

УДК 621.762.016

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-11-22

Особенности контактного взаимодействия на границе слоев горячештампованного порошкового биметалла типа «конструкционная сталь – быстрорежущая сталь»

© 2018 г. **Ю.Г. Дорофеев**, В.Ю. Дорофеев, А.В. Бабец, Е.Н. Бессарабов, О.Н. Романова, А.Н. Свиридова

Южно-Российский государственный политехнический университет (ЮРГПУ) (НПИ) им. М. И. Платова, г. Новочеркасск, Ростовская обл.

Статья поступила в редакцию 11.06.18 г., доработана 27.07.18 г., подписана в печать 06.08.18 г.

Основная проблема при производстве биметаллов (БМ) заключается в необходимости обеспечения адгезионного взаимодействия на границе контакта слоев, предотвращающего их отслаивание в процессе эксплуатации. Горячая штамповка пористых заготовок обеспечивает возможность получения высокоплотных порошковых БМ с минимальным количеством пор как в объеме материала слоев, так и на границе между ними, что способствует повышению прочности сцепления. При изготовлении горячештампованных порошковых БМ существует вероятность смешивания материалов шихт рабочего слоя и подложки, что может привести к неконтролируемому «размыванию» границы раздела. В настоящей работе для получения пористых заготовок БМ типа «конструкционная сталь – быстрорежущая сталь» использован предложенный ранее способ, предусматривающий предварительную подпрессовку порошка труднодеформируемого материала. С целью определения механических свойств и проведения структурного анализа были приготовлены двухслойные цилиндрические образцы диаметром 20 мм, длиной 30 мм. Материал основы БМ – сталь ПК40, рабочего слоя – распыленный порошок быстрорежущей стали М2 с удовлетворительными характеристиками прессуемости. Пористые заготовки образцов БМ прессовали в специально сконструированной пресс-форме на гидравлическом прессе, позволяющей осуществлять двустороннее прессование двухслойных порошковых формовок с заданным распределением плотности и прочности слоев. Холоднопрессованные заготовки БМ спекали в защитной атмосфере, а затем подвергали горячей допрессовке на лабораторном копре. Часть заготовок изучали в спеченном состоянии. Кроме того, проводили горячую допрессовку неспеченных холоднопрессованных заготовок. Удовлетворительная технологическая прочность материала рабочего слоя наблюдалась при его пористости $34\% < P_{\text{раб.сл}} < 45\%$. При $P_{\text{раб.сл}} > 45\%$ порошок не формируется, а при $P_{\text{раб.сл}} < 34\%$ рабочий слой отслаивается. Установлено, что максимальную прочность соединения слоев и термостойкость БМ обеспечивает применение технологической схемы, предусматривающей предварительное спекание холоднопрессованных заготовок и последующую горячую штамповку. Оптимальное давление подпрессовки рабочего слоя составляет 145 МПа.

Ключевые слова: горячая штамповка, пористые заготовки, биметалл, адгезия, хрупкое разрушение, конструкционная порошковая сталь, быстрорежущая сталь, рабочий слой, основа, термостойкость, поверхность частиц, окисление, прочность соединения слоев.

Дорофеев Ю.Г. – докт. техн. наук, профессор.

Дорофеев В.Ю. – докт. техн. наук, профессор кафедры «Технология машиностроения» ЮРГПУ (НПИ) (346428, Ростовская обл., г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132). E-mail: dvuyu56.56@mail.ru.

Бабец А.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» ЮРГПУ (НПИ). E-mail: babets@kompozite.ru.

Бессарабов Е.Н. – канд. техн. наук, доцент кафедры «Международные логистические системы и комплексы» ЮРГПУ (НПИ). E-mail: bess_555en@mail.ru.

Романова О.Н. – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» ЮРГПУ (НПИ). E-mail: ron-post@mail.ru.

Свиридова А.Н. – ассистент кафедры «Автомобили и транспортно-технологические комплексы» ЮРГПУ (НПИ). E-mail: anysviridova@yandex.ru.

Для цитирования: *Дорофеев Ю.Г., Дорофеев В.Ю., Бабец А.В., Бессарабов Е.Н., Романова О.Н., Свиридова А.Н.*

Особенности контактного взаимодействия на границе слоев горячештампованного порошкового биметалла типа «конструкционная сталь – быстрорежущая сталь» // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. No. 3. С. 11–22. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-11-22.

Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu., Babets A.V., Bessarabov Eu.N., Romanova O.N., Sviridova A.N.

Contact interaction peculiarities at the boundary of layers of «structural steel–high-speed steel» hot-forged powder bimetal

The main problem in the production of bimetal (BMs) is the need to ensure adhesive interaction at the contact boundary of layers to prevent their peeling during operation. Hot forging of porous preforms (HFPP) provides the possibility of obtaining high-density

powder BMs with a minimum amount of pores both in the volume of the layer material and at the layer interface to increase adhesion strength. Production of hot-forged powder BMs may involve mixing of working layer and substrate charge materials, which can lead to uncontrolled interface «blurring». This study uses the previously proposed method for pre-pressing of hard-to-deform material powder to produce «structural steel – high-speed steel» porous BM preforms. Two-layer cylindrical $\varnothing 20 \times 30$ mm samples were obtained in order to determine mechanical properties and conduct structural analysis. The BM base material was PK40 steel, and the working layer was atomized powder of M2 high-speed steel featuring satisfactory compressibility properties. The porous preforms of BM samples were pressed in a specially designed mold at a hydraulic press enabling two-sided pressing of two-layer powder moldings with predetermined distribution of layer densities and strengths. Cold-pressed BM preforms were sintered in protective environment, and then subjected to hot repressing using a laboratory drop hammer. Some preforms were examined as sintered. In addition, hot repressing of cold-pressed green preforms was performed. Satisfactory process strength of the working layer material is observed at its porosity (P_{wl}) in the range from 34 to 45 %. When $P_{wl} > 45$ %, powder is not molded, and at $P_{wl} < 34$ % the working layer delaminates. The maximum layer bonding strength and thermal shock resistance of BM provides the use of a flow route that involves preliminary sintering of cold-pressed preforms and subsequent hot forging. The optimum pressure of working layer pre-pressing is 145 MPa.

Keywords: hot forging, porous preforms, bimetal, adhesion, brittle fracture, structural powder steel, high speed steel, working layer, substrate, thermal shock resistance, powder surface, oxidation, layer bonding strength.

Dorofeyev Yu.G. – Dr. Sci. (Tech.), Professor.

Dorofeyev V.Yu. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Mechanical engineering department, Platov South-Russian State Polytechnic University (PSRSPU (NPI)) (346428, Russia, Rostov reg., Novocherkassk, Prosveshcheniya str., 132). E-mail: dvyu56.56@mail.ru.

Babets A.V. – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Mechanical engineering department, PSRSPU (NPI). E-mail: babets@kompozite.ru.

Bessarabov Eu.N. – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of international logistics systems and complexes, PSRSPU (NPI). E-mail: bess_555en@mail.ru.

Romanova O.N. – Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Mechanical engineering department, PSRSPU (NPI). E-mail: ron-post@mail.ru.

