

УДК 621.762

Баглюк Г. А.
Гончарук Д. А.**ГОРЯЧАЯ ШТАМПОВКА ПОРИСТЫХ ЗАГОТОВОК
ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ**

Горячая штамповка пористых заготовок является альтернативным по отношению к жидкофазному спеканию методом изготовления штучных заготовок из порошков инструментальных сталей, обеспечивающим, в то же время, возможность получения мелкозернистой структуры материала, приближающейся по своим характеристикам к порошковым сталям, полученным по технологии горячего изостатического прессования в твердофазном температурном интервале с последующей ковкой и (или) прокаткой.

Эффективность использования технологии горячей штамповки для получения изделий из высоколегированных инструментальных сталей была показана еще авторами работы [1] при горячем уплотнении заготовок, спрессованных из стружки быстрорежущей стали. Полученная сталь не уступала по своим свойствам стандартной (литой и деформированной) стали аналогичного состава. В то же время, применение горячей штамповки для получения заготовок инструмента из распыленных порошков быстрорежущей стали, как показали авторы работы [2], наряду с очевидными преимуществами сопряжено с определенными трудностями. Указанные трудности обусловлены, в первую очередь, высоким химическим сродством основных легирующих элементов к кислороду. Оксидная пленка на поверхности частиц, образующаяся в процессе нагрева под штамповку, препятствует формированию качественной контактной поверхности между частицами из-за отсутствия срачивания последних. Кроме того, частицы невосстановленных оксидов в порошковой стали являются концентраторами напряжений, что значительно снижает вязкость и характеристики пластичности материала.

Целью настоящей работы было исследование влияния основных технологических параметров на особенности структуры горячештампованных материалов, полученных из порошков быстрорежущей стали и карбидостали.

При изучении процессов горячей штамповки порошковых быстрорежущих сталей исходные образцы прессовали как из порошков стали Р6М5К5 фракции – 400 мкм, так из их смеси с 1 % активирующей спекание добавки, состоящей из смеси порошков 30 % бора и 70 % никеля [3]. Применение активатора спекания обусловлено необходимостью обеспечения закрытой пористости заготовок после их спекания во избежание окисления последних при нагреве под штамповку. При этом в процессе спекания применение относительно малого количества химических добавок – активаторов обеспечивает заметное повышение степени уплотнения за счет ускорения диффузионного массопереноса, когда перенос массы происходит, главным образом, через выделившуюся вторичную фазу на межчастичной контактной поверхности, наличие которой способствует эффективному уменьшению температуры спекания, снижению необходимого времени выдержки, совершенствованию межчастичных контактов и связанного с последним повышению физико-механических свойств спеченных материалов.

С целью повышения формуемости в исходный порошок вводили связку-пластикатор – 2 % (масс.) раствора каучука в бензине. Плотность холодноспрессованных брикетов составляла $6,3 \div 6,5 \text{ г/см}^3$.

Спекание спрессованных заготовок осуществляли в два этапа. На первом этапе заготовки с целью удаления связки спекали в среде аргона при температуре $900 \div 950 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 60 мин., а окончательное спекание осуществляли в вакуумной печи СШВЛ 1.4/16 при температурах 1180 – 1220 $^\circ\text{C}$.

Как показали результаты исследований, предварительное низкотемпературное спекание практически не вызывает усадку заготовок. Некоторое повышение плотности

происходит лишь при высокотемпературном вакуумном спекании. В результате вакуумного спекания образцы первого состава (без активатора) имели среднюю плотность $6,7 \text{ г/см}^3$, а спеченные с активатором – $7,3 \text{ г/см}^3$.

Для снижения возможности проникновения кислорода через открытые поры заготовок, спеченных без активирующей добавки, перед горячей штамповкой их подвергали обработке одним из следующих методов (согласно рекомендациям, приведенным в [4]): пропитка парафинографитовой смесью; покрытие поверхности жидким стеклом; галтовка. После соответствующей обработки образцы нагревали в силитовой печи в среде аргона до температуры $1050\text{--}1180 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 10 мин. и подвергали горячей штамповке в закрытом штампе на кривошипном прессе. Температура нагрева под штамповку была выбрана из тех соображений, что нагрев ниже $1120\text{--}1150 \text{ }^\circ\text{C}$ недостаточен для срачивания частиц такого малопластичного материала, каким является быстрорежущая сталь, а при температурах больше $1180 \text{ }^\circ\text{C}$ в материале с активирующей добавкой уже возможно появление жидкой фазы, наличие которой следует ограничивать. С целью получения сравнительных данных в эксперименте использовали также спеченные образцы с плотностью $6,7 \text{ г/см}^3$ без применения какой-либо дополнительной обработки поверхности последних.

