

Фазовые превращения в твердых растворах медь–олово при кручении под высоким давлением

Б. Б. Страумал^{+*×°1)}, А. Р. Кильмаматов^{×°}, И. А. Мазилкин^{+×°}, А. Корнева[∇], П. Земба[∇], Б. Барецки[°]

⁺ Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черногловка, Россия

^{*} Научный центр РАН в Черногловке, 142432 Черногловка, Россия

[×] Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, 119049 Москва, Россия

[°] Institute of Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany

[∇] Institute of Metallurgy and Materials Science, Polish Academy of Sciences, 30-059 Cracow, Poland

Поступила в редакцию 13 сентября 2019 г.

После переработки 6 октября 2019 г.

Принята к публикации 6 октября 2019 г.

Ранее мы обнаружили, что в системе медь–олово под воздействием кручения под высоким давлением происходят фазовые превращения одних фаз Юм-Розери (электронных соединений) в другие [Письма в ЖЭТФ **100**, 418 (2014)]. Так, кручение под высоким давлением смеси фаз $\zeta + \varepsilon$ привело к образованию смеси $\delta + \varepsilon$, как в результате длительного отжига в интервале температур $T_{\text{эф}} = 350\text{--}589^\circ\text{C}$. В данной работе мы подвергли кручению под высоким давлением α -твердые растворы олова в меди. При кручении под высоким давлением наблюдалась эквивиальность: состав твердого раствора в стационарном состоянии не зависит от состава α -фазы до кручения под высоким давлением. Он таков, как после длительного отжига при температуре $T_{\text{эф}} = 420 \pm 10^\circ\text{C}$. Скорость массопереноса, вызванного кручением под высоким давлением, на несколько порядков выше скорости обычной термической диффузии при температуре обработки $T_{\text{НРТ}}$, при этом она близка к значениям при $T_{\text{эф}}$. Это связано с тем, что кручение под высоким давлением повышает концентрацию дефектов решетки, что в свою очередь эквивалентно повышению температуры.

DOI: 10.1134/S0370274X19210100

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) может вызывать фазовые переходы в конденсированном состоянии [1–7]. Это означает, что фазы в образце после ИПД будут не такими, как до ИПД. В частности, кристаллические фазы могут превращаться в аморфные [8–12], а аморфные, наоборот, – в кристаллические [11, 13, 14]. Распад пересыщенного твердого раствора может конкурировать при ИПД с растворением в матрице частиц второй фазы [2, 15–17]. Если металл существует в разных аллотропных модификациях, то ИПД может вызывать превращения между ними (как, например, $\alpha\text{--}\varepsilon$ Co, $\alpha\text{--}\gamma$ Fe, $\alpha\text{--}\beta\text{--}\omega$ Ti, $\alpha\text{--}\beta\text{--}\omega$ Zr или hBN-wBN) [18–25]. Фазовые превращения с переносом массы могут комбинироваться с мартенситными превращениями [26, 27]. В более сложных случаях можно наблюдать превращение между интерметаллидами, например между фазами Юм-Розери (электронными соединениями) [16, 28]. Фазы Юм-Розери возникают при добавле-

нии в матрицу, образованную одновалентными атомами (такими как золото, медь или серебро), атомов с большей валентностью (например, цинка, олова, индия и т.п.) [29, 30]. Так, в сплаве Cu–24 ат. % Sn равновесный состав меняется при повышении температуры от $\alpha + \varepsilon$ (при $T < 350^\circ\text{C}$) через $\delta + \varepsilon$ ($350 < T < 589^\circ\text{C}$) и $\zeta + \varepsilon$ ($589 < T < 640^\circ\text{C}$) до γ ($640 < T < 700^\circ\text{C}$) [28]. Если в исходном образце имелась смесь фаз $\zeta + \varepsilon$, то после ИПД методом кручения под высоким давлением (КВД) образовалась смесь фаз $\delta + \varepsilon$. Иными словами, при КВД в сплаве появились такие фазы, как будто он был отожжен в интервале температур $T_{\text{эф}} = 350\text{--}589^\circ\text{C}$. В других опытах фазы, образовавшиеся в образце при ИПД, тоже удается найти на равновесных фазовых диаграммах при некоторой (эффективной) температуре $T_{\text{эф}}$. Иными словами, эти фазы таковы, словно образец долго отжигали при повышенной температуре $T_{\text{эф}}$. И это в то время, как сам процесс ИПД происходит при комнатной температуре и очень недолго (как правило – несколько минут). Целью данной

