

УДК 621.762

Баглюк Г. А.
Шишкина Ю. А.
Титов В.А.
Кирилюк С.Ф.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ГОРЯЧЕШТАМПОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ПОРОШКОВЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ИХ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

Алюмоматричные композиты находят все более широкое применение в автомобильной, авиационной и аэрокосмической промышленности благодаря уникальному сочетанию относительно высокой прочности и низкого удельного веса, высокому модулю упругости, хорошим триботехническим характеристикам [1–4]. Одним из наиболее эффективных методов получения таких композитов являются методы порошковой металлургии [5–9], среди которых особое место занимает технология горячей штамповки порошковых прессовок [7–9]. Помимо предельной плотности, которую может обеспечить применение этой технологии, полученные с ее использованием материалы обладают другими специфическими особенностями, в частности – наследственной мелкозернистостью, выгодно отличающими их от методов литейного передела, часто применяемых для получения изделий из алюмоматричных композитов.

При разработке технологического процесса горячей штамповки пористых заготовок (ГШПЗ) (так же, в прочем, как и для случая обработки давлением компактных материалов), для обеспечения требуемого уровня свойств материалов поковки необходимо стремиться к реализации максимальной проработки структуры металла пластической деформацией по всему объему изделия или отдельных частей объема. Это достигается применением в процессе штамповки схем деформации с развитым очагом сдвиговых деформаций, что позволяет получать материалы с более дисперсной структурой, повышенными прочностными и пластическими свойствами вследствие, в частности, значительного роста количества зон разрыва оксидных пленок на межчастичных поверхностях и заметного усиления межзёренных диффузионных процессов с увеличением степени сдвиговых деформаций [10–14].

Целью настоящей работы являлось исследование особенностей влияния схемы напряженно-деформированного состояния при горячей штамповке пористых заготовок на эволюцию основных деформационных характеристик по объему заготовки на разных этапах деформации, структуру и свойства поковок из порошковых алюмоматричных композитов системы Al-TiC.

В качестве исходных материалов для формования заготовок под горячую штамповку использовали смесь порошков алюминия и лигатуры системы Al-TiC [15], полученной термическим синтезом при температуре 950 °С из порошковой шихты состава 20 % Al + 64 % Ti + 16 % C, которую вводили в матричный материал в количестве 15 % (масс.).

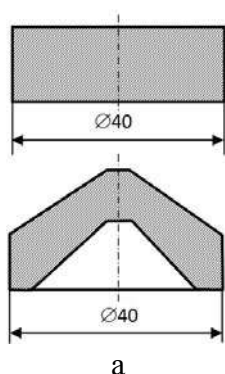
Порошки алюминия и лигатуры смешивали в этиловом спирте в планетарной мельнице на протяжении 30 мин. Соотношение массы порошка и размольных шаров составляло 1:5.

В качестве исходных заготовок под штамповку использовали прессовки двух видов одинаковой массы: цилиндрическую и в виде полого конуса (рис. 1).

Часть заготовок перед горячей штамповкой спекали при температуре 600 °С в аргоне, в течение 2 часов.

Заготовки нагревали в вертикальной лабораторной печи шахтного типа в аргоне до температуры 600 °С в течение 10–15 мин. и подвергали горячей штамповке на дугостаторном прессе в штампе, схема которого приведена на рис. 2. Особенностью конструкции

штампа является то, что уплотнение нагретой до температуры штамповки заготовки 8 осуществляется в полости, образованной верхней 2 и нижней 3 полуматрицами и нижним пуансоном 7. На протяжении всего цикла деформации полуматрицы 2 и 3 находятся в сжатом состоянии за счет упругих элементов 6. Деформирование заготовки сопровождается ее уплотнением и заполнением объема полости матрицы. На конечной стадии деформирования избыток материала заготовки выдавливается в облойную канавку толщиной около 1 мм между верхней и нижней полуматрицами. Облойная канавка, являясь компенсатором избытка металла в заготовке, выполняет также функцию создания дополнительного очага сдвиговых деформаций в объеме поковки.



