Письма в ЖЭТФ, том 121, вып. 8, с. 650 – 656 © 2025 г. 25 апреля

Конкуренция между образованием и распадом твердого раствора при деформации кручением под высоким давлением сплавов Al–Cu

Б. Б. Страумал[+1)], *О. А. Когтенкова*[+], *А. С. Горнакова*[+], *М. А. Хорошева*[+], *П. Б. Страумал*[*], *П. А. Прокофьев*[*], *Д. Брадай*[×2)], *А. Р. Кильмаметов*[°]

[+]*Институт физики твердого тела имени Ю. А. Осипьяна РАН, 142432 Черноголовка, Россия*

[*]*Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, 119334 Москва, Россия*

[×]*Faculty of Physics, University of Sciences and Technology Houari Boumediene, BP 32, El-Alia, 16111 Algiers, Algeria*

[°]*Process and Material Sciences Laboratory, LSPM – CNRS, Batiments L1/L2, 99 av. Jean-Baptiste Clement, 93430 Villetaneuse, France*

Поступила в редакцию 4 марта 2025 г.
После переработки 12 марта 2025 г.
Принята к публикации 12 марта 2025 г.

В данной работе впервые обнаружена конкуренция между фазовыми превращениями образования и распада твердого раствора под действием кручения под высоким давлением (КВД) в сплаве на основе алюминия. Сплав Al–6 масс. % Cu был предварительно отожжен при 300 и 530 °C. После отжига при 300 °C твердый раствор в матрице практически не содержит меди, а после отжига при 530 °C он содержит примерно 5 масс. % Cu. Это близко к максимально возможному значению. В первом образце кручение под высоким давлением приводит к обогащению твердого раствора медью за счет частичного распада частиц фазы Al_2Cu. Во втором образце, наоборот, твердый раствор распадается с образованием частиц Al_2Cu. В результате конкуренции этих процессов возникает динамическое равновесие, и концентрация меди в матрице с двух сторон стремится к стационарному значению $c_{ss} = 2$ масс. % Cu. c_{ss} соответствует растворимости меди в твердом растворе при $T_{\text{eff}} = 400 \pm 20$ °C. Это явление можно объяснить повышенной концентрацией дефектов (в частности, вакансий) в стационарном состоянии при кручении под высоким давлением, которое эквивалентно повышению температуры.

DOI: 10.31857/S0370274X25040179, EDN: DNSPKB

Введение. За последние годы был достигнут существенный прогресс в понимании фазовых превращений, которые происходят в различных материалах под воздействием больших деформаций, и в частности – сдвиговых деформаций при кручении под высоким давлением (КВД) [1–16]. Среди этих фазовых превращений – распад пересыщенных твердых растворов [2, 17–21], насыщение матрицы вторым компонентом (образование твердых растворов) [22–27], формирование одной или двух разных аморфных фаз из кристаллических фаз [28–42], распад аморфной фазы с образованием нанокристаллов [43–54], а также аллотропные и мартенситные фазовые превращения (как, например, $\alpha-\varepsilon$ Co, $\alpha-\gamma$ Fe, B2-B19$'$ NiTi, B19-L1 TiPt, NiFeGa Heussler alloy, Ge I–Ge III, Si I–Si II, $\alpha-\beta-\omega$ Ti или $\alpha-\beta-\omega$ Zr) [2, 4, 55–72].

Важной особенностью кручения под высоким давлением является то, что образец находится под давлением в ограниченном объеме между двумя вращающимися плунжерами. Образец не может покинуть это ограниченное пространство, у него нет возможности разрушиться, и потому он сохраняет свою форму на всем протяжении механической КВД обработки. Приложенное к образцу внешнее воздействие вызывает образование дефектов кристаллической решетки в его объеме. Однако плотность дефектов не может расти до бесконечности, и в образце начинаются процессы релаксации. В какой-то момент скорость образования дефектов и скорости их аннигиляции сравниваются между собой. Таким образом возникает динамическое равновесие между этими двумя процессами. В результате различные структурные параметры материала (например, размер зерен или периоды решетки составляющих образец фаз) или его свойства (микротвердость, электросопротивление, величина крутящего момента) первоначально изменяются при деформации, а затем достигают некоторого стационарного значения [73]. Продолжительность переходного процесса

1)e-mail: straumal@issp.ac.ru
2)D. Bradai.

до наступления стационарного состояния различается для разных материалов и разных свойств или структурных параметров.