¹⁾e-mail straumal@issp.ac.ru

работы было изучение КВД сплава Cu–8.1 ат. % Sn с меньшим содержанием олова, чем в работе [28]. В этом сплаве при КВД мы ожидали не взаимного превращения интерметаллидов, как в [28], а реакции образование ↔ распад твердого раствора, подобно наблюдавшимся нами в других сплавах на основе меди [2, 15, 17]. Нашей целью было узнать, будет ли значение эффективной температуры в этом случае коррелировать со значением $T_{\text{eff}} = 350\text{--}589\text{ }^\circ\text{C}$, определенным по превращениям интерметаллидов в [28].

Для наших опытов мы выплавляли с помощью индукционной плавки в вакууме сплав Cu–8.1 ат. % Sn (из меди и олова чистотой 99.998 масс. %) в виде слитков диаметром 10 мм. Методом электроискровой резки их разрезали на диски толщиной 0.7 мм. Эти диски были запаены в вакуумированные кварцевые ампулы с остаточным давлением $4 \cdot 10^{-4}$ Па. Ампулы с образцами отжигали в печи сопротивления СУОЛ при температурах $400\text{ }^\circ\text{C}$, 888 ч и $500\text{ }^\circ\text{C}$, 894 ч. Точки, соответствующие температурам отжига и концентрациям сплава с 8.1 масс. % олова, лежали на фазовой диаграмме Cu–Sn (рис. 1 [31]) в областях (Cu) + δ и

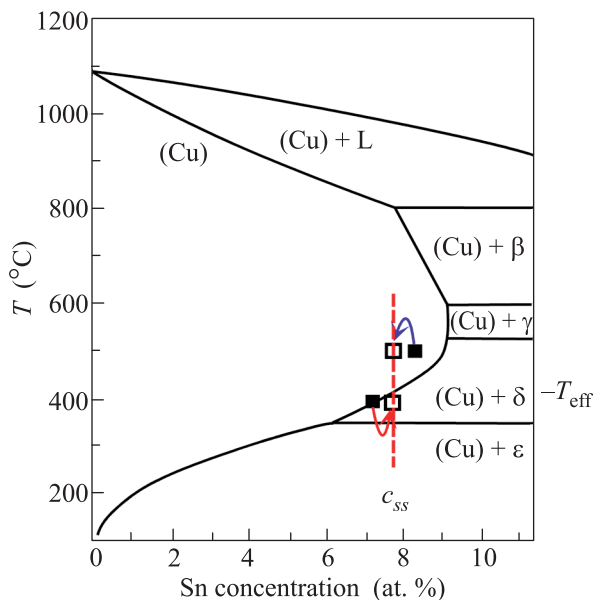


Рис. 1. (Цветной онлайн) Часть фазовой диаграммы Cu–Sn [31]. Жирными сплошными линиями показаны фазовые превращения I рода. Черными квадратами показан состав твердого раствора после отжигов при $400\text{ }^\circ\text{C}$ и $500\text{ }^\circ\text{C}$ до КВД. Незалитыми квадратами показан состав твердого раствора после КВД. Штриховая вертикальная линия показывает эквивалентную c_{ss} концентрацию в твердом растворе после КВД

(Cu), соответственно. После отжигов образцы закачивали в воду (ампулы при этом разбивали). После