Sviridova A.N. – Assistant, Department of automobiles and transport-technological complexes, PSRSPU (NPI). E-mail: anysviridova@yandex.ru.

Citation: Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu., Babets A.V., Bessarabov Eu.N., Romanova O.N., Sviridova A.N. Osobennosti kontaktnogo vzaimodeystviya na granitse sloev goryacheshtampovannogo poroshkovogo bimetallo tipa «konstruktsionnaya stal' – bystrorezhushchaya stal'». *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2018. No. 3. P. 11–22. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-11-22.

Введение

Технологии порошковой металлургии обеспечивают возможность получения широкого спектра биметаллов (БМ) и функционально-градиентных материалов [1]. Основная проблема при производстве БМ заключается в необходимости обеспечения адгезионного взаимодействия на границе контакта слоев, предотвращающего их отслаивание в процессе эксплуатации. При взрывном прессовании адгезию обеспечивает высокоэнергетическое воздействие на материал соединяемых слоев [2, 3]. При получении БМ путем совместного спекания материалов рабочего слоя и подложки в приконтактной зоне развиваются диффузионные процессы, которые способствуют формированию надежного соединения [4–11]. Большие перспективы имеют методы пропитки поверхностного слоя заготовки расплавом требуемого состава, а также спекания—пайки (sinter—brazing) [12–14].

Однако указанные технологии не лишены недостатков. Взрывное прессование связано с необходимостью применения специализированного оборудования, а совместное спекание слоев БМ подразумевает использование длительных высокотемпературных выдержек, что снижает технико-экономические характеристики процесса. Комбинированные детали типа «шестерня — диск», полученные методом спекания—пайки, зачастую разрушаются по зоне соединения из-за неудовлетворительного качества пайки [15]. Применение этой технологии связано с необходимостью оптимизации температурно-временных параметров и химического состава используемого припоя [14, 16]. Избыток жидкой фазы при пайке обуславливает формирование трещин в переходной зоне, а отсутствие углерода в составе подложки — выделение включений железа на границе соединения, что снижает его прочность.

Горячая штамповка пористых заготовок (ГШПЗ) обладает целым рядом преимуществ, перспективных в плане решения отмеченных выше проблем. Метод ГШПЗ обеспечивает возможность получения высокоплотных порошковых БМ с минимальным количеством пор как в объеме материала слоев, так и на границе между ними, что способствует повышению прочности сцепления. Сочетание высоких антифрикционных свойств рабочего слоя и требуемых показателей статической и динамической прочности материала подложки горячештампованных порошковых БМ типа «железо—бронза» позволило разработать технологию производства деталей «распределитель аксиально-поршневых гидромашин» [17].

При получении горячештампованных порошковых БМ одна из главных проблем заключается в необходимости получения пористой биметаллической заготовки. При этом существует вероятность смешивания материалов порошковых шихт рабочего слоя и подложки, что может привести к неконтролируемому «размыванию» границы раздела. Предложен способ, обеспечивающий возможность получения пористых биметаллических заготовок на основе материалов с различной прессуемостью [18]. Метод апробирован при изготовлении БМ антифрикционного назначения типа «железо—бронза». При этом был получен порошковый БМ с высокими физико-механическими свойствами [19].

Способ представляется перспективным также в плане получения износостойких БМ типа «конструкционная сталь — быстрорежущая сталь (БРС)». Ранее пористые заготовки труднопрессующегося материала рабочего слоя (БРС) получали методом шликерного формования. Заготовки характеризовались искажением формы и нестабильностью размеров [20]. Повышение прессуемости материала рабочего слоя за счет добавления в шихту порошков меди или низколегированной стали сопровождается снижением его твердости [21].

Несколько лет назад филиал фирмы «Höganäs» в Великобритании выпустил на рынок порошок быстрорежущей стали М2 с удовлетворительными характеристиками прессуемости [22]. Данное обстоятельство обуславливает необходимость внесения изменений в существующие технологические процессы получения порошковых быстрорежущих сталей и биметаллов с рабочим слоем из БРС.

Цель работы — изучение контактного взаимодействия на границе слоев порошковых БМ типа «конструкционная сталь — быстрорежущая сталь», полученных методом ГШПЗ.

Методика исследования

Для определения механических свойств и проведения структурного анализа получали двухслойные цилиндрические образцы диаметром 20 мм, длиной 30 мм (рис. 1). Состав порошковых шихт материалов рабочего слоя и основы, а также характеристики применявшихся порошков приведены в табл. 1 и 2.

Пористые заготовки образцов БМ прессовали в специально сконструированной пресс-форме на гидравлическом прессе РНМЛ-60 («Mannesmann Demag Laufer», Германия) с номинальным усилием 600 кН (рис. 2) [18]. Пресс-форма позволяет

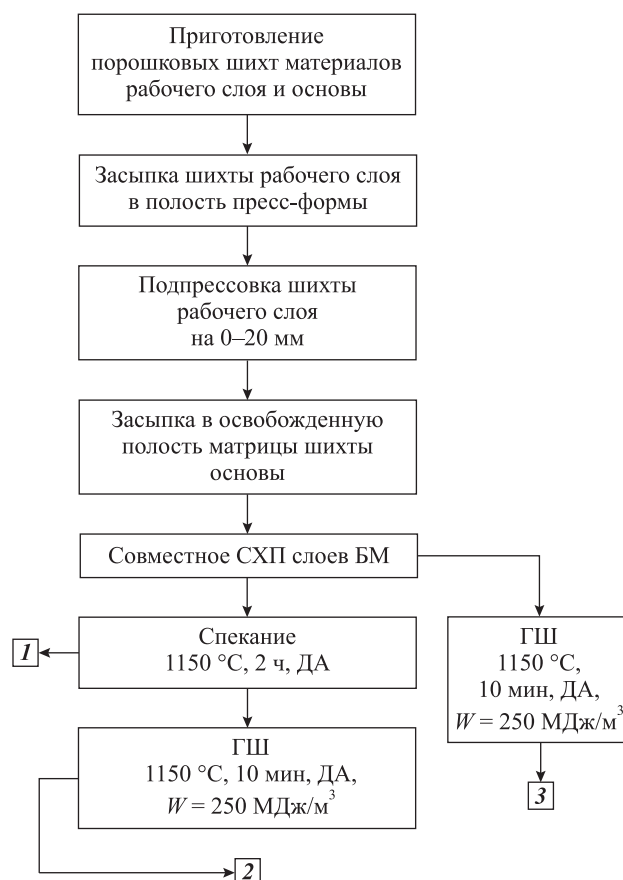


Рис. 1. Технологические схемы (I–3) получения образцов БМ

СХП — статическое холодное прессование; ГШ — горячая штамповка; W — приведенная работа уплотнения; ДА — диссоциированный аммиак

Таблица 1. Состав порошковых шихт

Материал	Содержание, мас.%			
	Графит ГК-3	Твердая смазка Kenolube («Höganäs AB»)	Распыленный железный порошок ПЖР 3.200.28-30 (ПАО «Северсталь»)	Распыленный порошок БРС М2 («Höganäs, Ltd.», Great Britain)
Основа	0,6*	0,8	Ост.	—
Рабочий слой	—	0,8	—	Ост.