Одним из наиболее интересных классов фазовых превращений при КВД является конкуренция между противоположно направленными процессами образования и распада твердого раствора [74, 75]. Рассмотрим КВД двухфазного бинарного сплава, который состоит из твердого раствора на основе первого компонента и частиц выделений второй фазы, богатых вторым компонентом. При сдвиговой деформации твердый раствор матрицы как бы обтекает частицы второй фазы, подобно тому, как река обтекает песчаный остров. При этом атомы второго компонента из твердого раствора могут присоединяться к частице второй фазы или же, наоборот, они могут отрываться от частиц второй фазы и растворяться в объеме твердого раствора. По мере роста деформации постепенно возникает динамическое равновесие между этими двумя процессами. В результате в твердом растворе устанавливается некоторая стационарная концентрация второго компонента c_{ss}. Весьма примечательно, что величина этой стационарной концентрации c_{ss} не зависит от исходной концентрации в твердом растворе c_0. Таким образом, величина c_{ss} является эквифинальной, не зависящий от начального состояния. Это означает, что величина c_{ss} является своего рода аттрактором, к которому стремится состояние открытой системы, находящейся в условиях КВД. Это состояние не зависит от исходной точки, из которой система начинает свое движение, однако может зависеть от параметров КВД, таких как скорость деформации, а также давление или же температура деформации [76, 77].

Если исходная концентрация второго компонента в твердом растворе до КВД была больше c_{ss} ($c_0 > c_{ss}$), то при КВД концентрация второго компонента в твердом растворе падает, пока не достигнет стационарного значения c_{ss}. Если концентрация второго компонента в твердом растворе до КВД была меньше стационарного значения $c_0 < c_{ss}$, то она растет при КВД, пока не достигнет величины c_{ss}. Такая эволюция исходной концентрации и ее стремление к стационарному значению как слева, так и справа, детально наблюдалась нами, например, в сплавах Cu–Ag и Cu–Sn [78]. Важной особенностью стационарной концентрации c_{ss} является то, что ее можно найти на бинарной фазовый диаграмме на линии предела растворимости второго компонента в твердом растворе. Эта линия еще носит название сольвуса. Если найти величину стационарной концентрации c_{ss} на линии сольвуса, то она будет соответствовать некоторой температуре, которая обычно называется эффективной температурой T_{eff}. Иными словами, при КВД в твердом растворе формируется такая концентрация, как если бы твердый раствор был отожжен при некоторой температуре T_{eff}. T_{eff} обычно заметно превышает температуру КВД обработки T_{HPT}. Физически это можно понять, если вспомнить, что в стационарном состоянии формируются повышенная концентрация дефектов. Ее можно сравнить с повышенной концентрацией, например, вакансий во время отжига при $T_{\text{eff}} > T_{\text{HPT}}$. Повышенная концентрация дефектов при КВД формируется из-за того, что скорость релаксации дефектов, возникающих под внешним воздействием, лимитируется массопереносом, механизм которого подобен механизму объемной диффузии. Иными словами, возникающие под внешним воздействием области с повышенной концентрацией второго компонента релаксируют, как и при объемной диффузии, за счет перескоков атомов в соседние, вакантные, узлы решетки. Это – активационный процесс, его скорость определяется величиной энергетического барьера между заполненным и вакантным узлами решетки. Этот энергетический барьер равен или близок энергии активации H объемной диффузии второго компонента в матрице, состоящей из первого компонента. Поэтому можно ожидать, что величина эффективной температуры T_{eff} будет коррелировать с энергией активации объемной диффузии H второго компонента. Такое возрастание эффективной температуры T_{eff} с увеличением энергии активации объемной диффузии H второго компонента действительно наблюдалось нами для КВД твердых растворов на основе меди [74]. Нами был изучен процесс КВД в твердых растворах олова, индия, алюминия, серебра, кобальта, гафния и хрома в меди. Энергия активации объемной диффузии меняется у этих примесей в интервале от 175 до 225 кДж/моль. Эффективная температура при этом возрастает от примерно 800 до 1300 K. Объемная диффузия большого количества примесей в меди, серебре или золоте хорошо и подробно изучена в многочисленных экспериментах. Тонкие особенности механизма объемной диффузии в этих металлах приводят к тому, что энергия активации диффузии H, как это не удивительно, коррелирует с температурой плавления чистого растворенного компонента T_m. Поэтому, в свою очередь, величина эффективной температуры T_{eff} для твердых растворов на основе меди при КВД тоже линейно возрастает с температурой плавления растворенного компонента T_m [74].

В отличие от сплавов меди, конкуренция между образованием и распадом твердого раствора при КВД сплавов алюминия почти не изучена. Однако ее признаки наблюдались при КВД промышленных сплавов алюминия. Поэтому целью данной работы было изучение КВД сплава алюминия с медью с целью определить стационарную концентрацию c_{ss}, а также T_{eff} при КВД при комнатной температуре $T_{\text{HPT}} = 300$ K.

