

14,01

Микромеханизм повышения пластичности в ультрамелкозернистом сплаве Al-Cu-Zr после отжига и дополнительной деформации

© М.Ю. Гуткин^{1–3}, Т.С. Орлова⁴, Н.В. Скиба^{4,¶}

¹ Институт проблем машиноведения РАН,
Санкт-Петербург, Россия

² Университет ИТМО,
Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

⁴ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург Россия

¶ E-mail: nikolay.skiba@gmail.com

Поступила в Редакцию 24 марта 2023 г.

В окончательной редакции 24 марта 2023 г.

Принята к публикации 31 марта 2023 г.

Предложена теоретическая модель, описывающая микромеханизм повышения пластичности в ультрамелкозернистом сплаве Al-Cu-Zr после отжига и небольшой дополнительной деформации. В рамках модели показано, что нанопреципитаты вторичной фазы Al_2Cu в границах зерен становятся мощными источниками решеточных дислокаций в случае наличия около них большого количества внесенных зернограницных дислокаций. Теоретические зависимости напряжения течения от степени пластической деформации демонстрируют хорошее качественное и количественное совпадение с экспериментальными данными. Испускание решеточных дислокаций из нанопреципитатов обеспечивает более высокую пластичность по сравнению с испусканием решеточных дислокаций из тройных стыков границ зерен.

Ключевые слова: ультрамелкозернистые материалы, алюминиевые сплавы, нанопреципитаты, отжиг, интенсивная пластическая деформация кручением, дислокации, границы зерен.

DOI: 10.21883/FTT.2023.05.55508.42

1. Введение

Сверхпрочные алюминиевые сплавы перспективны для применений в качестве конструкционных и функциональных материалов в различных областях индустрии, в первую очередь, в автомобильной, авиационной и электротехнической промышленности. В настоящее время одно из основных направлений создания высокопрочных металлических материалов с улучшенными прочностными свойствами — это формирование в них нанокристаллической (НК) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структур методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Такие структуры обладают высокой плотностью границ зерен (ГЗ) [2–4]. Кроме того, ГЗ в них могут находиться в неравновесном состоянии за счет внесенных зернограницных дислокаций (ВЗГД), а также содержать сегрегации примесных атомов и/или преципитаты вторичных фаз [4,5]. Высокая плотность ГЗ, как и их особое состояние, могут сильно повышать прочностные свойства металлов и сплавов [2,4]. Однако повышение прочности НК и УМЗ материалов обычно сопровождается значительным уменьшением их пластичности [6], что сильно ограничивает практическое применение этих материалов.

В то же время, как показали экспериментальные результаты, при определенных условиях некоторые мно-

гокомпонентные сплавы способны проявлять уникальное сочетание высокой прочности и хорошей пластичности [7–10]. Однако такие уникальные механические характеристики проявляют далеко не все сплавы. Как показывают экспериментальные исследования, достижение желаемого сочетания высокой прочности и пластичности зависит от ряда факторов, а именно, от подбора легирующих элементов и сочетания режимов дополнительной термомеханической обработки сплавов. Например, хорошо известно, что легирование медью приводит к измельчению зерен [11–13] и к увеличению прочности [11,14–16] алюминиевых сплавов, обработанных ИПД.

В частности, в недавней экспериментальной работе [17] было продемонстрировано значительное увеличение прочности УМЗ сплава Al-Cu-Zr, структурированного ИПД кручением под давлением (ИПДК), при сохранении хорошей электропроводности. При этом авторы [17] обнаружили, что после ИПДК в этом сплаве на ГЗ происходит формирование отдельных наноразмерных преципитатов, содержащих атомы Cu — нанопреципитатов вторичной фазы Al_2Cu (НП Al_2Cu) с размером 20–40 нм, имеющих форму эллипсоида, которые вносят значительный вклад в упрочнение, соизмеримый по величине с зернограницным упрочнением [17]. Пластичность после обработки ИПДК понижается до 3–5%.

