Письма в ЖЭТФ, том 113, вып. 7, с. 468 – 474

Трехстадийная эволюция структуры и эффект неаддитивного упрочнения слоистых композитов из аморфных сплавов при кручении под высоким давлением

И. Е. Пермякова[+1)], *А. М. Глезер*[+*], *А. И. Ковалев*[+], *В. О. Вахрушев*[+]

[+] *Федеральное государственное унитарное предприятие "Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И. П. Бардина", 105005 Москва, Россия*

[*] *Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", 119049 Москва, Россия*

Поступила в редакцию 2 марта 2021 г.
После переработки 9 марта 2021 г.
Принята к публикации 9 марта 2021 г.

Методом времяпролетной масс-спектроскопии изучен локальный химический состав композитов, состоящих из чередующихся слоев аморфных сплавов $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$ и $Fe_{53.9}Ni_{26.5}B_{20.2}$, по мере роста числа оборотов (величины истинной пластической деформации) при кручении под высоким квазигидростатическим давлением в камере Бриджмена. Обнаружены три стадии трансформации структуры композитов с увеличением величины деформации. На определенном этапе механической обработки обнаружено, что усредненное значение микротвердости композита превосходит значение микротвердости его отдельных составляющих – аморфных сплавов, из которых он образован. Обсуждается природа наблюдаемых эффектов с точки зрения особенностей, присущих интенсивным пластическим деформациям.

DOI: 10.31857/S1234567821070089

Введение. Аморфные сплавы (АС), обладающие неупорядоченной структурой и превосходными свойствами (высокая прочность, твердость, предел упругости, устойчивость к усталости, износу и коррозии, хорошие магнитно-мягкие характеристики) имеют значительный потенциал, являясь основой для разработки перспективных конструкционных и функциональных материалов. Однако ряд недостатков, например, низкая пластичность на растяжение, ограниченные критические размеры, сложность в сохранении термической стабильности, не позволяет их широко использовать [1, 2]. Исследования последних лет демонстрируют определенный успех в применении АС при создании на их основе композитов. Сочетание нескольких аморфных фаз или аморфных и кристаллических фаз в композитных структурах может сохранить преимущества и одновременно компенсировать недостатки отдельных компонентов [3–6]. Известно несколько способов получения многослойных аморфно-нанокристаллических материалов с улучшенными свойствами, например, технология магнетронного распыления [7–9], лазерный дизайн [10, 11], компактирование порошков [12–14]. За последние годы появились отдельные исследования, в которых предприняты попытки использовать для этих целей кручение под высоким давлением (КВД) [15, 16].

В представленной работе изучено механическое поведение слоистых композитов на основе АС, подвергнутых различным величинам деформации при КВД, в сопоставлении с общими закономерностями эволюции их структуры. Для надежной идентификации структурных неоднородностей, формирующихся или исчезающих в процессе данной механической обработки, составляющие части композита имели характерные отличия по своему химическому составу. В одном из АС присутствовали Co, Cr и Si, в то время как другой имел в своем составе Ni. В данном случае эти элементы выступали в качестве маркеров и служили так называемым "*finger print*".

Материалы и методы исследования. Композиционный материал представлял собой многослойную комбинацию из четырех чередующихся слоев быстрозакаленных АС $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$ и $Fe_{53.9}Ni_{26.5}B_{20.2}$. Толщина ленты каждого АС составляет 25 мкм. Таким образом, исходные многослойные заготовки перед КВД имели общую толщину 100 мкм. После интенсивной пластической деформации (ИПД) при КВД в камере Бриджмена ($P = 6$ ГПа, $\nu = 1$ обор/мин) образцы становились тоньше. Так, после КВД при $N = 3$ оборотов образец имел тол-

1)e-mail: inga_perm@mail.ru

щину $h = 97$ мкм, при $N = 5$, $h = 94$ мкм, а при $N = 7$ h уменьшилась до 90 мкм. Представляло интерес установить характер перераспределения химических элементов через границы раздела при ИПД в материале.

