

УДК 621.762.4

Рябичева Л. А.
Рябовол Т. А.**ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА УГЛОВОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МЕДНО-ТИТАНОВОГО
МАТЕРИАЛА**

Одной из задач обработки давлением является получение изделий, отличающихся высокими прочностными свойствами, повышенной повторяемостью и стабильностью этих свойств [1]. Такие требования обусловлены резко усложняющимися условиями работы конструкций: высокие напряжения и скорости их приложения, сложные схемы напряженного состояния, необходимость уменьшения массы конструкции и повышения долговечности. Сложные механические схемы деформации при различных видах выдавливания используют для снижения неравномерности деформации и устранения разрушений, управления структурой и физико-механическими свойствами материала [2]. Перспективными для изготовления изделий являются новые способы интенсивной пластической деформации: выдавливание в равноканальной матрице [3] и винтовая экструзия [4], позволяющие достичь высоких прочностных свойств за счет накопления в заготовках больших пластических деформаций.

Целью работы является исследование влияния углового выдавливания в штампе с каналами различного поперечного сечения на структуру и физико-механические свойства порошкового медно-титанового материала.

Для экспериментального исследования изготовлены образцы из композиционного порошкового материала на основе меди. В качестве основной составляющей композиции использовали порошок стабилизированный, медный марки ПМС-1 (ГОСТ 4960-75), форма частиц дендритная. Порошок меди ПМС-1 легировали порошком титан марки ВТ1-0 (ГОСТ 1.90013-81) путем добавки в шихту 0,5 % по массе. Номинальная величина частиц порошка 0,063 мм, форма – дендритная, что в значительной степени увеличивает реакционную способность. Смешивание смеси из порошков меди и титана производили механическим методом. Насыпная плотность порошковой смеси меди и титана составила 1,65 г/см³ (ГОСТ 19440-74). Прессуемость определяли в соответствии с ГОСТ 25280-82.

Для приготовления образцов композиционного материала массу навесок компонентов смеси определяли исходя из массы образцов и требуемого их содержания в смеси по формуле [5]:

$$m_i = m_{см} \cdot X_i, \quad (1)$$

где $m_{см}$ – масса порошковой смеси, г;

X_i – долевое содержание компонентов в смеси, %.

Массу порошковой смеси рассчитывали исходя из объема и плотности образца по формуле:

$$m_{см} = V \cdot \rho_{см} \cdot \Theta, \quad (2)$$

где V – объем образца, см³;

$\rho_{см}$ – плотность порошковой смеси, г/см³;

Θ – относительная плотность прессовки, определяемая по формуле:

$$\Theta = 1 - \frac{\theta}{100}, \quad (3)$$

где θ – необходимая пористость прессовки, %.

Плотность порошковой смеси рассчитывали по формуле аддитивности:

$$\rho_{см} = \frac{100\%}{\frac{X_{Cu}}{\rho_{Cu}} + \frac{X_{Ti}}{\rho_{Ti}}}, \quad (4)$$

где X_{Cu} – содержание меди в смеси, %; плотность меди $\rho_{Cu} = 8,94$ г/см³;

X_{Ti} – содержание титана в смеси, %; плотность титана $\rho_{Ti} = 4,505$ г/см³.

Плотность образцов по формуле аддитивности составила 8,89 г/см³.

Образцы изготавливали по технологии, включающей операции прессования, спекания, деформирования по схеме углового выдавливания, с последующим исследованием структуры и физико-механических свойств (табл. 1). Двухстороннее прессование цилиндрических образцов по двум режимам осуществляли на гидравлическом прессе силой 1000 кН. Спекание выполняли в среде генераторного газа (состав газа: 72 % Н₂, 21 % СО, 5,5 % СО₂, 1,5 % Н₂О) по ступенчатому режиму [6]. Усадка после спекания по первому режиму составила 13,62 %, по второму – 7,95 %.

Таблица 1

Режимы обработки медно-титановой композиции

Режим	Операция	Размеры, мм	Плотность, г/см ³	Давление выдавливания, МПа	Противодавление, МПа
1	Прессование	Ø12,56 × 46,60	6,42		
	Спекание	Ø12,0 × 44,70	7,68		
	Угловое выдавливание	10 × 13 × 37,50	8,79	1319	95
2	Прессование	Ø12,75 × 54,30	7,64		
	Спекание	Ø12,45 × 53,20	8,19		
	Угловое выдавливание	10 × 13 × 35,50	8,89	1696	110

Угловое выдавливание с различным противодавлением выполняли в штампе, представленном на рис. 1, на том же гидравлическом прессе. В качестве смазки применяли дисульфида молибдена, позволивший понизить коэффициент трения до 0,05. Основное отличие штампа состоит в конструкции матрицы, в которой вертикальный входной канал имеет круглое сечение, а горизонтальный (выходной) канал – прямоугольное сечение. При этом радиус вертикального канала у основания соответствует радиусу исходной прессовки. Тогда на первой стадии выдавливания происходит уплотнение материала, а затем истечение в угловой канал. Такая конструкция матрицы обеспечивает уменьшение мертвой зоны и неравномерности напряженного состояния в очаге деформации и по всему объему образца.

