

PACS: 62.20.Fe

В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, Н.Н. Белоусов, В.М. Ткаченко

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ
НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
КОМПОЗИТНОГО МЕДНОГО СПЛАВА ПРИ ВИНТОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 31 марта 2004 года

Изучены физико-механические свойства композитного медного сплава, подвергнутого винтовому прессованию (ВП) в двух структурных состояниях: отожженном и состаренном. Показано, что в состаренном материале частицы второй фазы являются стопорами для движения дислокаций. Это приводит к быстрому упрочнению материала при деформации и снижению его пластичности. Поэтому для получения материала с повышенными значениями прочностных свойств и высоким уровнем пластических характеристик рекомендовано осуществлять ВП на отожженном материале.

Введение

В последнее время большое внимание уделяется вопросам изучения структуры и свойств материалов, подвергнутых большим степеням интенсивной пластической деформации (ИПД). Одним из методов ИПД является метод ВП [1]. Ранее выполненные работы [2,3] показали, что ВП позволяет сформировать особую структуру металла, проявляющую свои характеристики при дальнейшей деформации. Однако большинство работ, посвященных применению ВП, проводились на модельных материалах. Известно [4,5], что деформация многофазных материалов имеет свои особенности, и, следовательно, невозможно перенести данные по механизмам деформации, полученные на модельных материалах, на многофазные материалы без дополнительных исследований и корректировки, поэтому представляет интерес проследить изменение физико-механических характеристик многофазных материалов, подвергнутых ВП.

Методика эксперимента

Исследовали образцы композитного сплава $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$ после отжига, старения и ВП. В первом случае образцы отжигали при температуре 650°C в

течение 2 h и подвергали ВП (ОВП) до степени деформации $e = 4.5$. Вторым видом образцов проходил естественное старение в течение 60 d при комнатной температуре и подвергался ВП (СВП) до $e = 3$. Физико-механические свойства исследовали методом деформации на сжатие в направлениях, параллельном (далее «параллельное сжатие») и перпендикулярном (далее «перпендикулярное сжатие») относительно оси ВП. Деформацию на сжатие осуществляли на установке 2167P-50 с компьютерной регистрацией кривых сжатия, с одновременным фиксированием изменений структуры поверхности на цифровую камеру. Методом дюрометрии и оптической микроскопии проводили исследования изменений микротвердости и микроструктуры в параллельном и перпендикулярном сечениях.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Микротвердость H_{μ} образцов в исходном состоянии в параллельном и перпендикулярном сечениях составляла соответственно 726 и 593 МПа. Для удобства анализа анизотропии значений микротвердости введем коэффициент анизотропии $k_{H_{\mu}}$ (отношение H_{μ} в параллельном сечении к H_{μ} в перпендикулярном), характеризующий изменение H_{μ} в разных сечениях образца. Для исходного материала этот коэффициент равен 1.2. При ВП отожженных и состаренных образцов происходит увеличение значений микротвердости (рис. 1) и появляется небольшая анизотропия свойств, вызванная ВП. В образцах после ОВП и СВП наблюдается качественное изменение свойств по сечениям, коэффициент $k_{H_{\mu}}$ становится меньше 1. При дальнейшей деформации сжатием этих образцов происходит увеличение микротвердости в параллельном сечении и уменьшение в перпендикулярном, причем $k_{H_{\mu}}$ стано-