Для исследования химической и фазовой неоднородности в объеме композитов из АС использовали метод времяпролетной масс-спектроскопии на установке TOF SIMS5-100 (IONTOF, Германия), позволяющий с высокой чувствительностью анализировать содержание малых примесей и получать карты распределения химических элементов по площади на разных глубинах. Глубинный профиль распределения элементов строился при ионном травлении образца по площади 0.5×0.5 мм с периодической регистрацией масс-спектров вторичных ионов, возбужденных ионами висмута. Анализируемая область составляла 0.12×0.12 мм для получения усредненных данных элементного состава. Данный режим позволяет исключить влияние внутренних поверхностей кратера травления на результаты анализа. Для каждого этапа травления фиксировали карту распределения химических элементов на этой глубине, что позволило впоследствии реконструировать $3D$-образ химической неоднородности деформационно-индуцированных композитов из АС. Обработка данных масс-спектрометрии для определения атомных и массовых концентраций элементов проводилась с помощью программы SurfaceLab 7 (IONTOF, Германия). Толщину индивидуальных слоев определяли по полуширине характеристической линии основного элемента, формирующего данный слой. Для оценки связи времени и глубины травления по окончании эксперимента определяли глубину кратера травления на профилометре D-300 (KLA-Tencor Corp., США).

Для определения микротвердости (HV) дисковые образцы после КВД индентировали пирамидкой Виккерса при нагрузке 0.4 Н в области 1/2 радиуса по стандартной методике с помощью прибора ПМТ-3М (ЛОМО, Россия).

Результаты и обсуждение. После относительно малых деформаций, при $N = 2$, выявлено снижение величины микротвердости композита на $\sim 16\,\%$ относительно исходного значения (рис. 1). Для АС $Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}$ минимум HV также наблюдается при $N = 2$. Для АС $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$ уменьшение HV происходит плавно и в более широком диапазоне деформаций (значений N), $HV_{\min}$ соответствует $N = 5$ (рис. 1). Эффект снижения HV на первом этапе механической обработки в камере Бриджмена следует связать с процессами структурной

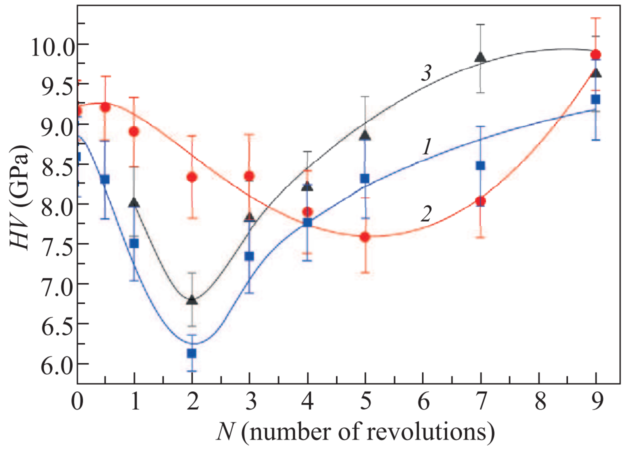

Рис. 1. (Цветной онлайн) Зависимость микротвердости материалов от числа оборотов при КВД: *1* – АС $Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}$; *2* – АС $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$; *3* – композит из разных АС

релаксации (в частности, аннигиляция субмикропор и областей избыточного свободного объема) под воздействием сдвиговых и сжимающих напряжений в условиях кратковременного повышения температуры, имеющего диссипативную природу [1].

При детальном анализе результатов, представленных на рис. 1, можно обнаружить весьма интересный и важный эффект: усредненное значение микротвердости (прочности) композита после КВД при $N > 4$ (кривая *3*) превосходит значение HV для его отдельных аморфных составляющих (кривые *1* и *2*), из которых он образован. Если следовать правилу аддитивности, то значения HV, соответствующие кривой *3*, должны находиться между значениями HV, соответствующими кривым *1* и *2*. Наблюдаемый синергийный эффект неаддитивности значения HV может быть связан с взаимным массопереносом компонентов аморфных прекурсоров в процессе КВД и формированием в области границ аморфных слоев новой композиции аморфного или нанокристаллического состояния, обладающего аномально высоким значением твердости в достаточно протяженной области контактирующих исходных фаз.

