

Рисунок 3 – Эпюры напряжений при разных уровнях обратной деформации ε_0 :
 а), б) $\varepsilon_0=0,05$; в), г) $\varepsilon_0=0,50$.

Обозначения: а), в) - с разгрузкой, б), г) - без разгрузки

Приведенные результаты показывают, что при обратном нагружении с промежуточной разгрузкой возникают более высокие уровни напряжений, чем при непрерывном нагружении. Сами распределения напряжений по высоте сечения являются достаточно сложными и труднопредсказуемыми по форме, зависят от величин исходной и обратной деформаций и содержат линейные и криволинейные участки. В слоях стержня, наиболее удаленных от нейтральной оси, расчетные напряжения могут достигать значений, которые превосходят предел прочности материала на растяжение, но вследствие нелинейности исходных диаграмм деформирования могут реализоваться и случаи возникновения такого уровня напряжений во внутренних слоях, что указывает на возможность образования в них трещин при деформациях наружного слоя, не достигших своего предельного значения ε_B .

Естественно, что при других формах сечения проявятся дополнительные особенности распределения напряжений.

Решение и анализ задач, аналогичных рассмотренным, способствует более глубокому пониманию вопросов деформирования и разрушения материалов и конструкций при повторных нагружениях.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Качанов, Л. М. Основы теории пластичности / Л. М. Качанов. – М. : ГИТТЛ, 1969. – 420 с.
2. Малинин, Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Н. Н. Малинин. – М. : Машиностроение, 1968. – 400 с.

УДК 621.762.2

ПРАВЯЩИЕ АЛМАЗНЫЕ КАРАНДАШИ С МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЙ МЕДНО-ОЛОВЯННОЙ СВЯЗКОЙ

Шелег В. К.¹, Жорник В. И.^{1,2}, Ковалева С. А.²

1) Белорусский национальный технический университет, г. Минск,
 Республика Беларусь

2) Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск,
 Республика Беларусь

Повышение эксплуатационной стойкости и работоспособности правящего алмазного инструмента является актуальной задачей и определяет производительность и экономические характеристики абразивной обработки в целом [1].

Так, наибольший расход абразивных кругов происходит на стадии восстановления их режущей способности, а затраты времени на правку могут достигать 40–50 % штучного времени обработки. Определяющую роль в обеспечении эксплуатационной стойкости и работоспособности правящего алмазного инструмента, помимо качества алмазных зерен, играют физико-механические свойства металлической матрицы (теплопроводность, износостойкость, прочность, твердость), обеспечивающие закрепление алмазов в рабочем слое инструмента. На сегодняшний день повышенный расход алмазов в правящем инструменте является основной причиной снижения эффективности абразивной обработки.

Механизмы удержания алмазного зерна в матрице связаны как с соотношением прочностных свойств материала связки и абразивного зерна, формой и глубиной заделки зерна, что обуславливает формирование напряженно-деформированного состояния (НДС) системы «зерно-связка» [2], так и с адгезионным взаимодействием на границе их раздела. Основными причинами повышенного расхода алмазов являются разупрочнение материала связки при повышении температуры в рабочей зоне, а также более интенсивное изнашивание материала связки в зоне вокруг алмазного зерна под действием потока абразивного шлама, что требует повышения термостойкости и износостойкости переходной зоны.

На сегодняшний день металлические связки для правящего инструмента изготавливаются из многокомпонентных порошковых смесей на основе меди, железа, кобальта, вольфрама и др. Наиболее высокие прочностные и эксплуатационные показатели имеют кобальтовые связки, однако их высокая стоимость вынуждает искать более экономичную альтернативу с использованием более дешевых металлов. Наиболее широкое применение в правящем алмазном инструменте, в частности в правящих карандашах, получила связка системы медь-олово (М2-01 ТУ23-56748-84), обеспечивающая оптимальное сочетание эксплуатационных свойств, технологичности и стоимости. Данная связка обладает относительно высокими показателями алмазоудержания, имеет близкий к алмазу коэффициент теплового расширения и относительно других связок большую устойчивость к разупрочнению, однако у нее низкая адгезионная активность по отношению к алмазу.