отжигов и закалки образцы подвергали КВД в камере с наковальнями Бриджмена (фирма W. Klement GmbH, Ланг, Австрия) при комнатной температуре, давлении 7 ГПа, 5 оборотов наковален со скоростью 1 об/мин. При таком режиме уже после 1.5 оборотов наковален в образце достигается стационарное состояние, при котором крутящий момент устройства для КВД выходит на стадию насыщения и при дальнейшей деформации остается неизменным [2, 15, 17]. Стационарное состояние достигается и при КВД других материалов [32–34]. Образцы для структурных исследований механически шлифовали и полировали на алмазной пасте зернистостью до 1 мкм. Образцы после КВД вырезали на расстоянии 3 мм от центра деформированного диска. Полученные шлифы изучали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгеновского микроанализа на приборе Philips XL30, оборудованном энергодисперсионным спектрометром LINK ISIS производства фирмы Oxford Instruments. Рентгеновские дифрактограммы были получены в геометрии Брэгга–Брентано на порошковом дифрактометре Philips X’Pert с использованием излучения Cu-K α . Параметр решетки определяли с помощью программы “Fityk” [35]. Фазы в сплавах идентифицировали сравнением с данными банка фаз X’Pert HighScore Panalytical. Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) была выполнена на микроскопе TECNAI G2 FEG super TWIN (200 кВ), оборудованном энергодисперсионным спектрометром производства фирмы EDAX. Тонкоплочные образцы для ПЭМ были изготовлены методом электрополировки на устройстве Electrolyte D2 производства фирмы Struers.

На рисунке 2 приведены РЭМ микрофотография сплава Cu–8.1 ат. % Sn, отожженного при $400\text{ }^\circ\text{C}$, 888 ч, а также светлополюсная (b) и темнополюсная (c) ПЭМ микрофотографии для того же сплава, отожженного при $500\text{ }^\circ\text{C}$, 894 ч после КВД, вместе с картиной электронной микродифракции (d). Результаты электронномикроскопических исследований и спектры рентгеновской дифракции показали, что после отжига при $500\text{ }^\circ\text{C}$, 894 час образцы содержали только α -твердый раствор на основе меди (Cu) с гранцентрированной кубической (гцк) решеткой и периодом 0.3692 нм. Состав образцов после отжига при $500\text{ }^\circ\text{C}$, 894 ч показан на фазовой диаграмме рис. 1 черным квадратом при $500\text{ }^\circ\text{C}$. На рисунке 3 приведена зависимость периода решетки гцк твердого раствора олова в меди, построенная по литературным данным [35–40]. Период решетки линейно возрастает от 0.3621 нм в твердом растворе с 0.6 ат. % олова до 0.3702 нм в твердом растворе с 8.5 ат. % оло-