Для детального выяснения причин столь необычного поведения HV композиционного материала из АС было проведено исследование характера перераспределения химических элементов через границы раздела двух аморфных фаз при КВД. Задача существенно облегчалась тем, что каждый из АС имел отличия в химическом составе. На рисунке 2 представлены результаты времяпролетной масс-спектроскопии, демонстрирующие изменения в распределении химических элементов по толщине ком-

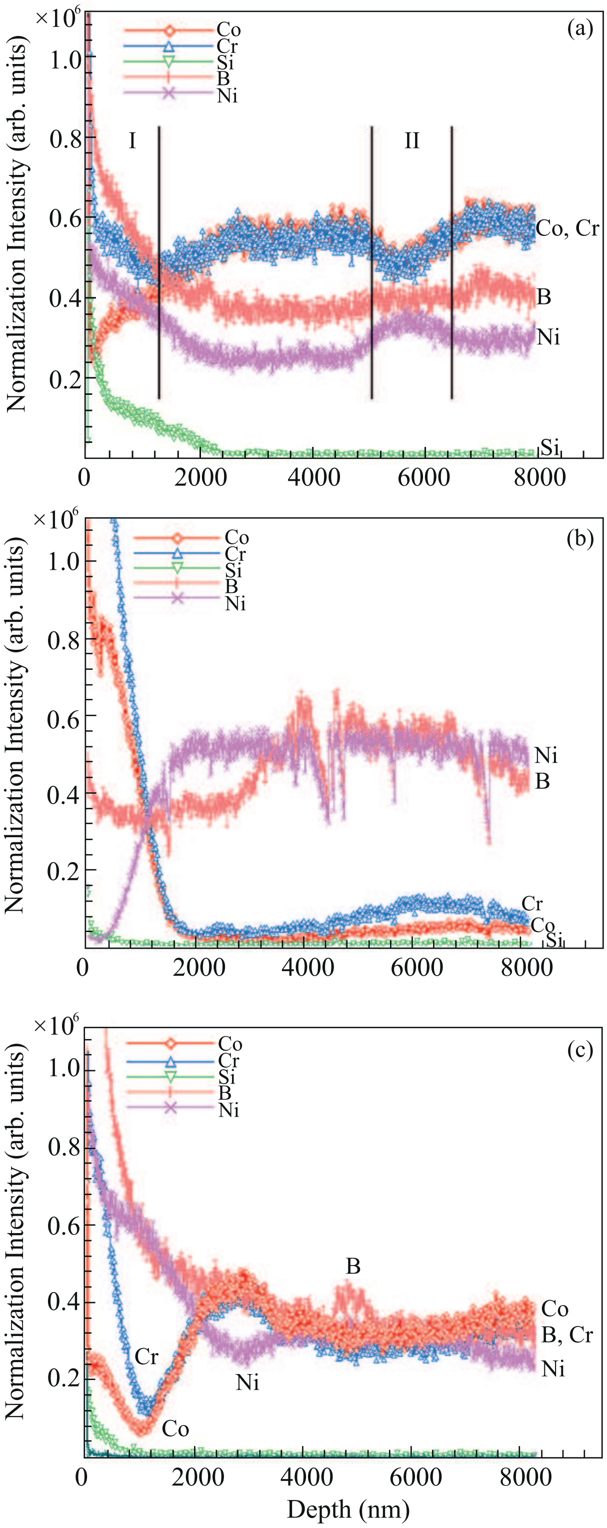

Рис. 2. (Цветной онлайн) Распределение химических элементов на различной глубине от поверхности композитов из АС после КВД при $N = 3$ (a), $N = 5$ (b), $N = 7$ (c)

позитов по мере увеличения числа оборотов в камере Бриджмена при КВД. Интенсивность сигнала от основного элемента Fe слишком велика, поэтому не представлена на рис. 2.

При $N = 3$ на глубинах до 8 мкм не наблюдается полного смешивания компонент обоих АС. Лишь в поверхностных объемах до 1.2 мкм (область I на рис. 2a) заметен массоперенос, связанный с обогащением элементами Si и Cr поверхности слоя, соответствующего АС $Fe_{53.9}Ni_{26.5}B_{20.2}$. Аналогичный эффект, связанный с массопереносом Ni из трехкомпонентного АС $Fe_{53.9}Ni_{26.5}B_{20.2}$ в область слоя, принадлежащего пятикомпонентному АС $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$, отмечен на глубинах 4.9–6.4 мкм (область II на рис. 2a).