* Содержание углерода в горячештампованных образцах соответствует стали ПК40.

Таблица 2. Физические и технологические свойства используемых порошков

Материал	Массовая доля компонентов, %	Гран. состав, мкм	Насыпная плотность, $\rho_{\text{нас}}$, г/см ³	Текучность, г/с	Уплотняемость, г/см ³	Формуемость
					при $P = 600$ МПа	
ПЖР 3.200.28	Fe – осн.	+200–0	2,72	32	7,27	Формуется
	C – 0,03	+160–3,7				
	O – 0,3	+45–78,8				
	Si – 0,04	–45–17,5				
	Mn – 0,12					
	P – 0,02					
	S – 0,01					
БРС М2	C – 0,9	+150–5	2,3±0,1	32	6,2	Формуется
	Cr – 4,5	+106–54,72				
	Co – 1,0	+75–20,08				
	Mo – 5,50	+45–15,7				
	Si – 0,45	–45–4,5				
	V – 2,2					
	W – 6,75					

осуществлять двустороннее прессование двухслойных порошковых формовок с заданным распределением плотности и прочности слоев.

Пресс-форма включает в себя плавающую матрицу 1, опирающуюся на упругий элемент 5. Избыточная масса шихты наружного слоя обеспечивается регулировкой навесок, использованием двух наружных трубчатых пуансонов 2, двух внутренних пуансонов 4, стержня 3, а также путем подпрессовки наружного слоя на требуемую величину. Эта масса может частично смещаться при ее увлечении силами трения и расходоваться на уплотнение наружного слоя 7.

После осадки наружного слоя (см. рис. 2, этап 1, поз. 6, 7), удаления стержня 3 и установки внутреннего нижнего пуансона 4 осуществляется засыпка шихты внутреннего слоя 8 в пространство, ограниченное внутренней поверхностью подпрес-

сованного наружного слоя 7 и верхним торцом нижнего внутреннего пуансона 4 (этап 2). Верхний уровень засыпки может изменяться в зависимости от соотношения свойств материалов слоев шихт. После этого верхний внутренний пуансон 4 устанавливается в отверстие верхнего трубчатого пуансона 2 и осуществляется подпрессовка порошка основы. На заключительном этапе 3 производится совместное уплотнение слоев заготовки 9. При этом матрица 1, нижний трубчатый и внутренний пуансоны 2 и 4 жестко опираются на плиту, а упругий элемент 5 занимает положение в углублении штамповой плиты.

Горячую допрессовку формовок проводили на лабораторном копре с массой падающих частей 100 кг. После ГШ образцы разрезали в сечении плоскостью, перпендикулярной оси цилиндра, на две равные части. Для металлографических ис-

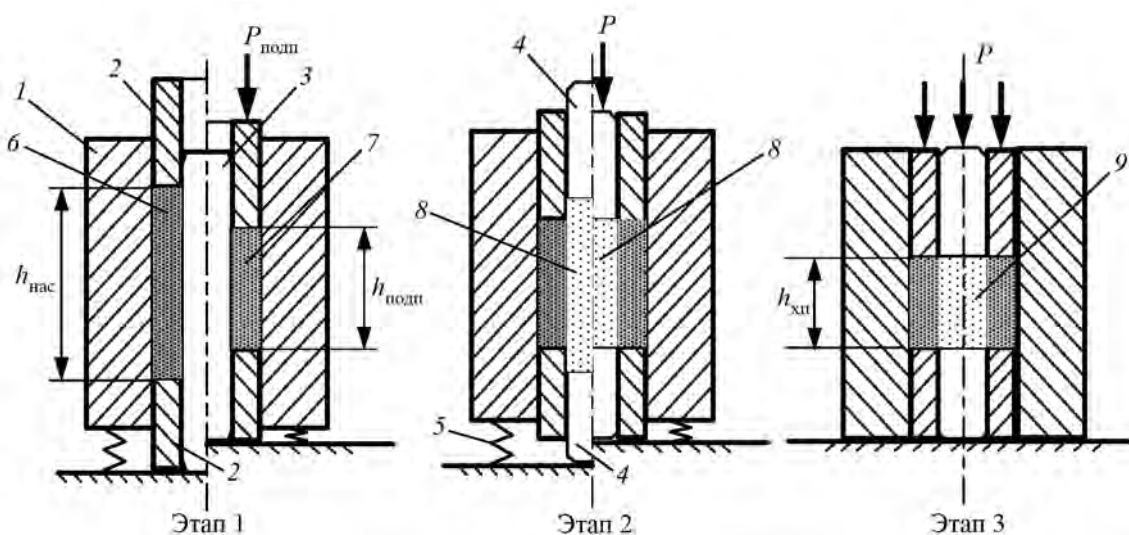


Рис. 2. Схемы этапов получения горячештампованных биметаллических образцов

Этап 1 – засыпка (слева от оси симметрии) и подпрессовка (справа от оси симметрии) порошка рабочего слоя

Этап 2 – выпрессовка иглы, засыпка порошка основы (слева от оси симметрии) и его подпрессовка (справа от оси симметрии)

Этап 3 – совместное окончательное уплотнение слоев

1 – матрица СХП, 2 – верхний и нижний трубчатые пуансоны, 3 – стержень, 4 – верхний и нижний цельные внутренние пуансоны, 5 – упругий элемент, 6 – рабочий слой (в свободно насыпанном состоянии), 7 – рабочий слой (в подпрессованном состоянии), 8 – основа, 9 – холоднопрессованная заготовка БМ

$h_{\text{нас}}$ – высота рабочего слоя в состоянии насыпки; $h_{\text{подп}}$ – высота рабочего слоя в подпрессованном состоянии;

$h_{\text{хп}}$ – высота заготовки БМ после СХП

следований использовали оптический микроскоп AltamiMET-1M (ООО «Альтами», Россия) и растровый электронный микроскоп (РЭМ) TescanVega LMU («Tescan», Чехия)¹. Изучали нетравленные и травленные шлифы. Травление проводили в 3 %-ном нитале, так как он обеспечивает достаточный контраст для оценки типа и морфологии карбидов, а также границ зерен в матрице БРС [23]. При этом в полной мере выявляется также структура материала подложки – стали ПК40.

Поверхностную пористость ($P_{\text{пов}}$) рабочего слоя и основы определяли с помощью оптического микроскопа AltamiMET-1M на нетравленных шлифах. Кроме того, проводили выборочную проверку $P_{\text{пов}}$ слоев БМ методом гидростатического взвешивания. При этом осуществляли послойное стачивание материала с шагом 0,5 мм. Расхождение результатов измерений $P_{\text{пов}}$ не превышало 12 %.

Рентгенофлуоресцентный микроанализ химического состава выполнен с помощью системы INCA Energy 450 («Oxford Instruments Analytical», Великобритания). Исследования проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ. Поверхность шлифов полировали алмазной пастой и подвергали ультразвуковой чистке.