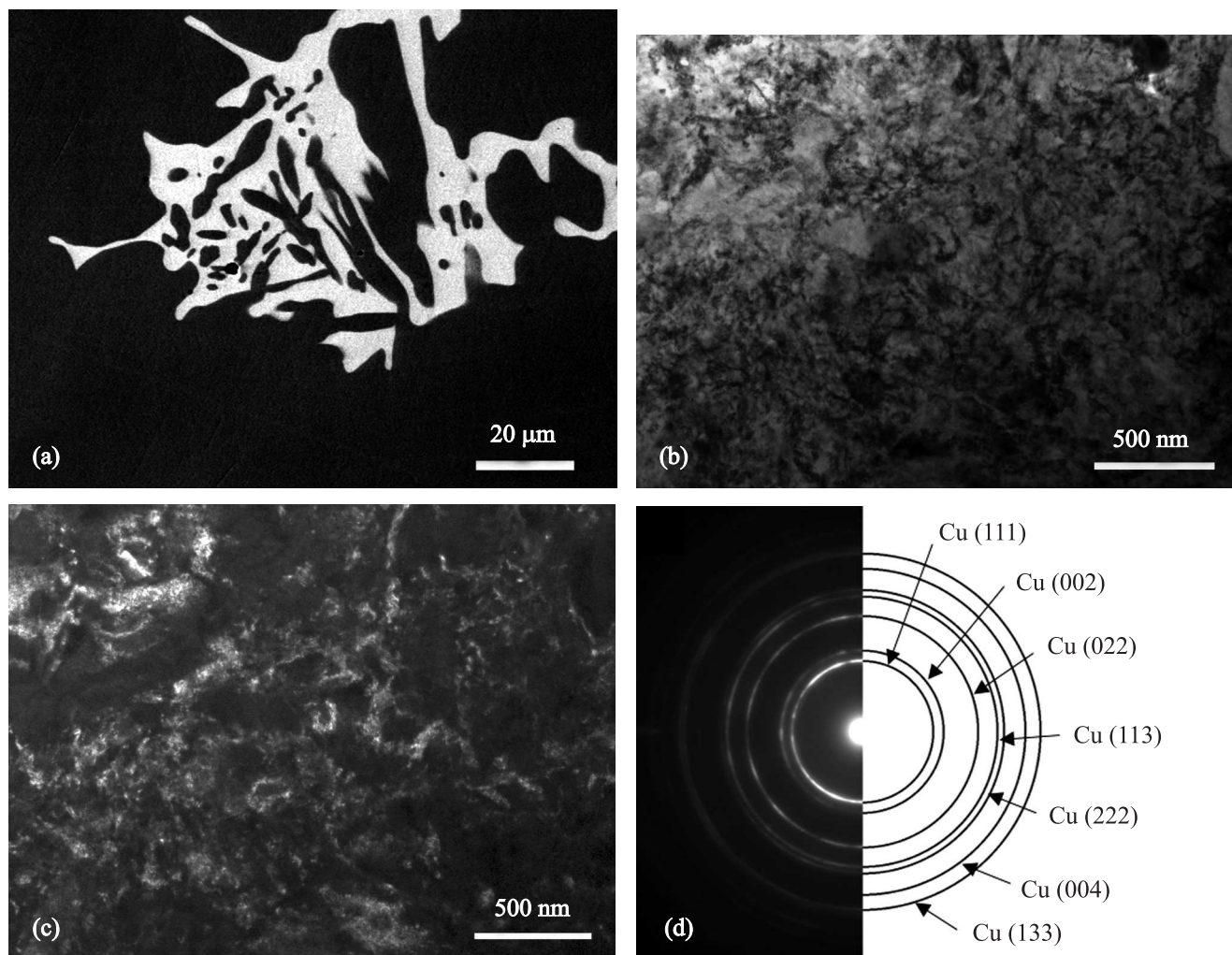


Рис. 2. (а) – РЭМ микрофотография сплава Cu–8.1 масс. % Sn, отожженного при 400 °С, 888 ч. Светлопольная (b) и темнопольная (c) ПЭМ микрофотографии, а также картина электронной микродифракции для того же сплава (d), отожженного при 500 °С, 894 ч после КВД

ва. Такая линейная зависимость известна под названием закона Вегарда, справедливого для идеальных твердых растворов [41]. Период решетки в образце после отжига при 500 °С, 894 ч также показан на рис. 3 залитым черным квадратом. После отжига при 400 °С, 888 ч образцы содержали две фазы: интерметаллид δ и α -твердый раствор на основе меди (Cu) с гцк решеткой и периодом 0.36872 нм. Фаза δ (или $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$) имеет кубическую структуру с пространственной группой F-43m и период решетки $a = 1.79632$ нм. Период решетки 0.36872 нм образца после отжига при 400 °С, 888 ч также показан на рис. 3 залитым черным квадратом. Период решетки 0.36872 нм соответствует концентрации 7.1 ат. %, которая ниже 8.1 ат. %, так как теперь часть олова содержится в кристаллах интерметаллида δ . Соответствующий черный квадрат на фазовой диаграм-

ме рис. 1 расположен при 400 °С на линии предела растворимости (сольвуса) олова в меди. На рисунке 2а показан один из кристаллов δ -фазы (светлая), окруженный матрицей α -твердого раствора на основе меди (Cu) (темная).