Исследование глубины окисленного слоя после горячей штамповки позволило установить, что поверхность образцов, спеченных с активирующей добавкой, а также обработанных галтовкой, окисляется незначительно (глубина окисленного слоя – $0,2 \div 0,3 \text{ мм}$). Несколько выше, однако, допустимые значения глубины окисления (до $0,35 \text{ мм}$) получены при использовании в качестве защиты жидкого стекла. Заполнение пор парафинографитовой смесью оказалось неэффективным (глубина окисления достигала до $1,5 \text{ мм}$) ввиду, по-видимому, быстрого испарения парафина на начальной стадии нагрева, а пористые заготовки, подвергаемые нагреву без дополнительной обработки, окислялись практически на всю глубину.

Наряду с приведенными выше вариантами нагрева под штамповку изучалась также возможность нагрева пористых заготовок в расплаве соли BaCl_2 , нашедшей применение для нагрева под закалку инструментальных сталей. Выбор указанной соли был обусловлен высокой жидкотекучестью последней при температуре нагрева, что обеспечивало возможность достаточно легкого извлечения нагретой заготовки из солевой ванны и отсутствие сколь-либо значительного налипания расплава на поверхности заготовки при переносе ее в полость штампа.

Исследование поверхности заготовок, нагретых в расплаве соли после горячей штамповки показало достаточно высокую защитную способность последней. Поверхность образцов после остывания оставалась светлой, без заметных следов окисления. Среднее по объему образца содержание кислорода не превышало $0,02 \text{ \%}$ (масс.). Однако, оценка плотности горячештампованных образцов показала, что ее значение не превышало $7,2 \text{ г/см}^3$, т. е. около 87 \% от теоретической. Изучение микроструктуры полученного материала позволило определить причину отмеченного явления, которая заключалась в том, что, в результате высокой жидкотекучести и, по-видимому, хорошей смачиваемости расплавом соли быстрорежущей стали, в процессе нагрева происходила пропитка пористой заготовки расплавом который, оставаясь в полости пары, препятствовал ее «захлопыванию» в процессе горячего доуплотнения. Структура материала после охлаждения представляет собой плотный каркас из быстрорежущей стали содержащий некоторое количество неметаллических включений – закристаллизовавшихся полупрозрачных частиц соли.

Результаты экспериментов по штамповке с нагревом после покрытия поверхности жидким стеклом или спеченных с активирующей добавкой позволили сделать вывод о том, что температурный интервал нагрева $1150\text{--}1160 \text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой 10 мин. обеспечивает получение удовлетворительной плотности (около $8,06 \div 8,10 \text{ г/см}^3$) и лучшей структуры стали. Увеличение температуры нагрева свыше указанной приводит к заметному укрупнению как карбидов, так и аустенитного зерна, а ее уменьшение – к росту пористости поковок до $5 \div 6 \text{ \%}$, при этом в структуре материала наблюдается наличие заметного количества крупных пор, существенно снижающих физико-механические характеристики материала, а также отдельных частиц порошка с недостаточно разбитой карбидной сеткой и видимыми

Характерной особенностью структуры горячештампованных материалов, спеченных при температурах $1200 \div 1220$ °С, и содержащих повышенное количество активатора, является заметное увеличение толщины межзеренной прослойки, которая имеет вид двухфазной структуры, представляющей собой светлую кольцевую оболочку с размещенными в ней карбидами, как правило, вытянутых вдоль периметра оболочки. Появление такой структуры может быть объяснено исходя из следующих соображений.