Микротвердость измеряли на цифровом микротвердомере HVS-1000 («L.H. Testing Instruments Co., Ltd», Китай) по ГОСТ 9450-76 (0,2 Н, 10 с). Твердость по Роквеллу определяли на твердомере ТР5056 УХЛ по ГОСТ 24622-81. Оценку прочности соединения ($\tau_{\text{ср}}$) слоев БМ проводили в процессе испытаний цилиндрических образцов на срез в специальном приспособлении (рис. 3). Образец с проточенной юбкой толщиной 1 мм совместно с ножом 1 и двумя центровочными кольцами 2 и 6 устанавливали в корпус 3 (рис. 3, поз. А). Приспособление закрепляли на разрывной машине между траверсами и нагружали, фиксируя показатели. Рабочий слой поэтапно удаляли механической обработкой. Определяли значения $\tau_{\text{ср}}$ основы, рабочего слоя и переходной зоны.

Кроме того, для оценки качества соединения слоев БМ проводили испытания на термоудар. Биметаллический образец нагревали с использова-

¹ Рентгенофлуоресцентный микроанализ и растровая электронная микроскопия проведены в Центре коллективного пользования научным оборудованием «Центр исследований минерального сырья и состояния окружающей среды» ЮФУ.

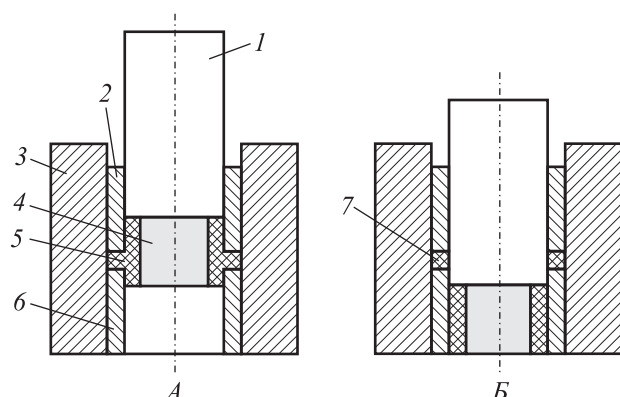


Рис. 3. Приспособление для определения предела прочности на срез

1 – нож, 2 – верхнее центровочное кольцо, 3 – корпус, 4 и 5 – основа и рабочий слой образца БМ, 6 – нижнее центровочное кольцо (нижний нож), 7 – срезанная часть образца

Положение А – исходное, Б – после испытаний

нием электромагнитного индуктора до 870 °С, после чего резко охлаждали в воде. Образец очищали от окалины и исследовали на наличие микротрещин, отслоений материала в переходной зоне. Показателем качества соединения слоев БМ являлось количество циклов, которое выдерживал образец до появления визуально различимых трещин (при 3-кратном увеличении).

Результаты и их обсуждение

Удовлетворительная технологическая прочность материала рабочего слоя наблюдается при его пористости 34 % < $P_{\text{раб.сл}}$ < 45 %. При $P_{\text{раб.сл}}$ > 45 % порошок не формируется, а при $P_{\text{раб.сл}}$ < 34 % рабочий слой отслаивается. В табл. 3 представлены результаты измерений пористости рабочего слоя и биметаллической заготовки ($P_{\text{БМ}}$) при различных значениях давления подпрессовки ($P_{\text{подп}}$) и соот-

Таблица 3. Характеристики рабочего слоя после подпрессовки

$h^*_{\text{нас}}$, мм	$h^*_{\text{подп}}$, мм	$P_{\text{подп}}$, МПа	$P_{\text{раб.сл}}$, %	Высота заготовки после СХП, мм	$P_{\text{БМ}}$, %
65	0	0	38,5	30	31
	10	60	43		
	15	145	48		
	20	320	53		
* Обозначения указаны на рис. 2.					

ветствующих величинах подпрессовки рабочего слоя ($h_{\text{подп}}$).

При $h_{\text{подп}} = 0$ осуществляли совместное прессование порошков рабочего слоя и основы в свободно насыпанном состоянии. После СХП в зависимости от величины подпрессовки пористость рабочего слоя составляла 20–25 %, внутренне-го – 25 %.

В состоянии после спекания (схема 1, см. рис. 1) структура основного слоя БМ представляет собой среднепластинчатый перлит (балл 6 по шкале 1 ГОСТ 8233-56) и феррит (рис. 4, а). Формирование пластинчатого перлита свидетельствует о высокой гомогенности исходного аустенита [24]. В рабочем слое наблюдается бейнит с включениями карбидов глобулярной формы (рис. 4, б). Образование бейнита обусловлено ускоренным охлаждением образцов БМ после спекания (контейнер с образцами охлаждался на воздухе). Структура переходного слоя – легированный феррит (рис. 5, т. 2).

Скорость охлаждения образцов в процессе ГШ при контакте поверхностей нагретой заготовки с относительно холодными поверхностями пресс-формы была существенно выше, чем после спекания. Это обусловило проявление эффекта высокотемпературной термомеханической обработки и вызвало формирование мартенсито-бейнитных структур. Структура рабочего слоя образцов, полученных по схеме 2, представляет собой скрытоигольчатый мартенсит (балл 1 по шкале 3 ГОСТ 8233-56) и карбиды (см. рис. 4, в). На межчастичных поверхностях заметны следы окисления. Это связано с неудовлетворительным качеством защитной среды при спекании. В переходном слое спеканных образцов (схема 1) фиксируются частицы оксидов (см. рис. 5, т. 1). В структуре образцов, полученных по схеме 3, не предусматривавшей проведение спекания, следы окисления не наблюдаются (рис. 4, д). Структура основы представляет собой бейнит + феррит (рис. 4, з), в переходном слое наблюдается бейнит (рис. 4, ж).

Структура рабочего слоя образцов, полученных ГШ неспеканных холоднопрессованных заготовок (схема 3), характеризуется наличием бейнита и карбидов (рис. 4, д). В структуре основы наблюдается мелкопластинчатый перлит (балл 5 по шкале 1 ГОСТ 8233-56), а в переходном слое – сорбит (рис. 4, е).

Карбидная неоднородность и карбидная сетка в структуре рабочего слоя образцов, полученных

