

Наведено класифікацію параметрів, що впливають на глибину спуску криогенно-гравійних фільтрів. Розглянуто три групи параметрів: криогенно-гравійного фільтра, технології спуску та свердловинного середовища.

Ключові слова: криогенно-гравійний фільтр, транспортування фільтра, бурова свердловина.

CLASSIFICATION OF PARAMETERS, INFLUENCING THE DEPTH OF THE CRYOGENIC-GRAVEL FILTERS DESCENT

The article presents a classification of parameters, influencing the depth of descent of cryogenic-gravel filters. Three groups of parameters are considered: the cryogenic-gravel filter parameters, the parameters of the descent technology and the parameters of the well environment.

Key words: cryogenic-gravel filter, filter transport, borehole.

Литература

1. Башкатов А. Д. Прогрессивные технологии сооружения скважин. – М.: Недра, 2003 – 554 с.
2. Справочник по бурению скважин на воду / Д. Н. Башкатов, С. С. Сулакшин, С. Л. Драхлис, Г. П. Квашнин. – М.: Недра, 1979. – 560 с.
3. Гаврилко В. М., Алексеев В. С. Фильтры буровых скважин. – М.: Недра, 1985. – 334 с.
4. Квашнин Г. П., Деревянных А. И. Водозаборные скважины с гравийными фильтрами. – М.: Недра, 1981. – 216 с.
5. Исследование теплопереноса в криогенно-гравийном фильтре при его транспортировке по стволу скважины / А. А. Кожевников, А. К. Судаков, А. Ю. Дреус, Е. Е. Лысенко // Наук. вісн. Нац. гірничого ун-ту. – 2013. – № 6. – С. 49–54.
6. Кожевников А. А., Судаков А. К. Криогенно-гравийные фильтры буровых скважин. – Д.: Литограф, 2014. – 305 с.

Поступила 05.06.17

УДК 620.22–621.921.34

В. А. Мечник¹, Н. А. Бондаренко¹, Е. С. Геворкян², С. В. Литовченко³, доктора технических наук, **В. А. Чишкала³**, канд. техн. наук, **В. Н. Колодницкий¹**, канд. физ.-мат. наук, **М. В. Кислица²**

¹Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев

²Украинский государственный университет железнодорожного транспорта, г. Харьков

³Харьковский государственный университет им. В. Н. Каразина, Украина

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕМ ПРЕССОВАНИИ КОМПОЗИТА АЛМАЗ–(Fe-Cu-Ni-Sn) НА ЕГО СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА

Изучено изменение после горячего прессования структуры композита алмаз–(Fe-Cu-Ni-Sn) при давлении 40 МПа в зависимости от температуры на его механические и эксплуатационные свойства. Показано, что с повышением температуры с 600 до 1000 °С при горячем прессовании композита повышается твердость с 436 до 680 МПа, предел прочности при сжатии – с 845 до 1740 МПа, изгибе – с 810 до 1180 МПа, а также снижается массовый износ с 0,39 до 0,14 г. Свойства композита

улучшаются вследствие полиморфного превращения α -Fe в γ -Fe и формирования особенной микроструктуры металлической связки.

Ключевые слова: алмаз, железо, никель, олово, переходная зона, металлическая связка, композит, фаза, давление, температура, структура, свойства.

Введение

Для изготовления камнеобрабатывающих инструментов, как правило, применяют композиционные алмазосодержащие материалы (КАМ) на основе металлических связок, содержащих железо, медь, никель, олово и другие металлы и их сплавы [1–3]. В промышленных условиях их изготавливают методами порошковой металлургии, в частности горячим прессованием, спеканием в пресс-формах в печах с последующей горячей допрессовкой [4; 5].

В зависимости от способа получения окончательная структура рассматриваемых КАМ формируется при температуре 700–1000 °С и давлении 20–200 МПа [6]. Такие композиты можно получать также электроискровым спеканием [7], высокочастотным индукционным спеканием [8], спеканием в пульсирующей плазме [9], интенсивным электроспеканием [5].