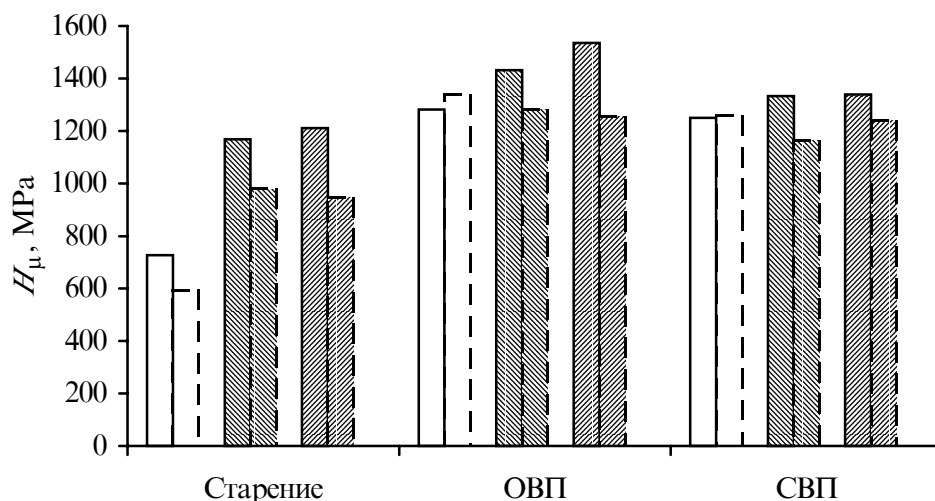


Рис. 1. Изменение значений микротвердости композитного медного сплава в параллельном (\square) и перпендикулярном (\square) сечениях до сжатия; в параллельном (▨) и перпендикулярном (▩) сечениях при продольном сжатии; в параллельном (▧) и перпендикулярном (▨) сечениях при поперечном сжатии

вится больше 1. В образцах после ОВП микротвердость в параллельном сечении растет более интенсивно, чем в образцах после СВП. Такое качественное изменение анизотропии свойств при одноосной деформации свидетельствует о перестройке структуры, сформированной ВП, при дальнейшей деформации сжатием.

Микроструктура образцов, деформированных ВП, характеризуется общим измельчением зерен (рис. 2, 3). Для образцов после ОВП коэффициент удлинения зерен k_{gr} (отношение длины зерна к его ширине) в параллельном сечении больше, чем в перпендикулярном (рис. 4). Такая зависимость k_{gr} по сечениям сохраняется и при дальнейшей деформации сжатием. Продольная одноосная деформация вызывает увеличение коэффициента k_{gr} в обоих сечениях образцов. При деформации сжатием в направлении, перпендикулярном оси ВП, удлинение формы зерна в поперечном сечении происходит более интенсивно, в результате чего значения коэффициентов k_{gr} в обоих сечениях

