

А.М. Кузей, д.т.н., зав. лаб.
В.Я. Лебедев, к.т.н., зав. лаб.
Н.И. Лащ, м.н.с.

ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси»

ВЛИЯНИЕ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА СТРУКТУРУ АЛМАЗОСОДЕРЖАЩЕГО МАТЕРИАЛА И ХАРАКТЕР ЕГО ИЗНОСА ПРИ ОБРАБОТКЕ ХРУСТАЛЯ

Методами оптической и электронной микроскопии, рентгеновского анализа исследованы процессы формирования композиционных материалов «медно-оловянный сплав–стекло–алмаз». Показано, что прослойки стекла в композиционном материале выполняют функции армирующего компонента и адгезионного покрытия алмазных зерен.

Ключевые слова: алмазосодержащий материал, композитные материалы, армирующий компонент, адгезионное покрытие.

Постановка проблемы. Формирование алмазосодержащего композиционного материала происходит в результате консолидации дисперсных металлических частиц в монолитную матрицу. в зависимости от состава исходного порошкового компакта, в результате технологических операций холодного, горячего прессования, спекания матрица представляет собой сплав либо композиционный материал. основными механизмами контактного взаимодействия в дисперсных металлических системах, приводящего к образованию сплава, является диффузия в твердом, твердо-жидком, жидком состояниях [1, 2].

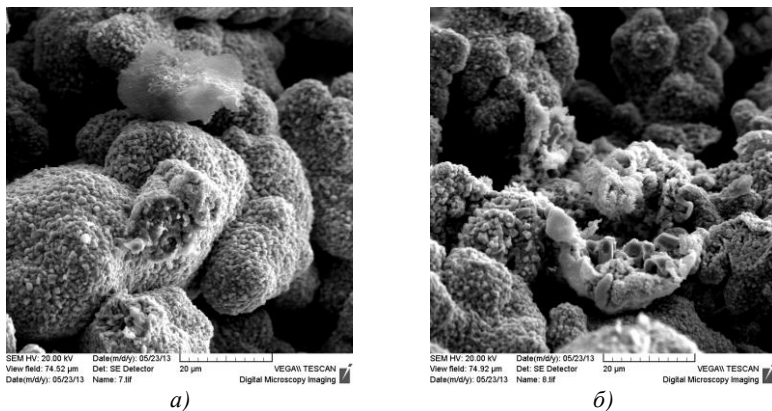
Введение в дисперсные металлические системы в форме плотных (пористость 5–15 % об.) компактов частиц наполнителей, не взаимодействующих с компонентами системы, изменяет условия взаимодействия между металлическими частицами. Введение в дисперсные металлические системы ультрадисперсных частиц наполнителей приводит не только к изменению физико-механических характеристик матрицы, но и подавляет контактное взаимодействие между металлическими частицами. Ультрадисперсные частицы наполнителей в дисперсных металлических системах являются кинетическими барьерами, препятствующими взаимодействию металлических частиц и сплавообразованию. Подавление контактного взаимодействия проявляется как блокирование поверхности дисперсных металлических частиц меньшими по размеру частицами, снижение скорости диффузионных процессов в твердом, твердо-жидком, жидком состояниях, снижение скорости растекания расплава

в поровых каналах. Процессы сплавообразования, формирования матриц композиционных материалов в дисперсных металлических системах, содержащих частицы инертных наполнителей, их влияние на структуры композиционных материалов, эксплуатационные характеристики мало изучены.

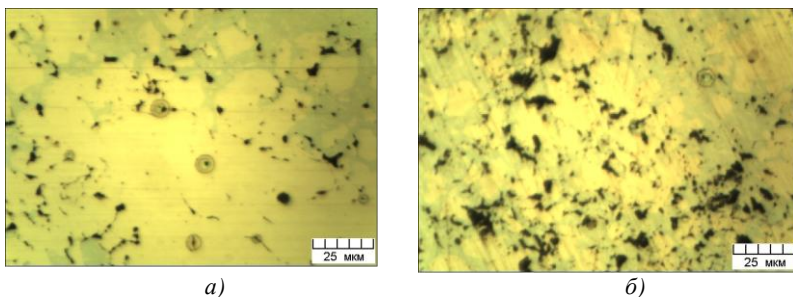
Изложение основного материала. Методами оптической, электронной сканирующей микроскопии, рентгеновского фазового анализа, изучены процессы контактного взаимодействия при формировании композиционных материалов системы Cu-Sn-стекло. Частицы, пленки стекла (кинетические барьеры) формировались на частицах меди и олова при испарении раствора (суспензии) из стеклообразующих солей цинка, натрия, алюминия в органических растворителях. Порошки меди, олова, смешивались в присутствии раствора прекурсора стекла. Из шихты прессовали (давление 100 МПа) брикеты, которые спекали при 1025 К. Давление горячего прессования составляло 40 МПа. По таким же режимам были изготовлены матричные сплавы Cu-20 масс. % Sn. В другой серии экспериментов шихту Cu-20 масс. % Sn-10 масс. % прекурсор стекла прессовали при 100 МПа и спекали при 825 К в течение 20, 45 минут.