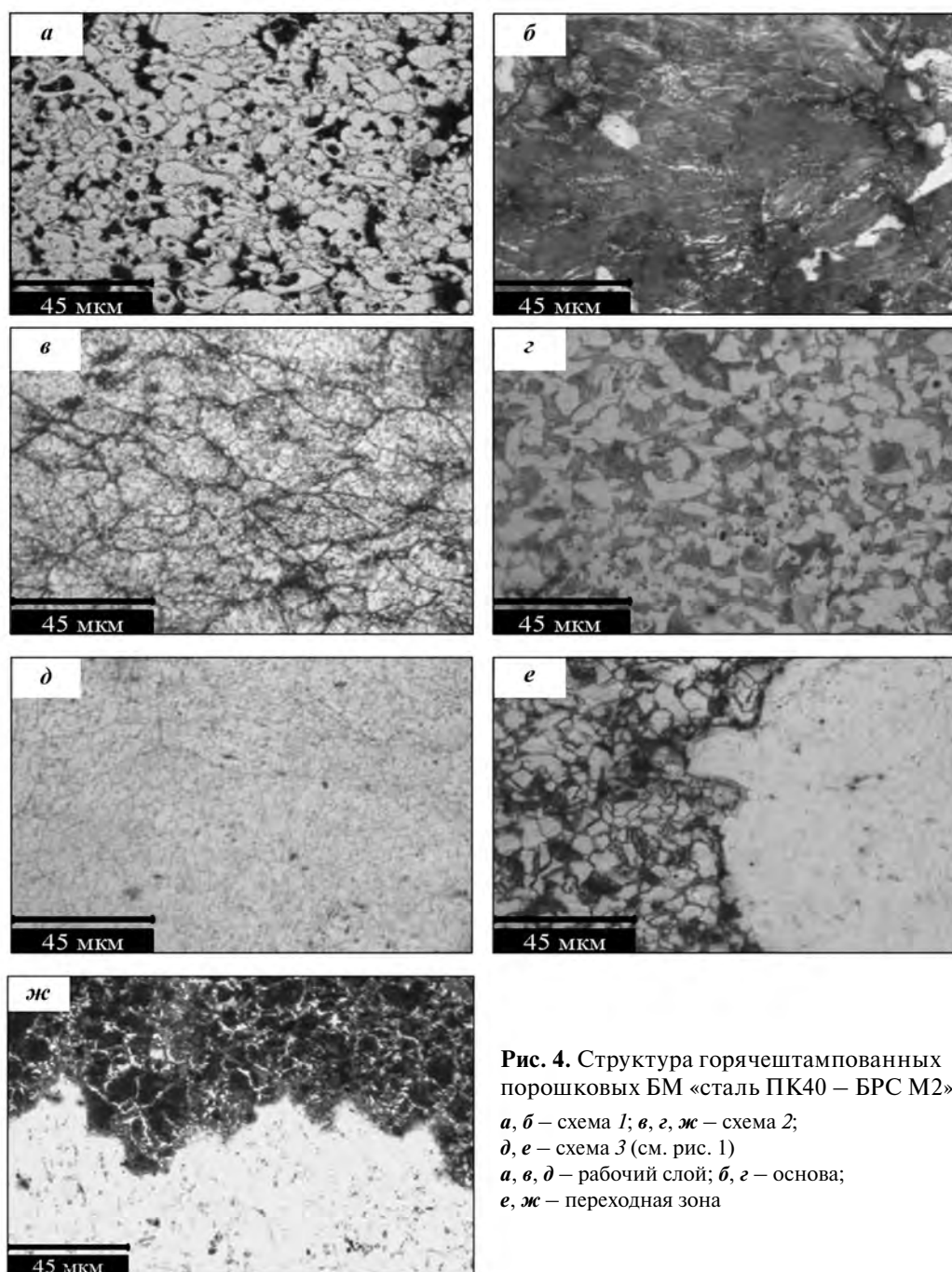


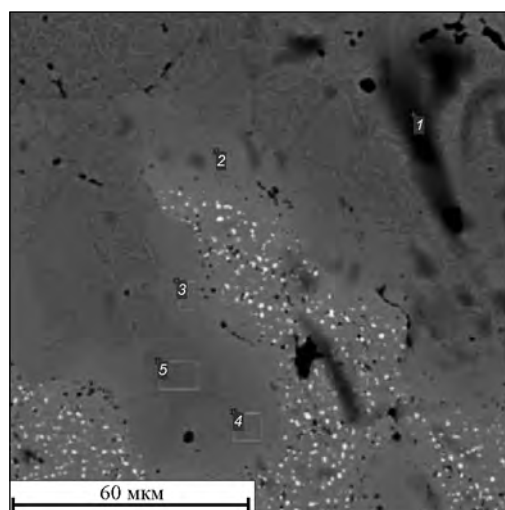
Рис. 4. Структура горячештампованных порошковых БМ «сталь ПК40 – БРС М2»
а, б – схема 1; *в, г, жс* – схема 2;
д, e – схема 3 (см. рис. 1)
а, в, д – рабочий слой; *б, г* – основа;
e, жс – переходная зона

по различным технологическим схемам, не наблюдаются, что является характерной особенностью порошковых быстрорежущих сталей [25].

Наибольшую микротвердость имеют структурные составляющие рабочего слоя и основы образцов, полученных по схеме 2, которая предусматривала проведение предварительного спекания (см. табл. 3, рис. 6). Соответствующие значения для образцов, полученных по схеме 3, заметно ниже (рис. 6, кр. 3). Это свидетельствует о том, что про-

ведение предварительного спекания способствовало гомогенизации структуры материалов рабочего слоя и основы и повышению устойчивости переохлажденного аустенита.

Величина подпрессовки рабочего слоя ($h_{\text{подп}}$) — фактор, определяющий условия уплотнения слоев и формирования переходной зоны при холодном прессовании. При его увеличении поверхностная пористость слоев монотонно уменьшается (рис. 7). Для рабочего слоя (кр. 1) это связано с улучшени-



Точки	Содержание, ат. %						
	O	V	Cr	Fe	Mo	W	C
1	9,77	—	0,15	70,98	4,67	—	14,42
2	—	0,36	0,98	89,60	1,96	1,62	5,48
3	—	0,35	1,22	92,21	0,85	0,90	4,46
4	—	0,29	1,15	92,41	0,99	0,17	4,99
5	—	—	0,27	94,27	0,39	—	5,07

Рис. 5. Микроструктура переходной зоны БМ, полученного по схеме 1, и результаты рентгенофлуоресцентного анализа отмеченных точек

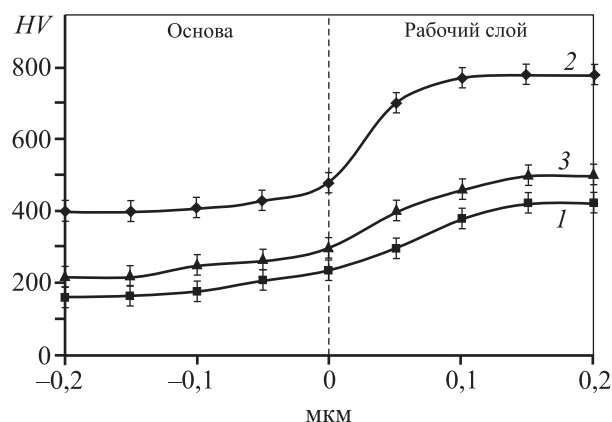


Рис. 6. Распределение значений микротвердости в переходной зоне БМ

Номера кривых соответствуют технологическим схемам 1–3

ем условий его уплотнения по мере увеличения давления подпрессовки, а для материала основы (кр. 2) — с повышением однородности распределения напряжений и деформаций в материале заготовки БМ за счет предварительного дефор-

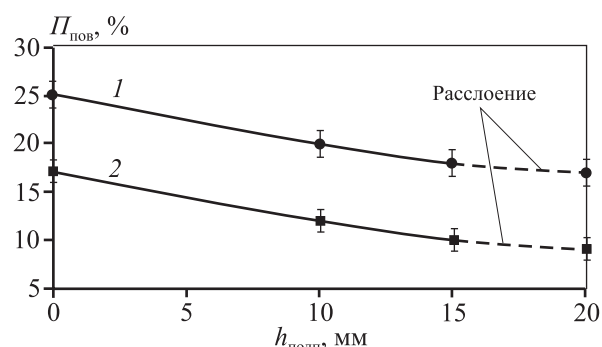


Рис. 7. Влияние величины подпрессовки рабочего слоя на поверхностную пористость слоев БМ