Физико-механические свойства этих КАМ обуславливаются химическим составом, структурой и морфологией, которые, в свою очередь, зависят от свойств их составляющих, способов и технологических режимов спекания [10–12], структуры межфазной поверхности [13]. Результаты исследований КАМ алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) (здесь и далее состав композита приведен в % масс. относительно металлической связки) указывают на то, что образцы, полученные горячим прессованием при температуре 800 °С и давлении 40 МПа в течение 10 мин, имеют более высокие эксплуатационные свойства, чем образцы, полученные спеканием спрессованных брикетов в печи при температуре 800 °С в течение 1 ч с горячей допрессовкой при давлении 200 МПа [14]. Как показано в [14] вследствие горячего прессования формируется структура композита, состоящая из твердых растворов на основе железа и меди, а также фаз $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$ и Cu_9NiSn_3 , что обеспечивает повышение износостойкости КАМ. Следует отметить, что на свойства КАМ рассматриваемой системы существенно влияет температура спекания. Исследования влияния температуры на структуру и свойства композитов алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) при горячем прессовании не проводились, хотя такой метод их получения кажется экономически выгодным и перспективным [14; 15].

Цель настоящей работы – исследовать влияние повышения температуры с 600 до 1000 °С в процессе горячего прессования образцов КАМ состава алмаз – (51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) при давлении изостатической выдержки 40 МПа на их структуру, механические и эксплуатационные свойства, а также сравнить полученные результатов с данными, приведенными в [14].

Объекты и методы исследования

В качестве объектов экспериментального исследования взяли образцы КАМ диаметром 10 мм и толщиной 8 мм и тонкие фольги от них толщиной 20–80 нм. Для изготовления образцов КАМ использовали порошки алмаза АС160Т зернистостью 400/315 (ТУ 2-37-344-85), железа ПЖ1М2 (ГОСТ 9849-74), меди ПМС-1 (ГОСТ 4960-75), никеля ПНЕ (ГОСТ 9722-79) и олова ПО-1 (ГОСТ 9723-73). Порошки железа, меди, никеля и олова механически обрабатывали в мельнице с использованием размолочных шаров из высокоплотной алюмооксидной керамики в режиме сухого размола. Скорость вращения мельницы составляла 200 об./мин. Соотношение массы шаров и порошков составляло 5:1, продолжительность обработки – 10 ч. Размеры порошков не превышали 5 мкм. В смеси добавляли смоченный глицерином алмазный порошок из расчета 1,54 карата на 1 см³ шихты (что соответствовало относительной концентрации $K = 35\%$) и перемешивали до требуемого качества без

размолочных шаров. Образцы КАМ спекали горячим прессованием при давлении 0,5–40 МПа в интервале температур 20–600; 20–800; 20–900 и 20–1000 °С. Горячему прессованию образцы КАМ подвергали прямым пропусканием переменного тока через графитовые пресс-формы без применения защитной атмосферы [15]. Нагревание до температуры изостатической выдержки осуществляли с постоянной скоростью 200 °С/мин. Точность измерения температуры составляла 10 °С.

Микроструктуру образцов КАМ и соответствующие дифракционные картины исследовали трансмиссионным электронным микроскопом ТЭМ-125 (Сумы, Украина) с потенциалом ускорения 125 кВ при разрешении 0,18 нм. Количественный фазовый состав композита рассчитывали методом плотнопрофильного анализа с использованием пакета MAUD. Тонкие фольги от образцов КАМ для исследования микроструктуры металлической связи получили полированием в электролите $\text{HClO}_4 + 30\% \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$.

Рентгенограммы от образцов КАМ получали с помощью дифрактометра ДРОН 4.13С в излучении медного анода в геометрии Брэгга–Бретано в диапазоне углов $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$.

Рентгенофазный анализ осуществляли по стандартной методике с использованием программного пакета *X-powder* [16]. Дифракционный спектр образцов в виде набора уточненных значений межплоскостного расстояния d_i кристаллической решетки фазы и относительной интенсивности рефлексов этой фазы I_i идентифицировали, сравнивая с эталонным с помощью картотеки ASTM–ICPDS [17]. Морфологию поверхности образца КАМ и его химический состав изучали с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ–106И (Сумы, Украина) с потенциалом ускорения 30 кВ. Количественные расчеты химического состава осуществляли по методике ZAF коррекции и программного пакета *magelanes 3.1*. Погрешности определения: для тяжелых элементов ~ 0,01% масс. и легких ~ 1% масс.