Однако последующая термомеханическая обработка, состоящая из низкотемпературного отжига и небольшой дополнительной деформации значительно повышает пластичность УМЗ сплава при сохранении прочности на высоком уровне [7]. Примечательно, что промежуточный отжиг катастрофически снижал пластичность этого материала до практически хрупкого состояния при небольшом уменьшении прочности [7]. В [7,18] также отмечалось, что наноскопические выделения НП Al_2Cu в ГЗ увеличились после отжига (и сохранились после дополнительной деформации) в размерах до величин порядка 60 нм и приобрели огранку, то есть из эллипсоидных трансформировались в ограненные полиэдрические. В этом случае, естественно считать, что на них появились ребра, которые стали мощными концентраторами как собственных, так и приложенных напряжений, способными эффективно испускать решеточные дислокации (РД). Способность НП испускать дислокации также подтверждается компьютерным моделированием [19,20].

Кроме этого, хорошо известно, что ИПД приводит к увеличению числа ВЗГД. Это наблюдалось и в работе [7], в которой отмечено, что после небольшой дополнительной (после отжига) ИПДК плотность дислокаций выросла в 1.8 раза. Таким образом, в результате воздействия дополнительной ИПДК на отожженные образцы УМЗ сплава Al-Cu-Zr в них должны происходить важные структурные изменения: 1) ГЗ должны насыщаться ВЗГД, 2) при последующем нагружении скользящие ВЗГД должны накапливаться вблизи НП, которые становятся эффективными препятствиями для скольжения ВЗГД, и 3) под действием скоплений ВЗГД эти НП, выросшие и фасетированные в результате отжига, должны сами становиться эффективными источниками РД, испускание которых в прилегающие зерна должно обеспечивать существенное повышение пластичности УМЗ сплава.

В настоящей работе предложена теоретическая модель, которая основана на перечисленных выше предположениях 1)–3) и нацелена на объяснение экспериментально установленного в [7] повышения пластичности УМЗ сплава Al-Cu-Zr, структурированного ИПДК и затем подвергнутого низкотемпературному отжигу и небольшой дополнительной ИПДК. В рамках этой модели основным механизмом пластической деформации считается испускание РД ребрами НП Al_2Cu в ГЗ.

2. Модель

Рассмотрим отдельный НП в ГЗ, моделируемый включением прямоугольной формы ABCD, размеры которого задаются диагональю h и углом наклона α грани BC к плоскости ГЗ (рис. 1). Известно [21–25], что образование пластинчатых НП Al_2Cu в пересыщенных медью сплавах на основе алюминия происходит таким образом, что большие грани НП Al_2Cu лежат в плоскостях типа $\{111\}$ алюминиевой матрицы, и на этих границах раздела

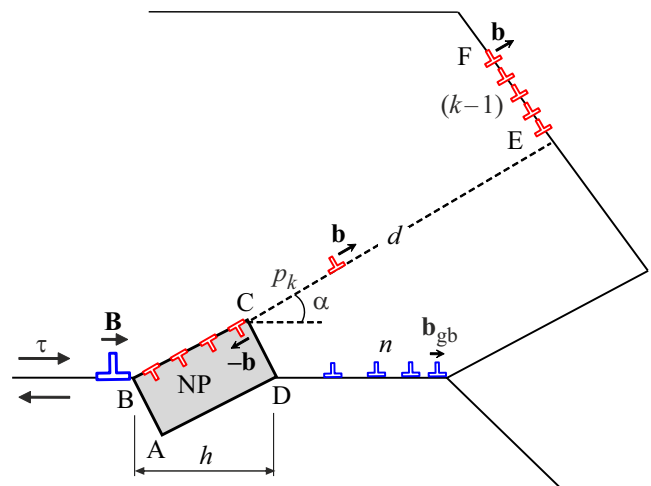


Рис. 1. Модель испускания k -ой РД из вершины C прямоугольного НП ABCD и достраивания стенки EF из $k-1$ переползающих b -дислокаций.

в большинстве случаев выполняются ориентационные соотношения $(110)_{Al_2Cu} \parallel (111)_{Al}$, $[1\bar{1}0]_{Al_2Cu} \parallel [10\bar{1}]_{Al}$ и $[001]_{Al_2Cu} \parallel [1\bar{2}1]_{Al}$. Это объясняется [25] относительно низким решеточным несоответствием f на такой границе в направлениях $[1\bar{1}0]_{Al_2Cu} \parallel [10\bar{1}]_{Al}$ ($f = 1.23\%$) и $[001]_{Al_2Cu} \parallel [1\bar{2}1]_{Al}$ ($f = 1.71\%$), а также кинетикой роста интерметаллида Al_2Cu , у которого грани $\{110\}$ растут быстрее остальных [21]. Отметим, что недавние работы по компьютерному моделированию структуры и свойств таких границ раздела в ламелярных эвтектических композитах Al- Al_2Cu [23,24] показали, что они относительно легко переходят из когерентного состояния в полукogerентное за счет заполнения границ тремя семействами дислокаций несоответствия (ДН) путем скольжения по границе частичных дислокаций Шокли. Такая структура границы раздела позволяет ей выступать в роли плоскости относительно легкого межфазного скольжения за счет движения ДН [23].