При нагреве спеченных заготовок до температуры штамповки в связи с наличием в составе материала борсодержащей добавки, по границам зерен в местах повышенного содержания углерода и легирующих элементов, наблюдается появление некоторого количества жидкой фазы, которая, в то же время, выполняет функцию накопителя и транспортера атомов железа в сторону аустенитного зерна, и атомов вольфрама, молибдена, ванадия и хрома – в обратном направлении. С повышением температуры нагрева, толщина жидкой прослойки быстро увеличивается, поскольку скорость диффузионного перемещения атомов в жидком состоянии на $2 \div 3$ порядка выше, чем в твердом.

После выемки нагретой поковки из печи и передачи в относительно холодный штамп заготовка быстро охлаждается, происходит затвердевание жидкой фазы, сопровождаемое выделением кристаллов δ -раствора, содержащих меньше углерода и легирующих элементов, чем жидкость вследствие отеснения в жидкость большого количества карбидообразующих элементов. При дальнейшем охлаждении происходит эвтектоидный распад δ -фазы с образованием дисперсной смеси аустенита и карбидов, часть из которых цементитные. Промежуточная светлая оболочка, появляющаяся при быстром затвердевании эвтектики быстрорежущей стали, в [6] идентифицируется как мартенсит и остаточный аустенит.

Среди целого ряда износостойких материалов на основе железа, которые изготавливаются методами порошковой металлургии, особое место занимают карбидостали – композиты на основе, как правило, легированных сталей с дисперсными включениями частиц карбидов переходных металлов (главным образом – карбида титана) с массовой долей последних от 15 до 70 % [7–9]. Объемное содержимое тугоплавкой фазы в карбидосталях значительно больше, чем в инструментальных сталях, но меньше, чем в традиционных твердых сплавах, поэтому по комплексу свойств они занимают промежуточное положение между твердыми сплавами и инструментальными сталями. Это позволяет после отпуска подвергать их всем видам механической обработки, а после закалки и отпуска карбидостали отличаются высокими характеристиками твердости (до 86–88 HRA) и износостойкости, которая в ряде случаев не уступает соответствующим характеристикам традиционных твердых сплавов [9].

Технологический процесс получения карбидосталей с применением технологии горячей штамповки включает следующие основные операции: подготовка смеси из порошков быстрорежущей стали и карбида титана, состоящая в их совместном размоле в планетарной мельнице, формование пористой заготовки, ее нагрев в защитной газовой среде и собственное горячую штамповку.

В качестве стальной связки в экспериментах использовали газораспыленный порошок быстрорежущей стали Р6М5К5, в который вводили 20 % (масс.) карбида титана. Полученную в результате размолы смесь после введения пластификатора прессовали под давлением 500 МПа, осуществляли отгонку связки и спекали в вакууме при температурах 1150 и 1300 °С. Спеченные при 1150 °С заготовки подвергали затем горячей штамповке с кратковременным нагревом в шахтной печи сопротивления в среде аргона до температуры $1150 \div 1160$ °С и последующим доуплотнением в жесткой стальной матрице на кривошипном прессе. Часть полученных после размолы смесей уплотнялась горячим прессованием в графитовой прессформе при температуре 1250 °С и давлении 40 МПа.

Сравнительный анализ микроструктур спеченной в режиме жидкофазного спекания и горячештампованной карбидосталей показал, что в структуре недеформированной карбидостали

зерна TiC, располагаясь преимущественно по границам зерен матрицы, создают относительно грубодисперсную сетчатую структуру (рис. 2, а). Средний размер зерен TiC составляет около 1,8 мкм, а зерен матрицы – 13 мкм.

Применение горячей штамповки, практически не изменяя средний размер зерен TiC (около 1,7 мкм), в то же время позволят существенно измельчить структуру матричного сплава, размеры зерен которой уменьшаются в 2 ÷ 2,5 раза (рис. 2, б). При этом, следует отметить, что в обоих вариантах частицы TiC имеют отчетливо выраженную осколочную форму. Микроструктура горячештампованных заготовок указывает, также, на наличие ярко выраженной текстуры материала: зерна быстрорежущей стали сильно деформированы и вытянуты в поперечном направлении.