б

Рис. 1. Эскизы (а) и внешний вид (б) двух типов заготовок под ГШПЗ

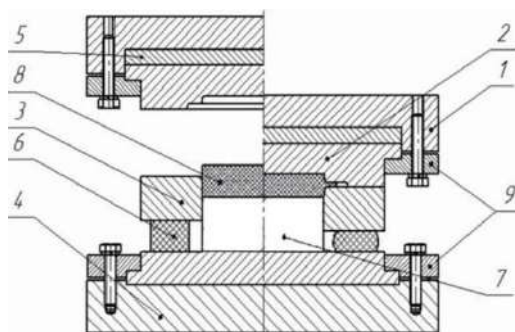


Рис. 2. Экспериментальный штамп для горячей штамповки:

1 – верхняя плита; 2 – верхняя полуматрица; 3 – нижняя полуматрица; 4 – нижняя опорная плита; 5 – опорная пластина; 6 – упругий элемент; 7 – нижний пуансон; 8 – штампуемая заготовка; 9 – верхний и нижний крепежные фланцы

Микроструктуру полученных композитов исследовали с помощью металлографического оптического микроскопа XJL-17AT и сканирующего электронного микроскопа JEOL Superprobe 733. Травление образцов проводили в 40%-ном растворе NaOH. Твердость горячештампованных композитов определяли с использованием твердомера Бринелля, а микротвердость матричной фазы и прослоек карбидной фазы – с помощью микротвердомера ПМТ-3. Замерить микротвердость отдельных частиц карбидной фазы не удалось вследствие малого размера частиц последних (около 1,0–2,5 мкм).

С целью прогнозирования влияния схемы напряженно-деформированного состояния пористой заготовки в процессе штамповки на основные структурные характеристики материала поковки было проведено моделирование процессов горячей штамповки для разных типов исходной заготовки, которое осуществляли с использованием конечно-элементного программного комплекса DEFORM.

Как показали результаты моделирования процесса горячей штамповки заготовок различной формы (рис. 3, 4), размеры и форма исходной заготовки под штамповку существенно влияют как на характер распределения по объёму заготовки пористости, так и деформационных параметров (в частности – интенсивности деформаций) на разных этапах деформации.

Так, при использовании цилиндрической исходной заготовки разноплотность по ее объему на всех стадиях деформации не превышает 5 % (рис. 3, а, б), тогда как в случае заготовки в виде полого конуса плотность участков поковки в центральной ее области достигает 98 % еще на промежуточных стадиях деформации, в то время как относительная плотность её периферийной части на этой же стадии деформирования не превышает 85 % (рис. 3, г, д).

Конечная относительная плотность поковок, полученных из заготовок обеих типов, достигает по результатам моделирования величины, близкой к 100 % (рис. 3, в, е).