Для определенности будем считать, что границы НП изначально находятся в когерентном состоянии, то есть не содержат ДН. При необходимости можно обойтись и без этого допущения, однако это приведет к некоторому усложнению модели, которое не скажется существенно на результатах расчетов.

Предположим далее, что рассматриваемая ГЗ содержит скопления ВЗГД, поджатые к НП и к тройному стыку ГЗ. При этом скопление перед НП моделируется краевой супердислокацией с вектором Бюргерса \mathbf{B} (далее B -супердислокация), равным по модулю $B = b_{gb}n$, где b_{gb} — модуль вектора Бюргерса отдельной ВЗГД, а n — число ВЗГД в скоплении.

В рамках такой модели естественно допустить, что в общем поле сдвиговых напряжений — приложенного напряжения τ , поля напряжений НП и поля напряжений B -супердислокации — происходит испускание РД с

вектором Бюргерса \mathbf{b} (далее b -дислокация) из вершины НП С в соседнее зерно (рис. 1).

На основе результатов экспериментальных наблюдений и компьютерного моделирования НП Al_2Cu в алюминиевых сплавах [21–25] будем считать, что плоскость легкого скольжения РД совпадает с плоскостью грани ВС и составляет угол α с плоскостью ГЗ. Эмиссия такой b -дислокации может быть представлена как зарождение диполя РД с векторами Бюргерса $\pm\mathbf{b}$ (рис. 1). Рассмотрим механизм последовательного испускания РД из ребра НП, аналогичный предложенному ранее в [26]. Испущенную РД будем для определенности считать положительной дислокацией образовавшегося диполя. В рамках модели, разработанной в [26], испущенная положительная РД пересекает зерно, достигает противоположной ГЗ и захватывается ею. Затем происходит испускание следующей положительной РД, которая также пересекает зерно и захватывается противоположной ГЗ, в которой предыдущая РД переползает от точки ее захвата границей [26].

В результате такого последовательного испускания положительных РД и их захвата противоположной ГЗ формируется стенка переползающих ВЗГД, которая своим полем напряжений затрудняет последующие испускания РД [26]. Применяя этот подход к нашему случаю, получаем дефектную структуру в виде испущенной из ребра НП k -ой РД и стенки EF из $k - 1$ переползающих $-b$ -дислокаций (рис. 1).

В рамках настоящей модели предполагается также, что отрицательные дислокации ($-b$ -дислокации) зарождающихся диполей РД скользят в обратном направлении от точки испускания и формируют периодический ряд вдоль грани ВС (рис. 1), выступая в роли ДН в соответствии с данными компьютерного моделирования [23,24]. Подобные модели образования ДН недавно исследовались применительно к композитным наноструктурам — нанопроволокам прямоугольного поперечного сечения в нанослоях [27] и в цилиндрических нанопроволоках [28]. Формирование такого ряда ДН, с одной стороны, снижает поле напряжений НП и увеличивает суммарный выигрыш в энергии от испускания РД за счет уменьшения упругой энергии НП, а с другой стороны, понижает суммарное сдвиговое напряжение, действующее на испускаемые РД, и тем самым понижает общий выигрыш в энергии системы. Для упрощения модели полагаем, что такое понижение общего выигрыша в энергии от понижения сдвигового напряжения, действующего на испущенную РД, примерно компенсируется дополнительным выигрышем в упругой энергии НП, что позволяет в первом приближении не учитывать влияние b -дислокаций на испускание РД.

Для упрощения расчетов в рамках настоящей модели можно также пренебречь влиянием поля напряжений скопления ВЗГД около тройного стыка на испускание РД. Действительно, основная часть дислокаций скопления сосредоточена в его голове у тройного стыка и находится на значительном удалении от точки эмиссии

РД, а критические условия этой эмиссии определяются уже при малом (порядка 1 nm) смещении РД из точки С.