По данным времяпролетной масс-спектроскопии КВД приводит к выпадению боридов (Fe, Ni)B и вихревому массопереносу объемов обоих сплавов без их полного смешивания. Как можно видеть на рис. 3a, области, обогащенные Co, Cr и Ni, не соответствуют друг другу. В то же время важно подчеркнуть, что образование боридных нанофаз на межфазных границах, скорее всего, ответственно за синергийные эффекты HV, обнаруженные и описанные нами ранее.

При $N = 5$ слоистая структура все еще сохраняется (рис. 2b). При этом частицы (Fe, Ni)B укрупняются, что подтверждено с помощью трехмерной реконструкции распределения компонентов АС в деформированном объеме (рис. 3b). Вихревой массоперенос участков одних слоев в объемы других становится более заметным (рис. 3b). На рисунке 3b показано, что в деформированном образце в сплаве $Fe_{53.9}Ni_{26.5}B_{20.2}$ в результате вихревого массопереноса на межфазной поверхности формируются зоны с повышенным содержанием Co и Cr, которые в сечении по плоскости X0Y достигают размеров 40 мкм×40 мкм и могут проникать на значительную глубину (более 8 мкм). Кроме того, эти зоны представляют собой фрагменты слоев сплава $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$, которые "мигрировали" в общий деформированный объем в процессе КВД.

Необходимо отметить, что наличие вихрей при КВД наблюдалось ранее в кристаллических материалах, например, в эвтектическом сплаве Zn-22 % Al, дуплексной нержавеющей стали, чистом алюминии, ламинатах Al/Cu и Al/Ni [17–20]. По мере увеличения деформации кристаллических материалов увеличивается площадь большеугловых границ. Это приводит, в рамках данных представлений, к микровихревому движению, кинематика которого подобна турбулентному потоку. В этом смысле уль-