Методика экспериментов. Сплав Al–6 масс. % Cu был изготовлен из высокочистых компонентов 5N Al и 5N8 Cu с помощью индукционной плавки. Состав исследуемого сплава: Al–6 масс. % Cu был определен с помощью атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой. Полученные цилиндрические слитки диаметром 10 мм сплава Al–6 масс. % Cu разрезались на диски толщиной 0.7 мм с помощью электроэрозионной резки. Каждый из этих дисков был индивидуально запаян в кварцевую ампулу с остаточным давлением 4×10^{-4} Па. Эти ампулы отжигались при температурах 300 и 530 °C в течение 1200 и 500 ч соответственно (см. экспериментальные точки на фазовой диаграмме на рис. 1 [79]). Температура отжига поддерживалась с точностью ± 2 °C. После отжига ампулы закаливали в воду комнатной температуры.

Затем диски подвергали КВД в установке Бриджмена (W. Klement GmbH, Lang, Austria). Установка имела компьютерное управление и позволяла измерять и регистрировать крутящий момент во время деформации. Деформация образцов проводилась до 5 оборотов при комнатной температуре, давлении $P = 5$ ГПа и скорости вращения наковален 1 об./мин. Образцы для структурных исследований вырезались из деформированных дисков на расстоянии 2–3 мм от центра образца. Исследования методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) проводились на микроскопе Vega TS5130 MM (Tescan) оборудованным энергодиспердисперсионным спектрометром LINK (Oxford Instruments). Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре SmartLab (Rigaku), излучение CuK_α. Фазовый анализ и расчет параметров кристаллической решетки были выполнены с использованием программы PowderCell 2.4 (PowderCell for Windows. Version 2.4. 08.03.2000, Werner Kraus and Gert Nolze, BAM, Berlin).

Результаты и их обсуждение. На рисунке 2 приведены РЭМ микрофотографии образцов Al–6 масс. % Cu, отожженных при температурах 300 °C (a) и 530 °C (b). Положения этих экспериментальных точек для отжигов сплава Al–6 масс. % Cu показаны на рис. 1 красными кружками. Твердый рас-

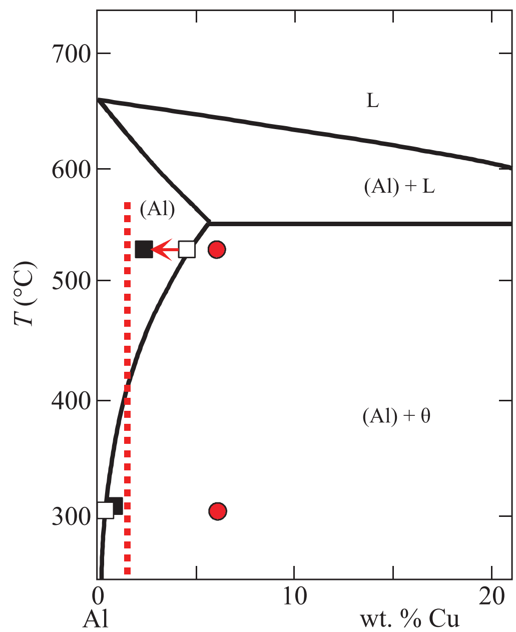

Рис. 1. (Цветной онлайн) Участок фазовой диаграммы для сплавов Al–Cu, богатых алюминием [79]. Красные кружки – температуры отжига сплава Al–6 масс. % Cu; белые квадраты – состав твердого раствора в матрице (Al) после отжига до КВД; черные квадраты – состав твердого раствора в матрице (Al) после КВД. Стрелки показывают изменение состава твердого раствора (Al) в результате КВД. Вертикальный красный пунктир показывает стационарную концентрацию $c_{ss} = 2$ масс. % Cu в твердом растворе (Al) в результате КВД, он пересекает линию сольвуса (предел растворимости меди в твердом растворе (Al)) при $T_{\text{eff}} = 400 \pm 20$ °C

твор (Al) выглядит темным на РЭМ микрофотографиях. Частицы θ-фазы Al_2Cu выглядят светлыми. Они присутствуют как после отжига при 300 °C, так и после отжига при 530 °C. Частицы θ-фазы Al_2Cu в объеме зерен – округлые, почти сферические. Частицы фазы Al_2Cu на границах зерен – чечевицеобразные, причем после отжига при 530 °C некоторые из них – почти плоские. Эта разница в морфологии связана с так называемым фазовым переходом смачивания границ зерен в сплавах Al–Cu второй твердой фазой [80].