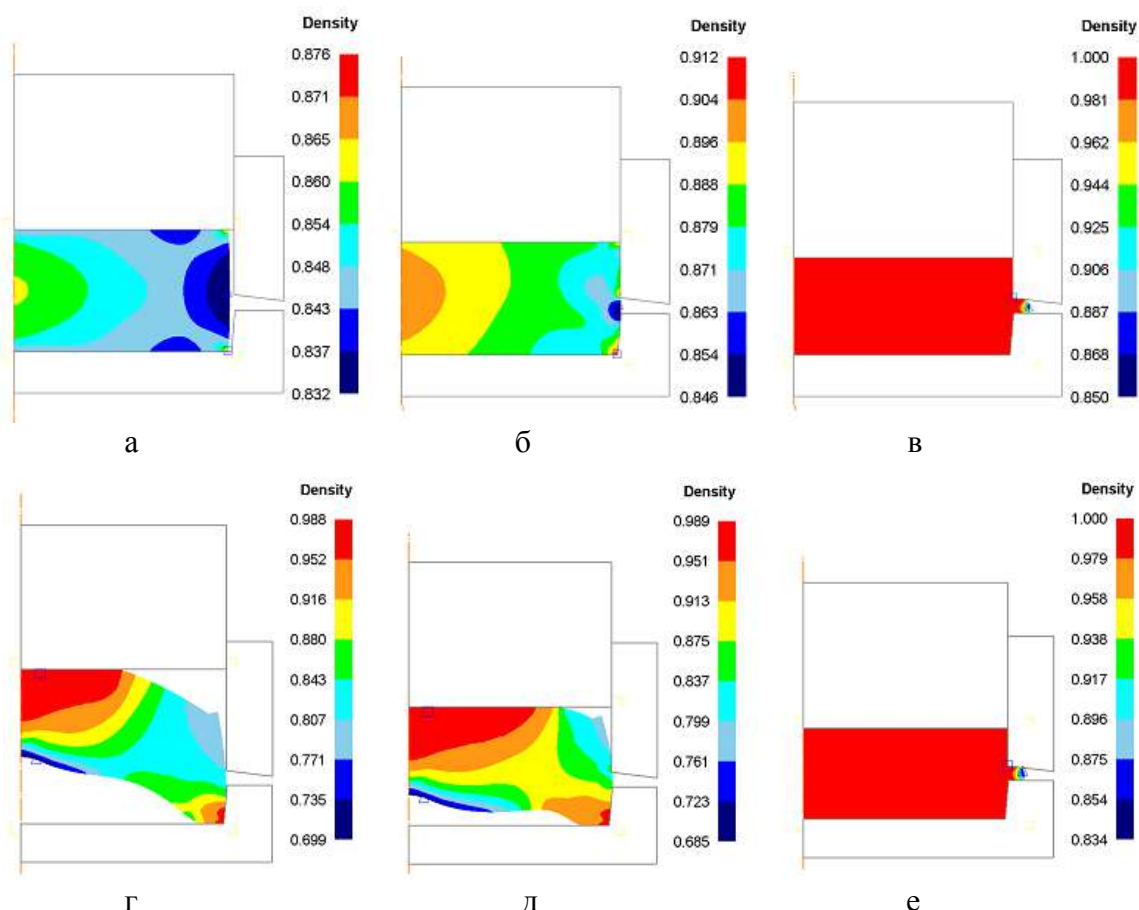


Рис. 3. Распределение относительной плотности по сечению образцов на разных стадиях штамповки заготовок цилиндрической (а–в) и конической (г–е) формы

Аналогичная закономерность наблюдается и для характера распределения по сечению заготовки деформационных параметров. Как можно видеть из рис. 4, деформация конических заготовок характеризуется существенно более широким диапазоном значений интенсивности деформаций по сечению образца на промежуточных стадиях процесса по сравнению с цилиндрическими заготовками. Так, на этапе деформации, соответствующему касанию боковой поверхности заготовки стенки матрицы (до начала выдавливания материала заготовки в облой), диапазон значений ε_i для цилиндрических заготовок составляет 0,15–0,18 (рис. 4, б), а для конической заготовки даже еще до полного заполнения полости матрицы – 0,19–0,56 (рис. 4, д).

Интенсивность деформации преобладающей области сечения для образцов, полученных из цилиндрических заготовок, после их окончательной доштамповки составляет 0,23–0,40 (рис. 4, в), тогда как для случая конических заготовок 0,51–0,69 (рис. 4, е), что существенно превышает значения ε_i для образцов, полученных из цилиндрических заготовок.

Столь заметное отличие в характере эволюции напряженно-деформированного состояния в процессе штамповки заготовок разной исходной формы предопределило также и отличие в особенностях микроструктуры и свойств материала поковок.