Микротвердость образцов КАМ изучали с помощью микротвердомера ПМТ-3 индентором Виккерса при нагрузке 4,91 Н. Отпечатки наносили на участках металлической связи, не содержащих алмазных зерен. Размеры отпечатков измеряли микроскопом NU-2E фирмы «Carl Zeiss Jena» при увеличении 750 в режиме фазового контраста. Твердость рассчитывали по формуле

$$H_{\mu} = 0,4636P/x^2,$$

где P – нагрузка; x – диагональ отпечатка.

Пределы прочности при сжатии и изгибе исследовали по стандартной методике (погрешность $\leq 5\%$).

На износостойкость образцы КАМ на износостойкость испытывали на специальном стенде при шлифовании кварцевого песчаника при вертикальной нагрузке 10 кг, скорости вращения 4 м/с в течение 600 с. В процессе испытания определяли массовый износ образца Δm путем его взвешивания на аналитических весах ВЛА-20г-М (точностью ± 4 мг).

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты рентгенодифрактометрических исследований образца КАМ алмаз – (51Fe–32Cu–9Ni–8Sn), полученного горячим прессованием при давлении 40 МПа и температур 600 °С, показаны на рис. 1.

Зарегистрированные на рентгенограмме интерференционные рефлексы от плоскостей (111), (200), (220) и (311) для фаз меди (параметр решетки $a = 0,3615$ нм); (110), (200) и (211) железа ($a = 0,28664$ нм); (111), (120) и (220) алмаза ($a = 0,35667$ нм); (551), (660) и (844) Cu_9NiSn_3 ($a = 180,1$ нм) соответствуют данным картотеки ICPDS–ASTM [17] и параметрам для меди и железа [18].

Дифракционные данные – межплоскостное расстояние d_i , относительная интенсивность I_i , углы 2θ , фазы и индексы кристаллической решетки (hkl), которые соответствуют интерференционным максимумам – приведены в табл. 1. Из полученных

данных следует, что во время горячего прессования исследуемого композита уже при температуре 600 °С взаимодействуют компоненты (медь, никель и олово) с образованием интерметаллида Cu_9NiSn_3 .

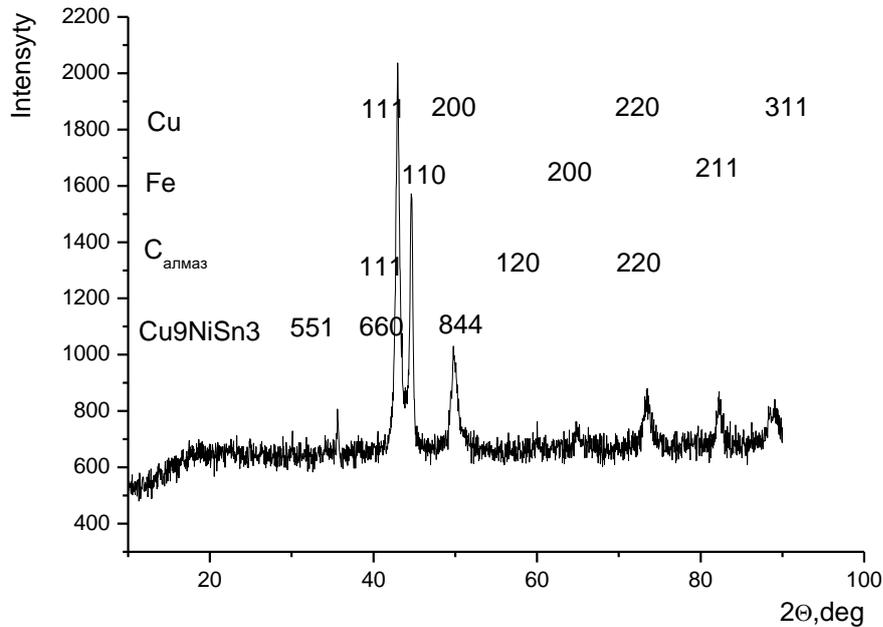


Рис. 1. Рентгенограмма с поверхности образца КАМ, полученного из шихты алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) горячим прессованием при давлении 40 МПа и температуре 600 °С

В структуре образца КАМ, полученного из шихты аналогичного состава горячим прессованием при температуре изостатической выдержки 800 °С и давлении 40 МПа, кроме фаз $C_{алмаз}$, Cu, α -Fe и Cu_9NiSn_3 обнаружена также фаза $Cu_{40,5}Sn_{11}$ [14].

