

МЕХАНИЧЕСКОЕ ФОРМИРОВАНИЕ СПЛАВОВ ИЗ ЭЛЕМЕНТНЫХ ПОРОШКОВ Cu–Ag, Cu–C И ИХ СВОЙСТВА ПРИ ВЫЛЕЖИВАНИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ НАГРЕВАХ

Т.П. Толмачев, В.П. Пилюгин, И.Л. Солодова, А.И. Анчаров,
Е.Г. Чернышев, О.В. Антонова, А.М. Пацелов

Исследованы процессы компактирования и механического сплавления порошков $\text{Cu}_{1-x}\text{Ag}_x$ ($x=0,1; 0,2; \dots; 0,9$) и $\text{Cu}_{1-x}\text{C}_x$ ($x=0,05; 0,10; 0,15; 0,50$) при обработке мегапластической деформацией под давлением. Установлено образование сильно неравновесных нанокристаллических твердых растворов системы Cu–Ag, испытывающих частичный распад при комнатной температуре и нагреве. Установлена зависимость параметра решетки от концентрации с положительным отклонением от закона Вегарда. Твердость сплавов в 7,0–7,5 раз превышает твердость деформированных компонент. Для системы $\text{Cu}_{1-x}\text{C}_x$ (графит, $x=0,05; 0,10; 0,20; 0,50$) механосинтезом из порошков меди и графита получены неравновесные композиты, распадающиеся при вылеживании и нагревах на участки, обогащенные медью или аморфным углеродом в виде сажи.

Ключевые слова: неравновесный, нанокристаллический, твердый раствор Cu–Ag, большая деформация, механическое растворение, механосплавление, Cu–C, распад, наноструктура, твердость.

В современном физическом металловедении активно изучаются как процессы получения сплавов методами механической активации, так и свойства полученных сплавов, весьма отличные от свойств сплавов, полученных методами классической металлургии. В работе в качестве модельных объектов выбраны системы Ag–Cu и Cu–C. Первая система – раствор замещения ограниченной растворимости, вторая – раствор внедрения крайне малой растворимости углерода в Cu [1].

В системе ограниченной растворимости Cu–Ag с положительной энтальпией смешения $J=5$ кДж/моль [2] не выполняется правило 15 % Юм-Розери. Для Cu и Ag, ГЦК-изоструктурных d -переходных металлов с близкими значениями сродства к электрону, относительное отклонение в размерах ионных радиусов составляет до 23 %. Большая разница в размерах ионов является причиной ограниченной растворимости: на равновесной фазовой диаграмме максимальная растворимость достигается при 780 °C Ag в Cu до 15 ат. %, Cu в Ag до 5 ат. %, при 200 °C Ag в Cu менее 1 %, а углерод в Cu практически не растворяется [1]. В силу многих причин система Ag–Cu представляет научный и практический интерес. В их ряду близость физико-механических свойств элементов, отсутствие интерметаллических соединений, перспективы электротехнического и медицинского применения [3–5], перспективы деформационно-индуцированного аморфного состояния сплавов на основе меди или серебра и его стабилизации легированием, хорошая изученность структуры и свойств как чистых металлов, так и сплавов на их основе. Система Cu–C – это раствор внедрения с низкой растворимостью, не более одного атома

углерода на 10^4 – 10^5 атомов меди при 700–800 °C, кроме того, по этой системе имеются отрицательные результаты получения твердых растворов традиционным для металлургии методом термического сплавления [5], быстрой закалкой, обработкой ударными волнами и т. д.

Целью данного исследования являлось изучение возможности механосплавления элементов ограниченной растворимости Cu–Ag, Cu–C, их структурного состояния, механических свойств и термической стабильности.