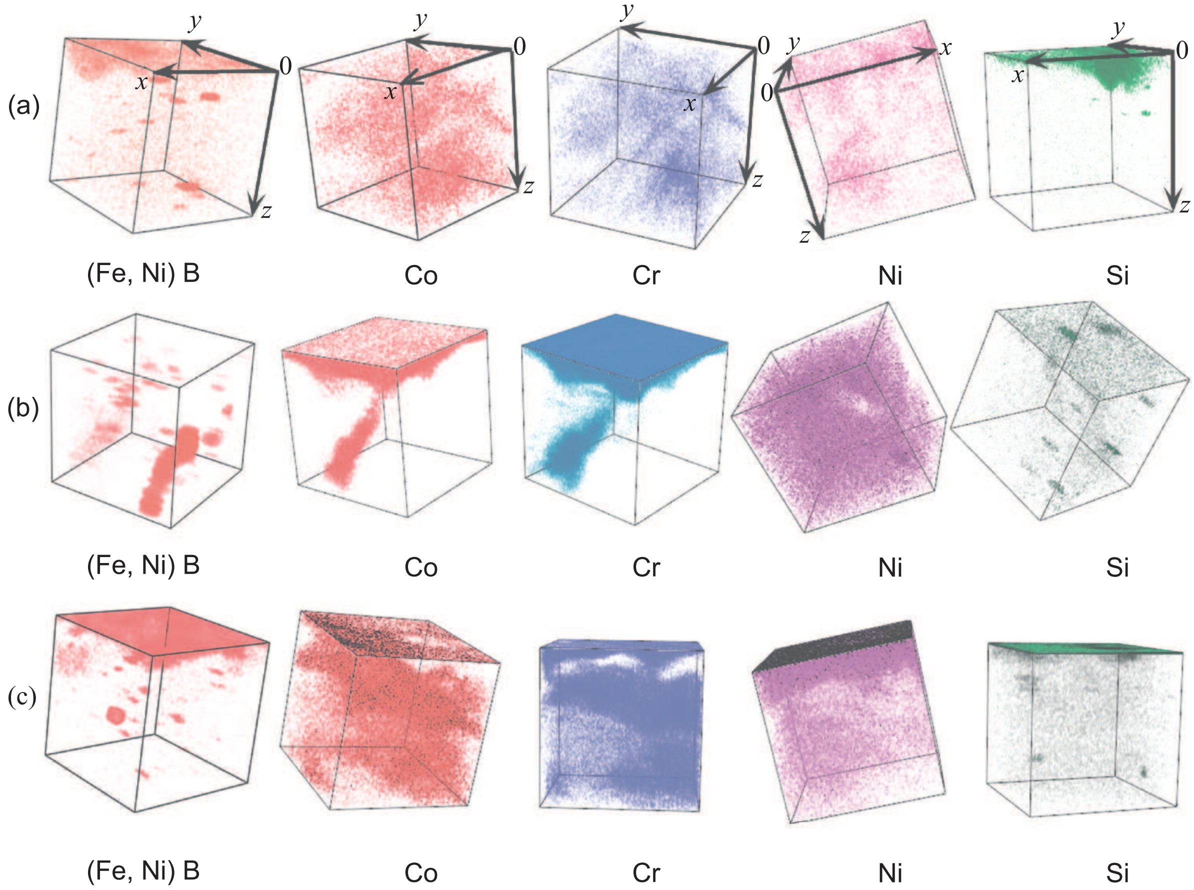

Рис. 3. (Цветной онлайн) Трехмерная реконструкция распределения компонентов АС в композите после КВД при $N = 3$ (a), $N = 5$ (b), $N = 7$ (c). Размер ребер у фигур (по осям X, Y, Z): 120 мкм×120 мкм×8 мкм

трамелкозернистые и наноструктуры, полученные методами ИПД, можно рассматривать как "снимки турбулентности" поликристаллов [21]. Вихревые неустойчивости, вызванные КВД в композитах, состоящих из кристаллических слоев разнородных металлов, очень похожи на неустойчивости Кельвина–Гельмгольца на границах раздела двух различных жидкостей, однако истинная их природа различна [19].

В нашем случае, одной из возможных причин зарождения первичных вихрей в исследуемых композитах на основе АС при КВД является появление в исходно аморфных матрицах каждого слоя более прочной нанокристаллической фазы, способной тормозить и менять траекторию множественных полос сдвига, по которым осуществляется пластическая деформация в АС. Кроме того, межфазные границы с твердыми частицами (Fe, Ni)B, также, вероятно, могут инициировать вихри, что приведет к изгибу слоев композита. Таким образом, в локальных областях образца на разных масштабных уровнях возникает блокировка сдвига. Позже вихри на микроуровне могут способствовать быстрому перемешиванию нанокомпозита, экспериментально обнаруженному нами при больших величинах деформации. Так, при $N = 7$ толщина образца уменьшается на 10 % (от 100 мкм – в исходном состоянии до 90 мкм – в деформированном). Лишь в тонком поверхностном слое наблюдаются прослойки с пониженным содержанием Cr и Co. В остальном объеме образца формируется новое структурно-фазовое состояние полного смешивания (рис. 3c). Это заключение подтверждается графиком распределения компонентов обоих АС по глубине от 2 до 8 мкм (рис. 2c). Весь деформированный объем, за исключением незначительных флуктуаций, сформирован в результате полного смешивания обоих сплавов, которые ранее присутствовали в многослойном нанокомпозите из АС. Сопоставляя $3D$-изображения распределения химических элементов в объеме консолидированных образцов из разнородных лент АС для трех величин деформации (рис. 3), можно констатировать существенную их гомогенизацию на поздних стадиях КВД.

Следует подчеркнуть, что степень осуществления стадии полного смешивания и исчезновение структурных неоднородностей в слоистых композитах из АС при их обработке в камере Бриджмена в значительной степени зависит от склонности атомов, входящих в состав композита к массопереносу при заданных значениях температуры и уровня механических напряжений. В этом смысле АС в процессе КВД обладают при прочих равных условиях гораздо более высокой способностью к эффективному массопереносу. Известно, что АС имеют высокие значения коэффициентов диффузии по сравнению с кристаллическими аналогами [22, 23]. Кроме того, диффузионная подвижность атомов возрастает при реализации процессов, связанных с большими пластическими деформациями [24, 25]. КВД как перспективный способ механической обработки, создавая именно такие деформации, приводит к образованию в структуре чрезвычайно высокой плотности дефектов (границ зерен, дислокационных фрагментов, вакансий и субмикропор), а также к формированию на определенных стадиях заметных градиентов упругих напряжений и концентраций. Непрерывный режим сжатия в сочетании с кручением в камере Бриджмена обеспечивает активность не только термически-индуцированных, но и деформационно-индуцированных механизмов диффузии.