1 – рабочий слой, 2 – основа

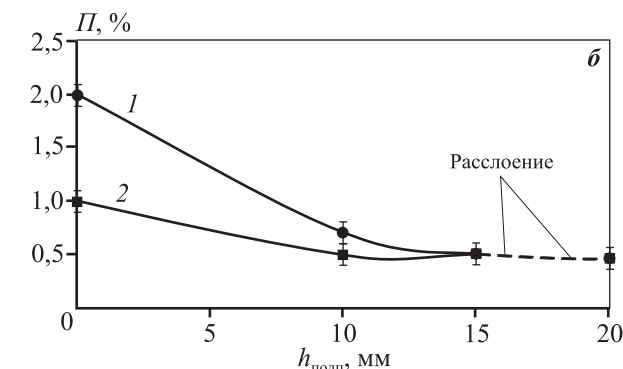
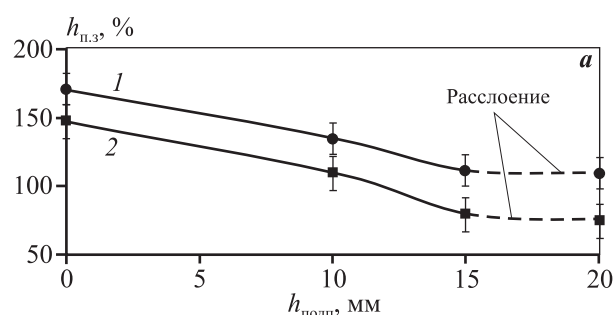


Рис. 8. Влияние величины подпрессовки рабочего слоя на толщину переходной зоны (а) и общую пористость слоев БМ (б)

а: 1 – схема 3, 2 – схема 1

б: 1 – рабочий слой, 2 – основа

мирования рабочего слоя. При этом уменьшается толщина переходного слоя как в спеченных, так и в горячештампованных образцах, а значения пористости слоев снижаются до минимума ~0,5 % (рис. 8).

Наибольшую прочность соединения имеют образцы, полученные по схеме 2, несмотря на наличие следов окисления в рабочем слое (рис. 9). Значения $\tau_{ср}$ образцов, приготовленных по схеме 3, меньше, хотя окисления поверхностей частиц

Таблица 4. Свойства слоев и структурных составляющих БМ

Технологическая схема* (см. рис. 1)	Исследуемая зона	Твердость		HV
		HRB	HRC	
1	Основа	42–47	—	164–200 (перлит)
	Рабочий слой	85–90	—	390–424 (бейнит)
	Переходная зона	—	—	193–200 (феррит)
2	Основа	—	10–15	410–470 (бейнит)
	Рабочий слой	—	54–57	770–778 (мартенсит)
	Переходная зона	—	—	482–500 (бейнит)
3	Основа	85–90	—	220–250 (перлит)
	Рабочий слой	—	40–45	460–500 (бейнит)
	Переходная зона	—	—	300–350 (сорбит)

* Образцы получены при $h_{\text{подп}} = 15$ мм, $P_{\text{подп}} = 145$ МПа.

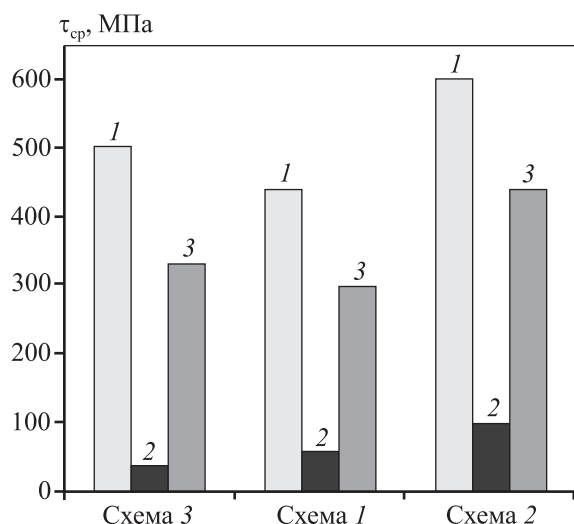


Рис. 9. Результаты испытаний БМ на срез
1 – рабочий слой, 2 – основа, 3 – переходная зона

порошка рабочего слоя не наблюдалось (см. выше). Высокая прочность соединения слоев в первом случае связана с протеканием диффузионных процессов в приграничной зоне при спекании (рис. 10). Несмотря на окисленность поверхностей частиц рабочего слоя, непосредственно на границе слоев окисления не наблюдалось.

Переходная зона образцов, полученных по схеме 3, формировалась в условиях кратковременного термдеформационного воздействия при ГШ. Диффузионные процессы существенного развития не получили (рис. 11). Следует отметить, что термдеформационное воздействие на зону сое-

динения слоев БМ превалирует в сравнении с воздействием спекания, поскольку значения $\tau_{\text{ср}}$ спеченных образцов были наименьшими (см. рис. 9, схема 1).

При анализе особенностей формирования структуры и свойств переходной зоны БМ необходимо учитывать также следующее немаловажное обстоятельство. Переходная зона может являться очагом зарождения хрупкого разрушения, инициирование которого связано не только с неудовлетворительной адгезией материалов слоев. Причиной интеркристаллитной хрупкости может являться также значительное различие показателей прочности контактирующих фаз [26]. Хрупкое разрушение развивается в системе, в которой предел текучести выпавшей фазы существенно ниже, чем у матрицы. В этом случае при нагружении создается такое же напряженное состояние, как и в образце с надрезом, что приводит к хрупкому разрушению номинально пластичных структурных составляющих.

Представляется целесообразным проанализировать в указанном контексте приведенные выше данные по микротвердости переходной зоны и прочности соединения слоев (см. рис. 6, 9 и табл. 4). Наименьшие значения $\tau_{\text{ср}}$ продемонстрировали спеченные образцы (схема 1). В этом случае микротвердость переходной зоны в ~2 раза меньше, чем рабочего слоя. Наибольшая прочность зоны соединения наблюдается в образцах, полученных по схеме 2. При этом различие значений HV рабочего слоя и переходной зоны составляет 56–60 %, что является оптимальным.