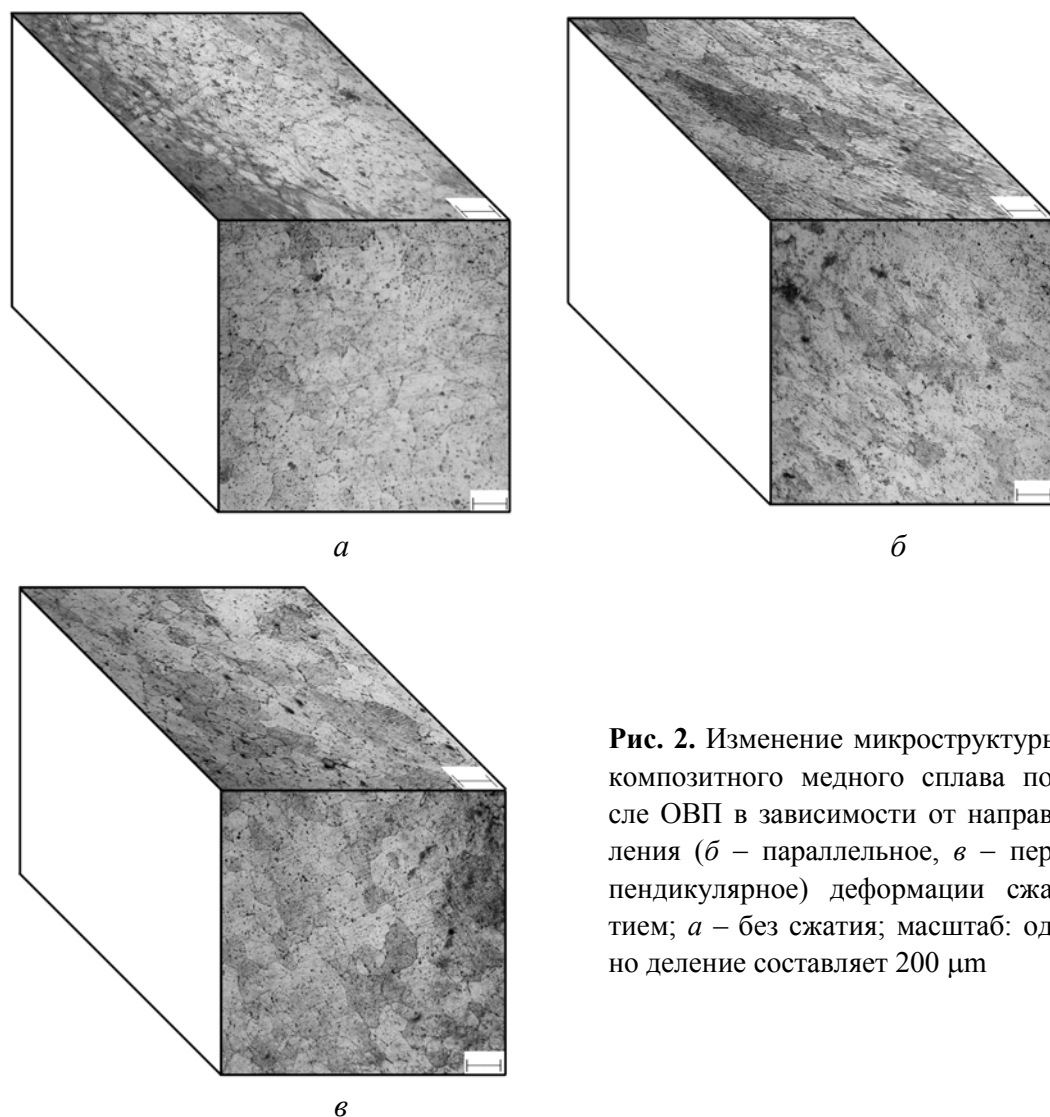


Рис. 2. Изменение микроструктуры композитного медного сплава после ОВП в зависимости от направления (*б* – параллельное, *в* – перпендикулярное) деформации сжатием; *а* – без сжатия; масштаб: одно деление составляет 200 μm