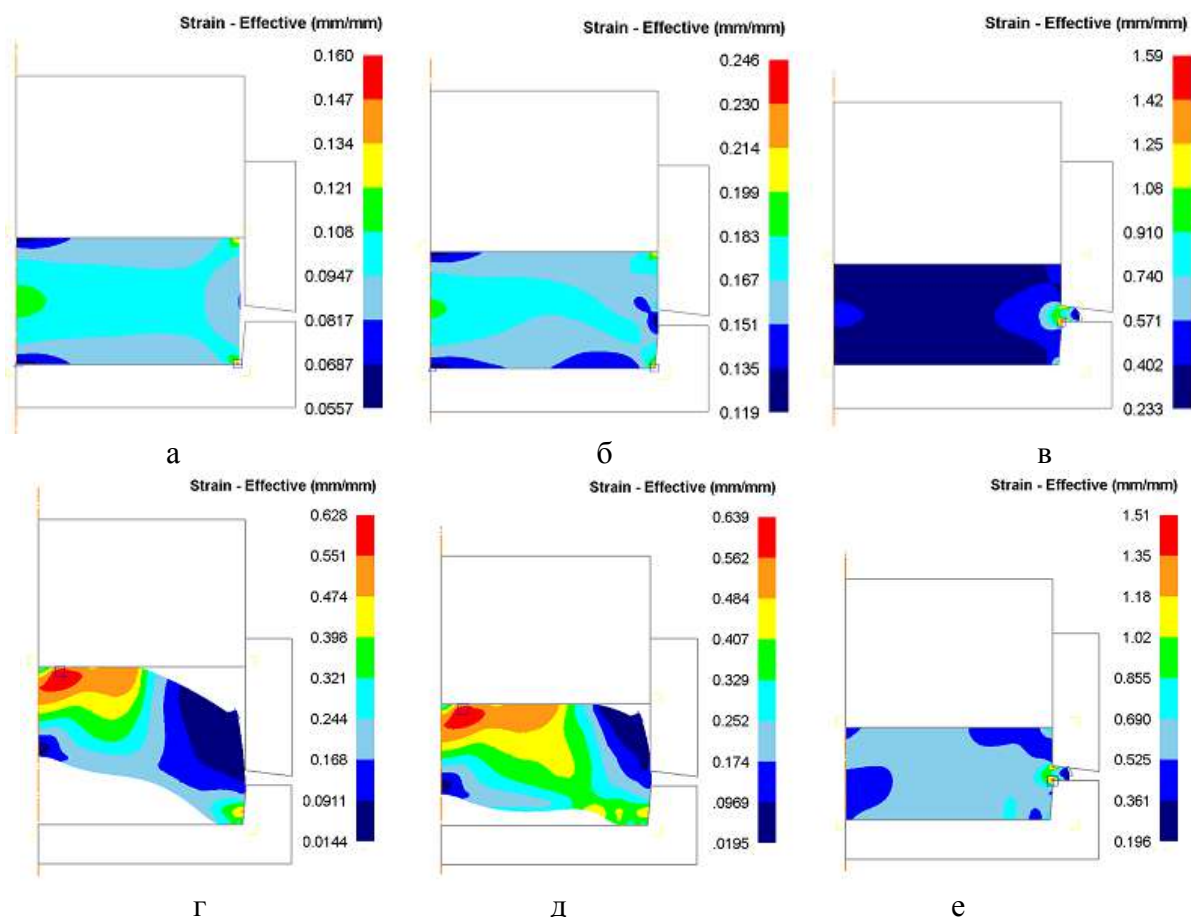


Рис. 4. Распределение интенсивности деформаций по сечению образцов на разных стадиях штамповки заготовок цилиндрической (а–в) и конической (г–е) формы

Результаты анализа микроструктуры образцов, полученных горячей штамповкой из смеси порошков алюминия и лигатуры показали, что их структура характеризуется наличием отчетливо выраженных двух фаз: основой является матрица из алюминия, в которой распределена упрочняющая фаза, представляющая собой агломераты дисперсных частиц карбида титана размером 1,0–2,5 мкм (рис. 5). При этом, материалы, полученные горячей штамповкой из неспеченных заготовок, имеют более ярко выраженную текстуру, которая характеризуется отчетливо выраженной вытянутостью частиц матричной фазы в направлении перпендикулярном приложению усилия при штамповке (рис. 5, в), тогда как степень текстурированности материалов, полученных из спеченных заготовок, заметно ниже (рис. 5, г).

Обращает на себя внимание также значительное различие характера распределения карбидной составляющей в композитах, полученных из спеченных и неспеченных заготовок: если в материале, полученном из неспеченных заготовок, карбиды расположены главным образом в виде относительно тонких прослоек по границам вытянутых в поперечном направлении частиц матричной фазы, то в случае использования спеченных исходных заготовок частицы карбидной фазы распределены по поверхности шлифа существенно более равномерно. Столь заметное различие структурных характеристик материалов, полученных из заготовок разных типов, может быть объяснено реализацией в процессе предварительного спекания эффекта межчастичной собирательной рекристаллизации между частицами алюминиевой матричной фазы по диффузионным механизмам. В результате этого, сетка конгломератов частиц лигатуры, расположенных в неспеченных заготовках по границам частиц матричной фазы, заметно разрушается и происходит фрагментация конгломератов карбидной фазы. При этом, существенный рост частиц алюминиевой фазы не наблюдается в связи с тормозящим влиянием посторонних включений (карбидных частиц).

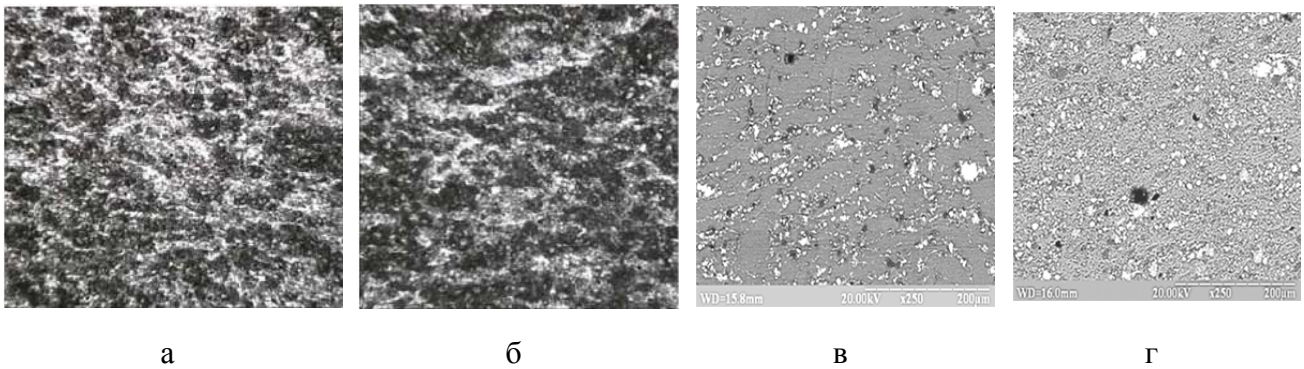


Рис. 5. Микроструктура поковок, полученных из цилиндрических заготовок после ГШ в оптическом (а, б) и СЭМ (в, г) изображении:

а, в – неспеченная; б, г – спеченная

Следует отметить, что предложенный механизм структурообразования проявляется только для образцов, полученных из цилиндрических заготовок, тогда как при штамповке конических заготовок, схема напряженно-деформированного состояния которой характеризуется заметно большими значениями градиентов тензоров скоростей деформаций, влияние спекания на характер межзёрненных участков структуры композита (рис. б) в значительной степени нивелируется.