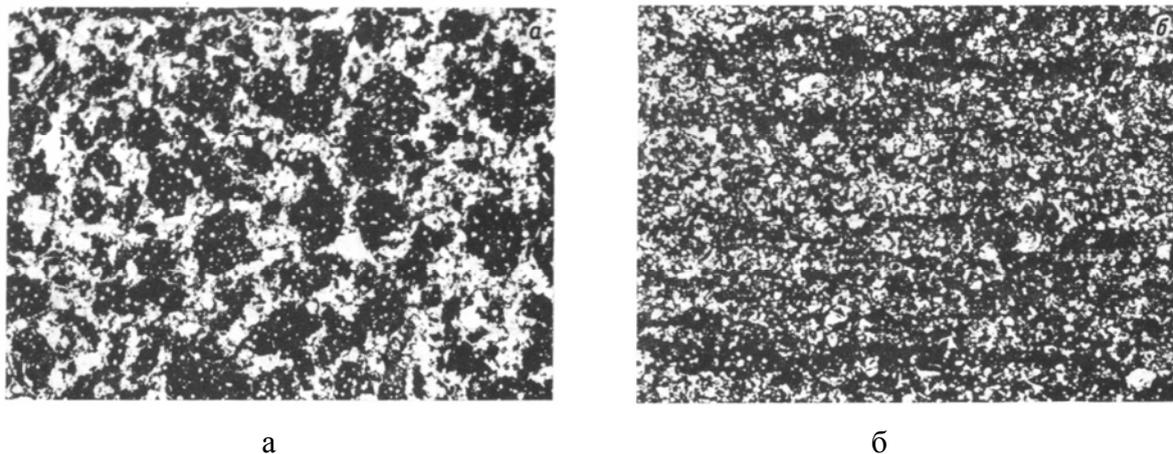


Рис. 2. Микроструктура спеченной при 1300 °С (а) и горячештампованной после спекания при 1150 °С (б) карбидостали ($\times 400$)

Качественная оценка распределения элементов между матрицей и частицами карбида титана путем микрорентгеноспектрального сканирования по площади шлифов полученных образцов показала, что в карбидостали, полученной спеканием в присутствии жидкой фазы, зерна TiC обогащены ванадием, вольфрамом и молибденом с отчетливо выраженной кольцевой структурой по границам зерна (рис. 3, а). В горячепрессованной карбидостали в основном происходит образование слоя из ванадиевых карбидов вокруг зерна TiC (рис. 3, б). В случае использования технологии горячей штамповки концентрация элементов в значительной степени выравнивается, в результате чего наблюдается существенно более равномерное распределение легирующих элементов по полю шлифа (рис. 3, в).

Полученные результаты на первый взгляд противоречат основным принципам теории спекания, в соответствии с которой скорость диффузионных процессов в твердой фазе сильно уступает скорости диффузии в жидкой фазе [10], что вызывает необходимость применения специальных мер для интенсификации взаимной диффузии компонентов при спекании порошковых смесей.

Одним из путей интенсификации диффузионных процессов является повышение активности исходных порошков. Еще в работе [11] было показано, что коэффициенты взаимной диффузии в порошковых системах Fe – Si могут меняться на 1 – 2 порядка в зависимости от активности исходных порошков (предварительно отожженный или неотожженный порошки). Кроме того, максимальная интенсивность диффузии в этой системе отмечается в поверхностном слое образцов, наиболее деформированном в процессе прессования. Высокая активность порошков и искаженность кристаллической решетки частиц являются условиями интенсификации процессов диффузии в порошковых объектах. Однако, сохранить эти условия при спекании на длительное время невозможно, поэтому процессы гомогенизации обычно требуют многочасового отжига и далеко не всегда обеспечивают необходимый уровень сплавообразования.