Плотность образца в целом и по зонам деформации определяли методом гидростатического взвешивания (ГОСТ 25281-82). Измерение микротвердости осуществляли при помощи микротвердомера ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76). Определение твердости выполняли по методу Роквелла (ГОСТ 9013-59). Микроструктуру после спекания и углового выдавливания изучали с помощью электронного микроскопа РЭММА-102, что позволило оценить влияние температуры спекания пористого тела на взаимную диффузию компонентов медь – титан. В работе приведены среднестатистические данные обработки результатов эксперимента.

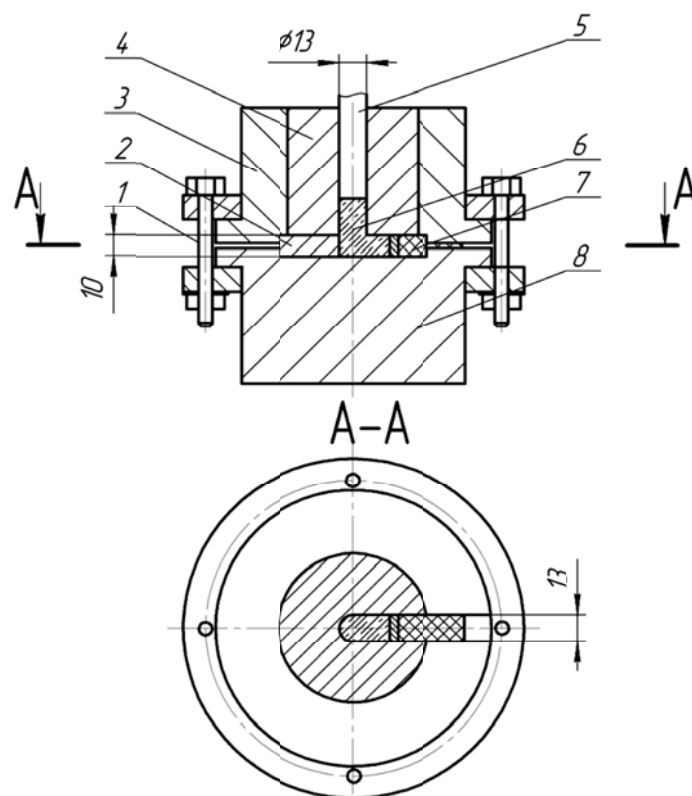


Рис. 1. Штамп для углового выдавливания:

1 – болт; 2 – скоба; 3 – бандаж; 4 – матрица; 5 – верхний пуансон; 6 – прессовка; 7 – противодавление; 8 – нижняя плита

На рис. 2 показаны образцы, полученные из композиционного медно-титанового материала угловым выдавливанием с противодавлением 95 МПа (рис. 2, а) и 110 МПа (рис. 2, б). При противодавлении 95 МПа (I режим) на поверхности образца видны дефекты в виде ребристости и его пористость составила 1,25 %. Для устранения ребристости и достижения плотности, близкой к теоретической, противодавление увеличено до 110 МПа, подобно рекомендаций Я. М. Охрименко [7]. При противодавлении 110 МПа (II режим) получен бездефектный образец с пористостью 0,7 %.

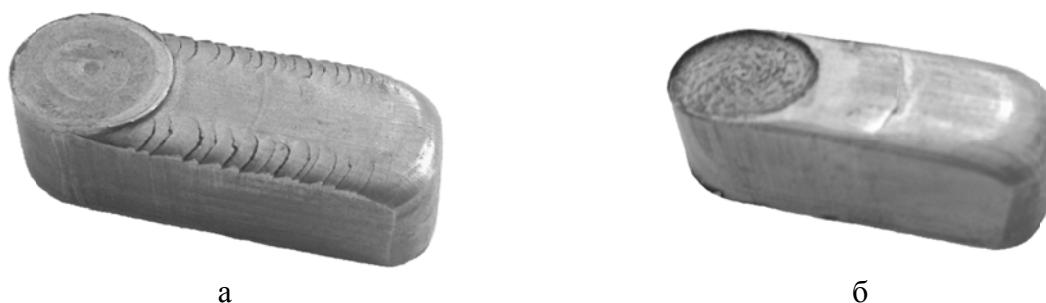


Рис. 2. Образцы, полученные по схеме углового выдавливания:
а – первый режим; б – второй режим

