

ВПЛИВ ДОМІШОК CrB₂, TiB₂ і WC НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В СИСТЕМІ АЛМАЗ-Fe-Cu-Ni-Sn: ОТРИМАННЯ, ВЛАСТИВОСТІ, ЗАСТОСУВАННЯ

В.А. Мечник

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України (Київ)

Україна

Надійшла 25.11.2013

Досліджено вплив домішок CrB₂, TiB₂ і WC на формування мікро- і наноструктури в композиційних матеріалах системи алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn, одержаних спіканням в прес-формах у муфельній печі з гарячим допресовуванням. З'ясовано механізми, які сприяють поліпшенню механічних властивостей таких композитів залежно від технологічних режимів їх одержання.

Ключові слова: алмаз, залізо, мідь, нікель, олово, диборид хрому, диборид титану, карбід вольфраму, наноструктура, перехідна зона, композит, знеуглецювання, тиск, температура, властивості, зносостійкість.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ CrB₂, TiB₂ и WC НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СИСТЕМЕ АЛМАЗ-Fe-Cu-Ni-Sn: ПОЛУЧЕНИЕ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

В.А. Мечник

Исследовано влияние примесей CrB₂, TiB₂ і WC на формирование микро- и наноструктуры в композиционных материалах системы алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn, полученных спеканием в пресс-формах в муфельной печи с последующим горячим прессованием. Выяснено механизмы, которые способствуют улучшению механических свойств таких композитов в зависимости от технологических режимов их получения.

Ключевые слова: алмаз, железо, медь, никель, олово, диборид хрома, диборид титана, карбид вольфрама, наноструктура, переходная зона, композит, обезуглероживание, давление, температура, свойства, износостойкость.

EFFECT OF ADDITIONS OF CrB₂, TiB₂ AND WC ON THE STRUCTURE FORMATION IN THE DIAMOND-Fe-Cu-Ni-Sn SYSTEM: FORMATION, PROPERTIES, APPLICATION

V.A. Mechnik

The effect of CrB₂, TiB₂ and WC on the formation of the micro- and nanostructures in the composite diamond-Fe-Cu-Ni-Sn sintered in molds in a muffle furnace with subsequent hot pressing are investigated. The mechanisms that contribute to the improvement of mechanical properties of such composites depending on their production technology have been elucidated.

Keywords: diamond, iron, copper, nickel, tin, chromium diboride, titanium diboride transition zone, phase, composite, decarburization, pressure, temperature, structure, properties, wear resistance.

ВСТУП

Композиційні алмазовмісні матеріали (КАМ) на металевих зв'язках, які містять залізо, мідь, нікель і олово, є предметом теоретичних та експериментальних досліджень, що зумовлено широким їх використанням у відрізних кругах, канатних пил, свердл-коронках, шліфувальних і полірувальних інструментах різного функціонального призначення [1 – 9]. У промислових умовах розглядувані КАМ виготовляють методами порошкової металургії, зокрема спіканням в прес-формах в муфельних печах з гарячим допресовуванням та гарячим пресуванням в графітовому середови-

щі. Під час їх одержання відбувається низка складних процесів: дифузія елементів і хімічні реакції, пластична і в'язка плинність, структурні і фазові перетворення, пасивне переміщення алмазів та їх взаємодія з компонентами зв'язки, які безпосередньо утворюють різні структури і фізико-механічні властивості КАМ [10]. Властивості цих КАМ ще й залежать від складу і властивостей вихідних речовин, способу та технологічних режимів їхнього отримання [11, 12].

Щоб одержати КАМ з високими технологічними характеристиками у металевій зв'язці необхідно забезпечити рівномірний розподіл

компонентів і продуктів їх взаємодії, однорідний напружений стан та особливий стан перехідної зони за наноструктури на границі поділу алмаз матриця [13, 14]. На сьогодні стан теоретичних і експериментальних досліджень у цій предметній області можна охарактеризувати як етап інтенсивного аналізу різних факторів, що впливають на алмазоутримання і зносостійкість КАМ, вивчення взаємозв'язку між їх структурою та властивостями [15–18]. Дослідження розглядуваних КАМ сильно ускладнюються ще й відсутністю фазових діаграм для складників зв'язки, впливом взаємодії атомарного вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок під час спікання [19, 20], з компонентами зв'язки та неізотермічними умовами їх одержання.