Исходя из полученных нами экспериментальных результатов, попытаемся в самом упрощенном виде для одномерной модели диффузии [23, 26] оценить коэффициент массопереноса при КВД D_{HPT}. Для этого воспользуемся весьма приближенным для случая КВД уравнением [27–29]:

$$R = \sqrt{D_{\mathrm{HPT}} t}, \qquad (1)$$

где R – расстояние (протяженность) массопереноса, t – продолжительность процесса КВД при каждом N, с учетом, что частота вращения $\nu = 1$ обор/мин. В нашем случае в качестве R мы брали расстояние, соответствующее половине среднего размера нанокристаллов, выделяющихся в аморфной матрице в процессе КВД при заданном N, и определяемого на основании анализа ПЭМ-изображений структуры композитных образцов.

Из приведенных в табл. 1 расчетов видно, что с увеличением деформации D_{HPT} изменяется в диапазоне 10^{-20}–10^{-19} м^2/с. Далее, сопоставим полученные значения D_{HPT} с коэффициентами диффузии D_{ANN} при обычном нагреве АС. Для этого воспользуемся литературными данными, взяв из них для анализа наиболее близкие по химическому составу ленты АС, аналогичные тем, которые мы ис-

Таблица 1. Значения коэффициента объемной диффузии в композитах на основе АС Fe-Ni-B/Co-Fe-Cr-Si-B при КВД и соответствующие им структурные и деформационно-временные параметры

N, число оборотов	t, с	R, нм	D_{HPT}, м^2/с
3	180	12	$8 \cdot 10^{-19}$
5	300	10	$3.3 \cdot 10^{-19}$
7	420	8	$1.5 \cdot 10^{-19}$
9	540	6	$6.7 \cdot 10^{-20}$

пользовали при консолидации композитов. В частности, в работах [28, 30, 31] установлено, что после небольших отжигов, т.е. от комнатной температуры до 320 °C, величины D_{ANN} при диффузии железа и кобальта в АС $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$ лежат в интервале 10^{-23}–10^{-22} м^2/с, а для кобальта в АС $Co_{58}Fe_5Ni_{10}Si_{11}B_{16}$ $D_{\mathrm{ANN}} \approx 10^{-22}$–$10^{-21}$ м^2/с соответственно. На основании сравнения можно констатировать, что D_{HPT} на 2–4 порядка величины превышает экстраполяционные значения D_{ANN}. Это доказывает, что при воздействии КВД действительно ускоряется массоперенос, стимулированный деформацией в изучаемом материале.

Следует отметить, что существуют более корректные теоретические подходы при оценке высокой диффузионной подвижности атомов в процессе КВД [32–34]. Так, например, на основании анализа экспериментальных данных с решением нелинейных диффузионных задач коллективом авторов [32, 33] установлено, что при достижении максимальной фрагментации структуры, соответствующей нанокристаллическому состоянию после ИПД, границы зерен являются главными источниками/стоками вакансий, а диффузия вакансий к стокам (при разной подвижности компонентов) может вызывать расслоение сплавов и приводить к последовательным фазовым превращениям. Особенностью нанокристаллических систем являются малые размеры зерен и высокая степень неравновесности их границ. В этом случае степень пересыщения границ зерен вакансиями может достигать очень высоких значений, близких к тем, которые соответствуют предплавильным температурам. В работе [34] на базе модели, описывающей состояние границ зерен после ИПД системой хаотически распределенных зернограничных дислокаций, показано, что дислокационная конфигурация этого типа создает дальнодействующие поля упругих напряжений, которые существенно влияют на диффузию. Резюмируя, необходимо подчеркнуть, что указанные теоретические рассмотрения, представленные в работах [32–34], качественно подтверждают наши выводы и формальные расчеты, касающиеся ускоренного диффузионного массопереноса в процессе КВД для исследуемых композитов. Таким образом, при больших значениях N мы в значительной степени добиваемся предельной макроскопической гомогенизации структуры первичного композита из АС, которую, по-видимому, нельзя достигнуть в случае кристаллических композитов или при других режимах обработки.