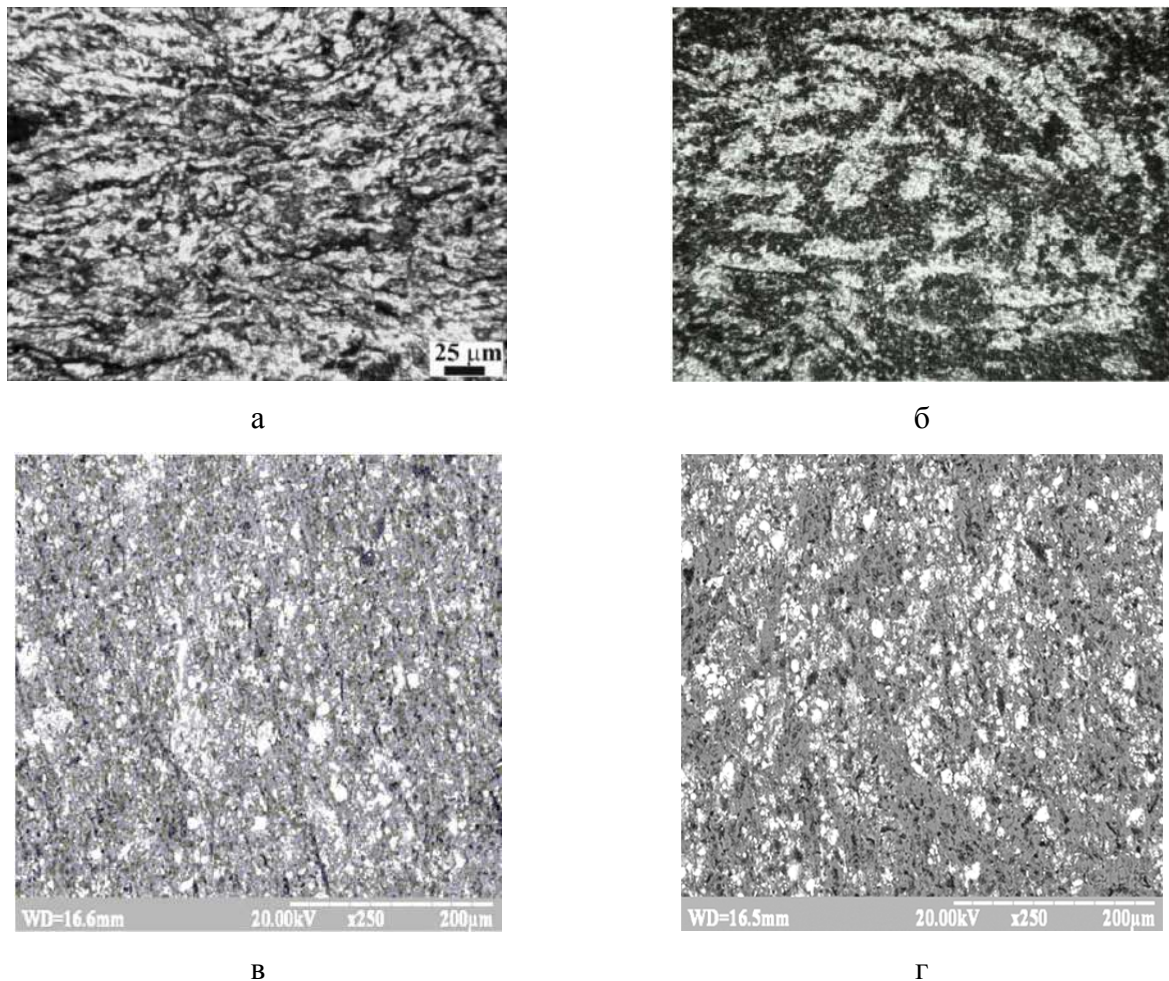


Рис. 6. Микроструктура поковок, полученных из заготовок конической формы после ГШ в оптическом (а, б) и СЭМ (в, г) изображении:

а, в – не спеченная; б, г – спеченная заготовки

В то же время, к структурным особенностям поковок, полученных из исходных конических заготовок, относится существенно более высокая степень текстурированности материала поковки. При этом, ориентация траекторий течения материала в этом случае указывает на наличие в процессе штамповки значительных градиентов сдвиговых деформаций (области вихревого течения) (рис. 6, а, б) по сравнению со штамповкой цилиндрических образцов.