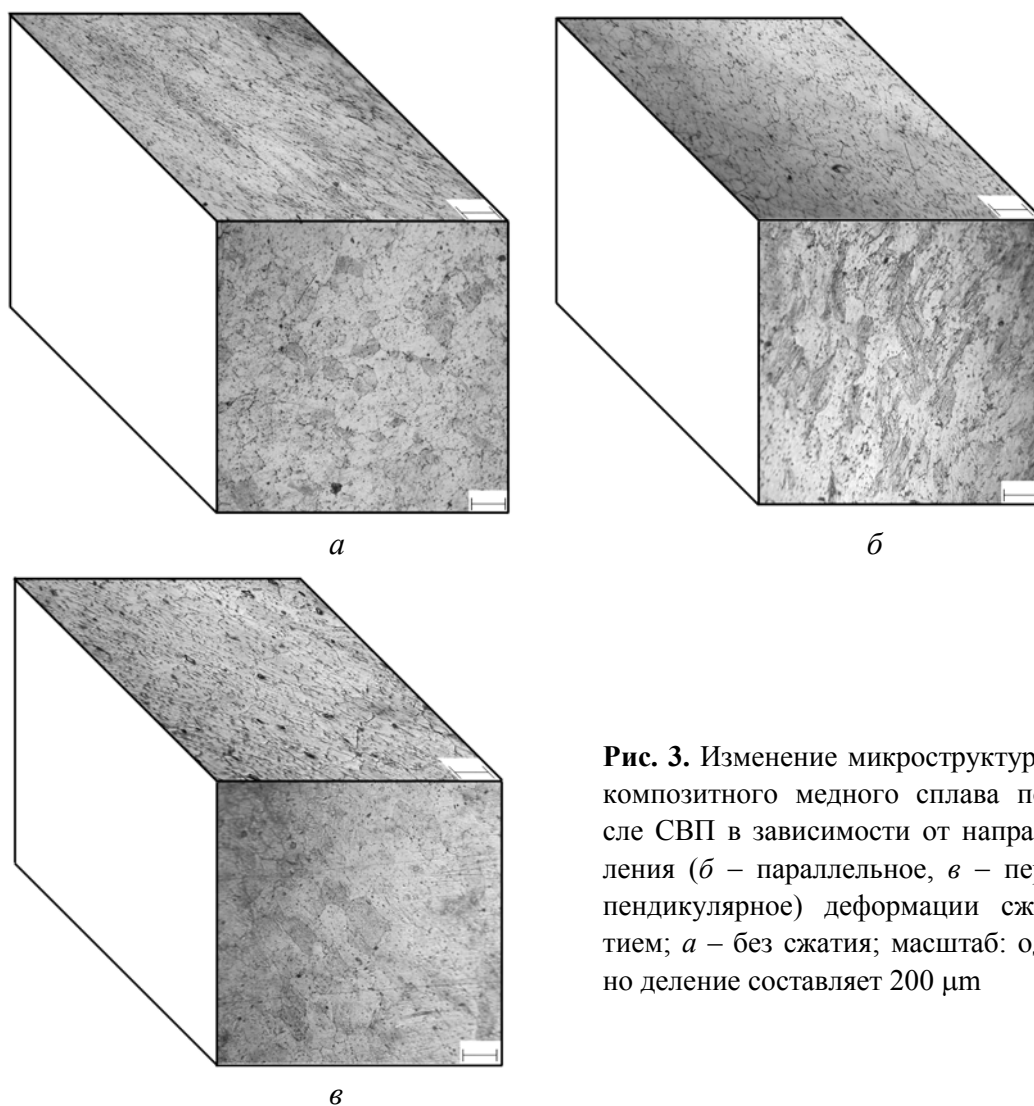


Рис. 3. Изменение микроструктуры композитного медного сплава после СВП в зависимости от направления (*б* – параллельное, *в* – перпендикулярное) деформации сжатием; *а* – без сжатия; масштаб: одно деление составляет 200 μm

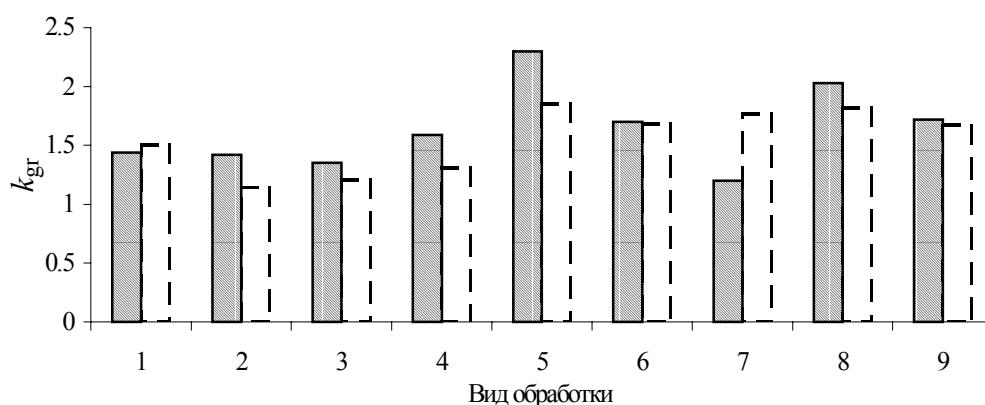


Рис. 4. Изменение коэффициента удлинения зерен k_{gr} медного сплава в параллельном (▨) и перпендикулярном (▤) сечениях при разных видах обработки: отжиг + старение (ОС) (1 – без сжатия, 2 – продольное сжатие, 3 – поперечное сжатие); ОВП (4 – без сжатия, 5 – продольное сжатие, 6 – поперечное сжатие); СВП (7 – без сжатия, 8 – продольное сжатие, 9 – поперечное сжатие)

становятся практически одинаковыми. В образцах после СВП наблюдается другая зависимость коэффициента k_{gr} – в параллельном сечении он меньше, чем в перпендикулярном. Однако при дальнейшей одноосной деформации эта зависимость становится такой же, как и для образцов после ОВП.