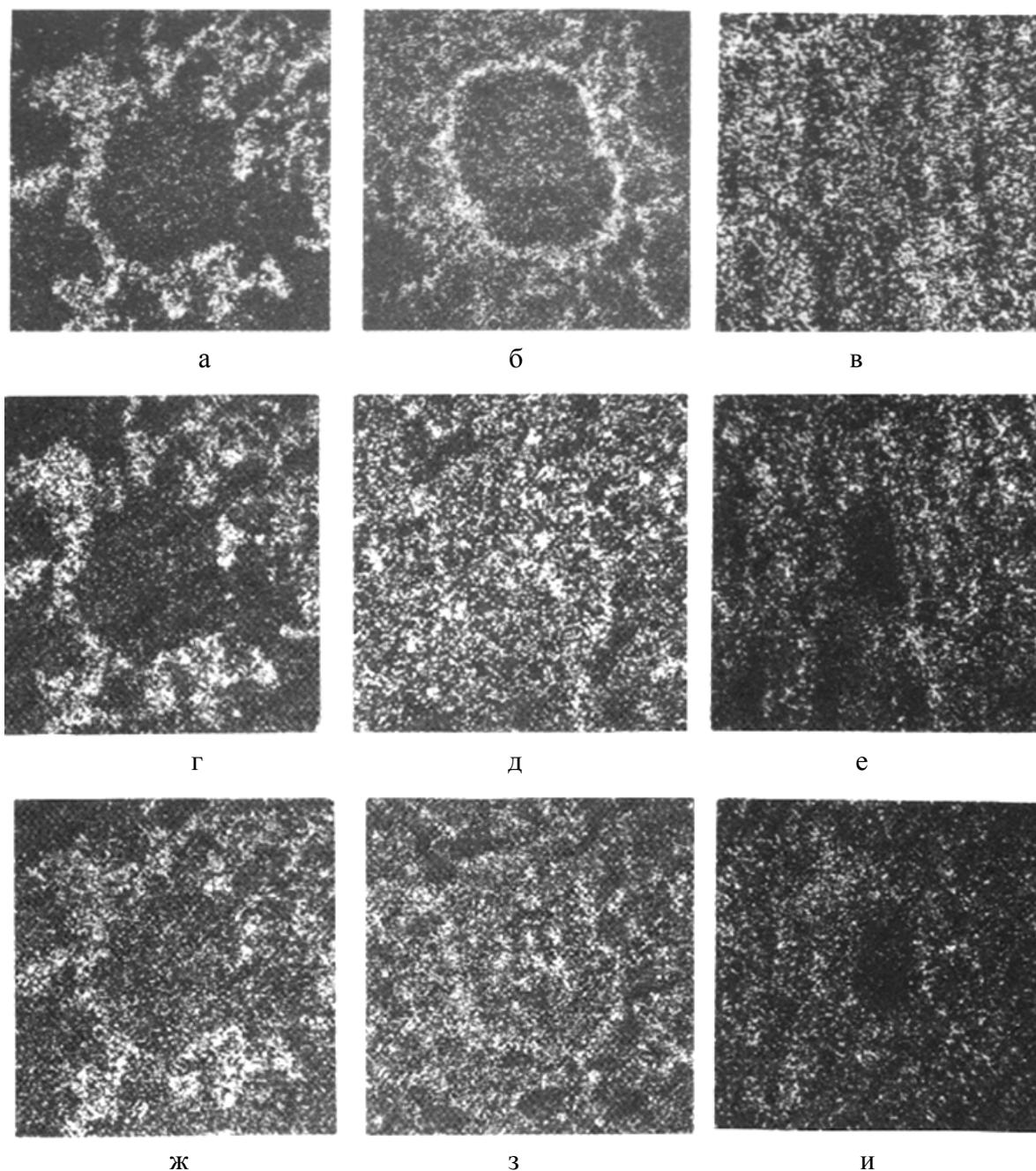


Рис. 3. Распределение элементов в спеченной (а, г, ж), горячепрессованной (б, д, з) и горячештампованной (в, е, и) карбидостали; изображение в характеристическом рентгеновском излучении ванадия (а, б, в), вольфрама (г, д, е) и молибдена (ж, з, и) ($\times 3000$)

Для сохранения требуемого неравновесного состояния системы необходимо постоянно воспроизводить дефектность решетки, что для обычных температур спекания возможно, по-видимому, только в условиях реализуемой пластической деформации. С увеличением степени и скорости деформации конгломераты частиц разрушаются и интенсивно перемешиваются в условиях приложения высоких давлений.

Следует также отметить, что при значениях общей деформации в процессе горячей штамповки порядка $20 \div 40\%$ локальные деформации на контактных участках многократно превышают эти значения, в результате чего сплавообразование должно, очевидно, происходить намного интенсивнее. Подобный механизм активации сплавообразования в порошковой системе Ni – Mo в процессе горячей деформации был ранее изучен в работе [12].