Будем также пренебрегать здесь разницей в упругих модулях НП и окружающих его зерен, считая материал сплава упруго-изотропной однородной средой. Это позволит не учитывать эффект концентрации приложенного напряжения τ на ребре НП, оставаясь при этом в рамках аналитической модели. Учет этого эффекта потребовал бы построения избыточно громоздкой конечно-элементной численной модели, совершенно не пригодной для нашего оценочного теоретического анализа.

В качестве упругой модели НП возьмем дилатационное включение в форме длинного параллелепипеда, ориентированного своей продольной осью перпендикулярно плоскости рис. 1. Упругие поля такого включения определяются его формой и собственной однородной трехмерной дилатацией ε^* (см., например, [29,30]). В свою очередь, величина ε^* определяется несоответствием параметров решеток НП и окружающего сплава f , разницей их коэффициентов теплового расширения и разницей температур отжига и механического испытания.

3. Результаты

Проведем расчет энергетических характеристик испускания k -ой РД из НП (рис. 1). Разность энергий ΔW_k , характеризующая данный процесс, дается выражением:

$$\Delta W_k = E_k^{2b} + E_k^{NP-2b} + E_k^{B-2b} + E_k^{b-2b} + E_k^{\tau}, \quad (1)$$

где E_k^{2b} — собственная энергия k -ого диполя $\pm b$ -дислокаций, E_k^{NP-2b} — энергия взаимодействия между НП ABCD и k -ым диполем $\pm b$ -дислокаций, E_k^{B-2b} — энергия взаимодействия между B -супердислокацией перед НП и k -ым диполем $\pm b$ -дислокаций, E_k^{b-2b} — энергия взаимодействия между k -ым диполем $\pm b$ -дислокаций и стенкой EF из $k - 1$ переползающих b -дислокаций, E_k^{τ} — энергия взаимодействия приложенного сдвигового напряжения τ с k -ым диполем $\pm b$ -дислокаций.

Собственная энергия определяется известным выражением [31], а энергии взаимодействия рассчитываются как работы по зарождению одного дефекта в поле напряжений другого дефекта (группы дефектов) [32]. В итоге имеем

$$E_k^{2b} = Db^2 \left(\ln \frac{p_k - r_c}{r_c} + 1 \right), \quad (2)$$

$$\begin{aligned} E_k^{NP-2b} = & Db\varepsilon^*(1+\nu) \left(q \ln \left(1 + \frac{4c^2}{q^2} \right) - (q + p_k) \right. \\ & \times \ln \left(1 + \frac{4c^2}{(q + p_k)^2} \right) - (q - p_k) \ln \left(1 + \frac{4c^2}{(q - p_k)^2} \right) \\ & \left. + 4c \left(\arctan \frac{q}{2c} - \arctan \frac{q + p_k}{2c} - \arctan \frac{q - p_k}{2c} \right) \right), \quad (3) \end{aligned}$$

$$E_k^{B-2b} = -\frac{DBb}{2} \left(\cos \alpha \ln \frac{h^2 + p_k^2 + 2hp_k \cos \alpha}{h^2} - \frac{2hp_k \sin^2 \alpha}{h^2 + p_k^2 + 2hp_k \cos \alpha} \right), \quad (4)$$

$$E_k^{b-2b} = 2Db^2 \sum_{i=1}^{k-1} \left(\ln \frac{(d-p_k)^2 + y_i^2}{d^2 + y_i^2} + \frac{2y_i^2 p_k (2d-p_k)}{[(d-p_k)^2 + y_i^2](d^2 + y_i^2)} \right), \quad (5)$$

$$E_k^r = -b\tau p_k \cos 2\alpha, \quad (6)$$

где $D = G/[2\pi(1-\nu)]$, G — модуль сдвига, ν — коэффициент Пуассона, $r_c \approx b$ — радиус ядра РД, p_k — расстояние, которое прошла испущенная РД в теле зерна, $q = h \cos \alpha$, $c = h \sin \alpha$, $y_i = (i-1)a$, a — параметр кристаллической решетки в Al.

Рассчитав по формулам (1)–(6) разность энергий ΔW_k , найдем критическое напряжение $\tau_c(k)$, которое определяется как минимальное напряжение, требуемое для пересечения испущенной РД зерна (условие $p_k = d$). Это напряжение рассчитывается из условий [26] $\Delta W_k(p_k = p') = 0$, $\Delta W_k|_{p_k > p'} < 0$ и $\partial \Delta W_k / \partial p_k|_{p_k > p'} < 0$, где $p' = 1$ nm. Оно связано с напряжением течения σ следующим соотношением: $\sigma = 2\tau_c(k) / \cos 2\alpha$. Для оценки степени пластической деформации, которую совершают испущенные РД, воспользуемся известным соотношением [26] $\varepsilon \approx kb/d$.