Материалы и методы исследования

Деформацию порошковых смесей элементов Cu (99,8 %), Ag (99,99 %), C (99,999 %, графит для атомных реакторов) составов по шихте $\text{Cu}_{1-x}\text{Ag}_x$ ($x=0,1; 0,2; 0,3; \dots; 0,9$), $\text{Cu}_{1-x}\text{C}_x$ ($x=0,05; 0,10; 0,20; 0,50$) проводили на твердосплавных (ВК-6, твердость HRC = 92) вращаемых наковальнях Бриджмена при температуре 290 К [6–8]. Степень деформации образцов, задаваемая вращением на-

ковален $\varepsilon = \left(1 + \frac{\varphi^2 R^2}{h^2} \right)^{1/2}$, квазигидростатическое

давление $P = F S^{-1}$ в опытах равнялось 8,0 и 10,0 ГПа, что составляло 0,22 и 0,36 от модулей сдвига меди и серебра соответственно. Обозначения в формулах: φ – угол взаимного поворота наковален в радианах; R – расстояние от оси вращения; h – толщина деформируемого дискового образца; P – давление; F – сила сжатия наковален гидрокпрессом; S – площадь рабочих площадок наковален, сжимающих образец. Преимущества сдвига под давлением или кручения под высоким давлением (КВД) как метода механического

сплавления по сравнению, например, с методом шарового помола в планетарных мельницах заключаются в получении цельных, а не порошковых, незагрязненных образцов, удобных для изучения структурного состояния и измерения механических и физических свойств. Кроме того, температура тонкого образца, испытывающего длительную, в несколько минут обработку со скоростями деформацииковки 2 с^{-1} , имеет незначительное ($15\text{--}20 \text{ }^\circ\text{C}$) превышение над температурой массивных наковален, в которые от образцов осуществляется интенсивный тепловод. Механическая энергия, вводимая в образец, составляет несколько процентов от энергии связи решетки металла, т. е. можно считать, что метод КВД приближается к нижнему пределу экстремального воздействия на вещество, особенно при повышении скорости вращения.

В результате КВД получали тонкие (до 120 мкм) образцы дисковой формы диаметром $5,0$ или $10,0 \text{ мм}$. Структурное и фазовое состояние образцов исследовали с применением комплекса методов: металлографии, тонких фольг ПЭМ, изломов СЭМ, рентгеновской дифрактометрии на отражение в $\text{Cu}\text{--}\text{K}_\alpha$ -излучении, на просвет в синхротронном излучении (СИ) $\lambda = 0,368 \text{ \AA}$. Твердость измеряли на ПМТ-3 при нагрузке 5 Н на середине радиуса образцов. Механическую обработку КВД проводили по следующей схеме: подъем давления $0,5 \text{ ГПа/с}$, деформация поворотом с угловой скоростью 6 град/с на заданные углы полных оборотов $N = 1$, что соответствует $\varphi = 2\pi \text{ рад}$. Затем снижение давления со скоростью $0,1 \text{ ГПа/с}$, выемка образцов и их исследование. Метод КВД Бриджмена является безальтернативным в возможности достижения мегапластических деформаций, но имеет изъян в виде неоднородности деформации по радиусу дисковых образцов (рабочих площадок пуансонов). Поэтому для равномерной проработки смесей и снижения неоднородности деформации по радиусу образцы обрабатывали в трехступенчатом режиме. После деформации первой ступени на 10 оборотов наковален образцы извлекались из камеры, разрезались диаметрально на $4\text{--}6$ секторов через центр, далее секторы помещались на рабочие площадки таким образом, чтобы их центральная часть находилась на краю, а периферийная – в центре площадки, и на второй ступени деформировались еще на 10 оборотов. Перед третьей ступенью процедура повторялась с поворотом наковален еще на 10 оборотов. В итоге деформация $N = (10 + 10 + 10)$ оборотов, что в сумме в зависимости от толщины образцов составляло на середине их радиуса гигантские степени $\varepsilon = 18\text{--}20$ истинной логарифмической деформации. Столь большие деформации позволяют при КВД получать твердые гомогенные растворы замещения, например $\text{Fe}\text{--}\text{Cu}$ [9]. По данным ближайшего окружения атомов Fe^{57} по ЯГРС, в системе ограниченной растворимости $\text{Fe}\text{--}\text{Cu}$ с положительной энтальпией

смешения $J = 58 \text{ кДж/моль}$ [2] получены гомогенные твердые растворы [9].