Таблица 1. Дифракционные данные для КАМ алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn), полученного горячим прессованием при температуре 600 °С и давлении 40 МПа

2θ , град	I_i	d_i [нм]	Фаза	hkl
35,600	396,17	0,2521	Cu_9NiSn_3	551
42,8727	1740,52	0,2109	Cu_9NiSn_3 , Cu, C	660, 111, 111
44,6182	761,82	0,2030	Fe	110
49,8545	489,58	0,1829	Cu_9NiSn_3 , Cu	844, 200
59,9394	335,76	0,1543	Cu_9NiSn	120
64,9818	359,80	0,1435	Fe	200
73,4182	412,64	0,1289	Cu, C	220, 200
82,3394	391,59	0,11781	Fe	211
88,9333	390,93	0,1101	Cu	311

Рентгенограммы с поверхности образцов КАМ алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn), полученных горячим прессованием при давлении 40 МПа и температуре соответственно 900 и 1000 °С, показаны на рис. 2. На рентгенограмме для КАМ, полученного при температуре 900 °С (рис. 2, а), зарегистрированные интерференционные максимумы от плоскостей (111), (200) и (220) для фаз Cu (параметр решетки $a = 0,3615$ нм); (110) и (211) α -Fe ($a = 0,2866$ нм); (100), (101) и (103) γ -Fe ($a = 0,3647$ нм); (111) и (220) $C_{алмаз}$ ($a = 0,35661$ нм); (400), (660), (755)

и (888) $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$ ($a = 1,801$ нм) соответствуют данным картотеки ICPDS–ASTM [17] и параметрам для меди и железа [18].

При повышении температуры горячего прессования до 1000 °С на рентгенограмме (рис. 2, б) обнаружены интерференционные максимумы от плоскостей (111), (200) и (220) для фаз Cu ($a = 0,3615$ нм); (100), (101) и (103) $\gamma\text{-Fe}$ ($a = 0,3645$ нм); (111) и (220) $\text{C}_{\text{алмаз}}$ ($a = 0,3566$ нм); (400), (660), (840), (755), (888) и (144) $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$ ($a = 180,011$ нм). Наблюдается хорошее согласование полученных результатов с данными картотеки ICPDS–ASTM [17].

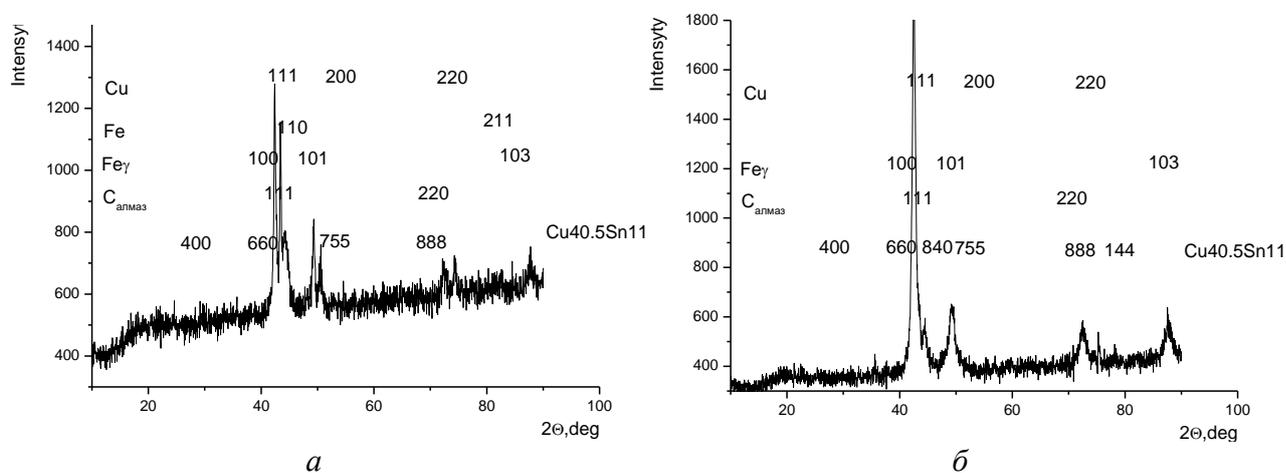


Рис. 2. Рентгенограммы с поверхностей образцов КАМ, полученный из шихты алмаз – (51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) горячим прессованием при давлении 40 МПа и температуре : а – 900; б – 1000 °С

Для полученных результатов характерно, что при температуре 1000 °С горячего прессования происходит полиморфное превращение объемно-центрированной решетки железа в гранецентрированную.