В структуре образцов после спекания видны зерна меди, частицы титана и поры (рис. 3). Разнозернистость структуры меди объясняется неравномерным развитием статической рекристаллизации при спекании вследствие неоднородного напряженного состояния, которое характерно для прессования порошковой смеси в закрытой матрице [8]. Среднестатистическая величина зерна меди составляет 21–22 мкм, размер частиц титана – 55 мкм, в то время как номинальный размер частиц порошка титана ВТ1-0 составляет 63 мкм. Титан является модификатором, сдерживающим рост зерен при статической рекристаллизации.

В процессе спекания в результате поверхностной и объемной диффузии наблюдается образование диффузионной зоны между компонентами порошкового пористого образца (рис. 3). Анализ концентрации титана и меди показывает, что титан в медь диффундирует в меньшей степени. Об этом свидетельствует его низкое содержание в диффузионной зоне, которое составляет в среднем 0,96 %, в то время как содержание меди в титане равно 51,3 %. Различие в диффузии меди и титана объясняется их парциальными коэффициентами диффузии. Парциальный коэффициент диффузии меди больше, чем титана [9], и медь преимущественно диффундирует в титан. Разная их величина обуславливает большую активность частиц меди при спекании и последующих деформационных процессах.

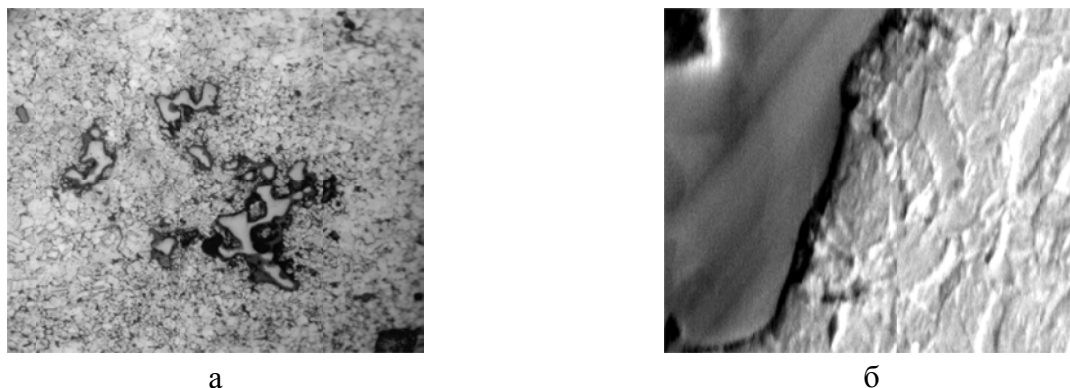


Рис. 3. Микроструктура после спекания:
а – $\times 500$; б – $\times 4000$

Анализ микроструктуры вдоль оси углового выдавливания на боковой части образца показал ярко выраженную текстуру деформации: зерна меди и частицы титана вытягиваются вдоль направления деформирования (рис. 4) [10]. При этом в зоне под пуансоном текстура проявляется в меньшей степени.