После КВД размер зерен в образце резко уменьшается от десятков и сотен микрон в отожженных образцах до примерно 150 нм (см. микроструктуры, приведенные на рис. 2b и c). Пики на спектрах рентгеновской дифракции при этом существенно уширяются, а точки на кольцах дифракции электронов сливаются в практически непрерывные линии (см. рис. 2d). Размер зерен 150 нм типичен для медных сплавов после КВД [2]. Период решетки в твердом растворе образца, отожженного при 500 °С, 894 ч, уменьшился с 0.36962 нм (черный квадрат на прямой закона Вегарда, рис. 1 и на фазовой диаграм-

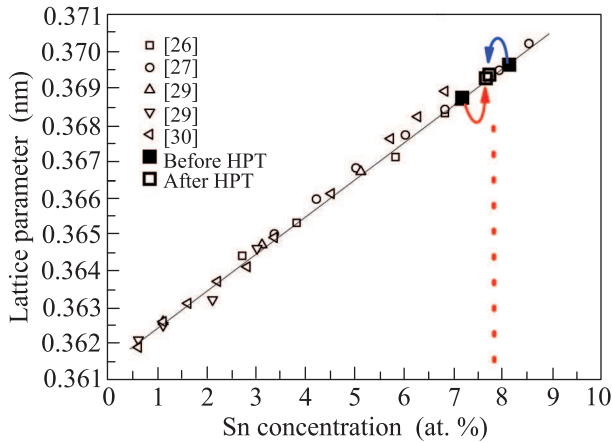


Рис. 3. (Цветной онлайн) Зависимость периода решетки твердых растворов Cu–Sn от концентрации олова (закон Вегарда). Мелкие символы: литературные данные [36–40]. Крупные символы: значения периода решетки в образцах, отожженных при 400 и 500 °С, до и после КВД в данной работе

ме, рис. 1) до 0.36935 нм (незалитый квадрат на прямой закона Вегарда, рис. 3 и на фазовой диаграмме, рис. 1). Это свидетельствует об уменьшении концентрации олова в твердом растворе (Cu) и его частичном распаде. Период решетки в твердом растворе образца, отожженного при 400 °С, 888 ч, увеличился с 0.36872 нм (черный квадрат на прямой закона Вегарда, рис. 3 и на фазовой диаграмме, рис. 1) до 0.36925 нм (незалитый квадрат на прямой закона Вегарда, рис. 3, и на фазовой диаграмме, рис. 1). Это свидетельствует об увеличении концентрации олова в твердом растворе (Cu) и частичном растворении второй фазы δ .

Примечательно, что период решетки в твердом растворе (Cu) после КВД в обоих образцах практически одинаковый (0.36935 и 0.36925 нм). Это означает, что для твердого раствора олова в меди существует определенная концентрация c_{ss} , которая устанавливается при КВД в стационарном состоянии. Если исходная концентрация c_{init} в твердом растворе ниже c_{ss} , то она возрастает при КВД. Если же исходная концентрация c_{init} в твердом растворе выше c_{ss} , то она, наоборот, понижается при КВД до значения c_{ss} . Такое свойство называется эквифинальностью стационарного состояния (это понятие введено Бергаланфи [42]). Оно служит некоторым аттрактором, и к нему стремятся при КВД другие состояния, как, например, наблюдалось при распаде ↔ формировании твердого раствора в сплавах медь–серебро [15] и медь–кобальт [17].