Результаты и их обсуждение

Сначала остановимся на результатах по образцам $\text{Cu}_{1-x}\text{--Ag}_x$ ($x = 0,1; 0,2; 0,3; \dots; 0,9$), касающихся вида синтезированных образцов и их цветовых характеристик. Относительно малые деформации сжатием на пуансонах и их малым поворотом в несколько единиц N приводят к компактированию порошковых медно-серебряных смесей. До степени деформации $\varepsilon = 6,0\text{--}6,5$, что отвечает числу поворотов наковален $N \leq 5$, образцы по цветовым характеристикам, особенно в центре, где деформация меньше, имели выраженную цветовую неоднородность участков, обогащенных по меди или серебру. На периферии образцов, где степень деформации выше, цветовые характеристики приближались к однотонным. КВД смесей вызывает изменения пиков рентгеновских дифрактограмм в виде их уширения, асимметрии и смещения по шкале углов, что свидетельствует о ходе и развитии процессов консолидации, текстурирования, фрагментации и взаимного растворения исходных порошковых компонентов. После трехступенчатого передела $\varepsilon \leq 20$ ($N = 10 + 10 + 10$) цвет всей поверхности образцов имел однотонный оттенок, определяемый концентрацией шихты. Синтезированные образцы имели иные механические свойства по сравнению с сильно деформированными чистыми медью или серебром. Это выражалось в снижении пластичности – при изготовлении тонких фольг для ПЭМ на периферии образцов иногда появлялись трещины. Отмечался сильный рост твердости, вязкий тип излома менялся на хрупкий при низкотемпературном разрушении в жидком азоте. Хрупкий тип излома не характерен для ГЦК металлов, разве что для единственного тугоплавкого ГЦК металла – иридия в поликристаллическом состоянии.

Данные рентгеновской дифрактометрии (рис. 1), ПЭМ (рис. 2) и СЭМ свидетельствуют о формировании медно-серебряных ГЦК твердых растворов на основе серебра и/или меди, существенно превышающих равновесную концентрацию по фазовой диаграмме [1].

Дифрактометрия на отражение и на просвет в СИ свидетельствует об образовании твердых растворов замещения на краях содержания по шихте на основе меди $\text{Cu}_{1-x}\text{--Ag}_x$ ($x = 0,1; 0,2; 0,3$), на основе серебра $\text{Cu}_{1-x}\text{--Ag}_x$ ($x = 0,7; 0,8; 0,9$). В срединных между ними составах шихты $\text{Cu}_{1-x}\text{--Ag}_x$ ($x = 0,4; 0,5; 0,6$) при КВД образовывались двухфазные твердые растворы, как на основе меди, так и на основе серебра. Уширения рентгеновских рефлексов (111) от раствора по сравнению с уширением рефлексов (111) от деформированной чистой компоненты, например, серебра, увеличились в $3,0\text{--}3,2$ раза. Это свидетельствует о малости ОКР, сильных искажениях кристаллической решетки и высоком уровне внутренних напряжений.