Выводы. 1. Методом времяпролетной масс-спектроскопии и методом микроиндентирования изучены основные закономерности формирования локального химического состава и изменения твердости многослойных композитов, состоящих из чередующихся слоев АС $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$ и $Fe_{53.9}Ni_{26.5}B_{20.2}$, по мере роста величины истинной пластической деформации при КВД в камере Бриджмена при комнатной температуре.

2. Установлены три стадии эволюции структурно-фазового состояния исследованных композитов. На первой стадии деформации ($N = 1{-}3$, где N – число полных оборотов подвижной наковальни) АС $Fe_{53.9}Ni_{26.5}B_{20.2}$ и $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$, составляющие композит, деформируются достаточно независимо друг от друга, обеспечивая лишь механическое "сцепление" соседних слоев.

3. На второй стадии КВД ($N = 4{-}5$) происходит межфазное взаимодействие в тонких приграничных областях с возможным образованием боридных фаз, которое, вероятнее всего, ответственно за эффект неаддитивного (синергийного) упрочнения (роста значения HV). Наблюдается частичное вихревое перемешивание, однако фрагменты слоистой структуры все еще сохраняются.

4. На третьей стадии КВД ($N = 6{-}9$), по мере увеличения N переносимые вихревые потоки вещества коагулируют вплоть до полного перемешивания и образования гомогенного многокомпонентного сплава. По существу, это приводит к "исчезновению" исходного композита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект # 20-08-00341 "А").

1. A.M. Glezer and I.E. Permyakova, *Melt-Quenched Nanocrystals*, CRC Press, Boca Raton, FL, USA (2013).
2. D.V. Louzguine-Luzgin, L.V. Louzguina-Luzgina, and A.Y. Churyumov, Metals **3**, 1 (2013).
3. H.F. Tan, B. Zhang, Y.K. Yang, X.F. Zhu, and G.P. Zhang, Mater. Des. **90**, 60 (2016).
4. J. Li, H. Chen, H. Feng, Q. Fang, Y. Liu, F. Liu, H. Wu, and P.K. Liaw, J. Mater. Sci. Technol. **54**, 14 (2020).
5. W. Guo, Y. Wu, J. Zhang, S. Hong, G. Li, G. Ying, and Y. Qin, J. Therm. Spray Technol. **23**, 1157 (2014).
6. B.B. Straumal, A.R. Kilmametov, A.A. Mazilkin, S.G. Protasova, K.I. Kolesnikova, P.B. Straumal, and B. Baretzky, Mater. Lett. **145**, 63 (2015).
7. S.V. Ketov, Y.P. Ivanov, D. Sopu, T. Schöberl, J. Eckert, D.V. Louzguine-Luzgin, C. Suryanarayana, A.O. Rodin, and A.L. Greer, Materials Today Advances **1**, 100004 (2019).
8. D.B. Miracle and O.N. Senkov, Acta Mater. **122**, 448 (2017).
9. V. Dolique, A.L. Thomann, and P. Brault, IEEE Trans. Plasma Sci. **39**, 2478 (2011).
10. И.Е. Пермякова, А.М. Глезер, А.А. Иванов, А.В. Шеляков, Изв. ВУЗов. Физика. **58**, 115 (2015) [I.E. Permyakova, A.M. Glezer, A.A. Ivanov, and A.V. Shelyakov, Russ. Phys. J. **58**, 1331 (2016)].
11. Н.Н. Ситников, А.В. Шеляков, И.А. Хабибулина, К.А. Бородако, Изв. РАН. Сер. физ. **82**, 1250 (2018) [N.N. Sitnikov, A.V. Shelyakov, I.A. Khabibullina, and K.A. Borodako, Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. **82**, 1136 (2018)].
12. C. Suryanarayana, Prog. Mater. Sci. **46**, 1 (2001).
13. М.И. Алымов, *Порошковая металлургия нанокристаллических материалов*, Наука, М. (2007).
14. P.R. Soni, *Mechanical alloying: fundamentals and application*, Cambridge International Science Publishing, Cambridge, UK (1999).
15. R.V. Sundeev, A.V. Shalimova, N.N. Sitnikov, O.P. Chernogorova, A.M. Glezer, M.Yu. Presnyakov, I.A. Karataev, E.A. Pechina, and A.V. Shelyakov, J. Alloys Compd. **845**, 156273 (2020).
16. S.V. Vasiliev, A.I. Limanovskii, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.V. Burkhovetskii, V.N. Sayapin, S.V. Terekhov, and V.I. Tkatch, Materials Today Communications **24**, 101080 (2020).
17. Y. Cao, M. Kawasaki, Y.B. Wang, S.N. Alhajeri, X.Z. Liao, W.L. Zheng, S.P. Ringer, Y.T. Zhu, and T.G. Langdon, J. Mater. Sci. **45**, 4545 (2010).
18. M. Kawasaki and T.G. Langdon, Mater. Sci. Eng. A **498**, 341 (2008).
19. R. Kulagin, Y. Beygelzimer, Yu. Ivanisenko, A. Mazilkin, B. Straumal, and H. Hahn, Mater. Lett. **222**, 172 (2018).
20. G.F. Korznikova, K.S. Nazarov, R.K. Khisamov, S.N. Sergeev, R.U. Shayachmetov, G.R. Khalikova, J.A. Baimova, A.M. Glezer, and R.R. Mulyukov, Mater. Lett. **253**, 412 (2019).
21. Y. Beygelzimer, Materials Science Forum **683**, 213 (2011).
22. J. Bokeloh, S.V. Divinski, G. Reglitz, and G. Wilde, Phys. Rev. Lett. **107**, 23550 (2011).
23. Б. Кантор, Р.В. Кан, *Диффузия атомов в аморфных сплавах*, в кн.: *Аморфные металлические сплавы*, под ред. Ф.Е. Люборского, Металлургия, М. (1987), с. 489 [*Amorphous Metallic Alloys*, ed. by