При пересчете коэффициента удлинения на единицу деформации k_{gr}/e (рис. 5) видно, что форма зерен после ВП и при дальнейшей одноосной деформации более интенсивно изменяется на состаренных образцах.

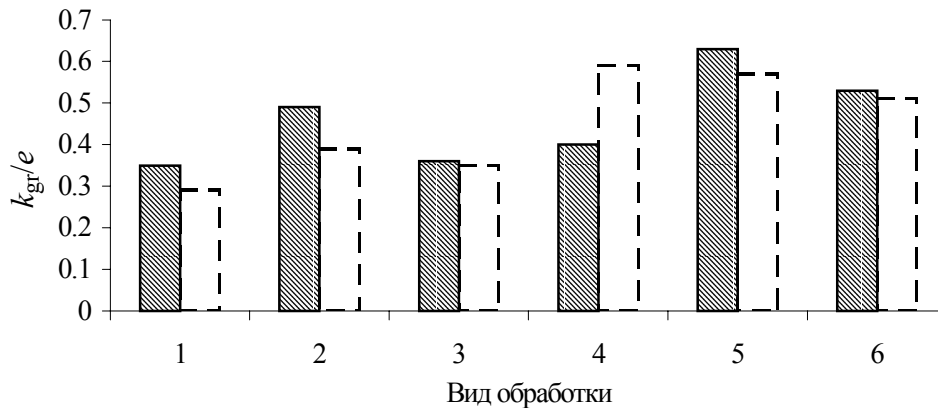


Рис. 5. Расчетные значения k_{gr}/e медного сплава в параллельном (▨) и перпендикулярном (□) сечениях образцов после ОВП без сжатия (1), при продольном сжатии (2), при поперечном сжатии (3) и образцов после СВП без сжатия (4), при продольном сжатии (5), при поперечном сжатии (6)

Исследование физико-механических свойств показало, что на кривых деформации для всех образцов наблюдаются три стадии: I – легкого скольжения; II – быстрого упрочнения; III – динамического отдыха [6]. На рис. 6 приведены диаграммы деформации и фотографии поверхности медного композита. Стадия I характеризуется малым коэффициентом упрочнения. Для образцов после СВП эта стадия короче, что свидетельствует о более высоком коэффициенте упрочнения. На исходных образцах она самая длинная, это свидетельствует о достаточно большом количестве свободных дислокаций. В то же время на образцах после СВП дислокации в основном закреплены стопорами. Окончанию легкого скольжения соответствует значительная активность вторичных систем скольжения.

Влияние частиц второй фазы проявляется в том, что они препятствуют сдвигу первичной системы. Поэтому группы дислокаций, накапливающихся вокруг этих частиц, вызывают раннюю активность вторичных систем скольжения и переход к стадии II пластической деформации. Это стадия быстрого упрочнения с более крутым наклоном кривой деформации к оси деформации, которая характеризуется активностью вторичных систем скольжения: прямые длинные линии скольжения заменяются более короткими. Длина линий скольжения обратно пропорциональна пластическому сдвигу. Плотность линий сдвига продолжает возрастать. Минимальный предел