На рисунке 3 приведены спектры рентгеновской дифракции для сплава Al–6 масс. % Cu, отожженного при температуре 300 °C до КВД (верхняя, зеленая кривая) и после КВД (вторая сверху, синяя кривая), а также для того же сплава, отожженного при температуре 530 °C до КВД (нижняя, черная кривая) и после КВД (вторая снизу, красная кривая). Спектры

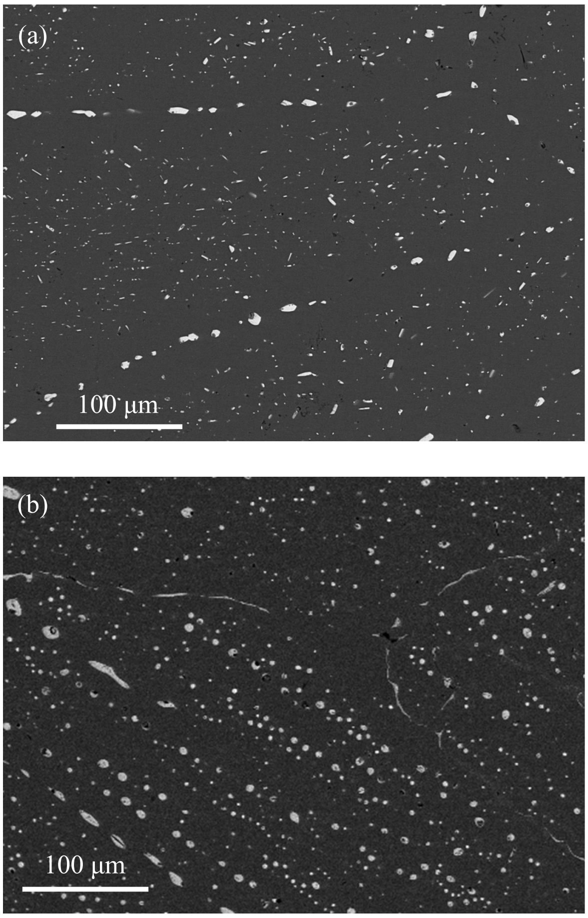

Рис. 2. РЭМ микрофотографии образцов Al–6 масс. % Cu, отожженных при температурах 300 °C (a) и 530 °C (b). Твердый раствор (Al) выглядит темным. Частицы θ-фазы Al_2Cu выглядят светлыми

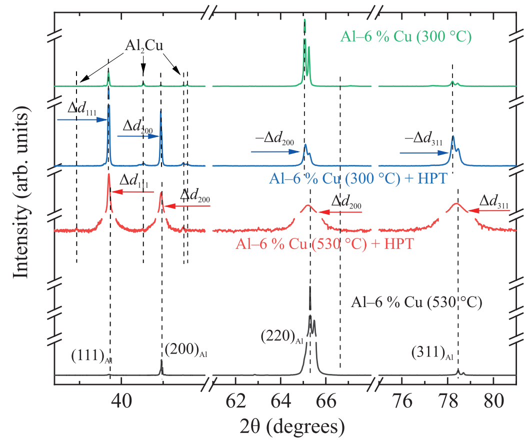

Рис. 3. (Цветной онлайн) Спектры рентгеновской дифракции для сплава Al–6 масс. % Cu, отожженного при температуре 300 °C до (верхняя, зеленая кривая) и после (вторая сверху, синяя кривая) КВД, и при температуре 530 °C до (нижняя, черная кривая) и после (вторая снизу, красная кривая) КВД.

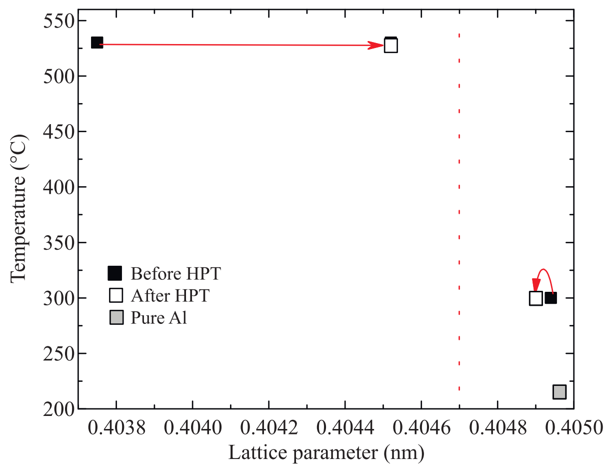

Рис. 4. (Цветной онлайн) Период решетки в ГЦК твердом растворе на основе алюминия в образцах сплава Al–6 масс. % Cu, отожженных при температурах 300 и 530 °C. Черные квадраты – до КВД, белые квадраты – после КВД, серый квадрат – период решетки в чистом алюминии. Красные стрелки – изменения периода решетки при КВД. Вертикальным пунктиром красного цвета показан период решетки в стационарном состоянии при 0.4047 нм