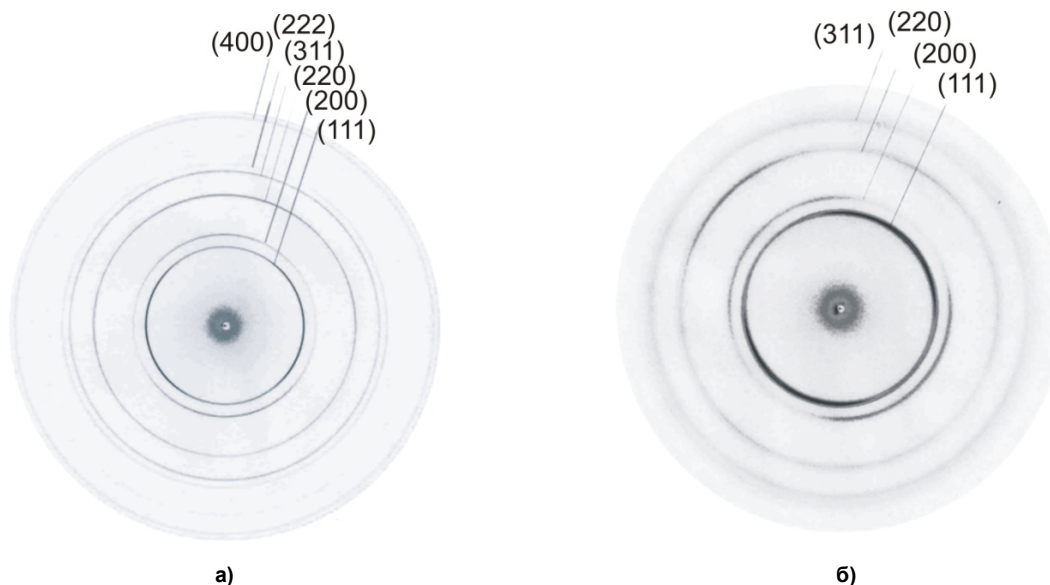


Рис. 1. Дебаеграммы, полученные в СИ-излучении на просвет сильнодеформированных: а – чистого серебра; б – твердого раствора $\text{Cu}_{0,8}\text{Ag}_{0,2}$

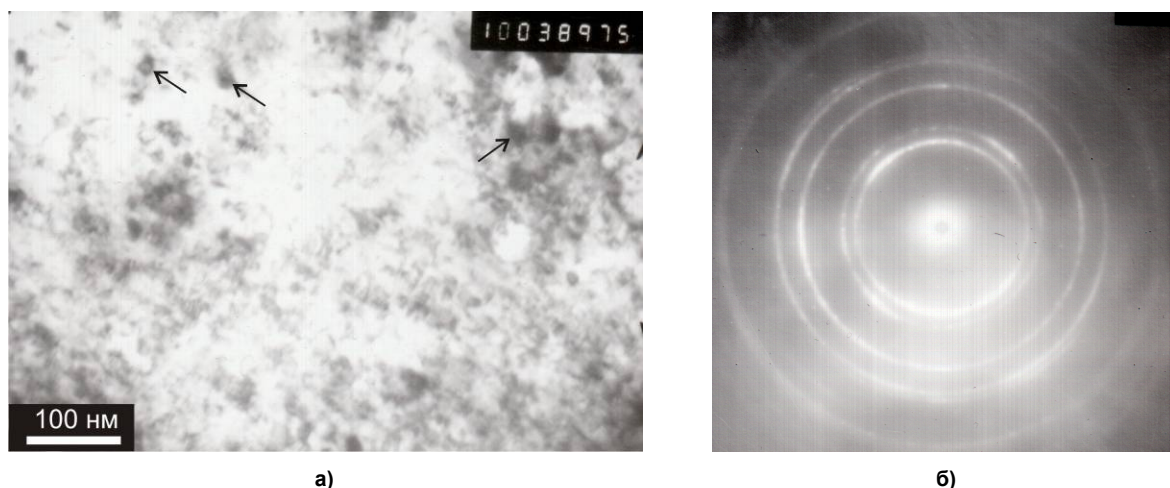


Рис. 2. Данные ПЭМ: а – микроструктура сплава $\text{Cu}_{0,8}\text{Ag}_{0,2}$, полученного большой деформацией $\epsilon \leq 18$ под давлением 8 ГПа; б – электронная микродифракция с фольги сплава

Средний размер кристаллитов около 20 нм (рис. 2, а). В структуре встречаются круглые выделения (указано стрелками), размером 25–30 нм, с отличной от фона контрастностью, которые можно идентифицировать как области выделений с более высокой концентрацией серебра или меди, появившиеся в результате распада неравновесного твердого раствора. На рис. 2, б микродифракция электронов также свидетельствует о ГЦК однофазном твердом растворе на основе меди, полученном деформацией шихты $\text{Cu}_{0,8}\text{Ag}_{0,2}$.

Зависимость микротвердости H_{μ} сплавов Cu–Ag от концентрации показана на рис. 3. Существенно ее увеличение, максимально в 4,5 раза в твердом растворе по сравнению с идентично обработанными чистыми компонентами. Следует отметить, что твердость $\text{Cu}_{(100-x)}\text{–Ag}_x$ ($x = 0,2 - 0,8$) неравновесных сплавов близка к твердости литой нержавеющей стали.