Из фазовой диаграммы на рис. 1 видно, что вертикаль при концентрации c_{ss} (красная прерывистая линия) пересекает линию предела растворимости олова в меди (сольвуса) при температуре 420 ± 10 °С. Это означает, что после КВД концентрация в твердом растворе (Cu) такова, как будто образцы долго отжигались при температуре $T_{eff} = 420 \pm 10$ °С. Эта температура называется эффективной и попадает в интервал для эффективной температуры $T_{eff} = 350–589$ °С, определенный нами ранее по превращению $\zeta + \varepsilon \rightarrow \delta + \varepsilon$. Согласие между температурами T_{eff} для превращений между фазами Юм-Розери и превращений формирования ↔ распада твердого раствора (Cu) означает, что механизм превращения в том и другом случае одинаков. По нашему мнению, это – динамический рост/растворение зерен твердого раствора и/или интерметаллида за счет перехода атомов олова из одной фазы в другую через межфазную границу [15].

Таким образом, при КВД происходит стимулированный деформацией перенос массы, подобный диффузионному. Сравним теперь перенос массы, стимулированный деформацией, с обычной термической диффузией. Для этого мы формально оценим коэффициент объемной диффузии D_{HPT} , необходимый для такого массопереноса по формуле $L = (D_{HPT}t)^{0.5}$. Продолжительность t процесса КВД составляет 300 с. Расстояние L , на которое происходит перенос массы, можно оценить как половину размера зерен после КВД, т.е. $L \sim 70$ нм. Тогда $D_{HPT} \sim 10^{-16}$ м²/с. Экстраполяция D для объемной самодиффузии в меди к 300 К (температура КВД, T_{HPT}) и объемной диффузии олова в меди дает значения $D = 10^{-35}$ м²/с [43] и $D = 10^{-31}$ м²/с [44], соответственно. Несмотря на то, что давление понижает коэффициенты объемной и зернограничной диффузии [45, 46], D_{HPT} на 13–17 порядков величины превышает эти экстраполированные значения. Это означает, что, как и в наших предыдущих экспериментах, КВД сильно ускоряет массоперенос.

Если экстраполировать коэффициент диффузии не к температуре КВД $T_{HPT} = 300$ К, а к значению T_{eff} , то для объемной самодиффузии в меди и объемной диффузии олова в меди получатся величины $D = 10^{-17}$ м²/с [43] и $D = 10^{-15}$ м²/с [44], соответственно, которые практически совпадают с D_{HPT} . Это явление можно объяснить повышенной концентрацией дефектов (в частности, вакансий) в стационарном состоянии при КВД, которое эквивалентно повышению температуры.

Таким образом, в данной работе мы обнаружили, что под воздействием кручения под высоким дав-

лением в системе медь–олово происходят не только фазовые превращения одних фаз Юм-Розери (электронных соединений) в другие. Кроме них наблюдается и конкуренция между распадом и формированием твердого раствора олова в меди. При этом устанавливается некоторая стационарная концентрация c_{ss} , которая не зависит от начальных условий (состава твердого раствора до КВД c_{init}), т.е. является эквививальной. Концентрация c_{ss} такова, как если бы образцы долго отжигались при температуре $T_{eff} = 420 \pm 10$ °С. Эта температура называется эффективной и согласуется с величиной $T_{eff} = 350–589$ °С, определенной нами ранее по превращению $\zeta + \varepsilon \rightarrow \delta + \varepsilon$. Для наблюдаемого распада/формирования твердого раствора (Cu) необходим перенос массы. Его скорость на 13–17 порядков выше скорости обычной термической диффузии при комнатной температуре (т.е. при температуре КВД обработки $T_{НРТ}$). Однако скорость массопереноса близка к скорости диффузии при T_{eff} . Это явление, по всей видимости, объясняется повышенной концентрацией дефектов (в частности, вакансий) в стационарном состоянии при КВД, а оно, в свою очередь, эквивалентно повышению температуры с $T_{НРТ}$ до T_{eff} .

Строго говоря, КВД не эквивалентно повышению температуры и даже не эквивалентно ускорению диффузии [5–7, 23–27]. При КВД происходит массоперенос на большие расстояния, причем на масштабах от нанометровых до миллиметровых. При этом, действительно, рождается (и исчезает) огромное число дефектов различных типов. Так, например, при КВД часто наблюдается аморфизация сплавов, которая не наблюдается при их нагревании [11, 12]. В результате конечная картина оказывается близкой к той, что наблюдается при повышении температуры [47–49].