Останні експериментальні дослідження фізичного стану композиції-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn (мас.%), яка підлягала спіканню в прес-формах в муфельній печі за температури 800°C впродовж однієї години, на різних етапах гарячого пресування показали, що структура перехідної зони алмаз-матриця значно відрізняється від структури металевої зв'язки. Це пов'язано з тим, що на формування перехідної зони чинить вплив дифузія вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок, в кристалічну решітку α -Fe [21]. З аналізу цієї роботи випливає, що однією з головних причин, які спричиняють поліпшення механічних властивостей КАМ, одержаних за оптимізованими режимами, на відміну від КАМ, одержаними за промисловими технологіями, є присутність у перших в перехідній зоні прошарків з Fe_3C завтовшки 5 ÷ 50 нм та відсутність графітових включень, мікротріщин і ділянок, зруйнованих за механізмом інтенсивного розтріскування. Слід відзначити, що поліпшити структуру і властивості таких КАМ можна шляхом введення до їх складу активуючих добавок різного типу [22–25], здатних забезпечити утворення в перехідній зоні фаз, стійкіших від Fe_3C . Часто під час використання таких добавок перехідна зона забруднюється продуктами реакції, що породжує структурну нестабільність КАМ та погіршує їх властивості. Закономірності фазоутворення та механізми утворення наноструктури в досліджуваній системі за присутності твердих добавок залишається на даний

час не вивченими. Саме правильне визначення типу добавки до складу вихідної шихти та технологічних режимів спікання (p - T - t) – один з головних шляхів у розробленні КАМ з високими технологічними характеристиками. Вирішення цих наукових та технологічних питань дозволить створити нові матеріали з корисними властивостями та розширити межі їх практичного використання.

В роботі на прикладі композиції алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn (мас.%) досліджено вплив домішок CrB_2 , TiB_2 і WC на формування наноструктури в перехідній зоні алмаз матриця і металевої зв'язки та механічні властивості КАМ, одержаних спіканням в прес-формах в муфельній печі за температури 800°C впродовж години з гарячим допресуванням за різних тисків. З'ясовано механізми, які спричиняють поліпшення структури та властивостей КАМ.

ОБ'ЄКТИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Об'єктами експериментального дослідження були попередньо відшліфовані зразки металевої зв'язки і КАМ діаметром 10 мм і товщиною 8 мм та тонкі фольги від них завтовшки від 20 до 80 нм. В якості вихідних речовин для виготовлення досліджуваних зразків КАМ [5, 9] використовували порошки алмаза AC160T зернистістю 400/315 (ТУ 2-37-344-85), заліза ПЖ1М2 (ГОСТ 9849-74), міді ПМС-1 (ГОСТ 4960-75), нікелю ПНЭ (ГОСТ 9722-79), олова ПО-1 (ГОСТ 9723-73), диборид хрому і диборид титану (Донецький завод хімічних реактивів) та карбід вольфраму. Порошки заліза, міді, нікелю, олова і досліджуваних добавок піддавали механічному обробленню в планетарному млині з використанням розмельних куль з високощільної алюмооксидної кераміки в режимі сухого млива. Швидкість обертання млина становила 200 об/хв., що забезпечувало ударно-зсувну дію куль на порошки. Співвідношення маси куль і порошоків становило 5:1, тривалість оброблення – 10 годин. Розміри вихідних порошоків не перевищували 5 мкм. Порошкові суміші для одержання зразків металевої зв'язки змішували у спиртовому середовищі за схемами: 51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn (мас.%) (суміш I); 49,98%Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2% CrB_2 (мас.%) (суміш II); 49,98% Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-