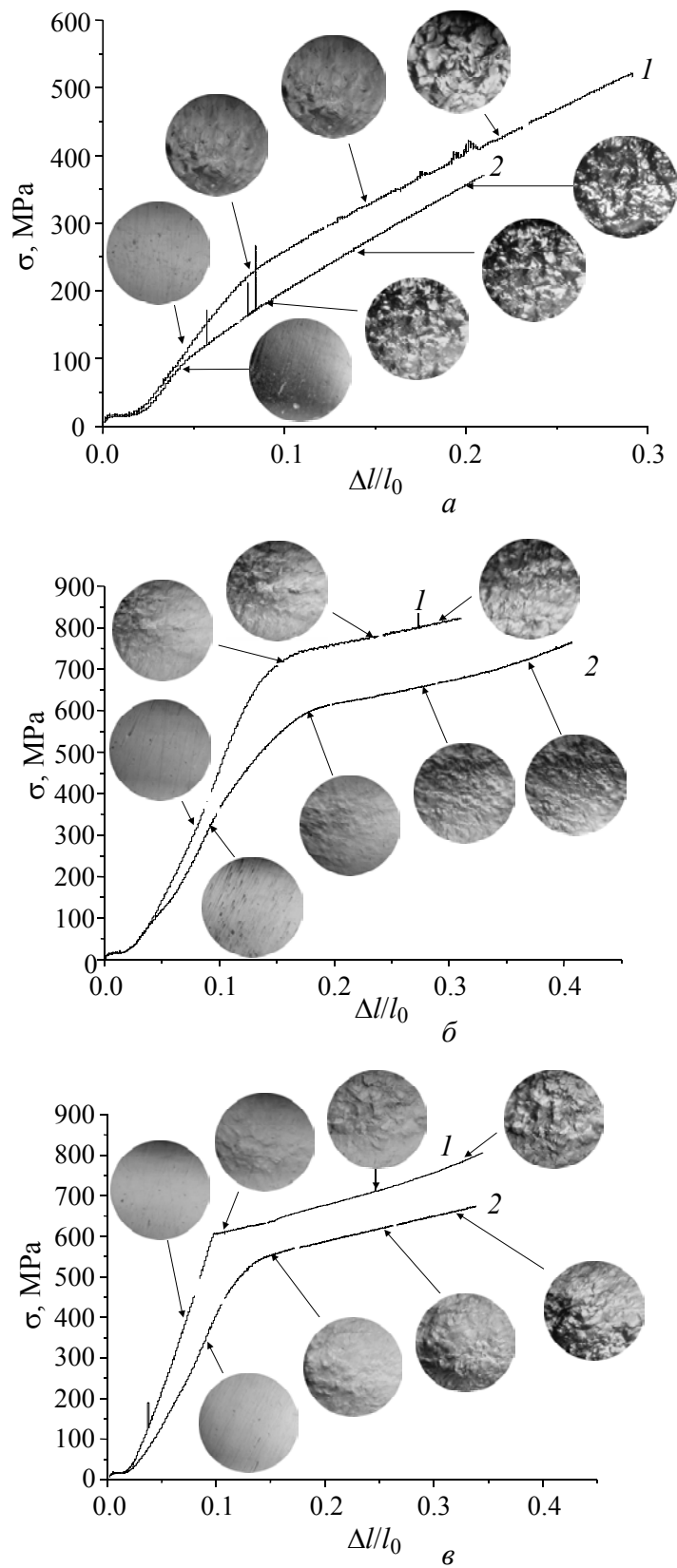


Рис. 6. Диаграммы сжатия в перпендикулярном (1) и параллельном (2) направлениях: *a* – ОС; *б* – ОВП; *в* – СВП

текучести $\sigma_{0,2}$ был на исходном материале, максимальный – на образцах после ОВП (таблица). Поскольку для образцов после ОВП и СВП степени накопленной деформации разные, то более корректно рассматривать не $\sigma_{0,2}$, а предел текучести, приходящийся на единицу деформации $\sigma_{0,2}/e$. В этом случае для образцов после СВП $\sigma_{0,2}/e$ больше, чем для ОВП, т.е. упрочнение этого материала происходит более интенсивно. Об этом также свидетельствует угол наклона кривой деформации образцов после СВП к оси абсцисс. При переходе от стадии II к стадии III наблюдаются следы поперечного скольжения и фрагментация полос скольжения.

Таблица

**Предел текучести композитного медного сплава
после различных деформационных обработок**

Направление при сжатии	Вид обработки	Суммарная степень деформации, e	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}/e$, МПа
Параллельно оси деформации	ОС	0.22	120	545
	ОВП	4.74	575	121
	СВП	3.21	525	164
Перпендикулярно оси деформации	ОС	0.27	230	851
	ОВП	4.77	710	149
	СВП	3.27	600	183

Изменения поверхности отожженных и состаренных образцов при одноосной деформации показывают, что их поведение существенно отличается. Образцы после СВП характеризуются особенностями: в них позже начали работать системы вторичного скольжения и кристаллиты имеют большие размеры. Они отличаются также более высоким $\sigma_{0,2}$, что свидетельствует о более низкой пластичности. Кроме того, для этих образцов угол наклона кривой на стадии III имеет меньшее значение, чем для образцов после ОВП, что свидетельствует о большей степени закрепления дислокаций.