Таким образом, результаты анализа данных рентгенодифракционных исследований свидетельствуют о том, что по характерным структурным особенностям образцы КАМ, полученных из шихты одинакового состава, в зависимости от температуры горячего прессования существенно различаются, что может повлиять на их механические и эксплуатационные свойства.

Результаты структурных исследований методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) образцов КАМ, полученных из шихты алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) горячим прессованием при температуре 800 °С (образец 1) [14], 900 и 1000 °С (соответственно образцы 2 и 3) и давлении 40 МПа, показаны на рис. 3. Как видим, микроструктура образцов КАМ, полученных при различной температуре, радикально различается. Так, микроструктура образца 1, полученного при температуре 800 °С и давлении 40 МПа, состоит из матричных фаз Cu (рис. 3, а), $\alpha\text{-Fe}$ (рис. 3, в) и включений фазы Cu_9NiSn_3 [14]. Средний размер включений Cu_9NiSn_3 составляет около 1 мкм при минимальном расстоянии между частицами $0,3\text{--}0,5$ мкм (рис. 3, в). На кольцевых отпечатках микроэлектроннограмм этого образца присутствуют рефлексы фаз Cu , $\alpha\text{-Fe}$ и Cu_9NiSn_3 (рис. 3, б, г), что указывает на гетерофазную структуру.