Связка системы медь-олово имеют двухфазный состав и структуру эвтектоида ($\alpha + \delta$ -Cu₄₁Sn₁₁). Высокая твердость и хрупкость интерметаллида Cu₄₁Sn₁₁ при значительном его содержании в структуре бронз вызывает резкое снижение их пластичности, а в условиях повышенных температур свойства материала деградируют за счет рекристаллизации, структурной релаксации и фазовых превращений. Морфология, размер и дисперсность включений эвтектоида оказывает существенное влияние на механические свойства бронз.

Для регулирования структуры и прочностных свойств бронзы широко используют дисперсное упрочнение микро- и наноразмерными тугоплавкими соединениями [3], приводящее к измельчению зеренной структуры и изменению физико-химических взаимодействий на границе раздела металл-алмаз, а повышение адгезионного взаимодействия достигается легированием связки или металлизацией алмаза активными элементами Ti, Cr, Ni, W и Co, обеспечивающих образование металлокарбидной переходной зоны на границе с алмазом [4].

В то же время задача повышения износостойкости и прочности оловянных бронз, работающих в условиях высоких удельных механических и тепловых нагрузок, возникающих при эксплуатации правящего инструмента, приводит к необходимости разработки новых подходов к формированию структуры бронз. Так, одновременное повышение прочностных и адгезионных свойств может быть достигнуто в композиционных материалах с наноструктурой.

Одним из современных методов модифицирования и получения порошков наноструктурированных композитов с фазовым составом в виде твердых растворов и интерметаллидов является обработка в высокоэнергетических механореакторах типа планетарной шаровой мельницы. При этом фазовый состав и структура механохимически формируемых композитов определяется режимами обработки, а получаемый продукт представляет собой порошок, что удобно для последующих технологических операций формования и спекания.

Целью данной работы является повышение эксплуатационных характеристик медно-оловянных связок для правящего алмазного инструмента, посредством механоактивирования и модифицирования исходной порошковой смеси.

Материалы и методы исследования. В качестве исходных материалов использованы порошки меди марки ПМС-1 (ГОСТ 4960-75) и олова марки ПОЭ (ГОСТ 9723-73) грануляцией 20–40 мкм, титана марки ПТОМ1. Количественный состав порошковых смесей по массе $\text{Cu} : \text{Sn} = 80:20$, $\text{Cu} : \text{Sn} : \text{Ti} = 76:19:5$. Механическая активация выполнена в высокоэнергетической шаровой планетарной мельнице (ПШМ) АГО-2 в атмосфере аргона (объем барабана 250 см³, диаметр шаров 5 мм, загрузка 200 г, навеска порошка 10 г, скорость вокруг общей оси ~1000 об/мин). Энергонапряженность мельницы $I = 7$ Вт/г, доза введенной механической энергии определялась как $D = I \cdot t$ (кДж/г), где t – длительность обработки.