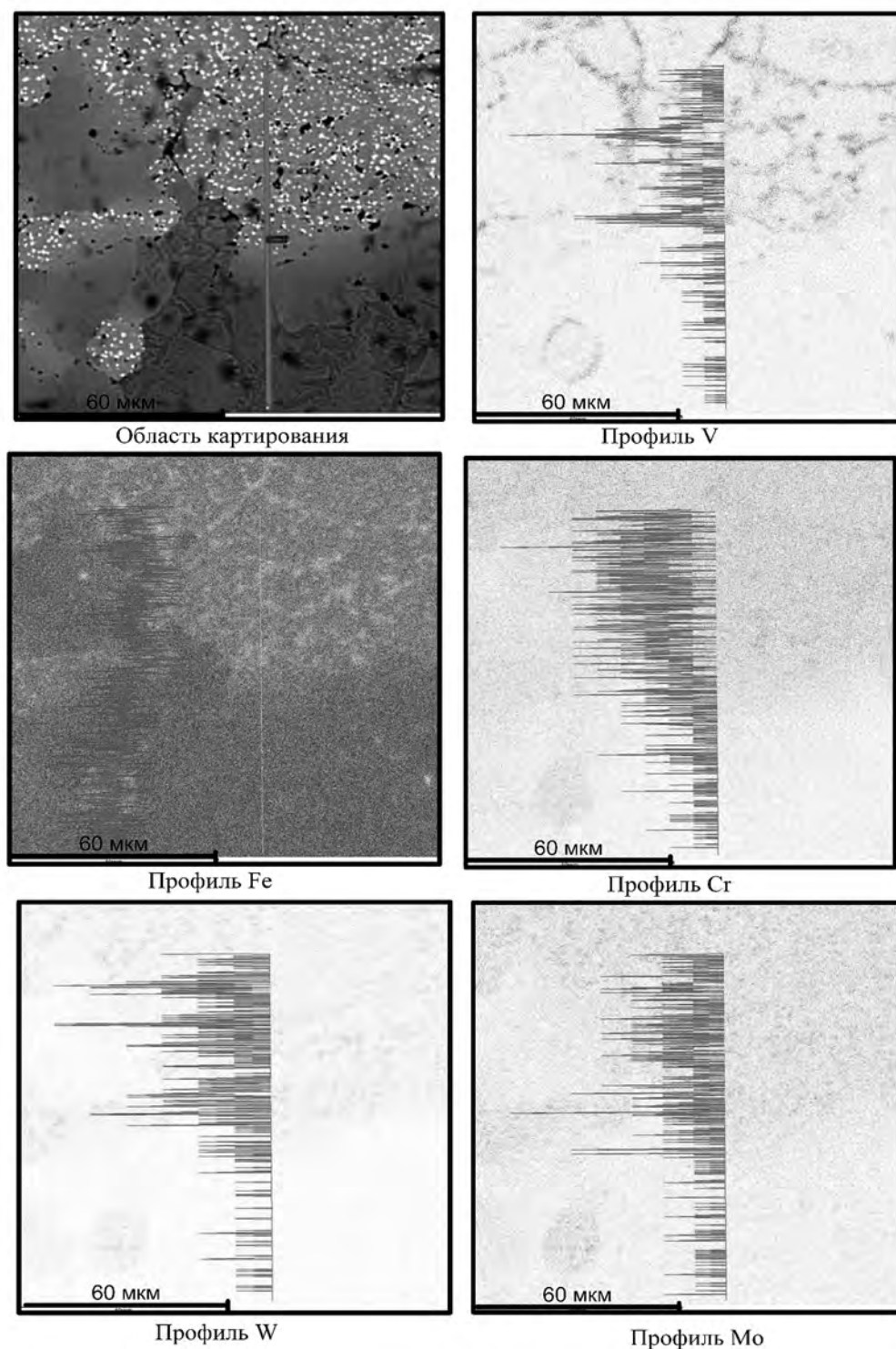
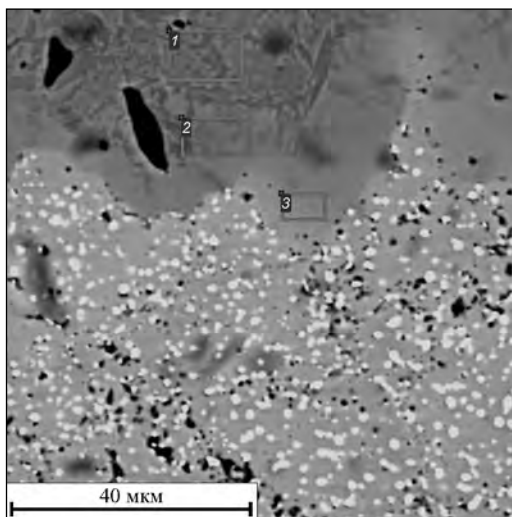


Рис. 10. Микроструктура и распределение элементов в переходной зоне БМ, полученного по схеме 2

Термостойкость образцов БМ является интегральной характеристикой качества соединения слоев. При повышении значений $h_{\text{подп}}$ она увеличивается незначительно (рис. 12). Наибольшую термостойкость продемонстрировали образцы,

полученные по схеме 2, что обусловлено высокой прочностью соединения слоев (см. рис. 9). Такие БМ могут подвергаться термической обработке и эксплуатироваться в условиях значительного перепада температур.



Точки	Содержание, ат. %				
	V	Cr	Fe	Mo	W
1	0,04	0,28	94,24	—	—
2	0,25	0,73	92,80	0,68	0,08
3	0,39	1,69	89,39	1,72	1,38

Рис. 11. Микроструктура переходной зоны БМ, полученного по схеме 3, и результаты рентгенофлуоресцентного анализа отмеченных точек

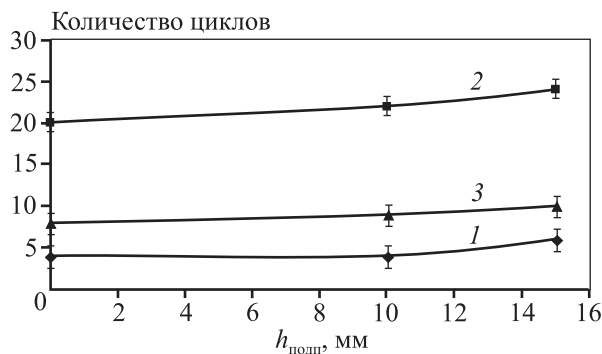


Рис. 12. Влияние величины подпрессовки рабочего слоя на термостойкость БМ
Номера кривых соответствуют технологическим схемам 1–3

Выводы

1. Показана возможность изготовления порошковых БМ типа «конструкционная сталь — быстрорежущая сталь» горячей штамповкой пористых заготовок, полученных холодным прессованием в пресс-форме, обеспечивающей равномерное распределение напряжений и деформаций.

2. Максимальную прочность соединения слоев и термостойкость БМ обеспечивает применение

технологической схемы 2, предусматривающей проведение предварительного спекания холодно-прессованных заготовок и последующей ГШ. Оптимальное давление подпрессовки рабочего слоя $P_{\text{подп}} = 145$ МПа ($h_{\text{подп}} = 15$ мм).

3. В дальнейшем целесообразно провести оптимизацию режимов термической обработки БМ.