рентгеновской дифракции после отжигов при 300 и 530 °C содержат наборы узких пиков гранецентрированного кубического (ГЦК) твердого раствора (Al) и интерметаллида Al_2Cu. По положению пиков (Al) можно определить период решетки твердого раствора после отжигов при 300 и 530 °C. Он равен соответственно 0.40375 нм и 0.40494 нм. Эти значения показаны черными квадратами на рис. 4. На рисунке 1 черные квадраты показывают соответственно величины концентрации меди в твердом растворе (Al). Они были определены по параметрам решетки на основе закона Вегарда [78] и находятся на линии сольвуса при 300 и 530 °C. После КВД пики твердого раствора (Al), отожженного при температуре 530 °C, смещаются влево. Это отвечает увеличению периода решетки от 0.40375 нм до 0.40452 нм (см. белый квадрат при 530 °C на рис. 4) и, соответственно, уменьшению концентрации меди в растворе от 4.5 до 3 масс. % (см. белый квадрат на рис. 1 при 530 °C).

Пики твердого раствора (Al), отожженного при температуре 300 °C, смещаются после КВД вправо. Это отвечает уменьшению периода решетки от 0.40494 до 0.40490 нм (см. белый квадрат на рис. 4) и, соответственно, увеличению концентрации меди в растворе от 0.5 до 1 масс. % (см. белый квадрат на рис. 1 при 300 °C). Серый квадрат при 0.40452 нм на рис. 4 показывает период решетки в чистом алюминии.

На рисунке 4 показан период решетки в ГЦК твердом растворе на основе алюминия в образцах сплава Al–6 масс. % Cu, отожженных при температурах 300 и 530 °C. Период решетки в отожженных образцах до КВД показан черными квадратами. Период решетки после отжига и КВД показан белыми квадратами. Красные стрелки показывают изменения периода решетки при КВД. Вертикальным пунктиром красного цвета показан период решетки в стационарном состоянии при 0.4047 нм. Если в исходном состоянии период решетки пересыщенного твердого раствора превышал стационарное значение (например, после отжига при 530 °C), то в результате КВД твердый раствор распадается (обедняется медью) и период решетки приближается к вертикальному пунктиру слева. Если же в исходном состоянии период решетки пересыщенного твердого раствора был меньше стационарного значения (например, после отжига при 300 °C), то в результате КВД твердый раствор обогащается медью и период решетки приближается к вертикальному пунктиру справа. Период решетки в стационарном состоянии при 0.4047 нм отвечает концентрации меди в твердом растворе примерно $c_{ss} = 2$ масс. % Cu. Это значение c_{ss} соответствует растворимости меди в твердом растворе при $T_{\rm eff} = 400 \pm 20$ °C (см. рис. 1). Это явление можно объяснить повышенной концентрацией дефектов (в частности вакансий) в стационарном состоянии при КВД, которое эквивалентно повышению температуры.

Заключение и выводы. Таким образом, в данной работе впервые наблюдалось в сплавах на основе алюминия явление, которое мы прежде обнаружили и изучили в бинарных сплавах на основе меди. А именно, при КВД бинарного твердого раствора в присутствии частиц второй фазы, служащих источниками растворенных атомов, возникает динамическое равновесие между формированием и распадом пересыщенного твердого раствора. При этом частицы второй фазы тоже растворяются в матрице или же конденсируются из нее. В результате при КВД возникает некоторое стационарное состояние с определенной концентрацией второго компонента в твердом растворе c_{ss}. Стационарное состояние не зависит от исходного (так называемое свойство эквифинальности). Иными словами, если исходная концентрация второго компонента в твердом растворе будет меньше c_{ss}, то она возрастает, стремясь к c_{ss}. Если же исходная концентрация второго компонента в твердом растворе будет больше, чем c_{ss}, то она убывает, и тоже стремится к стационарному значению c_{ss}. Таким образом, конкуренция между образованием и распадом пересыщенных твердых растворов и формирование эквифинального стационарного состояния при КВД бинарных сплавов наблюдается не только в сплавах на основе меди, но и в сплаве на основе алюминия. Следовательно, это явление имеет общий характер, как минимум, для сплавов с ГЦК решеткой.

Финансирование работы. Данная работа финансировалась за счет средств Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (соглашение 075-15-2024-652 грант # 13.2251.21.0252).