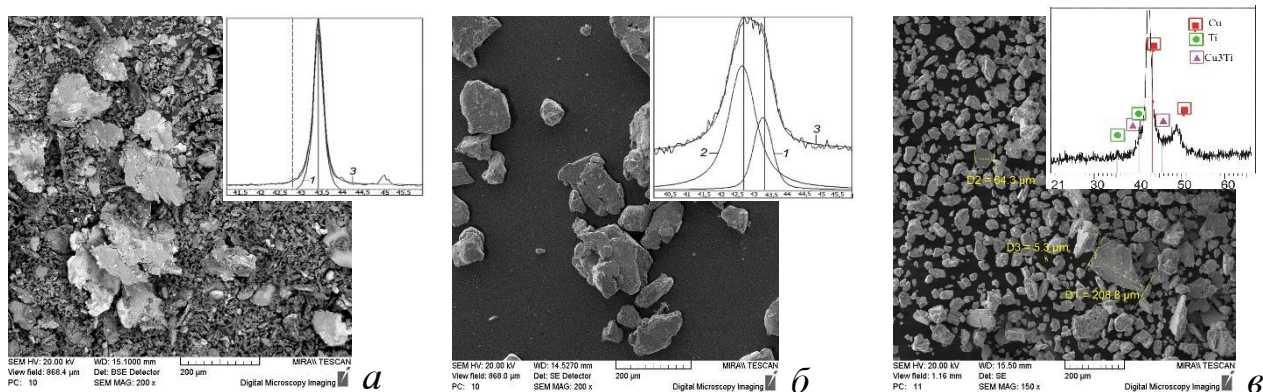
Рентгенодифракционные измерения выполнены на дифрактометре D8 Advance Bruker (Германия) в конфигурации θ – 2θ с шагом 0,05° в $\text{CuK}\alpha$ излучении. Рентгенофазовый анализ (РФА) проведен с использованием базы данных PDF-2. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проведен по методу Ритвельда с выполнением полнопрофильного анализа дифрактограмм. Для изучения структуры образцов использовали оптический микроскоп Микро 200 и сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) высокого разрешения MIRA\TESCAN с приставкой для микрорентгеновского спектрального анализа (МРСА). Диаметр электронного зонда составил 5,2 нм, область возбуждения – 100 нм. Испытания механических свойств при сжатии образцов спеченных металлоалмазных блоков проводились на гидравлической испытательной машине InstronSatec 300LX; измерения микротвердости по Виккерсу выполнены на ПМТ-3 при нагрузке 200 г; износостойкость – на машине трения с возвратно-поступательным перемещением (сухое трение, нагрузка 1 МПа, скорость перемещения – 0,1 м/с, контртело – сталь).

Изготовление образцов компактированных механокомпозитов размером 10x10мм осуществлялось методами электроконтактного и термобарического спекания на установках ССМ-02 (плотность тока $i = 10$ кА/см², давление $P = 10$ МПа, длительность $t_{cn} = 45$ с) и ДО 138Б (давление $P = 140$ – 150 МПа, температура $T = 780$ – 800 °С; длительность $t_{cn} = 20$ с) соответственно.

Алмазосодержащие элементы с металлической связкой с неориентированным расположением синтетических поликристаллических алмазов марки APC4 (ГОСТ 9206-80) фракции 1000/800 мкм с общей массой 2 карата изготавливались методом термобарического спекания в графитовых нагревателях. Образцы правящих карандашей типоразмера 3908-0069 ГОСТ 607-80 «Карандаши алмазные для правки шлифовальных кругов» изготавливались путем пайки на стальной корпус предварительно спеченных алмазосодержащих элементов.

Испытания алмазных карандашей проводились в соответствии с ГОСТ 607-80 на круглошлифовальном станке с начальной рабочей скоростью круга – 35 м/с, скорость продольной подачи – 0,5 м/мин, поперечная подача – 0,03 мм/ход, охлаждение – эмульсия, расход 20–22 л/мин. Удельная производительность съема q (см³/мг) определялась как отношение снятого объема шлифовального абразивного круга $V_{кр}$ (см³) к израсходованной при этом массе алмазов карандаша (мг).