Используя оценки для напряжения течения σ и степени пластической деформации ε , рассчитаем зависимости $\sigma(\varepsilon)$ на примере УМЗ сплава Al-Cu-Zr после обработки ИПДК, низкотемпературного отжига и дополнительной небольшой обработки ИПДК. Расчеты проводились для следующих значений параметров дефектной структуры [33,34]: $G = 27$ GPa, $\nu = 0.33$, $a = 0.405$ nm, $b = a\sqrt{2}/2$, $b_{gb} = 0.1$ nm и $d \approx 300$ nm [7]. Угол $\alpha = 22^\circ$ был выбран как средний между углами 0° и 45° , которые соответствуют максимальному и минимальному уровням внешнего сдвигового напряжения τ . Количество ВЗГД перед НП было выбрано равным $n = 18$ (это соответствует случаю одного НП из теоретической работы [35]). Для собственной дилатации НП взято среднее значение несоответствия решеток алюминиевой матрицы и НП Al_2Cu в двух ортогональных направлениях на границе раздела $(110)_{Al_2Cu} \parallel (111)_{Al}$ [25] (см. п. 2): $\varepsilon^* = f \approx (0.0123 + 0.0171)/2 = 0.0147$. При этом вкладом от разницы коэффициентов теплового расширения пренебрегали из-за его относительной малости (порядка

$$\begin{aligned} \Delta\alpha\Delta T &= (\alpha_{Al} - \alpha_{Al_2Cu})(T_{AN} - T_{room}) \\ &\approx (27 - 20) \cdot 10^{-6} (398 - 300) \approx 6.86 \cdot 10^{-4}, \end{aligned}$$

где α_{Al} и α_{Al_2Cu} — коэффициенты теплового расширения Al и Al_2Cu , T_{AN} — температура отжига, T_{room} — комнатная температура).

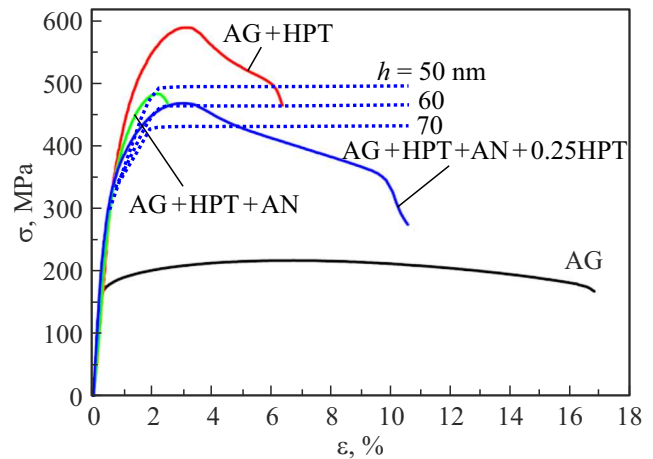


Рис. 2. Теоретические зависимости (штрихованные кривые) напряжения течения σ от величины пластической деформации ε при разных размерах h НП. Для сравнения представлены экспериментальные зависимости $\sigma(\varepsilon)$ (сплошные кривые) УМЗ сплава Al-Cu-Zr на разных стадиях его термомеханической обработки [7].

Расчетные зависимости $\sigma(\varepsilon)$ (синие штриховые кривые) представлены на рис. 2 для разных размеров НП h в сравнение с экспериментальными данными [7] для УМЗ сплава Al-Cu-Zr в различных состояниях: состаренного сплава (черная кривая, AG), состаренного сплава после обработки ИПДК (красная кривая, AG + HPT), состаренного сплава после обработки ИПДК и дополнительного низкотемпературного отжига при $T_{AN} = 125^\circ C$, 4 h (зеленая кривая, AG + HPT + AN), и состаренного сплава после обработки ИПДК, дополнительного низкотемпературного отжига при $T_{AN} = 125^\circ C$, 4 h и небольшой дополнительной ИПДК (синяя сплошная кривая, AG + HPT + AN + 0.25HPT). Как видно из рис. 2, теоретические зависимости $\sigma(\varepsilon)$ на начальной стадии испускания РД демонстрируют значительный рост величины напряжения течения, а на следующей стадии, после достижения определенной величины напряжения течения $\sigma = \sigma_{st}$, выходят на насыщение и практически не зависят от числа выпускаемых РД. Эта стадия пластической деформации характеризует повышение пластичности УМЗ сплава после дополнительной обработки ИПДК.