Литература/References

1. Nenbrand A., Rödel J. Gradient materials: An overview of a novel concept. *Z. Metall.* 1997. Bd. 88. No. 5. S. 308–321.
2. Роман О.В. Механизм взрывного прессования порошков. Докл. АН БССР. 1991. No. 1. С. 144–147; Roman O.V. Mekhanizm vzryvnogo pressovaniya poroshkov [Mechanism of explosive pressing of powders]. *Doklady AN BSSR.* 1991. No. 1. P. 144–147.
3. Прюммер Р. Обработка порошкообразных материалов взрывом. Пер. с нем. М.: Мир, 1990; Prümmer R. Obrabotka poroshkoobraznykh materialov vzryvom [Mechanism of explosive pressing of powders. Trans. from German]. Moscow: Mir, 1990.
4. Hammil J.A. What are the joining processes, materials and techniques for powder metal parts. *Welding J.* 1993. No. 2. P. 37–44.
5. Kurt A., Gülenç B., Türker M. Investigation of the weldability of PM parts by using MAG welding method. In: *1-st National PM Conference* (Ankara, Turkey, Sept. 15–16, 1996). P. 595–602.
6. Fitzpatrick G.A., Broughton T. Diffusing bonding aeroengine components. *Defense Sci. J.* 1985. Vol. 38. P. 477–485.
7. Zhang Y.C., Nakagama H. Proposal of new bonding techniques: Instantaneous liquid phase bonding. *Trans. of J. W. R.* 1987. Vol. 16. P. 17–29.
8. Mahoney M.W., Bampton C.C. Fundamentals of diffusion bonding. *ASM Handbook.* 1984. Vol. 6. P. 156–159.
9. Owczarsu W.A., Poulonis D.F. Application of diffusion welding in USA. *Welding J.* 1981. No. 2. P. 22–33.
10. Kurt A., Aksoy M., Saritas S. Investigation of diffusion welding parameters for welding of PM Bronze (10 % Sn) to a mild steel. *Advances in Structural PM Component Production: Proc. Eur. Conf.* (Munich, Germany, Oct. 15–17, 1997). EPMA, 1997. P. 221–227.
11. Schwartz M.M., Poulonis D.F. Diffusion, welding and brazing. *Welding Handbook.* 1990. Vol. 3. P. 312–335.
12. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спекленные антифрикционные материалы. Киев: Наук. думка, 1980; Fedorchenko I.M., Pugina L.I. Kompozitsionnye spechennyye antifriktsionnye materialy [Sintered composite antifriction materials]. Kiev: Nauk. dumka, 1980.

13. Selcuk C., Bond S., Woollin P. Critical review of joining processes for powder metallurgy parts. In: *EURO PM2008: Proc. Inter. Powder Metallurgy Congress and Exhibition* (Mannheim, Germany, 29 Sept. — 1 Oct., 2008). EPMA, 2008. Vol. 3. P. 255—260.
14. Galán-Salazar A., Campos M., Torralba J.M., Kjellén L., Märs O. The base material: A key factor in sinter-brazing. *Metal Powder Report*. 2017. Vol. 72. No. 5. P. 349—354.
15. Nyborg L., Borgström H., Sotkovski P., Krona Jan-Olof. Development and manufacture of brazed sintered part for wear resistant application. In: *EURO PM2009: Proc. Inter. Powder Metallurgy Congress and Exhibition* (Copenhagen, Denmark, 12—14 Oct., 2009). EPMA, 2009. Vol. 1. P. 163—168.
16. Galán-Salazar A., Campos M., Torralba J.M., Kjellén L., Märs O. Wettability for understanding the behaviour of new filler materials for sinter-brazing. *Powder Metallurgy*. 2017. Vol. 60. No. 2. P. 97—104.
17. Семченков В.П. Разработка технологии горячей штамповки биметалла типа «сталь — бронза» с порошковым рабочим слоем: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Новочеркасск: ЮГТУ (НПИ), 2000; Semchenkov V.P. Razrabotka tekhnologii goryachey shtampovki bimetalla «stal' — bronza» s poroshkovym rabochim sloym [Development of the technology of hot forging of bimetal «steel—bronze» type with a powder working layer]: Abstr. Diss. of PhD. Novocherkassk: SRSPU (NPI), 2000.
18. Бессарабов Е.Н., Дорофеев Ю.Г. Способ прессования двухслойных порошковых многофункциональных изделий с вертикальным расположением слоев: Пат. 2475335 (РФ). 2013; Bessarabov Eu.N., Dorofeyev Yu.G. A method for pressing double-layer powder multi-functional products with a vertical location of layers: Pat. 2475335 (RF). 2013.
19. Бессарабов Е.Н., Яси М.К., Дорофеев Ю.Г., Дорофеев В.Ю. Факторы, влияющие на качество горячештампованных порошковых биметаллических изделий. *Металлург*. 2014. No. 5. С. 88—91; Bessarabov Eu.N., Yasi M.K., Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu. Factors that affect the quality of hot-forged bimetallic powder products. *Metallurgist*. 2014. Vol. 58. No 5-6. P. 426—430.
20. Юмисhev А.С. Разработка технологии производства биметаллических дисковых фрез с рабочими элементами из порошковых быстрорежущих сталей: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Новочеркасск: НГТУ, 1994; Yutishev A.S. Razrabotka tekhnologii proizvodstva bimetallicheskikh diskovykh frez s rabochimi elementami iz poroshkovykh bystrorezhushchikh staley [Development of production technology for bimetallic disk mills with working elements from powder high-speed steels]: Abstr. Diss. of PhD. Novocherkassk: NSPU, 1994.
21. Didu M., Radu S., Ciupitu I., Ciobanu M. Effect of composition surface layer on some properties of the PM bicomponent parts In: *EURO PM2007: Proc. Inter. Powder Metallurgy Congress and Exhibition* (Toulouse, France, 15—17 October, 2007). EPMA, 2007. Vol. 1. P. 151—155.
22. Höganäs. Technical data sheet. M2: Water atomised high speed steel powder. M2 data — Iss. 05/07. P. 1—4.
23. Атанек З.Х., Полат З., Гюмюз С., Эризир Э., Алтуж Г.С. Выявление микроструктуры порошковых инструментальных сталей разными методами травления. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. No. 3. С. 42—48; Atapek Ş.H., Polat Ş., Gümüş S., Erişir E., Altuğ G.S. Determination of the microstructure of powder tool steels by different etching techniques. *Metal Sci. Heat Treatment*. 2014. Vol. 56. No. 3-4. P. 152—158.
24. Анциферов В.Н., Черепанова Т.Г. Структура спеченных сталей. М.: Металлургия, 1981; Antsiferov V.N., Cherepanova T.G. Struktura spechennykh staley [Structure of sintered steels]. Moscow: Metallurgiya, 1981.
25. Витязь П.А., Керженцева Л.Ф., Дьячкова Л.Н., Маркова Л.Ф. Порошковые материалы на основе железа и меди: Атлас структур. Минск: Белорус. наука, 2008; Vityaz P.A., Kerzhentseva L.F., D'yachkova L.N., Markova L.F. Poroshkovyye materialy na osnove zheleza i medi: Atlas struktur [Powder materials based on iron and copper: Atlas of structures]. Minsk: Belarus. nauka, 2008.
26. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев: Наук. думка, 1975; Trefilov V.I., Mil'man Yu.V., Firstov S.A. Fizicheskiye osnovy prochnosti tugoplavkikh metallov [Physical basis of strength of refractory metals]. Kiev: Nauk. dumka, 1975.