Зависимость параметра решетки твердого раствора от концентрации, полученная по дифрактометрии на СИ (рис. 4) свидетельствует о положительном превышении закона Vegarda. Для средних концентраций показаны значения параметров решетки для двухфазных ГЦК растворов, как на основе серебра, так и на основе меди. По-видимому, для этих концентраций шихты наряду с образованием твердых растворов при КВД идет конкурирующий как в динамике, так и постдинамике процесс распада, что и приводит к двухфазности образцов составов $\text{Cu}_{(100-x)}\text{–Ag}_x$ ($x = 0,4 - 0,7$). Это согласуется с тем, что эти концентрации находятся дальше от равновесных концентраций, отвечающих областям твердых растворов на равновесной диаграмме.

Полученные растворы неравновесны, их распад начинается при 1–1,5-недельной выдержке при н.у., а также при локальном нагреве пучком элек-

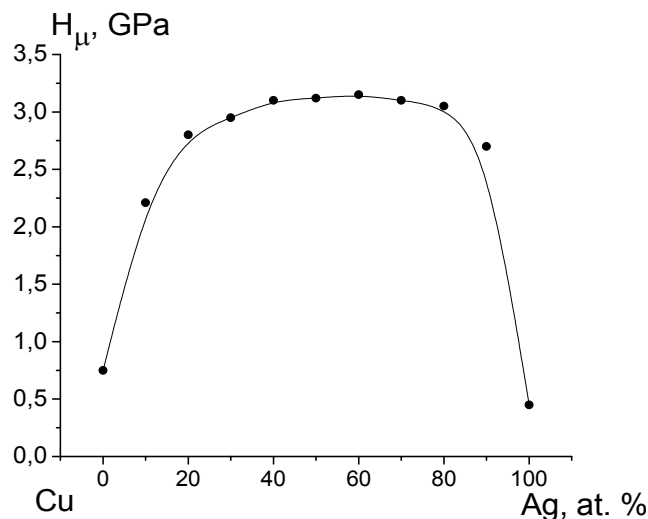


Рис. 3. Микротвердость механосинтезированных сплавов Cu–Ag в зависимости от составов

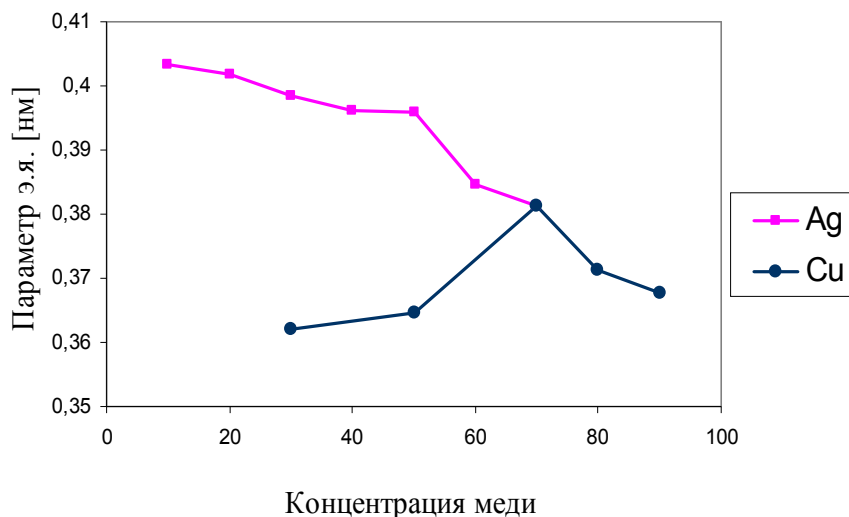


Рис. 4. Параметр элементарной ячейки сплавов AgCu в зависимости от концентрации меди

тронов *in situ* в колонне электронного микроскопа и, естественно, при ступенчатых отжигах, проводимых в течение 5 мин при 300, 400, 500°C. По данным рентгеновской дифрактометрии и электронной микроскопии концентрационно неравновесные растворы распадаются на бинарные ГЦК растворы на основе меди и серебра, что выражается в появлении парных колец на дебаеграммах и микроэлектронных дифракциях, расщеплении пиков на парные на дифрактограммах. При нагреве свыше 400°C на дебаеграммах появляются точечные рефлексы, свидетельствующие о начале и развитии процессов собирательной рекристаллизации.