Сравнение теоретических зависимостей с экспериментальными показало, что наилучшее совпадение с экспериментом демонстрирует теоретическая кривая, соответствующая размеру НП $h = 60$ nm, что хорошо согласуется с экспериментальными данными [7]. Следует отметить, что в рамках этой модели нет ограничения по росту напряжения течения. Поэтому величина пластической деформации также будет постоянно увеличиваться, что не соответствует реальности. Таким образом, опираясь на экспериментальные данные [7], здесь искусственно введено ограничение для величины пластической деформации $\varepsilon = 11\%$, которая соответствует

достигшему насыщения напряжению течения $\sigma = \sigma_{st}$. Заметим также, что точки начала теоретических кривых не совпадают с началом экспериментальных кривых, так как теоретические кривые описывают только пластическую деформацию без учета упругой составляющей.

4. Заключение

Таким образом, разработана теоретическая модель, описывающая повышение пластичности УМЗ сплава Al-Cu-Zr после обработки ИПДК, дополнительного низкотемпературного отжига и дополнительной небольшой обработки ИПДК. В рамках предложенной модели это повышение пластичности обусловлено испусканием решеточных дислокаций (РД) ребрами фасетированных нанопреципитатов (НП) Al₂Cu, выделившихся на границах зерен (ГЗ) в процессе термомеханической обработки сплава. Полученные оценки напряжения течения и степени пластической деформации демонстрируют хорошее совпадение с экспериментальными данными [7]. Испускание РД ребрами НП обеспечивает более высокую пластичность по сравнению с испусканием РД из тройных стыков ГЗ, так как в случае НП нет ограничений по количеству испущенных РД, в отличие от их испускания из тройных стыков ГЗ, когда количество испущенных РД ограничивается числом ВЗГД в скоплениях у тройных стыков. Кроме того, в случае УМЗ сплава, прошедшего дополнительный низкотемпературный отжиг и дополнительную небольшую обработку ИПДК, в отличие от УМЗ сплава после низкотемпературного отжига, в ГЗ есть достаточное количество ВЗГД, чтобы обеспечить работу НП Al₂Cu в качестве источников РД в большем количестве зерен. Все это обуславливает, по нашему мнению, высокую пластичность УМЗ сплава Al-Cu-Zr после дополнительной обработки ИПДК.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00292).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] K. Edalati, A. Bachmaier, V.A. Beloshenko, Y. Beygelzimer, V.D. Blank, W.J. Botta, K. Bryła, J. Čížek, S. Divinski, N.A. Enikeev, Y. Estrin, G. Faraji, R.B. Figueiredo, M. Fuji, T. Furuta, T. Grosdidier, J. Gubicza, A. Hohenwarter, Z. Horita, J. Huot, Y. Ikoma, M. Janeček, M. Kawasaki, P. Král, S. Kuramoto, T.G. Langdon, D.R. Leiva, V.I. Levitas, A. Mazilkin, M. Mito, H. Miyamoto, T. Nishizaki, R. Pippan, V.V. Popov, E.N. Popova, G. Purcek, O. Renk, Á. Révész, X. Sauvage, V. Sklenicka, W. Skrotzki, B.B. Straumal, S. Suwas, L.S. Toth, N. Tsuji, R.Z. Valiev, G. Wilde, M.J. Zehetbauer, X. Zhu. *Mater. Res. Lett.* **10**, 4, 163 (2022).
- [2] Y.T. Zhu, Y.H. Zhao, J.F. Bingert, T.D. Topping, P.L. Sun, X.Z. Liao, E.J. Lavernia. *Mater. Sci. Eng. A* **772**, 138706 (2020).