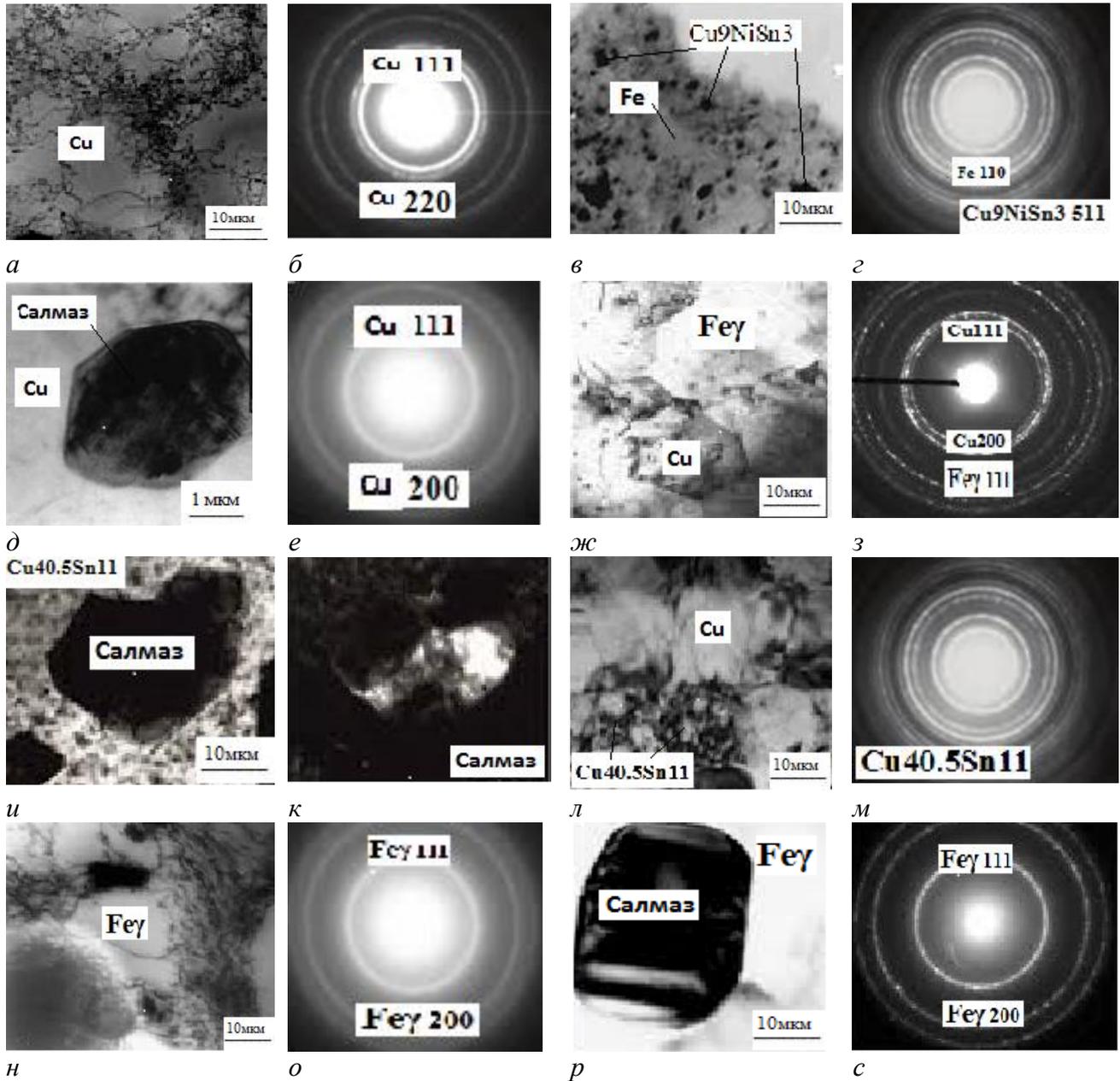


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения поверхности участков образцов КАМ 1 [1] (а, в, д), 2 (ж, и, к), 3 (л, н, р) и микроэлектронogramмы образцов 1 (б, г, е), 2 (з), 3 (м, о, с); образцы КАМ получены из шихты алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) горячим прессованием при давлении 40 МПа и температурах 800 °С (а–е), 900 °С (ж–к), 1000 °С (л–с)

Микроструктура металлической связки в окружении алмазного зерна характеризуется присутствием пор на межфазных границах (рис. 3, д). На микроэлектронogramме данного образца четко видно рефлексы фазы Cu, которые текстурированы по направлениям (111) и (200) (рис. 3, е). В порах могут накапливаться влага и газоподобные примеси из воздуха, в результате чего снижается прочность КАМ.

При повышении температуры горячего прессования до 900 °С в структуре образца КАМ произошли структурно-фазовые изменения. Так, структура металлической связки в окружении алмазного зерна состоит из фаз γ -Fe, Cu (рис. 3, ж, з) и $Cu_{40,5}Sn_{11}$ (рис. 3, и).

В этом случае границы между зернами более тонкие, а на контакте алмаз – металлическая связка отсутствуют поры и несплошности (рис. 3, *и, к*), что способствует улучшению удержания алмазных зерен металлической связкой композита.

На соответствующей микроэлектронограмме участка связки видны фазы Cu и γ -Fe (рис. 3, *з*). Зерна фазы Cu текстурированы по направлению (111) и (200), а зерна γ -Fe – по направлению (111).

В структуре образца КАМ, полученного при температуре 900 °С, отсутствуют фазы Cu_9NiSn_3 и Cu_9NiSn , характерные для образца КАМ, полученного при температуре 800 °С. Следует отметить, что при формировании этого образца произошло частичное полиморфное превращение α -Fe в γ -Fe (см. рис. 2, *а*) с образованием тонких межфазных границ при отсутствии пор (см. рис. 3, *ж*). В этом случае поры или залечиваются под действием температуры, распавшись на дислокационные петли, или растут при напряжении растяжения, выпуская межузловые петли. Полученные результаты свидетельствуют в том, что в зависимости от температуры горячего прессования взаимодействие элементов происходит по-разному, что позволяет влиять на структурообразование и свойства КАМ.

Основным отличием структуры образца КАМ, полученного при температуре 1000 °С, от структуры образцов КАМ, изготовленных при более низкой температуре (800 и 900 °С), является отсутствие фаз α -Fe, Cu_9NiSn_3 , Cu_9NiSn . При этом на межфазных границах в металлической связке (рис. 3, *л, н*) и границе раздела алмаз – связка (рис. 3, *р*) отсутствуют поры, несплошности, сколы и другие дефекты. В структуре образца наряду с фазой γ -Fe (см. рис. 3, *н, р*) содержатся фазы Cu и $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$ (см. рис. 3, *л*). В этом случае форма аустенитных зерен в основном сохраняется, однако происходят полигонизация и разбиение аустенитных кристаллов на отдельные фрагменты (рис. 3, *н*) за вследствие перемещения границ. Отметим, что этом процесс происходит при достаточно высокой температуре (1000 °С). На кольцевых отпечатках микроэлектронограммы участков металлической связки четко видны рефлексы фазы γ -Fe, зерна которой текстурированы по направлениям (111) и (200) (рис. 3, *о, с*), а также рефлексы фазы $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$ (рис. 3, *м*).