Оценка значений микротвёрдости металлической и карбидной фаз материала поковок после штамповки показали (табл. 1), что в образцах, полученных из заготовок конической формы, происходит существенное упрочнение матричной фазы после горячей штамповки по сравнению с цилиндрическими заготовками в результате более интенсивных сдвиговых деформаций в процессе штамповки, тогда как микротвёрдость прослоек карбидной фазы практически не зависит от схемы деформации.

Таблица 1

Микротвёрдость структурных составляющих материала поковок, полученных из заготовок цилиндрической и конической формы

Форма исходной заготовки	Микротвёрдость структурных составляющих, ГПа	
	Матричная фаза	Карбидная прослойка
Цилиндр	0,468–0,696	3,17–5,26
Полый конус	0,676–0,878	3,14–5,27

Анализ оценки основных механических свойств алюмоматричных композитов после горячей штамповки (рис. 7) показал, что как прочность, так и твердость композитов, изготовленных из конических заготовок, заметно превышает аналогичные характеристики материалов, полученных из заготовок цилиндрической формы, что обусловлено увеличением уровня интенсивности сдвиговых деформаций в процессе штамповки конических заготовок. При этом, все исследуемые характеристики материалов выше для спеченных заготовок (что, по-видимому, обусловлено улучшением условий межчастичного сращивания [12], а также реализацией эффекта фрагментации конгломератов карбидной фазы при спекании).

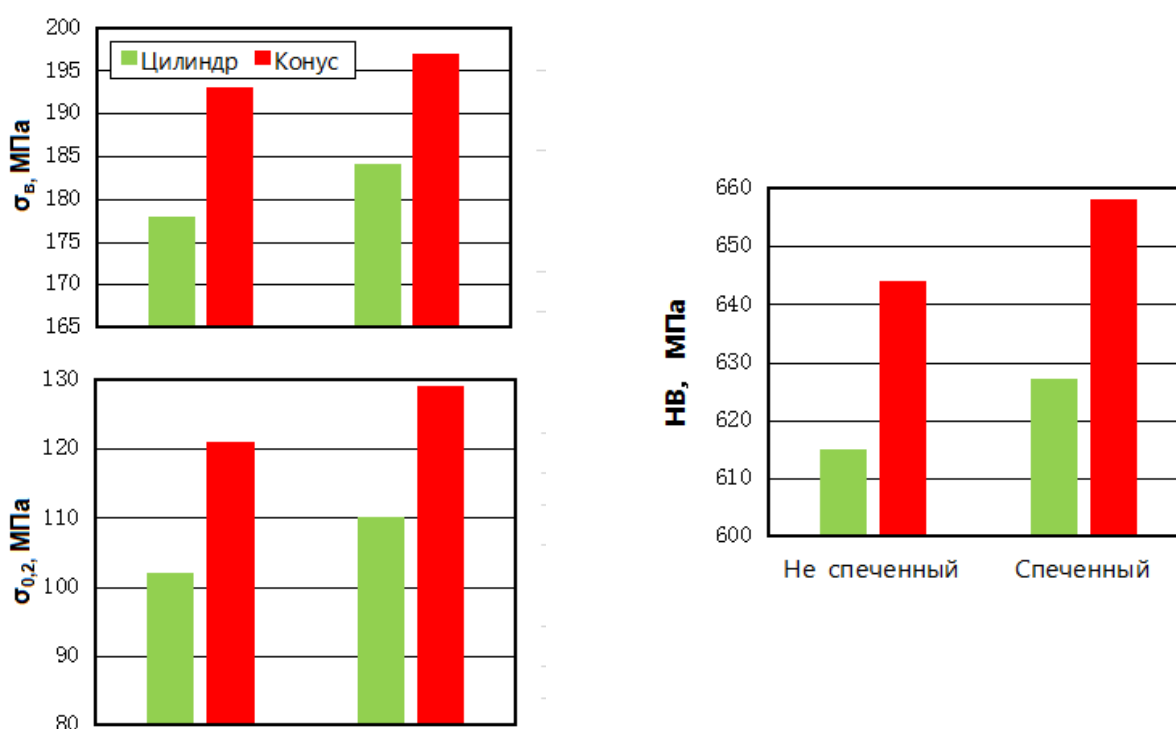


Рис. 7. Основные механические свойства металломатричных композитов, полученных штамповкой из заготовок разной формы

ВЫВОДЫ

Результаты моделирования процессов горячей штамповки заготовок различной формы показали, что применение заготовок в виде полого конуса характеризуется существенно более широким диапазоном значений разноплотности и интенсивности деформаций по сечению образца на промежуточных этапах процесса по сравнению с цилиндрическими заготовками. Интенсивность деформации преобладающей области сечения поковок, полученных из конических заготовок после их окончательной доштамповки, в 1,5–2,0 раза превышает значения интенсивности деформаций поковок, полученных из цилиндрических заготовок.