Спекание брикетов из шихты Cu – 20 масс. % Sn – 10 масс. % прекурсор стекла приводит к образованию агломератов из сплава медь-олово (рис. 1). На поверхности агломератов присутствуют пленки стекла. Микроструктура сплава Cu – 20 масс. % Sn после спекания и горячего прессования, представляет собой твердый раствор олова в меди, в котором присутствуют частицы фазы и стекла (рис. 2, 3).

Твердость медно-оловянного сплава, образующегося при спекании и горячем прессовании брикетов, при прочих равных условиях зависит от концентрации стекла. Размеры частиц стекла, образующихся в медно-оловянном сплаве, достигают 3–10 мкм. Распределение частиц стекла достаточно однородное (рис. 1). В зависимости от режимов холодного и горячего прессования, концентрации прекурсора стекла в шихте, стекло присутствует в медно-оловянном сплаве в форме частиц и пленок (рис. 1, 3).



*Рис. 1. Морфология поверхности спеков медь–олово–стекло:
а – концентрация стекла 4 масс. %;
б – концентрация стекла 2 масс. %*



*Рис. 2. Микроструктура композиционного материала медь–олово–стекло. Температура спекания 1025 К:
а – давление горячего прессования 40 МПа;
б – давление горячего прессования 20 МПа*

В композиционных материалах медно-оловянный сплав–стекло–алмаз на частицах алмаза формируются пленки стекла (рис. 4, а). Структура медно-оловянного сплава неоднородная (рис. 2, а), в ней на фоне α -твердого раствора олова в меди присутствуют две фазы Cu_5Sn_6 и $\text{Cu}_{39}\text{Sn}_{11}$, богатые (69 масс. % и 27 масс. %) оловом (рис. 3).

Морфология поверхности, размеры агломератов, образующихся при спекании брикета из шихты медь–олово–прекурсор стекла показывают, что они образовались в результате растекания олова по поверхности частиц меди (рис. 1). В температурном интервале 490–675

К растворяемость меди в олове (9 масс. %) меньше, чем растворяемость олова в твердой меди (15,8 масс. %). При более высоких (675–1075 К) температурах растворяемость меди в олове (60 масс. %) превышает растворяемость олова в меди 15,8 масс. % [6]. Скорость диффузии и олова в меди на несколько порядков меньше, чем скорость диффузии меди в жидком олове [7, 8]. Поэтому во всей области температур 490–1025 К преимущественно протекает растворение меди в олове и объем жидкой фазы возрастает. Микроструктура медно-оловянного сплава указывает на то, что частицы фаз Cu_5Sn_6 и $\text{Cu}_{39}\text{Sn}_{11}$ образовались при кристаллизации расплава. Расплавы, содержащие 69–70 масс. % и 27 масс. % олова кристаллизуются при 775 и 975–985 К [6]. Кристаллизация медно-оловянных расплавов сопровождается ликвацией, обогащением расплава оловом [6]. Существование в компакте при температуре спекания (1025 К) участков расплава с различной концентрацией олова может быть обусловлено блокированием флюсом поверхности частиц меди или обогащением расплава оловом при его кристаллизации. Характер распределения частиц стекла в матричном сплаве показывает, что расплав стекла не препятствовал контактам металлических частиц (рис. 2). Поэтому причиной образования фаз богатых оловом является низкая скорость диффузии олова из расплава в твердую медь при температуре спекания, т. е. малое время выдержки спека при 1025 К.

Морфология поверхности агломератов из медно-оловянного сплава, их форма, показывают, что в интервале температур 480–1025 К на их поверхности существовала жидкая оболочка, предотвращающая окисление расплава (рис. 1). Микроструктура медно-оловянного сплава также указывает на весьма однородное распределение меди и олова в медно-оловянном сплаве. Образование стекол, содержащих олово, происходит в температурном интервале 480–550 К при растворении оксида олова в прекурсор.