Таким образом, из анализа полученных данных следует, что при повышении температуры до 1000 °С в процессе горячего прессования исследуемого образца произошло полиморфное превращение α -Fe в γ -Fe, в результате чего уменьшился удельный объем и как следствие изменились механические и эксплуатационные свойства КАМ.

Экспериментальные данные определения твердости H_μ , предела прочности при сжатии R_{cm} и изгибе R_{bm} , а также массового износа Δm образцов КАМ, спеченных из шихты алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) горячим прессованием при давлении 40 МПа и температуре 20–800 °С (образец 1); 20–900 °С (образец 2); 20–1000 °С (образец 3) в течение 10 мин, приведены в табл. 2.

Таблица 2. Механические свойства полученных образцов КАМ

Образец	Твердость H_μ , МПа	Предел прочности, МПа		Массовый износ Δm , г	Источник
		при сжатии R_{cm}	при изгибе R_{bm}		
1	436	845	810	0,39	[14]
2	620	1560	1070	0,24	–
3	680	1740	1180	0,14	–

Проанализировав результаты анализа пришли к выводу, что механические и эксплуатационные свойства полученных образцов КАМ существенно зависят от температуры горячего прессования. Так, микротвердость на участке металлической связки, не содержащем алмазных зерен образца 1, полученного при температуре 800 °С, составляет 436 МПа. При повышении температуры горячего прессования композита с 800 до 900 °С микротвердость участка металлической связки (образец 2) повысилась с 436 до 620 МПа. При этом предел прочности при сжатии увеличился с 845 до 1560 МПа, а при изгибе – с 810 до 1070 МПа. Потери массы образца 2 также ниже по сравнению с образцом 1, полученным при более низкой температуре.

При повышении температуры до 1000 °С микротвердость, предел прочности при сжатии и изгибе в образце 3 увеличился соответственно до 680, 1740 и 1180 МПа, массовый износ снизился до 0,14 г. Это обусловлено тем, что после полиморфного превращения объемно-центрированной решетки железа в гранцентрированную образца 3 уменьшается удельный объем и происходит дополнительное уплотнение, что и способствует улучшению механических и эксплуатационных свойств композита.

Кроме того, структура образца 3 в отличие от образцов 1 и 2 состоит из фаз γ -Fe, Cu и $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$, равномерно распределенных в объеме металлической связки при отсутствии пор и несплошностей (рис. 3, з, л, н).

Выводы

1. Структура композитов алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn), полученных горячим прессованием при температуре 600 и 800 °С и давлении 40 МПа неоднородная, состоит из матричных фаз $S_{\text{алмаз}}$, Cu, α -Fe и включений Cu_9NiSn_3 , Cu_9NiSn , расположенных преимущественно на межфазных границах. Образование пор и на межфазных границах снижает эксплуатационные свойства КАМ.

2. Композиты алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn), полученные при температуре 900 и 1000 °С, имеют более однородную структуру, состоящую из фаз $S_{\text{алмаз}}$, Cu, γ -Fe и включений $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$. Образование тонких границ между зернами с плотным контактом и без пор, а также отсутствие включений Cu_9NiSn_3 , Cu_9NiSn в металлической связке способствуют улучшению механических и эксплуатационных свойств КАМ.

3. С повышением температуры с 600 до 1000 °С при горячем прессовании композита повышается твердость с 436 до 680 МПа, предел прочности при сжатии с 845 до 1740 МПа и изгибе с 810 до 1180 МПа, снижение массового износа с 0,39 до 0,14 г. Механические и эксплуатационные свойства композита повышаются вследствие полиморфного превращения α -Fe в γ -Fe и формирования особенной микроструктуры металлической связки.

Вивчено зміну після гарячого пресування структури композиту алмаз – (Fe–Cu–Ni–Sn) при тиску 40 МПа залежно від температури, вплив на його механічні та експлуатаційні властивості. Показано, що за підвищення температури від 600 до 1000 °С при гарячому пресуванні композита підвищуються твердість з 436 до 680 МПа, а також межа міцності при стисканні з 845 до 1740 МПа і згинанні з 810 до 1180 МПа та зменшення масового зносу з 0,39 до 0,14 г.