Работа выполнена частично в рамках государственного задания ИФТТ и ИЦ РАН, а также при финансовом содействии Российского фонда фундаментальных исследований (грант # 18-33-00473) и Народного Центра Науки Польской республики (проект OPUS 2014/13/B/ST8/04247).

1. X. Sauvage, A. Chbihi, and X. Quelehenec, *J. Phys. Conf. Ser.* **240**, 012003 (2010).
2. 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).
3. S. K. Pabi, J. Joardar, and B. S. Murty, *Proceedings of Indian National Science Academy A* **67**, 1 (2001).
4. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Yu. Ivanisenko, A. A. Mazilkin, O. A. Kogtenkova, L. Kurmanaeva,

- A. Korneva, P. Zieba, and B. Baretzky, *Int. J. Mater. Res* **106**, 657 (2015).
5. V. I. Levitas and O. M. Zarechnyy, *Phys. Rev. B* **82**, 174123 (2010).
6. M. Javanbakht and V. I. Levitas, *Phys. Rev. B* **94**, 214104 (2016).
7. V. I. Levitas, *Mater. Trans.* **60**, 1294 (2019).
8. S. D. Prokoshkin, I. Yu. Khmelevskaya, S. V. Dobatkin, I. B. Trubitsyna, E. V. Tatyatin, V. V. Stolyarov, and E. A. Prokofiev, *Acta Mater.* **53**, 2703 (2005).
9. X. Sauvage, L. Renaud, B. Deconihout, D. Blavette, D. H. Ping, and K. Hono, *Acta. Mater.* **49**, 389 (2001).
10. A. A. Mazilkin, G. E. Abrosimova, S. G. Protasova, B. B. Straumal, G. Schütz, S. V. Dobatkin, and A. S. Bakai, *J. Mater. Sci.* **46**, 4336 (2011).
11. V. I. Levitas, *Phys. Rev. Lett.* **95**, 075701 (2005).
12. V. I. Levitas, Y. Ma, E. Selvi, J. Wu, and J. A. Patten, *Phys. Rev. B* **85**, 054114 (2012).
13. A. M. Glezer, M. R. Plotnikova, A. V. Shalimova, and S. V. Dobatkin, *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* **73**, 1233 (2009).
14. S. Hóbor, Á. Révész, A. P. Zhilyaev, and Zs. Kovacs, *Rev. Adv. Mater. Sci.* **18**, 590 (2008).
15. 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).
16. B. B. Straumal, S. G. Protasova, A. A. Mazilkin, E. Rabkin, D. Goll, G. Schütz, B. Baretzky, and R. Valiev, *J. Mater. Sci.* **47**, 360 (2012).
17. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Yu. O. Kucheev, L. Kurmanaeva, Yu. Ivanisenko, B. Baretzky, A. Korneva, P. Zieba, and D. A. Molodov, *Mater. Lett.* **118**, 111 (2014).
18. B. B. Straumal, A. A. Mazilkin, B. Baretzky, E. Rabkin, and R. Z. Valiev, *Mater. Trans.* **53**, 63 (2012).
19. Y. Ivanisenko, I. MacLaren, X. Sauvage, R. Z. Valiev, and H.-J. Fecht, *Acta Mater.* **54**, 1659 (2006).
20. M. T. Pérez-Prado and A. P. Zhilyaev, *Phys. Rev. Lett.* **102**, 175504 (2009).
21. K. Edalati, E. Matsubara, and Z. Horita, *Metall. Mater. Trans. A* **40**, 2079 (2009).
22. Y. Ivanisenko, A. Kilmametov, H. Roesner, and R. Valiev, *Int. J. Mater. Res.* **99**, 36 (2008).
23. B. Feng and V. I. Levitas, *Materials Science and Engineering A* **680**, 130 (2017).
24. B. Feng, V. I. Levitas, and M. Kamrani, *Materials Science and Engineering A* **731**, 623 (2018).
25. B. Feng, V. I. Levitas, and W. Li, *Int. J. Plastic.* **113**, 236 (2019).
26. B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, G. A. Lopez, I. López-Ferreño, M. L. No, J. San Juan, H. Hahn, and B. Baretzky, *Acta Mater.* **125**, 274 (2017).
27. T. Kim, G. Ouyang, J. D. Poplawsky, M. J. Kramer, V. I. Levitas, J. Cui, and L. Zhou, *J. Alloys Compd.* **808**, 151743 (2019).