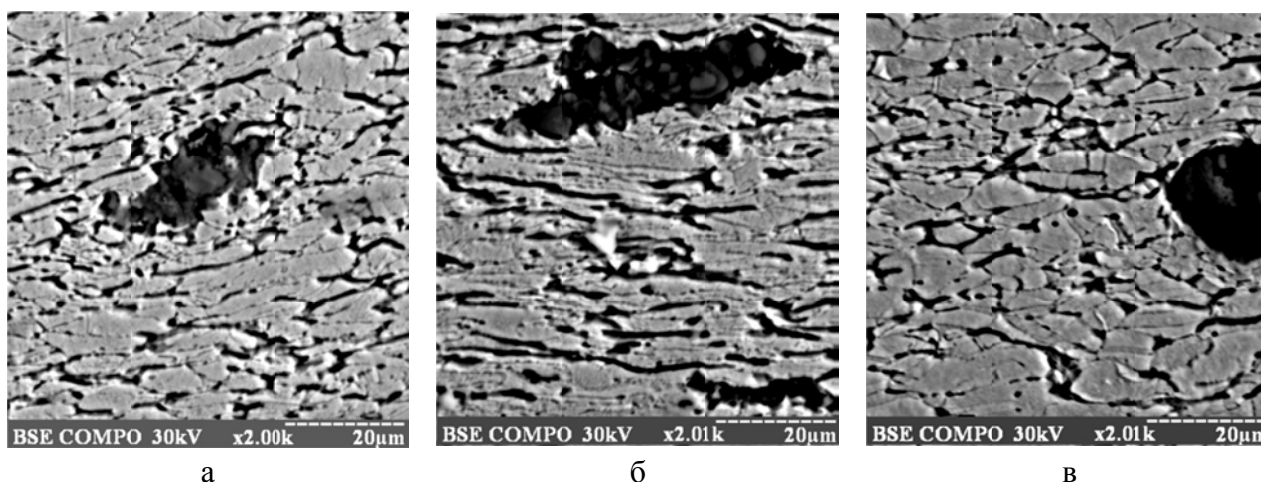


Рис. 4. Микроструктура после углового выдавливания по II режиму:
а – зона под пуансоном; б – средняя зона; в – зона со стороны противодействия

При угловом выдавливании с противодействием 95 МПа плотность изменяется неравномерно, достигая максимальной величины в средней зоне образца (рис. 5, а). При противодействии 110 МПа распределение плотности по объему образца более равномерное. Наибольшая плотность, равная $8,89 \text{ г/см}^3$, получена в средней зоне образца. При этом пористость образца составила всего 0,7 %, т. е. плотность близка к теоретической. Аналогично изменяется и величина зерна (рис. 5, б). Характер изменения величины зерна в обоих случаях подобен. Однако при большем противодействии величина зерна меньше и находится в пределах 3,8–4,2 мкм.

Распределение напряжений при угловом выдавливании оценивали по измерению микротвердости на боковой поверхности образца (рис. 6). Для углового выдавливания характерна схема всестороннего неравномерного сжатия. Применение цилиндрического входного канала и переход его в прямоугольное сечение позволило уменьшить неравномерность напряженного состояния. В зоне под пуансоном наблюдается мало отличающаяся микротвердость частиц независимо от разной исходной пористости прессовки. В дальнейшем микротвердость при большем противодавлении увеличивается. При выдавливании по второму режиму микротвердость колеблется в пределах 1200–1250 МПа, достигая максимальных значений в средней зоне, для которой характерна максимальная плотность. Микротвердость титановых включений по всем сторонам образца практически одинакова и соответствует среднестатистическому значению 11151 МПа.

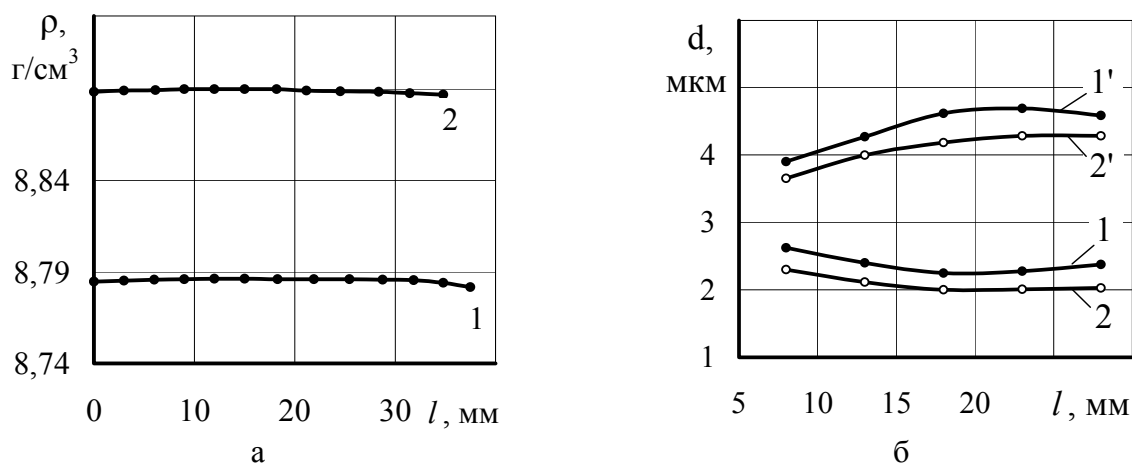


Рис. 5. Изменение плотности (а) и размера зерна по боковому сечению образца меди (1, 2 – ширина, 1', 2' – длина) (б) при выдавливании с различным противодавлением: 1, 1' – 95 МПа; 2, 2' – 110 МПа