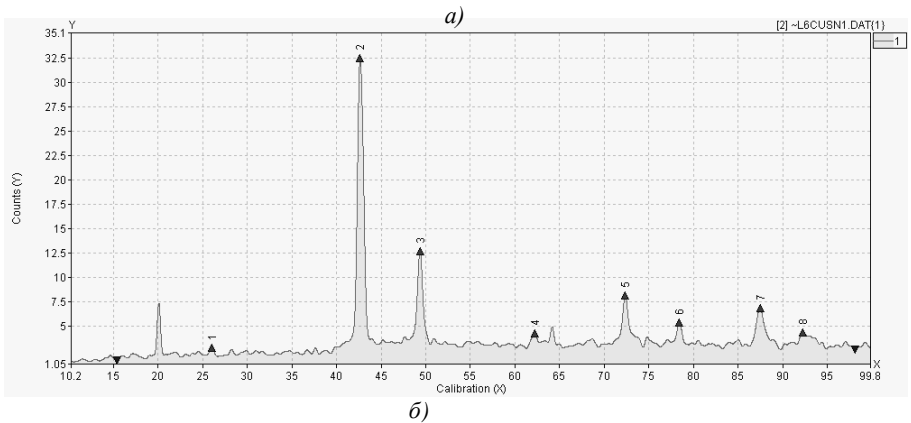
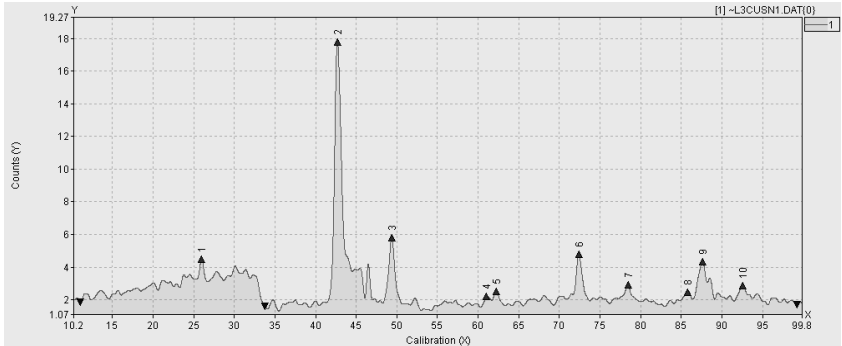


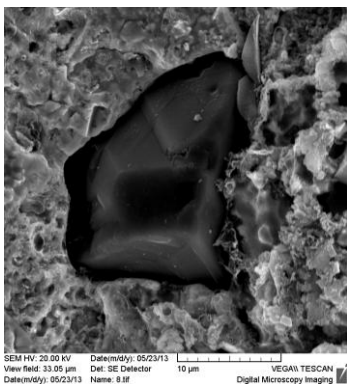
Рис. 3. Рентгенограммы матричных сплавов:
 а – система Cu-Sn; б – система Cu-Sn-стекло

Растворение оксида олова и оксида меди (на это указывает морфология поверхности агломератов) в прекурсоре, присутствующем в форме пленок на поверхности частиц, способствует растеканию олова по поверхности частиц меди. Прекурсор играет в этом случае роль флюса. Прекурсор смачивает не только частицы меди и олова, но и алмазные зерна. Микроструктура композиционного материала, морфология поверхности его излома показывают, что на границе раздела медно-оловянный сплав–алмазное зерно присутствуют пленки стекла (рис. 4). Раствор прекурсора стекла и расплав стекла смачивают не только частицы металла, но и алмазные зерна (рис. 4, а, б). Разрушение

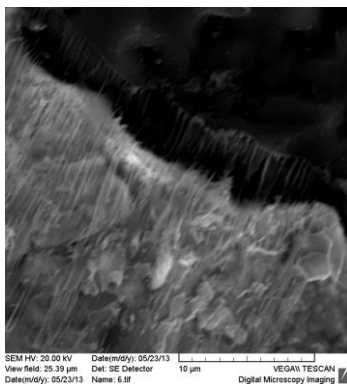
композиционного материала происходит не по границе матричный сплав–алмаз, а по границе стекло–алмаз, т. е. по участкам алмазного зерна на которых отсутствует пленка стекла (рис. 4, в, з). Стекло выполняет функцию адгезионного покрытия на алмазе и одновременно армирующих частиц, повышающих твердость композиционного материала.