F. T. Luborsky, Butterworths, London, UK (1983), ch. 25, p. 487].

24. R. Z. Valiev, A. P. Zhilyaev, and T. G. Langdon, *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications*, John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, USA (2013).
25. A. M. Glezer, E. V. Kozlov, N. A. Koneva, N. A. Popova, and I. A. Kurzina, *Plastic Deformation of Nanostructured Materials*, CRC Press, Boca Raton, FL, USA (2017), p. 208.
26. Д. К. Белащенко, *Компьютерное моделирование жидких и аморфных веществ*, МИСиС, М. (2005).
27. Б. Б. Страумал, А. Р. Кильмаметов, И. А. Мазилкин, А. Корнева, П. Земба, Б. Барецки, Письма в ЖЭТФ **110**, 622 (2019) [B. B. Straumal, A. R. Kilmametov, A. A. Mazilkin, A. Korneva, P. Zieba, and B. Baretzky, JETP Lett. **110**, 624 (2019)].
28. F. Faupel, W. Frank, M.-P. Macht, H. Mehrer, V. Naundorf, K. Rätzke, H. R. Schober, S. K. Sharma, and H. Teichler, Rev. Mod. Phys. **75**, 237 (2003).
29. A. G. Kesarev, V. V. Kondrat'ev, and I. L. Lomaev, Phys. Metals Metallogr. **118**, 872 (2017).
30. J. Horváth and H. Mehrer, Crys. Latt. Def. and Amorph. Mat. **13**, 1 (1986).
31. P. Scharwaechter, W. Frank, and H. Kronmueller, Z. Metallkd. **87**, 885 (1996).
32. А. Е. Ермаков, В. Л. Гапонцев, В. В. Кондратьев, Ю. Н. Горностырев, ФММ **88**, 5 (1999).
33. V. V. Kondratyev, A. G. Kesarev, and I. L. Lomaev, Diffusion Foundations **5**, 129 (2015).
34. В. Л. Гапонцев, В. В. Кондратьев, ДАН **385**, 608 (2002) [V. L. Gapontsev and V. V. Kondrat'ev, Dokl. Phys. **47**, 576 (2002)].