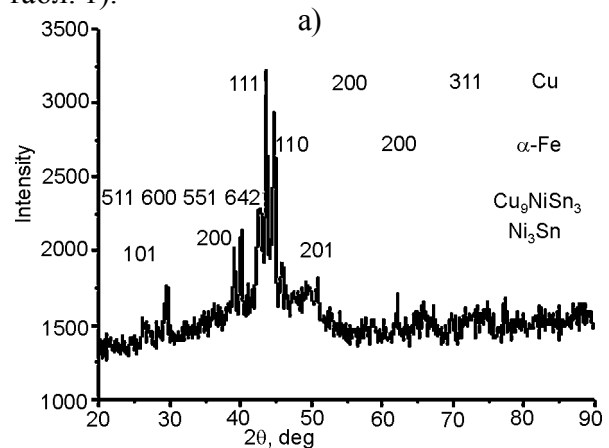
7,84%Sn-2% TiB_2 (мас.%) (суміш III) і 49,98% Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2%WC (мас.%) (суміш IV). Алмазовмісні суміші для виготовлення зразків КАМ одержали так. В порошкові суміші для металевих зв'язок (суміші I – IV) додавали алмазний порошок, який був змочений гліцерином, з розрахунку 1,54 карата на 1 cm^3 шихти (що відповідає відносній концентрації $K = 35\%$) та перемішували без використання розмельних куль. Для одержання зразків металевих зв'язок та КАМ наважки відповідних сумішей закладали в потрібній кількості в спеціальні форми, які виготовлені з жаростійкого сплаву ХУ77ТЮР (ГОСТ 5632-72), і за кімнатної температури та тиску 100 МПа отримали брикети діаметром 10 мм. Отримані брикети в цих самих формах піддавали спіканню в печі SNOL 72/100 за температури 800°C протягом однієї години (вільне спікання) та гарячому допресовуванню на пресі ПГР400 10Т за різних тисків. Щоб запобігти різкому зменшенню температури під час гарячого пресування, контактуючі поверхні преса і форми ізолювали азбестовими матеріалами. Температуру системи під час гарячого допресовування зменшували з 800 до 770 °C (швидкість остигання $\sim 10 \text{ }^\circ\text{C/хв.}$). Зміни типу добавки, тиску і тривалості гарячого допресовування служили критеріями зміни структури і властивостей КАМ. Зразки під час гарячого допресовування пресували за тисків 100, 160 і 200 МПа.

Мікроструктуру металевої зв'язки і перехідної зони алмаз-матриця зразків КАМ та відповідні дифракційні картини досліджували на трансмісійному мікроскопі SELMI TEM з потенціалом прискорення 125 кВ при збільшенні від 50000 до 300000 разів (роздільна здатність 0,18 нм). Кількісний фазовий розраховували методом щільно профільного аналізу з використанням пакету MAUD. Тонкі фольги для дослідження отримали методом електролітичного полірування в електроліті 20% HClO_4 + 30% HNO_3 + H_2O . Зйомку дифрактограм здійснювали за допомогою дифрактометра ДРОН 4.13С у випромінюванні мідного анода. Рентгенофазовий аналіз зроблено за стандартною методикою з використанням програмного пакета X-powder [26]. Дифракційний спектр зразків у вигляді набору уточнених значень

міжплощинної віддалі d_i кристалічної ґратки фази та відносної інтенсивності рефлексів цієї фази I_i ідентифікували, зіставляючи з еталонним, за допомогою картотеки ICPSD-ASTM [27]. Морфологію поверхні перехідної зони та її хімічний склад здійснювали на растровому електронному мікроскопі SELMI SEM-106М з потенціалом прискорення 20 кВ з діаметром електронного зонду 0,7 мм. Кількісні розрахунки хімічного складу проведено з використанням методики ZAF корекції та програмного пакету magelanes 3.1. Похибки визначення складу: для важких елементів $\sim 0,01\%$ і легких $\sim 1\%$ (% за масою). Мікротвердість зразків здійснювали за допомогою мікротвердоміру ПМТ-3 з використанням індентору Віккерса за навантаження 4.91 Н. Границі міцності на стиск (σ_c) та згинання (σ_z) зразків досліджували за стандартною методикою. Випробування зразків КАМ на зносостійкість проводили на спеціальному стенді під час шліфування кварцитового пісковика при нормальному навантаженні на зразок 10 кг, швидкості ковзання 4 м/с впродовж 600 с. В якості охолоджувальної рідини використовувалась звичайна вода. Зносостійкість зразків визначали ваговим методом.