Для алмазобразивного инструмента свойства связки (матрицы) часто являются определяющими его эксплуатационные характеристики. Высокое алмазосодержание и способность связки к управляемому разрушению для открытия новых, неизношенных алмазных зерен являются противоречивыми требованиями. Повышение физико-механических характеристик матрицы алмазосодержащего материала для более эффективного закрепления алмазных зерен приводит и к повышению его износостойкости. Прослойки стекла на поверхности алмазных зерен повышают прочность их закрепления в матрице (алмазоудержание), а прослойки, присутствующие в объеме матрицы, повышают её твердость. Вследствие этого, алмазные зёрна не перемещаются в композиционном материале медно-оловянный сплав–стекло (рис. 4, 5).

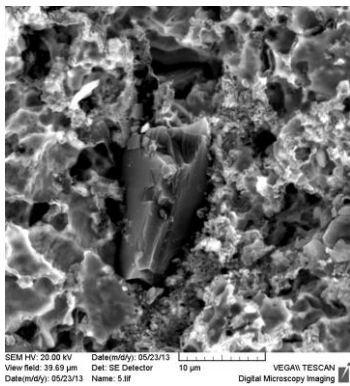
Изменение морфологии поверхности хрусталя, обработанного инструментом после правки и изношенным (перед правкой), показывает, что изнашивание режущих кромок и разрушение алмазных зерен приводят к резкому повышению температуры в зоне резания и оплавлению поверхности хрусталя (рис. 5, в, з).



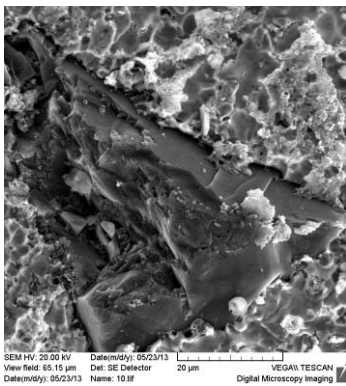
а)



б)

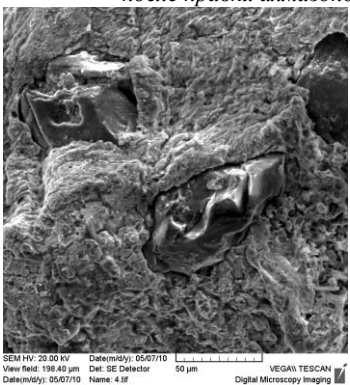


а)

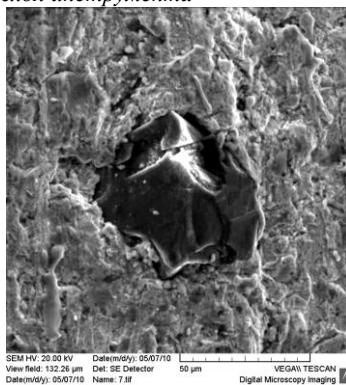


б)

Рис. 4. Микроструктура (а, в, г) и морфология поверхности и изломов (б) композиционного материала «медно-оловянный сплав–стекло–алмаз»; в, г – после правки алмазного слоя инструмента



в)



г)

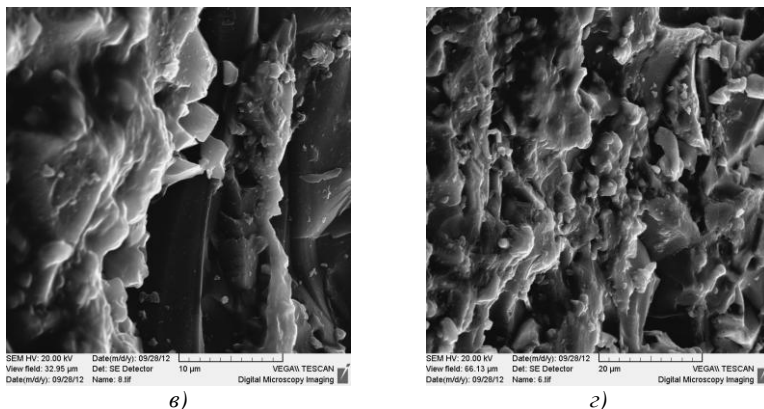


Рис. 5. Морфология поверхности алмазного инструмента (а, б) и поверхности реза на хрустале (в – направленным кругом, г – изношенным кругом)

Это свидетельствует и о разогреве поверхности алмазосодержащего слоя. По сравнению с обработкой традиционным инструментом на связке М2-01 на рабочих поверхностях кругов, изготовленных на новом композите, отсутствуют следы перемещения (треки прокатывания) алмазных зерен в матрице. Это указывает на то, что прослойки стекла, армируя матричный сплав, снижают его пластичность при локальных повышениях температуры на поверхности алмазосодержащего слоя. Разрушение алмазных зерен происходит вследствие множественных сколов, а не выкрашивания зерен с затупленными вершинами, что приводит к повышению эксплуатационных показателей инструмента (рис. 5).