Теперь опишем данные по системе Cu–C. Смеси Cu_{1-x}–C_x (x = 0,05; 0,10; 0,15; 0,50) из порошков меди и углерода в виде графита обрабатывали КВД в аналогичных режимах обработки смесей Cu–Ag с применением двухступенчатых ре-

жимов $N = (10 + 10)$ [9]. После деформации образцы приобретали однотонный медно-стальной оттенок, усиливающийся в сторону стального по мере роста концентрации графита в шихте. Начиная с $x = 0,15$; 0,50 окраску можно считать однотонной, стальной. Заметим, что если и возможно помещение атомов углерода в решетку меди, то это наиболее вероятно происходит по типу примеси внедрения. Интенсивная деформация приводит к уширению рентгеновских пиков от КВД обработанной шихты, по сравнению с пиками аналогично деформированной меди. Но в отличие от случая со смесями Cu–Ag, КВД обработка Cu–C не вызывает их смещения по шкале углов 2θ . Рентгеновских пиков от графита не наблюдалось. Это свидетельствует об уменьшении ОКР, росте напряжений, но не изменении параметра элементарной ячейки меди. Радикальные изменения механических свойств: образцы становятся хрупкими, на них появляются

трещины, твердость возрастает в 4,5 раз от твердости сильнодеформированной меди. Трех-, четырехнедельная выдержка образцов при н.у. и нагревы приводят к появлению их цветовой неоднородности. На поверхности появляются участки окраски от желтого до красного по меди и серо-черные участки по углероду. Рентгеновская съемка не выявила рефлексов от графита. Значит, углерод в шихте Cu–C, изначально пребывавший в форме порошкового графита, после обработки КВД и выхода на поверхность образцов, находится в аморфном состоянии – саже. При этом наблюдали снижение H_{μ} от 2,5 до 2,1 ГПа. Данные рентгенографии, а именно отсутствие смещения пиков меди по шкале углов, не дают основания утверждать об образовании твердого раствора в системе Cu–C. Однозначно можно утверждать об образовании при КВД механосинтезированных композитов, со свойствами, отличающимися от исходных компонент и их смесей. Активная деформация вызывает перемешивание компонент, что сопровождается взаимным поглощением мелких, кластероподобных фрагментов и атомов углерода в меди с образованием атмосфер Снукса на дислокациях [10], сосредоточением атомов углерода в межзеренных границах, межкристаллитных границах, тройных и четверных стыках. Суммарная объемная доля перечисленных структурных составляющих в деформационных нанокристаллических металлах составляет десятки процентов от общего объема. Поэтому можно утверждать об образовании при КВД медно-углеродного композита. Появление сажи на поверхности образцов, снижение твердости свидетельствуют о развитии диффузионных процессов разделения углерода и меди при вылеживании и нагревах. Отсутствие рентгеновских рефлексов от графита свидетельствует о его деструкции при КВД и дальнейшей диффузии с обнаруживаемым выходом на поверхность в аморфной модификации – саже. Аналогичные явления наблюдались авторами при обработке смесей медь–фуллерен C_{60} .

Заключение

Проведен механический синтез под давлением твердых растворов системы Cu–Ag, существенно превышающий равновесную концентрацию. Механические свойства растворов значительно отличаются от свойств компонент: возрастает твердость, снижается пластичность. Зависимость параметров решетки от концентрации имеет положительное превышение над прямой закона Вегарда. Растворы имеют нанокристаллическую структуру и термодинамически неравновесны. Отжиги приводят к распаду растворов с образованием выделений, обогащенных медью и/или серебром.

В системе Cu–C (графит) получены неравновесные наноконкомпозиты с высокой твердостью и низкой пластичностью, испытывающие изменения свойств при вылеживании и нагревах. Нагрев вы-

зывает разложение композитов, что выражается в разделении меди и углерода, выделяющегося на поверхности в виде аморфного углерода – сажи.