СТРУКТУРА І ФАЗОВИЙ СКЛАД МЕТАЛЕВИХ ЗВ'ЯЗОК КАМ

Рентгенодифрактометричні дослідження показали наявність чотирьох фаз в металевій зв'язці зразка 1, одержаного з шихти 51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn (мас.%) спіканням в пресформі в печі за температури 800 °C впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за тиску 160 МПа впродовж 3 хв. (рис. 1а, табл. 1).



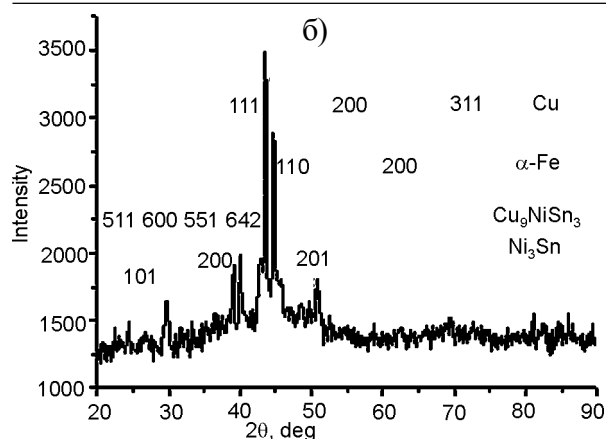


Рис. 1. Фрагмент рентгенівського спектра металеві зв'язки зразків 1 (а) і 2 (б), одержаних % спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за тиску 160 МПа впродовж 3 хв.: 1 – 51% Fe-32% Cu-9% Ni-8% Sn; 2 – 49,98% Fe-31,36% Cu-8,82% Ni-7,84% Sn-2% CrB₂ (мас. %).

Таблиця 1

Характеристика металеві зв'язки досліджуваних зразків 1 і 2

Зразок 1			Зразок 2		
Міжплощинна віддаль d , Å	2 θ , градус	Інтенсивність	Міжплощинна віддаль d , Å	2 θ , градус	Інтенсивність
3,3594	26,5333	464,12	3,6463	24,4121	423,15
3,0709	29,0788	478,83	3,3281	26,7879	394,34
3,0192	29,5879	546,64	3,0024	29,7576	468,85
2,3044	39,0909	622,47	2,3092	39,0909	510,97
2,4482	40,1091	658,25	2,1078	42,0991	533,68
2,2036	40,9576	522,45	2,0765	43,5879	966,65
2,1734	41,5515	533,11	2,0278	44,6909	814,81
2,1197	42,6545	717,81	1,9849	45,7091	506,61
2,0727	43,6727	949,84	1,8707	48,6788	466,43
2,0278	44,6909	901,66	1,8375	49,6121	468,87
1,9780	45,8788	595,19	1,7973	50,8000	516,66
1,8375	49,6121	543,15	1,5710	58,7758	416,85
1,8001	50,7152	529,04	1,1870	81,0061	410,27
1,4950	62,0848	484,51	1,1689	82,5333	412,12
1,2303	60,0657	491,73	1,1303	86,0121	441,53

Аналіз результатів вказує на те, що металева зв'язка зразка складається з твердого розчину на основі заліза (параметр решітки $a = 2,868 \text{ \AA}$), твердого розчину на основі міді ($a = 3,608 \text{ \AA}$), а також сполук Cu₉NiSn₃ ($a = 18,02 \text{ \AA}$) та NiSn₃ ($a = 4,238 \text{ \AA}$). Кількісний фазовий склад зразка наведено в табл. 2. Слід зазначити, що структура зв'язки зразків, одержаних з цієї самої шихти за тисків 100 і 200 МПа гарячого допресовування складається з аналогічних фаз, як і зразок 1. Структура