Вывод. Варьирование физико-механических характеристик рабочего слоя алмазобразивного инструмента осуществляется введением наполнителей, легированием матрицы и плакированием алмазных зерен. Введение на стадии приготовления шихты матрицы (связки) в состав композиционного материала прекурсора структурного элемента (наполнителя, адгезионного покрытия) позволяет формировать в алмазосодержащем композиционном материале пространственные сетки из структурного элемента, обеспечивать их различные свойства и направленно управлять разрушением при работе инструмента, что обеспечивает эффективное управление эксплуатационными свойствами инструмента при различных условиях резания.

Список использованной литературы:

1. *Бальшин М.Ю.* Основы порошковой металлургии / *М.Ю. Бальшин, С.С. Кипарисов.* – М. : Металлургия, 1978. – 184 с.
2. *Еременко В.Н.* Спекание в присутствии жидкой металлической фазы / *В.Е. Еременко, Ю.В. Найдич, И.А. Лавриненко.* – К. : Наук. думка, 1968. – 136 с.
3. *Галицкий В.Н.* Алмазобразивный инструмент на металлических связках для обработки твердого сплава и стали / *В.Н. Галицкий, А.В. Курищук, В.А. Муровский.* – К. : Наук. думка, 1986. – 144 с.
4. *Захаренко И.П.* Алмазные инструменты и процессы обработки / *И.П. Захаренко.* – К. : Техника, 1980. – 215 с.
5. *Соколовская Е.М.* Физикохимия композиционных материалов / *Е.М. Соколовская, Л.С. Гузей.* – М. : МГУ, 1978. – 255 с.
6. *Вол А.Е.* Строение и свойства металлических систем / *А.Е. Вол.* – М. : Физматгиз, 1959. – Т. 1. – 755 с.
7. *Никитин В.Н.* Физико-химические явления при воздействии жидких металлов на твердые / *В.Н. Никитин.* – М. : Атомиздат, 1967. – 441 с.
8. *Аксельруд Г.А.* Растворение твердых веществ / *Г.А. Аксельруд, А.Д. Можанов.* – М. : Химия, 1977. – 272 с.

КУЗЕЙ Анатолий Михайлович – доктор технических наук, заведующий лабораторией, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси».

Научные интересы:

– структурно-фазовые превращения в метастабильных сплавах и композиционных материалах.

Тел.: 263–71–90.

ЛЕБЕДЕВ Владимир Яковлевич – кандидат технических наук, доцент, заведующий лабораторией, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси».

Научные интересы:

– процессы граничного взаимодействия при механической и физико-технической обработке;

– алмазно-абразивные и лезвийные инструменты из сверхтвердых материалов: технология изготовления, испытания и сертификация.

Тел.: (375–017)263–54–03.

E-mail:fti_lebedev@mail.ru.

ЛАЩ Николай Иванович – младший научный сотрудник ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси».

Научные интересы:

–алмазно-абразивные инструменты для обработки стеклоизделий.

Тел.: 263–71–90.

Статья поступила в редакцию

Кузей А.М., Лебедев В.Я., Лащ М.І. Вплив наповнювачів на структуру алмазовмісткого матеріалу та характер його зносу при обробці кришталю.

Кузей А.М., Лебедев В.Я., Лащ Н.И. Влияние наполнителей на структуру алмазосодержащего материала и характер его износа при обработке хрусталя

Kuzej A.M., Lebedev V.Ja., Lasch N.I. Effect of fillers on the structure of diamond material and the nature of its deterioration during processing crystal

УДК 621.921.34-621.9.025.7

Вплив наповнювачів на структуру алмазовмісткого матеріалу та характер його зносу при обробці кришталю / А.М. Кузей, В.Я. Лебедев, М.І. Лащ

Методами оптичної та електронної мікроскопії, рентгенівського аналізу досліджено процеси формування композиційних матеріалів „мідно-олов’яний сплав–скло–алмаз”. Показано, що прошарки скла в композиційному матеріалі виконують функції армуючого компонента й адгезійного покриття алмазних зерен.

УДК 621.921.34-621.9.025.7

Effect of fillers on the structure of diamond material and the nature of its deterioration during processing crystal / A.M. Kuzej, V.Ja. Lebedev, N.I. Lasch

Methods of optical, electron microscopy and X-ray analysis were used for investigating the processes of formation of diamond–copper-tin alloy–glass composite materials. It is shown that glass interlayers located in a composite material function as a reinforcing component and adhesion coating of diamond grains.