- [3] J. Gubicza. *Mater. Trans.* **60**, 1230 (2019).
- [4] X. Sauvage, G. Wilde, S. Divinski, Z. Horita, R. Valiev. *Mater. Sci. Eng. A* **540**, 1 (2012).
- [5] A.A. Nazarov. *Lett. Mater.* **8**, 3, 372 (2018).
- [6] I.A. Ovid'ko, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu. *Progr. Mater. Sci.* **94**, 462 (2018).
- [7] T.S. Orlova, D.I. Sadykov, D.V. Danilov, N.A. Enikeev, M.Yu. Murashkin. *Mater. Lett.* **330**, 130490 (2021).
- [8] D. Raabe, D. Ponge, O. Dmitrieva, B. Sander. *Scr. Mater.* **60**, 1141 (2009).
- [9] K. Ming, X. Bi, J. Wang. *Int. J. Plast.* **100**, 177 (2018).
- [10] S.-H. Kim, H. Kim, N.J. Kim. *Nature* **518**, 77 (2015).
- [11] A.M. Mavlyutov, T.S. Orlova, E.Kh. Yapparova. *Tech. Phys. Lett.* **46**, 916 (2020).
- [12] V.D. Sitdikov, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev. *J. Alloys Compd.* **735**, 1792 (2018).
- [13] Y. Nasedkina, X. Sauvage, E.V. Bobruk, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev, N.A. Enikeev. *J. Alloys Compd.* **710**, 736 (2017).
- [14] W. Xu, X.C. Liu, K. Lu. *Acta Mater.* **152**, 138 (2018).
- [15] H. Jia, R. Bjørge, L. Cao, H. Song, K. Marthinsen, Y. Li. *Acta Mater.* **155**, 199 (2018).
- [16] L.F. Shuai, T.L. Huang, G.L. Wu, N. Hansen, X. Huang. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **219**, 012038 (2017).
- [17] T.S. Orlova, D.I. Sadykov, M.Yu. Murashkin, N.A. Enikeev. *Phys. Solid State* **63**, 1744 (2021).
- [18] T.S. Orlova, D.I. Sadykov, D.V. Danilov, M.Y. Murashkin. *J. Alloy Compd.* **931**, 167540 (2023).
- [19] V. Borovikov, M.I. Mendeleev, A.H. King. *Scr. Mater.* **154**, 12 (2018).
- [20] S. Peng, Y. Wei, H. Gao. *PANS* **117**, 5204 (2020).
- [21] J.M. Howe, W.E. Benson, A. Garg, Y.C. Chang. *Mater. Sci. Forum* **189–190**, 255 (1995).
- [22] S.J. Wang, G. Liu, J. Wang, A. Misra. *Mater. Character.* **142**, 170 (2018).
- [23] G. Liu, M. Gong, D. Xie, J. Wang. *JOM* **71**, 4, 1200 (2019).
- [24] Q. Zhou, D.P. Hua, Y. Du, Y. Ren, W.W. Kuang, Q.S. Xia, V. Bhardwaj. *Int. J. Plast.* **120**, 115 (2019).
- [25] G. Liu, S. Wang, A. Misra, J. Wang. *Acta Mater.* **186**, 443 (2020).
- [26] N.V. Skiba, T.S. Orlova, M.Yu. Gutkin. *Phys. Solid State.* **62**, 2094 (2020).
- [27] K.N. Mikaelyan, M.Yu. Gutkin, E.N. Borodin, A.E. Romanov. *Int. J. Solid Struct.* **161**, 127 (2019).
- [28] A.M. Smirnov, S.A. Krasnitskii, M.Yu. Gutkin. *Acta Mater.* **186**, 494 (2020).
- [29] В.И. Владимиров, М.Ю. Гуткин, С.П. Никаноров, А.Е. Романов. *Механика композитных материалов* **4**, 730 (1986).
- [30] К.Л. Мальшев, М.Ю. Гуткин, А.Е. Романов, А.А. Ситникова, Л.М. Сорокин. *ФТТ* **30**, 7, 2040 (1988).
- [31] M.Yu. Gutkin, I.A. Ovid'ko, N.V. Skiba. *Phil. Mag.* **88**, 1137 (2008).
- [32] T. Mura. In: *Advances in Material Research / Ed. H. Herman. Interscience, N.Y.* **3** (1968). P. 1.
- [33] J.P. Hirth, J. Lothe. *Theory of dislocations.* Wiley, N.Y. (1982).
- [34] C.J. Smithells, E.A. Brands. *Metals reference book.* Butterworths, London (1976).
- [35] M.Yu. Gutkin, N.V. Skiba, T.S. Orlova. *Mater. Phys. Mech.* **50**, 431 (2022).

Редактор Т.Н. Василевская