Таблиця 2

Фазовий склад металеві зв'язки досліджуваних зразків 1 і 2

Фази	Зразок 1		Зразок 2		
	Концентрація фаз		Фази	Концентрація фаз	
	За методом скануючої електронної мікроскопії	За методом рентгенівської дифракції		За методом скануючої електронної мікроскопії	За методом рентгенівської дифракції
CuFm3m	42,2	47,2±4,6	CuFm3m	72,3	75,2±5,9
FeIm3m	36,4	30,6±3,8	FeIm3m	16,4	12,6±3,9
Cu ₉ NiSn ₃	21,4	15,1±2,4	Cu ₉ NiSn ₃	11,3	4,1±1,9
NiSn ₃		7,1±2,5	NiSn ₃		5,3±2,9
			CrB ₂		2,8±1,7

металеві зв'язки зразка 2, одержаного з шихти 49,98%Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2%CrB₂ (мас. %), на відміну від зразка 1, складається з п'яти фаз, зокрема твердого розчину на основі міді ($a = 3,6089 \text{ \AA}$), твердого розчину на основі заліза ($a = 2,877 \text{ \AA}$), твердого розчину на основі диборид хрому ($a = 2,9272 \text{ \AA}$) та сполук Cu₉NiSn₃ ($a = 18,01 \text{ \AA}$) і NiSn₃ ($a = 5,294 \text{ \AA}$) (рис. 1б, табл. 1). Порівняння одержаних результатів (табл. 1 і 2) вказує на те, що введення диборид хрому до вихідної шихти (51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn) впливає на фазовий склад одержаних зразків. Проведені дослідження методом просвічуваної електронної мікроскопії (ПЕМ) вказують на те, що металева зв'язка зразка 1 має дрібнозернисту структуру (рис. 2а – в). Відмітимо, що розміри основних складників зв'язки (заліза і міді) мають трохи менші значення від їх початкового стану. Це пояснюється тим, що в досліджуваній композиції під час її спікання, після появи рідкої фази в системі Cu-Sn, олово поступово розчиняє мідь.

В цьому випадку мідь дифундує в олово, а олово дифундує в мідь (взаємна дифузія), що є причиною зменшення розмірів міді. Поява фаз NiSn₃ і Cu₉NiSn₃ (рис. 2б, з) пояснюється контактною взаємодією компонентів і термічними ефектами. При цьому нікель не розчиняється в олові, а олово частково розчиняється в залізі. На мікроскопічних знімках спостерігаються тонкі границі між зернами, чітко сформовані із щільним контактом, без видимих пор