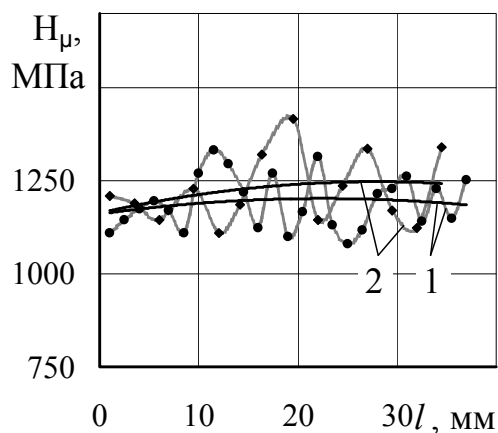


Рис. 6. Микротвердость медной основы:
1 – I режим; 2 – II режим

Для оценки механических свойств после углового выдавливания измеряли твердость и выполняли сжатие образца, вырезанного из средней зоны вдоль оси выдавливания. При выдавливании по второму режиму получено равномерное распределение твердости с некоторым уменьшением со стороны противодействия (рис. 7). По первому режиму твердость резко уменьшается в связи с недостаточным противодавлением.

При испытании на сжатие образцов, изготовленных по второму режиму, получен предел текучести 451,4 МПа, предел прочности 677,2 МПа, что в 1,5 раза больше свойств деформированного медно-титанового материала, полученного по другим механическим схемам деформации.

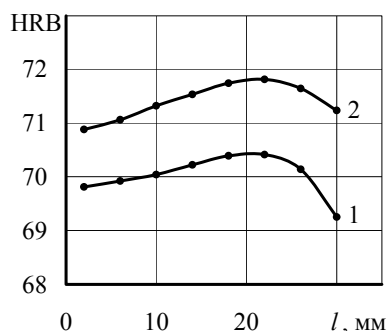


Рис. 7. Распределение твердости по длине образца:
1 – I режим; 2 – II режим

ВЫВОДЫ

Выполнены экспериментальные исследования влияния углового выдавливания на структуру и свойства композиционного медно-титанового материала. Получено, что при изменении поперечного сечения образца с круга на прямоугольное сечение в процессе выдавливания происходит уменьшение неравномерности напряженного состояния и выравнивание плотности. Получена ярко выраженная текстура деформации, высокие прочностные свойства вдоль оси выдавливания и несколько меньшие в поперечном сечении.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Андреев А. П. Производство высокопрочных деталей в машиностроении / А. П. Андреев, В. Г. Шибиков, Д. А. Волков // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением.* – 2009. – № 8. – С. 35–39.
2. Андреев А. П. Технологические возможности интенсивной пластической деформации выдавливанием и имитационное моделирование процесса / А. П. Андреев, В. Г. Шибиков, Д. А. Волков // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением.* – 2008. – № 10. – С. 27–30.
3. Сегал В. М. Процессы пластического структурообразования металлов / В. М. Сегал, В. И. Резников, В. И. Копылов. – Минск : Наука и техника, 1994. – 232 с.
4. Бейгельзимер Я. Е. Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций / Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов [и др.]. – Донецк, 2003. – 87 с.
5. Габриелов И. Л. Порошковая металлургия / И. Л. Габриелов, Е. А. Дорошкевич. – Рига : ЛАИНИТИ, 1976. – 200 с.
6. Пат. 178901 А 115 Україна, МПК 7 В90 В4/56. Спосіб виготовлення цільних виробів із порошку міді / Рябічева Л. О., Циркін А. Т., Никитін Ю. М., Білошицький М. В., Авсеньова Н. В. – Заявлено 20.11.05; опубл. 15.04.04, Бюл. № 4.
7. Охрименко Я. М. Технология кузнечно-штамповочного производства / Я. М. Охрименко. – М. : Машиностроение, 1976. – 560 с.
8. Колеров О. К. Особенности первичной рекристаллизации и ее роль при спекании металлических порошков / О. К. Колеров // *Порошковая металлургия.* – 1973. – № 3. – С. 18–22.
9. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / под ред. В. Шатта; пер. с нем. – М. : Металлургия, 1983. – 520 с.
10. Рябічева Л. А. Анализ эволюции микроструктуры порошковой пористой заготовки при РКУ-прессовании / Л. А. Рябічева, В. В. Смоляк // *Ресурсозберегаючі технології виробництва та обробки матеріалів у машинобудуванні : зб. наук. пр.* – Луганськ : Вид-во СНУ ім. В. Даля, 2011. – № 1 (12). – С. 148–155.

Рябічева Л. А. – д-р техн. наук, проф. ВНУ ім. В. Даля;

Рябовол Т. А. – аспірант ВНУ ім. В. Даля.

ВНУ ім. В. Даля – Восточноукраинский национальный университет имени Владимира Даля, г. Луганск.

E-mail: ryabic@gmail.com

Статья поступила в редакцию 18.01.2012 г.