Структура горячештампованных образцов отличается наличием заметной текстурированности, степень которой возрастает при использовании исходных заготовок конической формы. Более мелкозернистая структура также характерна для поковок, полученных из неспеченных заготовок.

Как прочность, так и твердость композитов, изготовленных из конических заготовок, заметно превышает аналогичные характеристики материалов, полученных из заготовок цилиндрической формы, а уровень механических свойств материалов, изготовленных из спеченных заготовок, превышает таковые для неспеченных.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Torralba J. M. *P/M aluminum matrix composites: an overview* / J. M. Torralba, C. E. da Costa, F. Velasco // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 133. – P. 203–206.
2. Evans A. *Metal Matrix Composites in Industry: An Introduction and Survey* / A. Evans, C. Marchi, A. Mortensen // *Kluwer academic publishers, Dordrecht. – Boston, London, 2003. – 415 p.*
3. Selcuk C. *Al–TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesized from reacted elemental powders* / C. Selcuk, A. R. Kennedy // *Materials Letters*. – 2006. – Vol. 60. – P. 3364–3366.
4. Баглюк Г. А. Новые композиционные дисперсно-упрочненные материалы на основе сплавов алюминия / Г. А. Баглюк, Ю. А. Шишкина // *Технологические системы*. – 2011. – № 4. – С. 36–43.
5. Tong X. C. *Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composites* / X. C. Tong, A. K. Gosh // *Journal of Materials Science*. – 2001. – Vol. 36. – P. 4059–4069.
6. *Preparation of Al–TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis* / Li P. J., Kandalova E. G., Nikitin V. I., Makarenko A. G., Luts A. R., Zhang Y. F. // *Scripta Materialia*. – 2003. – Vol. 49. – P. 699–703.
7. *Effect of Alloying on the Structure and Mechanical Properties of Hot-Forged Aluminum-Matrix Powder Composites Al–Ti–C* / Shishkina Yu. O., Baglyuk G. A., Mamonova A. A., Verbilo D. G. // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2015. – Vol. 54, No. 5. – P. 266–273.
8. *Hot Forging of MAX Compounds SHS-Produced in the Ti – Al – C System* / A. M. Stolin, D. Vrel, S. N. Galyshev, A. Hendaoui // *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. – 2009. – Vol. 18. – P. 194–199.
9. Chawla N. *Mechanical behavior and microstructure characterization of sinter-forged SiC particle reinforced aluminum matrix composites* / N. Chawla, J. J. Williams, R. Saha // *Journal of Light Metals*. – 2002. – Vol. 2, Issue 4. – P. 215–227.
10. Баглюк Г. А. Влияние деформационных параметров на структуру и свойства горячештампованных порошковых материалов / Г. А. Баглюк // *Обработка материалов давлением*. – 2011. – № 1 (26). – Краматорск, 2011. – С. 139–145.
11. Bagliuk G. *The influence of severe plastic deformation on structure and properties of aluminum matrix composite* / G. Bagliuk, Yu. Shishkina // *Euro PM 2014 Congress Proceedings*. – 21–24 September 2014. – Messezentrum Salzburg, Austria. – P. 21–24.
12. Дорофеев В. Ю. *Межчастичное срацивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов* / В. Ю. Дорофеев, С. Н. Егоров. – М. : ЗАО Металлургиздат, 2003. – 152 с.
13. Павлов В. А. *Влияние горячей деформации на формирование структуры и свойств порошковых металлов* / В. А. Павлов, М. И. Носенко // *Порошковая металлургия*. – 1988. – № 2. – С. 16–20.
14. *Горячая штамповка полых изделий из высокопрочного алюминиевого сплава с заданной проработкой структуры металла пластической деформацией* / Калужный В. Л., Горностаев В. Н., Гулюк А. А., Олександренко Я. С. // *Обработка материалов давлением : сб. науч. тр. – Краматорск : ДГМА, 2017. – № 1 (44). – С. 137–142.*
15. *Влияние содержания углерода на формирование структуры порошковой лигатуры системы Al–Ti–C в процессе реакционного синтеза* / Шишкина Ю. А., Баглюк Г. А., Мамонова А. А., Тихонова И. Б. // *Порошковая металлургия*. – 2013. – № 3/4. – С. 48–56.