Электронно-микроскопические измерения выполнены в ЦКП ЭМ ИФМ УрО РАН, дифрактометрия СИ выполнена в СЦ СТИ ИЯФ СО РАН на детекторе MAR Research-3450.

Работа выполнена в рамках темы «Импульс», молодежных проектов Президиума УрО РАН № М5.

Литература

1. Барабаш, О.М. Кристаллическая структура металлов и сплавов / О.М. Барабаш, Ю.Н. Коваль. – Киев: Наукова Думка, 1986 – С. 599.
2. Miedema, A.R. Cohesion in alloys – fundamentals of a semi-empirical model / A.R. Miedema, P.F. de Chatel, F.R. de Boer // *Physica* 100B. – 1980 – P. 1–28.
3. Tian, Y.Z. Microstructures and tensile deformation behavior of Cu–16 wt.%Ag binary alloy / Y.Z. Tian, Z.F. Zhang // *Materials Science and Engineering A*. – 2009 – Vol. 508 – P. 209–213.
4. Liu, J.B. Microstructure evolution and properties of Cu–Ag microcomposites with different Ag content / J.B. Liu, L. Meng, Y.W. Zeng // *Materials Science and Engineering A*. – Vol. 435–436. – 2006. – P. 237–244.
5. Аврамов, Ю.С. Сплавы на основе систем с ограниченной растворимостью в жидком состоянии (теория, технология, структура и свойства): моногр. / Ю.С. Аврамов, А.Д. Шляпин. – М.: Интерконтакт наука. – 2002. – С. 372.
6. Pilyugin, Vitaly. The influence of nanocrystalline structure of iron on α - ϵ phase transformations under pressure / Vitaly Pilyugin, Alexander Patselov, Timofey Tolmachev, Eugeny Chernyshov, Alexey Ancharov, Dmitriy Brytkov // *Materials Science Forum*. – 2013. – Vol. 738–739 – P. 108.
7. Эволюция структуры чистого железа при низкотемпературной деформации под высоким давлением / В.П. Пилюгин, Л.М. Воронова, М.В. Дегтярев, и др. // *ФММ*. – 2010 – Т. 110, № 6 – С. 590–599.
8. Особенности измельчения структуры чистого железа при низкотемпературной деформации под высоким давлением / В.П. Пилюгин, Л.М. Воронова, М.В. Дегтярев, Т.И. Чащухина // *Деформация и разрушение материалов*. – 2011. – № 1. – С. 26–30.
9. Исследование фазового состава и гомогенности сплавов системы Fe–Cu, полученных механоактивацией под давлением / Е.Г. Чернышев, В.П. Пилюгин, А.М. Пацелов и др. // *ФММ*. – 2001. – Т. 92, № 2. – С. 80–86.
10. Хирт, Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте; перев. с англ. под ред. Э.М. Надгорного и Ю.А. Осипьяна. – М.: Атомиздат. – 1972 – 600 с.

Толмачев Тимофей Павлович, аспирант лаборатории физики высоких давлений, Институт физики металлов УрО РАН. 620990, г. Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, 18. Тел.: (343)3783805. E-mail: timpt@mail.ru.

Пилюгин Виталий Прокофьевич, кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией физики высоких давлений, Институт физики металлов УрО РАН, 620990, г. Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, 18. Тел.: (343)3783805. E-mail: pilyugin@imp.uran.ru.

Солодова Ирина Леонидовна, кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории физического металловедения, Институт физики металлов УрО РАН. 620990, г. Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, 18. Тел.: (343)3783555. E-mail: solodova@imp.uran.ru.

Анчаров Алексей Игоревич, кандидат химических наук, старший научный сотрудник лаборатории методов синхротронного излучения, Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН. 630128, г. Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18. E-mail: ancharov@gmail.com.

Чернышев Евгений Геннадьевич, научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений, Институт физики металлов УрО РАН. 620990, г. Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, 18. Тел.: (343)3783829. E-mail: eucher@imp.uran.ru.

