., Komatsu M., Kiritani M. Microstructural change of ultrafine-grained aluminum during high speed plastic deformation *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol.350, pp.108-116. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00709-8
154. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45, no. 2, pp. 103-189. DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9
155. Valiev R.Z., Langdon T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*, 2006, vol.51, no.7, pp. 881–981. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2006.02.003
156. Valiev R.Z., Salimonenko D.A., Tsenev N.K., Berbon P.B., Langdon T.G. Observations of high strain rate superplasticity in commercial aluminum alloys with ultrafine grain sizes. *Scripta Materialia*, 1997, vol.37, no. 12, pp. 1945-1950. DOI: 10.1016/S1359-6462(97)00387-4
157. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusova N.F. Grain refinement and enhanced superplasticity in metallic materials. *Materials Science Forum*, 2001, vol. 357-359, pp.449-458. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.357-359.449
158. Wang C.P., Li F.G., Wang L., Qiao H.J. Review on modified and novel techniques of severe plastic deformation. *Sci. China. Tech. Sci*, 2012, vol.55, no.9, pp. 2377-2390. DOI: 10.1007/s11431-012-4954-y
159. Wang H., Ban C., Zhao N., Zhu Q., Cui J. Effective grain refinement of pure Cu processed by new route of equal channel angular pressing. *Materials Science & Engineering A*, 2019, vol.751, pp.246-252. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.045
160. Wilde G. Physical metallurgy of nanocrystalline metals. *Physical Metallurgy (Fifth Edition)*, Elsevier, 2014, vol. III, pp. 2707-2805.
161. Wronski M., Wierzbanowski K., Wronski S. and Bacroix B. Microstructure and texture of asymmetrically rolled aluminium and titanium after deformation and recrystallization. 36th Risø International Symposium on Materials Science. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*, 2015, vol.89, 5 p. DOI: 10.1088/1757-899X/89/1/012050
162. Wronski S., Bacroix B. Microstructure evolution and grain refinement in asymmetrically rolled aluminium. *Acta Materialia*, 2014, vol.76, pp.404-412. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.034
163. Xiao G.H., Tao N.R., Lu K. Microstructures and mechanical properties of a Cu–Zn alloy subjected to cryogenic dynamic plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol.513-514, pp.13-21. DOI:10.1016/j.msea.2009.01.022
164. Xiong Y., He T., Wang J., Lu Y., Chen L., Ren F., Liu Y., Volinsky A.A. Cryorolling effect on microstructure and mechanical properties of Fe–25Cr–20Ni austenitic stainless steel. *Materials and Design*, 2015, vol.88, pp.398-405. DOI:10.1016/j.matdes.2015.09.029
165. Xu C., Furukawa M., Horita Z., Langdon T.G. Using ECAP to achieve grain refinement, precipitate fragmentation and high strain rate superplasticity in a spray-cast aluminium alloy. *Acta Mater*, 2003, vol.51, pp. 6139-6149. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00433-6
166. Zhan M., Wang X., Long H. Mechanism of grain refinement of aluminium alloy in shear spinning under different deviation ratios. *Materials and Design*, 2016, vol.108, pp.207-216. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.06.095