28. Б.Б. Страумал, А.Р. Кильмаметов, Ю.О. Кучеев, К.И. Колесникова, А. Корнева, П. Земба, Б. Барецки, Письма в ЖЭТФ **100**, 418 (2014) [B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, Yu. O. Kucheev, K. I. Kolesnikova, A. Korneva, P. Zieba, and B. Baretzky, JETP Lett. **100**, 376 (2014)].
29. В.Ф. Дегтярева, Ю.А. Скаков, Кристаллография **21**(2), 405 (1976).
30. Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, *Физика металлов (Атомное строение металлов и сплавов)*, Металлургия, М. (1978).
31. S. Fürtauer, D. Li, D. Cupid, and H. Flandorfer, *Intermetallics* **34**, 142 (2013).
32. K. Bryla, J. Morgiel, M. Faryna, K. Edalati, and Z. Horita, *Mater. Lett.* **212**, 323 (2018).
33. K. Edalati, D. J. Lee, T. Nagaoka, M. Arita, H. S. Kim, Z. Horita, and R. Pippan, *Mater. Trans.* **57**, 533 (2016).
34. K. Edalati, Z. Horita, T. Furuta, and S. Kuramoto, *Materials Science and Engineering A* **559**, 506 (2013).
35. M. Wojdyr, *J. Appl. Crystallogr.* **43**, 1126 (2010).
36. E. A. Owen and J. Iball, *Journal of Institute of Metals* **57**, 267 (1935).
37. C. Haase and F. Pawlek, *Z. für Metallkunde* **28**, 73 (1936).
38. S. T. Konobeevskii and W. P. Tarrasova, *Acta Physicochimica U.R.S.S.* **6**, 781 (1937).
39. A. P. Gulyaev and E. E. Trusova, *ZhTF* **20**, 66 (1950).
40. A. F. Anderson, *Trans. Met. Soc. AIME* **212**, 259 (1958).
41. L. Vegard, *Z. Phys.* **5**, 17 (1921).
42. L. von Bertalanffy, *Science* **111**, 23 (1950).
43. S. Fujikawa and K. I. Hirano, in *Proc. of Yamada Vth Conf. on Point Defects, Defect Interactions in Metals*, ed. by J. I. Takamura, M. Doyama, and M. Kiritani, Univ. of Tokyo Press, Tokyo (1982), p. 554.
44. В.А. Горбачев, С.М. Клоцман, Я.А. Рабовский, В.К. Талинский, А.Н. Тимофеев, ФММ **35**, 889 (1973) [V. A. Gorbachev, S. M. Klotsman, Ya. A. Rabovskiy, V. K. Talinskiy, and A. N. Timofeyev, *Phys. Met. Metallogr.* **35**(4), 226 (1973)].
45. B. B. Straumal, L. M. Klinger, and L. S. Shvindlerman, *Scripta Metal* **17**, 275 (1983).
46. D. A. Molodov, B. B. Straumal, and L. S. Shvindlerman, *Scripta Metal* **18**, 207 (1984).
47. M. Kamrani, V. I. Levitas, and B. Feng, *Materials Science and Engineering A* **705**, 219 (2017).
48. V. I. Levitas and A. M. Roy, *Phys. Rev. B* **91**, 174109 (2015).
49. V. I. Levitas, *Int. J. Plastic.* **106**, 164 (2018).