Антонова Ольга Владимировна, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории прочности Института физики металлов УрО РАН, 620990, г. Екатеринбург, ул. Софьи Ковалевской, 18. Тел.: (343)3783526. E-mail: olgaanton4@gmail.com.

Пацелов Александр Михайлович, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений Института физики металлов УрО РАН, 620990, г. Екатеринбург, ул. Софьи Ковалевской, 18. Тел.: (343)3783829. E-mail: patselov@imp.uran.ru.

Bulletin of the South Ural State University
Series "Metallurgy"
2013, vol. 13, no. 1, pp. 115–121

MECHANICAL ALLOYING AND EFFECT OF AGING AND FURTHER HITTING ON THE PROPERTIES OF Cu–Ag, Cu–C POWDERS

T.P. Tolmachev, V.P. Pilyugin, I.L. Solodova, A.I. Ancharov, E.G. Chernyshev, O.V. Antonova, A.M. Patselov

Compacting and mechanical alloying of $\text{Cu}_{1-x}\text{-Ag}_x$ ($x=0.1; 0.2; \dots; 0.9$) и $\text{Cu}_{1-x}\text{-C}_x$ ($x=0.05; 0.10; 0.15; 0.50$) powders by severe plastic deformation under pressure are investigated. The formation of strongly non-equilibrium nanocrystalline solid solutions of Cu–Ag system partially decomposing at room temperature and on heating is revealed. Dependence of lattice parameter on concentration reveals positive deviation from Vegard law. Hardness of solutions exceeds the hardness of each pure component by 7.0–7.5 times. Mechanical alloying of $\text{Cu}_{1-x}\text{-C}_x$ ($x=0.05; 0.10; 0.20; 0.50$) system from copper and graphite powders non-equilibrium solution composites were obtained that decomposed after 1.5–2.0 months of aging at room temperature or on heating into regions enriched with copper or amorphous carbon (soot).

Keywords: non-equilibrium, nanocrystalline, Cu–Ag solid solution, severe deformation, mechanical solution, mechanical alloying, Cu–C, decomposition of solid solution, composite, nanostructure, hardness.

Tolmachev Timofey Pavlovich, post-graduate student of the High Pressure Physics Laboratory, Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Science. 18 S. Kovalevskaya street, Ekaterinburg, Russia 620990. Tel.: 7(343)3783805. E-mail: timpt@mail.ru.

Pilyugin Vitaliy Prokof'evich, candidate of physical and mathematical science, head of the High Pressure Physics Laboratory, Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Science. 18 S. Kovalevskaya street, Ekaterinburg, Russia 620990. Tel.: 7(343)3783805. E-mail: pilyugin@imp.uran.ru.

Solodova Irina Leonidovna, candidate of engineering science, senior researcher of the Physical Metallurgy Laboratory, Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Science. 18 S. Kovalevskaya street, Ekaterinburg, Russia 620990. Tel.: 7(343)3783555. E-mail: solodova@imp.uran.ru.

Ancharov Aleksey Igorevich, candidate of chemical science, senior researcher of the Synchrotron Radiation Methods Laboratory, Institute of Solid Chemistry and Mechanochemistry, Siberian Branch, Russian Academy of Science. 18 Kutateladze street, Novosibirsk, Russia 630128. E-mail: ancharov@gmail.com.

Chernyshev Evgeniy Gennad'evich, researcher of the High Pressure Physics Laboratory, Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Science. 18 S. Kovalevskaya street, Ekaterinburg, Russia 620990. Tel.: 7(343)3783829. E-mail: eucher@imp.uran.ru.

Antonova Ol'ga Vladimirovna, candidate of physical and mathematical science, senior researcher of the Strength Laboratory, Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Science. 18 S. Kovalevskaya street, Ekaterinburg, Russia 620990. Tel.: 7(343)3783526. E-mail: olgaanton4@gmail.com.

Patselov Aleksandr Mikhaylovich, candidate of physical and mathematical science, senior researcher of the High Pressure Physics Laboratory, Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Science. 18 S. Kovalevskaya street, Ekaterinburg, Russia 620990. Tel.: 7(343)3783829. E-mail: patselov@imp.uran.ru.

Поступила в редакцию 4 марта 2013 г.