Властивості композиту поліпшуються внаслідок поліморфного перетворення α -Fe в γ -Fe та формування особливої микроструктури металевої зв'язки.

Ключові слова: алмаз, залізо, мідь, нікель, олово, перехідна зона, металева зв'язка, композит, фаза, тиск, температура, структура, властивості.

**TEMPERATURE EFFECTS IN HOT PRESSING COMPOSITE
DIAMOND – (Fe–Cu–Ni–Sn) ON THE STRUCTURE, MECHANICAL AND OPERATIONAL**

The changes in the structure of composites diamond – (Fe–Cu–Ni–Sn) obtained by hot pressing at a pressure of 40 MPa subject to the temperature and their influence on the mechanical and exploitation and mechanical properties were studied. It was shown that the temperature increase from 600 to 1000 °C at hot pressing of composite provides increased hardness from 680 to 436 MPa, compressive strength from 845 to 1740 MPa and bending from 810 to 1180 MPa and reduction of mass wear from 0,39 to 0,14 g. Improving the properties of the composite is provided by the polymorphic conversion α -Fe in γ -Fe and the formation of a special microstructure of the metal bond.

Keywords: diamond, iron, nickel, tin, a transition zone, the metal bond, composite, phase, pressure, temperature, structure, properties.

Литература

1. Кизиков Э. Д. Алмазо-металлические материалы. – К.: Техника. – 1988. – 135 с.
2. Разработка и применение дисперсно-упрочненной связки на основе сплава Cu–Ni–Fe–Sn для режущего инструмента из сверхтвердых материалов / А. А. Зайцев, Д. А. Сидоренко, Е. А. Левашов и др. // Сверхтвердые матер. – 2012. – № 4. – С. 75–88.
3. Interaction of diamond grains with nanosized alloying agents in metal–matrix composites as studied by Raman spectroscopy / D. A. Sidorenko, A. A. Zaitsev, et al. // Diamond and Related Mater. – 2013. – 38. – P. 59–62.
4. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Основы создания алмазосодержащих композиционных материалов для породоразрушающих инструментов. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – 456 с.
5. Майстренко А. Л. Формирование структуры композиционных алмазосодержащих материалов в технологических процессах. – К.: Наук. думка, 2014. – 342 с.
6. Konstanty J. Powder Metallurgy Diamond Tools. – Oxford, UK, 2005.
7. Consolidation and thermal conductivity of diamond particle dispersed copper matrix composites produced by spark plasma sintering (SPS) / K. Mizuuchi, K. Inoue, Y. Agari et al. // J. of the Jap. I., of Met. – 2007. – 71, – N 11. – P. 1066–1069.
8. Rapid sintering of ultrafine WC and WC–Co hard materials by high-frequency induction heated sintering and their mechanical properties / H.C. Kim, I.J. Shon, I.K. Jeong et al. // Met. Mater. Int. – 2007. – 13. – N. 1. – P. 39–45.
9. Michalski A., Siemiaszko D. Nanocrystalline cemented carbides sintered by the pulse plasma method // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2007. – 25. – N 2. – P. 153–158.
10. Мечник В. А. Композиційні алмазовмісні матеріали алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn з прогнозовно стабільними характеристиками // Фіз.-хім. механіка матер. – 2012. – № 5. – С. 34–42.
11. Мечник В. А. Одержання композиційних матеріалів алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) підвищеної зносостійкості // Порошковая металлургия. – 2013. – № 9/10. – С. 115–127.
12. Мечник В. А. Вплив технологічних параметрів гарячої допресовки на формування структури та властивості композитів алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂) // Порошковая металлургия – 2013. – № 11/12. – С. 123–137.
13. Роль структурообразования в формировании физико-механических свойств композитов системы алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) / В. А. Мечник, Н. А. Бондаренко, Н. О. Кузин, Б. А. Ляшенко. // Трение и износ. – 2016. – 37. – № 4. – С. 482–490.
14. Вплив способу спікання на структуру та властивості композитів алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) / М. О. Азаренков, В. А. Мечник, М. О. Бондаренко та ін. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и