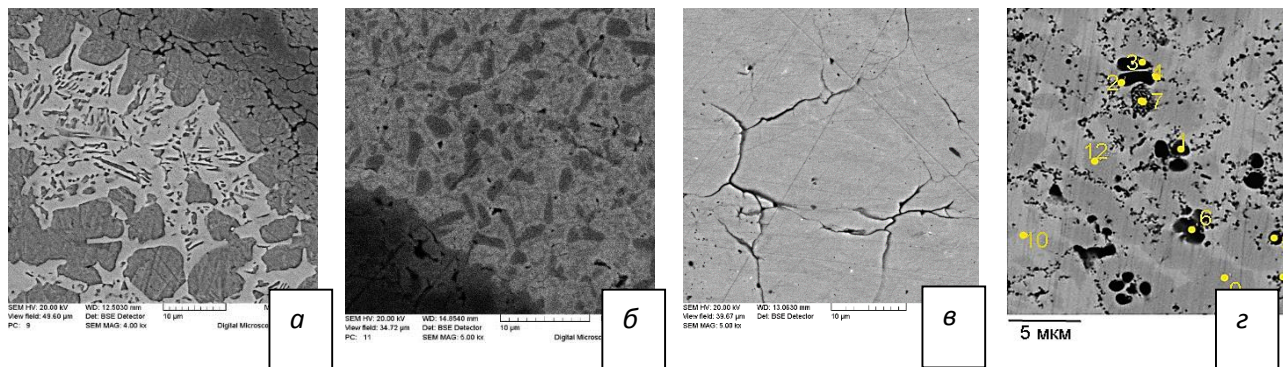
Результаты и их обсуждение. При обработке в планетарной шаровой мельнице в зависимости от дозы синтеза D порошковая смесь состава Cu+20 масс.%Sn, аналогичного связке M2-01, проходит стадии эволюции от механически активированной смеси до образования композиционных порошков в виде твердого раствора Cu/Cu(Sn) с обогащенными оловом границами зерен. По данным РФА и РСА, получаемые при дозе обработки $D = 0,42$ кДж/г механоактивированные порошки сохраняют фазовый состав (медь и олово), но имеют композиционную, фрагментированную структуру с размером кристаллитов меди $L = 40–60$ нм, а дисперсный состав порошков находится в диапазоне $d_{ч} = 10–30$ мкм (рис. 1, а). Механосинтезированные порошки в виде твердого раствора олова в меди (бронзы) Cu/Cu(Sn) с параметром $a_{Cu(Sn)} = 3,680$ Е, получаемые при дозах $D = 6–8$ кДж/г, характеризуются нанокристаллической структурой с размерами кристаллитов $L_{Cu(Sn)} = 15–16$ нм с обогащенным оловом зернограничным слоем [10]. При этом получаемые порошки имеют крупный размер частиц $d_{ч}$ Cu/Cu(Sn) = 60–160 мкм (рис. 1, б).



1 – медь, 2 – твердый раствор Cu(Sn), 3 – аппроксимируемый профиль линии
Рисунок 1 – Морфология порошков связки: а – МА, б – МХС, в – Cu-Sn-Ti

При последующем легировании механокомпозита Cu/Cu(Sn) титаном (5 масс.%) при дозе $D = 8,4$ кДж/г формируются порошки дисперсностью $d_{ч} = 15–40$ мкм в виде пересыщенного твердого раствора на основе меди ($a_{Cu(Sn,Ti)} = 3,703$ Е, $L = 6$ нм), а титан распределяется по границам зерен в рентгеноаморфном состоянии с образованием незначительного количества интерметаллида Cu₃Ti (рис. 1, в).

Предварительная механическая активация порошков системы Cu-Sn уже способствует без изменения режимов электроконтактного спекания получать материал с субмикро- и нанокристаллической структурой эвтектоида (рис. 2, а, б), при этом фаза α -Cu(Sn) является пересыщенной с содержанием олова 8.9 ат.%Sn ($a_{\text{Cu(Sn)}} = 3,702 \text{ \AA}$).



а – M2-01; б – MA- Cu-Sn; в – MXC- Cu-Sn; г – MXC Cu-Sn-Ti
Рисунок 2 – Структура материала связки

Это позволяет повысить микротвердость сплава, а также предел прочности при сжатии $\sigma_{\text{сж}}$ металлоалмазных композитов в 1,6 раза (до $\sigma_{\text{сж}} = 806 \text{ МПа}$) (табл. 1). Стоит отметить, что для металлалмазных композитов на связке M2-01 предел прочности при сжатии $\sigma_{\text{сж}}$ оказывается сопоставим с пределом текучести при сжатии материала бронзы состава M2-01 ($\sigma_{\text{T}} = 527 \text{ МПа}$), в то время как для механоактивированных связок состава Cu-Sn предел текучести повышается.

Применение термобарического спекания механосинтезированных композитов в виде твердых растворов позволяет сохранить в спеченном материале наноструктурное строение (рис. 1, б) с обогащенным зернограничной областью, что позволяет обеспечить не только повышение прочностных свойств, но и снизить скорость рекристаллизационных процессов при последующем нагреве за счет дисперсионного зернограничного упрочнения интерметаллидом δ -Cu₄₁Sn₁₁. В сравнении со связкой M2-01 микротвердость H_{μ} сплава MXC-композита Cu-20Sn после отжига при $T = 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ повышается в 2,3–2,7 раза (табл. 1).