REFERENCES

1. Torralba J. M. *P/M aluminum matrix composites: an overview* / J. M. Torralba, C. E. da Costa, F. Velasco // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 133. – P. 203–206.
2. Evans A. *Metal Matrix Composites in Industry: An Introduction and Survey* / A. Evans, C. Marchi, A. Mortensen // *Kluwer academic publishers, Dordrecht. – Boston, London, 2003. – 415 p.*
3. Selcuk C. *Al–TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesized from reacted elemental powders* / C. Selcuk, A. R. Kennedy // *Materials Letters*. – 2006. – Vol. 60. – P. 3364–3366.
4. Bagljuk G. A. *Novye kompozicionnye dispersno-uprochnennye materialy na osnove splavov aljuminija* / G. A. Bagljuk, Ju. A. Shishkina // *Tehnologicheskie sistemy*. – 2011. – № 4. – S. 36–43.
5. Tong X. C. *Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composites* / X. C. Tong, A. K. Gosh // *Journal of Materials Science*. – 2001. – Vol. 36. – P. 4059–4069.
6. *Preparation of Al–TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis* / Li P. J., Kandalova E. G., Nikitin V. I., Makarenko A. G., Luts A. R., Zhang Y. F. // *Scripta Materialia*. – 2003. – Vol. 49. – P. 699–703.
7. *Effect of Alloying on the Structure and Mechanical Properties of Hot-Forged Aluminum-Matrix Powder Composites Al–Ti–C* / Shishkina Yu. O., Baglyuk G. A., Mamonova A. A., Verbilo D. G. // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2015. – Vol. 54, No. 5. – P. 266–273.
8. *Hot Forging of MAX Compounds SHS-Produced in the Ti – Al – C System* / A. M. Stolin, D. Vrel, S. N. Galyshev, A. Hendaoui // *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. – 2009. – Vol. 18. – P. 194–199.
9. *Mechanical behavior and microstructure characterization of sinter-forged SiC particle reinforced aluminum matrix composites* / N. Chawla, J. J. Williams, R. Saha // *Journal of Light Metals*. – 2002. – Vol. 2, Issue 4. – P. 215–227.
10. Bagljuk G. A. *Vlijanie deformacionnyh parametrov na strukturu i svojstva gorjacheshtampovannyh poroshkovykh materialov* / G. A. Bagljuk // *Obrabotka materialov davleniem*. – 2011. – № 1 (26). – Kramatorsk, 2011. – S. 139–145.
11. Bagliuk G. *The influence of severe plastic deformation on structure and properties of aluminum matrix composite* / G. Bagliuk, Yu. Shishkina // *Euro PM 2014 Congress Proceedings*. – 21–24 September 2014. – Messezentrum Salzburg, Austria. – P. 21–24.
12. Dorofeev V. Ju. *Mezhchastichnoe srashhivanie pri formirovanii poroshkovykh gorjachedeformirovannykh materialov* / V. Ju. Dorofeev, S. N. Egorov. – M. : ZAO Metallurgizdat, 2003. – 152 s.
13. Pavlov V. A. *Vlijanie gorjachej deformacii na formirovanie struktury i svojstv poroshkovykh metallov* / V. A. Pavlov, M. I. Nosenko // *Poroshkovaja metallurgija*. – 1988. – № 2. – S. 16–20.
14. *Gorjachaja shtampovka polyh izdelij iz vysokoprochnogo aljuminievogo splava s zadannoju prorabotkoju struktury metalla plasticheskoju deformacieju* / Kaljuzhnyj V. L., Gornostaj V. N., Guljuk A. A., Oleksandrenko Ja. S. // *Obrabotka materialov davleniem : sb. nauch. tr.* – Kramatorsk : DGMA, 2017. – № 1 (44). – С. 137–142.
15. *Vlijanie sodержaniya ugleroda na formirovanie struktury poroshkovoj ligatury sistemy Al–Ti–C v processe reakcionnogo sinteza* / Shishkina Ju. A., Bagljuk G. A., Mamonova A. A., Tihonova I. B. // *Poroshkovaja metallurgija*. – 2013. – № 3/4. – S. 48–56.

Баглюк Г. А. – д-р техн. наук, проф., зам. дир. ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины;

Шишкина Ю. А. – канд. техн. наук, науч. сотр. ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины;

Титов В. А. – д-р техн. наук, проф., зав. каф. НТУУ «КПИ им. И. Сикорского»;

Кирилюк С. Ф. – аспирант ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины.

ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины – Институт проблем материаловедения имени И. Н. Францевича Национальной академии наук НАН Украины, г. Киев.

НТУУ «КПИ им. И. Сикорского» – Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского», г. Киев.

E-mail: gbag@ukr.net; juliunona@gmail.com; k_omd@ukr.net; psihyha@gmail.com.

Статья поступила в редакцию 11.11.2018 г.