Конфликт интересов. Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

1. X. Sauvage, A. Chbihi, and X. Quelennec, J. Phys. Conf. Ser. **240**, 012003 (2010).
2. B. B. Straumal, A. A. Mazilkin, B. Baretzky, E. Rabkin, and R. Z. Valiev, Mater.Trans. **53**, 63 (2012).
3. S. K. Pabi, J. Joardar, and B. S. Murty, Proc. Ind. Nac. Sci. Ac. A **67**, 1 (2001)
4. B. Straumal, A. Korneva, and P. Zieba, Arch. Civil Mech. Eng. **14**, 242 (2014).
5. A. Mazilkin, B. Straumal, A. Kilmametov, P. Straumal and B. Baretzky, Mater. Trans. **60**, 1489 (2019).
6. X. Liu, H. Ding, Y. Huang, X. Bai, Q. Zhang, H. Zhang, T. G. Langdon, and J. Cui, J. Alloys Compd. **867**, 159063 (2021).
7. Q. Wang, K. Edalati, I. Fujita, M. Watanabe, T. Ishihara, and Z. Horita, J. Am. Ceram. Soc. **103**, 6594 (2020).
8. I. K. Razumov, Yu. N. Gornostyrev, and A. E. Ermakov, Phys. Met. Metallogr. **119**, 1133 (2018).
9. Y. Ashkenazy, N. Pant, J. Zhou, P. Bellon, and R. S. Averback, Acta Mater. **139**, 205 (2017).
10. S. Tulić, M. Kerber, M. Matsuda, and T. Waitz, Func. Mater. Lett. **10**, 1740012 (2017).
11. Y. Fukushima, Y. Ikoma, K. Edalati, B. Chon, D. J. Smith, and Z. Horita, Mater. Charact. **129**, 163 (2017).
12. N. Resnina, S. Belyaev, V. Zeldovich, V. Pilyugin, N. Frolova, and D. Glazova, Thermochim. Acta **627**, 20 (2016).
13. V. G. Pushin, N. I. Kourov, N. N. Kuranova, A. V. Pushin, and A.,N. Uksusnikov, Phys. Met. Metallogr. **115**, 365 (2014).
14. V. G. Pushin, N. N. Kuranova, N. I. Kourov, R. Z. Valiev, A. V. Korolev, V. V. Makarov, A. V. Pushin, and A. N. Uksusnikov, Phys. Met. Metallogr. **114**, 488 (2013).
15. E. I. Teitel', L. S. Metlov, D. V. Gunderov, and A. V. Korznikov, Phys. Met. Metallogr. **113**, 1162 (2012).