Авторы этой статьи считают, что одна из возможных причин интенсификации диффузионных процессов при горячей деформации может быть связана с существенным различием механических свойств компонентов и униполярностью диффузии в порошковой системе, подвергающейся горячей деформации. Однако, высказанное предположение пока не нашло достаточных экспериментальных подтверждений, в связи с чем может рассматриваться лишь как дискуссионное.

ВЫВОДЫ

Приведенные результаты позволяют сделать вывод о высокой эффективности активированного спекания пресовок из порошков быстрорежущей стали для обеспечения защиты материала спеченной заготовки от окисления при ее нагреве под штамповку.

Показано, что применение горячей штамповки для получения изделий из высоколегированных порошковых инструментальных сталей позволяет получить после штамповки достаточно однородную и относительно мелкозернистую структуру материала, которая характеризуется практически полным отсутствием карбидной ликвации.

Обнаружен эффект активации сплавообразования при горячей пластической деформации в порошковой системе быстрорежущая сталь – карбид титана: в случае использования технологии горячей штамповки наблюдается более равномерное распределение легирующих элементов по полю шлифа по сравнению с жидкофазным спеканием.

ЛИТЕРАТУРА

1. Строева К. М. Изготовление режущего инструмента из стружки быстрорежущей стали / К. М. Строева, М. А. Юрченко // *Использование метода динамической металлокерамики в стружковой и порошковой металлургии*. – Ростовское книжное изд-во, 1966. – С. 39–52.
2. Структура и свойства металлокерамической стали P18 / Ю. Г. Дорофеев, А. К. Петров, А. Г. Циунов и др. // *Порошковая металлургия*. – 1973. – № 2. – С. 56–60.
3. А. с. 1677081 (СССР). Способ получения изделий из порошка быстрорежущей стали / Л. А. Позняк, В. П. Солнцев, Г. А. Баглюк и др. // *Открытия, изобретения*. – 1991. – № 34.
4. Некоторые особенности технологии получения порошковой стали X13 горячим уплотнением пористых заготовок / Ю. Г. Дорофеев, Б. Г. Гасанов, С. Т. Логинов, С. М. Лапеев // *Порошковая металлургия*. – 1985. – № 4. – С. 91–96.
5. Дорофеев Ю. Г. Конструкционные порошковые материалы и изделия / Ю. Г. Дорофеев, Л. Г. Мариенко, В. И. Устименко. – М. : Металлургия, 1986. – 144 с.
6. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1983. – 527 с.
7. Гуревич Ю. Г. Карбидостали / Ю. Г. Гуревич, В. К. Нарва, Н. Р. Фраге. – М. : Металлургия, 1988. – 144 с.
8. Кюбарсепп Я. Твердые сплавы со стальной связкой / Я. Кюбарсепп. – Таллин : Валгус – ТГУ, 1991. – 164 с.
9. Позняк Л. А. Инструментальные стали / Л. А. Позняк. – Киев: Наук. думка, 1996. – 488 с.
10. Скороход В. В. Физико-металлургические основы спекания порошков / В. В. Скороход, С. М. Солонин. – М. : Металлургия, 1984. – 159 с.
11. Федорченко И. М. Исследование влияния диффузионных процессов на спекание металлических порошков / И. М. Федорченко, И. И. Иванова, О. И. Фуцич // *Сообщение I*. – 1970. – № 1. – С. 30–36. // *Сообщение II* // *Порошковая металлургия*. – № 2. – С. 14–18.
12. Иванова И. И. Активация сплавообразования в порошковых двухкомпонентных системах в процессе горячей деформации / И. И. Иванова, А. Н. Демидик, А. А. Сотник // *Порошковая металлургия*. – 2001. – № 3/4. – С. 58–64.

Баглюк Г. А. – д-р техн. наук, зав. отделом ИПМ НАН Украины;

Гончарук Д. А. – аспирант ИПМ НАН Украины.

ИПМ НАН Украины – Институт проблем материаловедения НАН Украины, г. Киев.

E-mail: gbag@rambler.ru