Выводы

Следует отметить, что разница между кривыми сжатия в поперечном и продольном сечениях увеличивается в такой последовательности: исходный образец → СВП → ОВП, что свидетельствует о меньшей анизотропии свойств в разных сечениях для исходных и образцов после СВП. С другой стороны, это говорит о большем вкладе ВП при деформации образцов, имеющих отожженную структуру.

Для образцов после ОВП характерны большая пластичность и меньшие размеры кристаллитов, т.е. ВП эффективно для применения к материалам в состоянии после отжига. Процесс старения снижает эффективность обработки. Разница в размерах кристаллитов и микротвердости в разных сечениях при осадке объясняется наследованием структуры после ВП.

1. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, В.Г. Сынков, А.Н. Сапронов, С.Г. Сынков, ФТВД **9**, № 3, 109 (1999).
2. В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, С.В. Добаткин, С.Г. Сынков, В.М. Ткаченко, А.В. Решетов, ФТВД **12**, № 4, 53 (2002).
3. Е.Г. Пашинская, С.Г. Сынков, В.М. Ткаченко, А.С. Домарева, Ю.А. Юдина, ФТВД **13**, № 2, 61 (2003).
4. В.Н. Гриднев, В.Г. Гаврилюк, Ю.Е. Мешков, Прочность и пластичность холоднодеформированной стали, Наукова думка, Киев (1974).
5. В.В. Рыбин, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
6. Я.Ф. Фридман, Механические свойства металлов, Машиностроение, Москва (1974).

V.N. Varyukhin, E.G. Pashinskaya, N.N. Belousov, V.M. Tkachenko

INFLUENCE OF INITIAL STRUCTURAL STATE ON FORMATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF COMPOSITE COPPER ALLOY UNDER TWIST PRESSING

Physical and mechanical properties of composite copper alloy subjected to twist pressing (TP) in annealed and aged structural states have been studied. In the aged material, the second-phase particles are shown to be stoppers for the motion of dislocations. This results in a quick hardening of the material under deformation and a decrease of its plasticity. It is therefore recommended to use the annealed material for TP to produce high-plastic material of improved strength properties.

Fig. 1. Changes in values of composite copper alloy microhardness in parallel (□) and perpendicular (┑) sections prior to compression; in parallel (▨) and perpendicular (▩) sections under longitudinal compression; in parallel (▧) and perpendicular (▨) sections under transverse compression

Fig. 2. Change in microstructure of composite copper alloy after annealing and TP depending on direction (δ – parallel, ϵ – perpendicular) of compressive strain; a – no compression

Fig. 3. Change in microstructure of composite copper alloy after aging and TP depending on direction (δ – parallel, ϵ – perpendicular) of compressive strain; a – no compression

Fig. 4. Change in elongation ratio k_{gr} for copper-alloy grains in parallel (▨) and perpendicular (┑) sections during processing of different types: annealing + aging (1 – no compression, 2 – longitudinal compression, 3 – transverse compression); annealing + TP (4 – no compression, 5 – longitudinal compression, 6 – transverse compression); aging + TP (7 – no compression, 8 – longitudinal compression, 9 – transverse compression)

Fig. 5. Calculated values of k_{gr}/e for copper alloy in parallel (▨) and perpendicular (┑) sections of annealed + TP samples with no compression (1), during longitudinal compression (2), transverse compression (3) and of aged + TP samples with no compression (4), during longitudinal compression (5), transverse compression (6)

Fig. 6. Diagrams of compression in perpendicular (1) and parallel (2) directions: a – annealing + aging; δ – annealing + TP; ϵ – aging + TP