16. T. Miyazaki, D. Terada, Y. Miyajima, C. Suryanarayana, R. Murao, Y. Yokoyama, K. Sugiyama, M. Umemoto, Y. Todaka, and N. Tsuji, J. Mater. Sci. **46**, 4296 (2011).
17. B. B. Straumal, B. Baretzky, A. A. Mazilkin, F. Phillipp, O. A. Kogtenkova, M. N. Volkov, and R. Z. Valiev, Acta Mater. **52**, 4469 (2004).
18. B. B. Straumal, S. G. Protasova, A. A. Mazilkin, E. Rabkin, D. Goll, G. Schutz, B. Baretzky, and R. Z. Valiev, J. Mater. Sci. **47**, 360 (2012).
19. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Y. Ivanisenko, L. Kurmanaeva, B. Baretzky, Y. O. Kucheev, P. Zieba, A. Korneva, and D. A. Molodov, Mater. Lett. **118**, 111 (2014).
20. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, I. A. Mazilkin, A. Korneva, P. Zieba, and B. Baretzky, JETP Lett. **110**, 624 (2019).
21. A. A. Mazilkin, B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, T. Boll, B. Baretzky, O. A. Kogtenkova, A. Korneva, and P. Zieba, Scr. Mater. **173**, 46 (2019).
22. H. Azzeddine, B. Mehdi, L. Hennet, D. Thiaudiere, B. Alili, M. Kawasaki, D. Bradai, and T. G. Langdon, Mater. Sci. Eng. A **597**, 288 (2014).
23. Y. B. Wang, X. Z. Liao, Y. H. Zhao, J. C. Cooley, Z. Horita, and Y. T. Zhu, Appl. Phys. Lett. **102**, 231912 (2013).
24. A. Bachmaier, G. B. Rathmayr, M. Bartosik, D. Apel, Z. Zhang, and R. Pippan, Acta Mater. **69**, 301 (2014).
25. A. Bachmaier, J. Keckes, K. S. Kormout, and R. Pippan, Phil. Mag. Lett. **94**, 9 (2014).
26. Y. F. Sun, H. Fujii, T. Nakamura, N. Tsuji, D. Todaka, and M. Umemoto, Scr. Mater. **65**, 489 (2011).
27. I. V. Shchetinin, I. G. Bordyuzhin, R. V. Sundeev, V. P. Menushenkov, A. V. Kamynin, V. N. Verbetsky, and A. G. Savchenko, Mater. Lett. **274**, 127993 (2020).
28. S. D. Prokoshkin, I. Yu. Khmelevskaya, S. V. Dobatkin, I. B. Trubitsyna, E. V. Tatyanin, V. V. Stolyarov, and E. A. Prokofiev, Acta Mater. **53**, 2703 (2005).
29. X. Sauvage, L. Renaud, B. Deconihout, D. Blavette, D. H. Ping, and K. Hono, Acta. Mater. **49**, 389 (2001).
30. A. A. Mazilkin, G. E. Abrosimova, S. G. Protasova, B. B. Straumal, G. Schutz, S. V. Dobatkin, and A. S. Bakai, J. Mater. Sci. **46**, 4336 (2011).
31. B. B. Straumal, A. Korneva, O. Kogtenkova, L. Kurmanaeva, P. Zieba, A. Wierzbicka-Miernik, S. N. Zhevnenko, and B. Baretzky, J. Alloys Compd. **615**, S183 (2014).
32. B. B. Straumal, A. A. Mazilkin, S. G. Protasova, D. V. Gunderov, G. A. López, and B. Baretzky, Mater. Lett. **161**, 735 (2015).
33. A. Aronin and G. Abrosimova, Metals **10**, 358 (2020).
34. F. Staab, P. Niels, E. Bruder, T. Smoliarova, D. Koch, X. Chen, K. Skokov, B. Gault, M. Farle, O. Gutfleisch, and K. Durst, J. Alloys Compd. **1010**, 177858 (2025).
35. V. R. Galakhov, B. A. Gizhevskii, and S. V. Naumov, J. Phys. Chem. Sol. **193**, 112165 (2024).
36. H. Shahmir, M. Hosseinzadeh, H. S. Kim, and M. Nili-Ahmadabadi, Intermetallics **168**, 108264 (2024).
37. F. Staab, Y. Yang, E. Foya, E. Bruder, B. Zingsem, E. Adabifiroozjaei, D. Nasiou, K. Skokov, D. Koch, M. Farle, R. E. Dunin-Borkowski, L. Molina-Luna, O. Gutfleisch, B.-X. Xu, and K. Durst, Scr. Mater. **240**, 115808 (2024).
38. M. Stuckler, S. Wurster, M. Alfreider, M. Zawodzki, H. Krenn, and A. Bachmaier, Nanomaterials (Basel) **13**, 2280 (2023).
39. J. Zhang, S. Wang, H. Ding, P. Hu, Y. Huang and Y. Zhang, Crystals **13**, 1246 (2023).
40. Y. Ren, A. Shuitcev, D. V. Gunderov, L. Li, R. Z. Valiev, and Y. X. Tong, Mater. Lett. **322**, 132484 (2022).
41. R. V. Sundeev, A. V. Shalimova, A. V. Krivoruchko, A. M. Glezer, A. A. Veligzhanin, and V. A. Khonik, Intermetallics **141**, 107372 (2022).
42. V. S. Kalashnikov, V. A. Andreev, V. V. Koledov, A. V. Petrov, V. G. Shavrov, D. V. Kuchin, and R. M. Gizatullin, Metal Sci. Heat Treat. **63**, 258 (2021).
43. A. M. Glezer, M. R. Plotnikova, A. V. Shalimova, and S. V. Dobatkin, Bull. Russ. Ac. Sci. Phys. **73**, 1233 (2009).
44. S. Hóbor, Á. Révész, A. P. Zhilyaev, and Zs. Kovács, Rev. Adv. Mater. Sci. **18**, 590 (2008).
45. G. Abrosimova, O. Aksenov, N. Volkov, D. V. Matveev, E. Pershina, and A. S. Aronin, Metals **14**, 771 (2024).
46. G. E. Abrosimova, V. V. Astanin, N. A. Volkov, D. V. Gunderov, E. Y. Postnova, and A. S. Aronin, Phys. Met. Metallogr. **124**, 698 (2023).
47. G. Abrosimova, D. Gunderov, E. Postnova, and A. Aronin, Materials **16**, 1321 (2023).
48. B. Mironchuk, G. Abrosimova, S. Bozhko, E. Pershina, and A. Aronin, J. Non-Cryst. Solids **577**, 121279 (2022).
49. G. Abrosimova, B. Gnesin, D. Gunderov, A. Drozdenko, D. Matveev, B. Mironchuk, E. Pershina, I. Sholin, and A. Aronin, Metals **10**, 1329 (2020).
50. B. Mironchuk, G. Abrosimova, S. Bozhko, A. Drozdenko, E. Postnova, and A. Aronin, Mater. Lett. **273**, 127941 (2020).
51. G. Abrosimova, and A. Aronin, J. Alloys Compd. **747**, 26 (2018).
52. G. Abrosimova, D. Matveev, E. Pershina, and A. Aronin, Mater. Lett. **183**, 131 (2016).
53. E. A. Pershina, G. E. Abrosimova, A. S. Aronin, and D. V. Matveev, Phys. Sol. State **57**, 234 (2015).
54. E. A. Pershina, G. E. Abrosimova, A. S. Aronin, D. Matveev, and V. Tkatch, Mater. Lett. **134**, 60 (2014).
55. Y. Ivanisenko, I. MacLaren, X. Sauvage, R. Z. Valiev, and H.-J. Fecht, Acta Mater. **54**, 1659 (2006).
56. M. T. Pérez-Prado, and A. P. Zhilyaev, Phys. Rev. Lett. **102**, 175504 (2009).