Таблица 1 – Структура и свойства медно-оловянного сплава полученного различными способами

Состав	Структурное состояние	Микротвердость H_{μ} при 20 °С / 500 °С	Предел прочности $\sigma_{\text{сж}}$ связки	Предел прочности $\sigma_{\text{сж}}$ композита	Удлинение δ , %	Интенсивность изнашивания, мг/м
Cu-20Sn	M2-01	1300–1350/ 600–800	830–889	520	18,9	0,0051– 0,0063
	MA	1460–1490/ 1320–1390	892	806	22,5	0,0041– 0,0049
	MXC-	3000–3040/ 2600–2750	986	882	19,2	0,0059– 0,0087
Cu(Sn)/Ti	MXC	3500–3750/ 3800–4000	1230	1061	30	0.0014– 0.0025

При термобарическом спекании легированного титаном механокомпозита Cu(Sn) с алмазом, имеющиеся дисперсные включения титана (рис.1 в) способствуют повышению адгезионного взаимодействия с алмазом за счет образования тонких локальных переходных зон (толщиной 2–3 мкм) с возможным образованием карбидов, что приводит к росту предела прочности композита ($\sigma_{сж} = 1061$ МПа) в 2 раза по отношению к связке М2-01 (табл.1), который оказывается сопоставимым с аналогичным показателем для связи на кобальтовой основе системы WC-Cu-Co (связка М2-05 – $\sigma_{т,} = 833$ МПа, $\sigma_{сж,} = 1097$ МПа, $H\mu = 3260–3280$ МПа [5]), при этом увеличивается пластичность композита до $\delta = 30$ %

Эксплуатационные показатели полученных экспериментальных образцов правящих карандашей 3908-0069 тип 04 (ГОСТ 607-80) (рис. 3) оценивались по результатам испытаний при правке шлифовальных кругов типоразмера 300x40x127.



Рисунок 3 – Правящие карандаши 3809-0069 тип 04 на связке МХС CuSn/Ti

Результаты эксплуатационных испытаний показали, что значения удельной производительности для правящих карандашей с применением материалов связки из наноструктурированных механокомпозитов на основе меди в 1,24 раза превышает значения для связки М2-01 (табл. 2).

Таблица 2 – Результаты испытаний правящих карандашей для круга 25А 40Н СМ1 6К

Материал связки	Суммарный срезанный объем шлифовального круга $V_{кр.}$, см ³	Удельная производительность карандаша q , см ³ /мг
М2-01	12876	32,2
МА-Cu-Sn	14635	36,6
МХС-Cu(Sn)	14880	37,2
МХС-Cu(Sn)/Ti	15923	39,8

Таким образом, применение материала связки из наноструктурированного механокомпозита на основе меди может быть рекомендовано для изготовления правящего инструмента, предназначенного для операций правки шлифовальных (абразивных) кругов с твердостью связки СМ1, СМ2 и зернистостью 16–40.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Аверченков, В. И. Формообразование поверхностей с использованием инструментальных материалов СВ-алмазов / В. И. Аверченков, В. В. Надуваев, Е. Н. Фролов // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2016. – Вып. 8., Ч. 1 – С. 306–314.
2. Коротовских, В. К. Напряженное состояние системы «зерно-связка» алмазных кругов на органических связках / В. К. Коротовских [и др.] // Вестник КГУ. Серия «Технические науки». – 2010. – № 1. – Вып. 5 – С. 115–118.
3. Сидоренко, Д. А. Связка на основе меди для изготовления алмазного инструмента / Д. А. Сидоренко [и др.]. // RU 2432249 (RU 2432249C1, опубл. 27.10.2011).
4. Шарин, П. П. Структурно-фазовое состояние межфазной зоны алмаз-металл при металлизации алмаза переходными металлами / П. П. Шарин, М. П. Акимова, В. И. Попов // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – № 4. – С. 5–16.
5. Витязь, П. А. Изменение структуры и свойств спеченных сплавов под влиянием наноразмерных углеродных добавок / П. А. Витязь [и др.] // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2014. – № 4. – С. 12–18.