57. K. Edalati, E. Matsubara, and Z. Horita, Metal. Mater. Trans. A **40**, 2079 (2009).
58. Y. Ivanisenko, A. Kilmametov, H. Roesner, and R. Z. Valiev, Int. J. Mater. Res. **99**, 36 (2008).
59. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, A. A. Mazilkin, A. S. Gornakova, O. B. Fabrichnaya, M. J. Kriegel, D. Rafaja, M. F. Bulatov, A. N. Nekrasov, and B. Baretzky, JETP Lett. **111**, 568 (2020).
60. A. Kilmametov, Yu. Ivanisenko, B. B. Straumal, A. A. Mazilkin, A. S. Gornakova, M. J. Kriegel, O. B. Fabrichnaya, D. Rafaja, and H. Hahn, Scr. Mater. **136**, 46 (2017).
61. A. S. Gornakova, S. I. Prokofiev, B. B. Straumal, and K. I. Kolesnikova, Russ. J. Non-Ferr. Met. **57**, 703 (2016).
62. B. B. Straumal, A. S. Gornakova, A. A. Mazilkin, O. B. Fabrichnaya, M. J. Kriegel, B. Baretzky, J.-Z. Jiang, and S. V. Dobatkin, Mater. Lett. **81**, 225 (2012).
63. Y. Ikoma, K. Hayano, K. Edalati, K. Saito, Q. Guo, and Z. Horita, Appl. Phys. Lett. **101**, 121908 (2024).
64. Y. Ikoma, K. Yoshida, and M. Kohno, Sol. State Commun. **397**, 115804 (2024).
65. Y. Ikoma, Mater. Trans. **64**, 1346 (2023).
66. Y. Ikoma, T. Yamasaki, T. Masuda, Y. Tange, Y. Higo, Y. Ohishi, M. R. McCartney, D. J. Smith, and Z. Horita, Phil. Mag. Lett. **101**, 223 (2021).
67. S. Yesudhas, V. I. Levitas, F. Lin, K. K. Pandey, and J. S. Smith, Nature Commun. **15**, 7054 (2024).
68. B. Popescu, C. Gurau, G. Gurau, M. Tolea, M. Sofronie, and F. Tolea, Trans. Indian Inst. Met. **74**, 2491 (2021).
69. V. G. Pushin, N. N. Kuranova, E. B. Marchenkova, and A. V. Pushin, Phys. Metals Metallogr. **121**, 330 (2020).
70. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Yu. Ivanisenko, A. A. Mazilkin, R. Z. Valiev, N. S. Afonikova, A. S. Gornakova, and H. Hahn, J. Alloys Compd. **735**, 2281 (2018).
71. J. Zhang, S. Wang, P. Hu, Y. Zhang, H. Ding, and Y. Huang, Metals **14**, 184 (2024).
72. M. Kerber, T. Waitz, and M. Matsuda, J. Alloys Compd. **935**, 168037 (2023).
73. R. Z. Valiev, B. Straumal, and T. G. Langdon, Ann. Rev. Mater. Res. **52**, 357 (2022).
74. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, A. Korneva, A. A. Mazilkin, P. B. Straumal, P. Zieba, and B. Baretzky, J. Alloys Compd. **707**, 20 (2017).
75. B. B. Straumal, S. G. Protasova, A. A. Mazilkin, E. Rabkin, D. Goll, G. Schutz, B. Baretzky, and R. Z. Valiev, J. Mater. Sci. **47**, 360 (2012).
76. B. B. Straumal, A. A. Mazilkin, S. G. Protasova, A. R. Kilmametov, A. V. Druzhinin, and B. Baretzky, JETP Lett. **112**, 37 (2020).
77. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, P. B. Straumal, and A. A. Mazilkin, J. Mater. Sci. **59**, 5818 (2024).
78. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, B. Baretzky, O. A. Kogtenkova, P. B. Straumal, L. Litynska-Dobrzynska, R. Chulist, A. Korneva, and P. Zieba, Acta Mater. **195**, 184 (2020).
79. O. Zobac, A. Kroupa, A. Zemanova, and K. W. Richter, Metal. Mater. Trans. A **50**, 3805 (2019).
80. B. B. Straumal, O. A. Kogtenkova, A. N. Nekrasov, J. Dutta Majumdar, G. Faraji, and D. Bradai, Lett. Mater. **14**, 319 (2024).