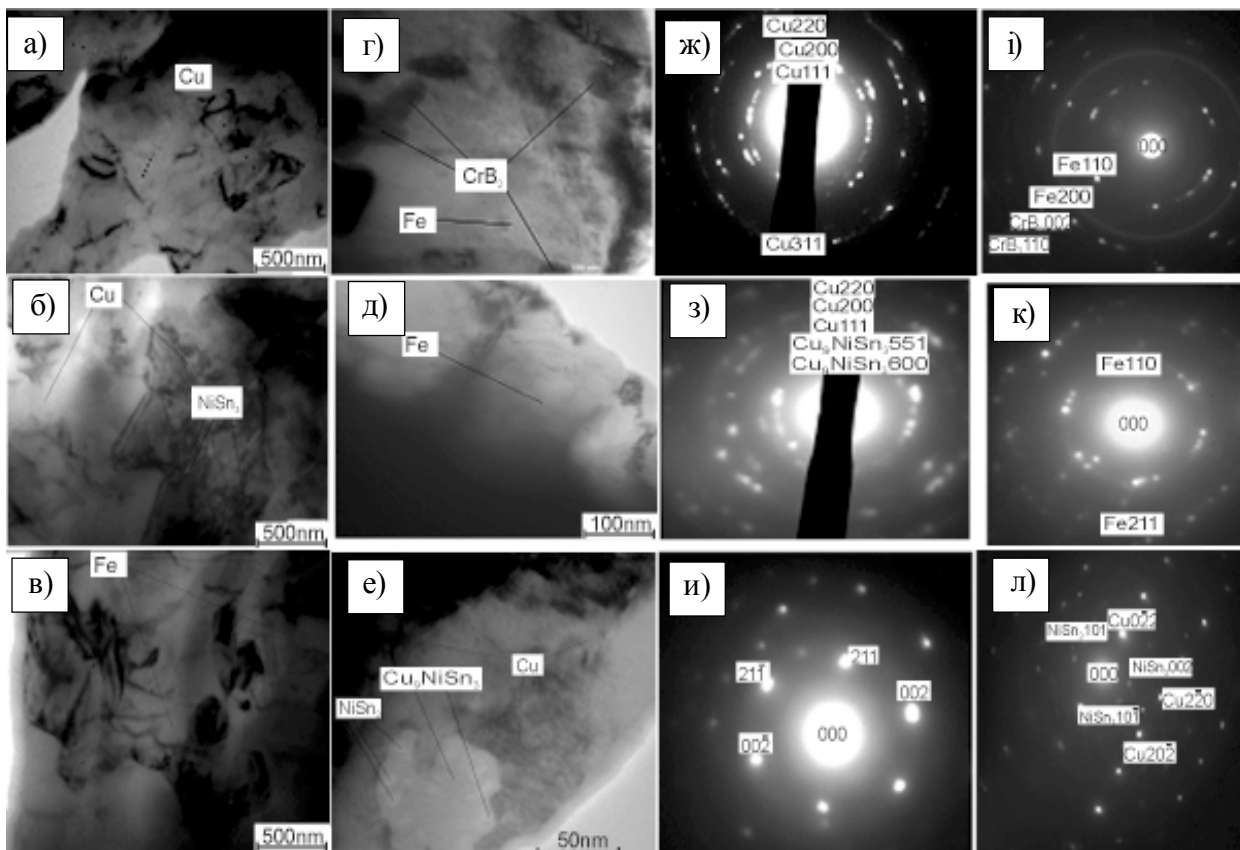


Рис. 2. Структура ділянок металевої зв'язки зразків 1 (а – в), 2 (г – е) та їх мікроелектронограми (відповідно, ж – и та і – л).

(рис. 2а – в). На мікроелектронограмах (МЕГ) від цього зразка спостерігаються лінії (220), (300) і (111), що належать ГЦК Cu (рис. 2ж, з) та широкі кільця, що належать NiSn₃ і Cu₉NiSn₃ (рис. 2з) та α-Fe (рис. 2и). З підвищенням тиску від 160 до 200 МПа гарячого допресовування у структурі зразка змін не виявлено. Це означає, що в системі відбулося повне ущільнення компонентів, тому подальше підвищення тиску вже мало впливало на структуру досліджуваних зразків.

Що стосується структури зв'язки для зразків, одержаних за меншого тиску (100 МПа), то на границях між зернами спостерігали пори, нещільність контакту, що негативно відображується на механічних характеристиках КАМ.

Особливістю металевої зв'язки зразка 2, одержаного з вихідної шихти з добавкою дихорид хрому в кількості 2% (мас.), є наявність фаз α-Fe (рис. 2г, і, д, к), CrB₂ (рис. 2г, і), ГЦК-Cu, NiSn₃ і Cu₉NiSn₃ (рис. 2е, л) та повна відсутність пор на міжфазних границях.

ОСОБЛИВОСТІ ПЕРЕХІДНОЇ ЗОНИ ТА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТІВ АЛМАЗ-Fe-Cu-Ni-Sn

Експериментальні дослідження структури композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ), одержаних з шихти алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn (мас.%) спіканням в пресформах у муфельній печі за температури 800°C впродовж однієї години, в залежності від параметрів *p-t* гарячого допресовування наведені на рис. 3. Видно (рис. 3а – д), що перехідна зона алмаз-матриця зразків КАМ на відміну від металевої зв'язки (рис. 2а – в) має суто ієрархічну структуру. Так перехідна зона зразків КАМ 1 – 3, одержаних за тиску 100 і 160 МПа гарячого допресовування незалежно від тривалості процесу, складається з фаз γ-Cu і NiSn₃ (рис. 3а – в) з графітовими включеннями (рис. 3а, б), що є причиною її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування (рис. 3а, б, ж) та передчасного випадіння частинок алмазу з матриці композиту (рис. 3з, к – м).

Методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) встановлено, що під час форму-

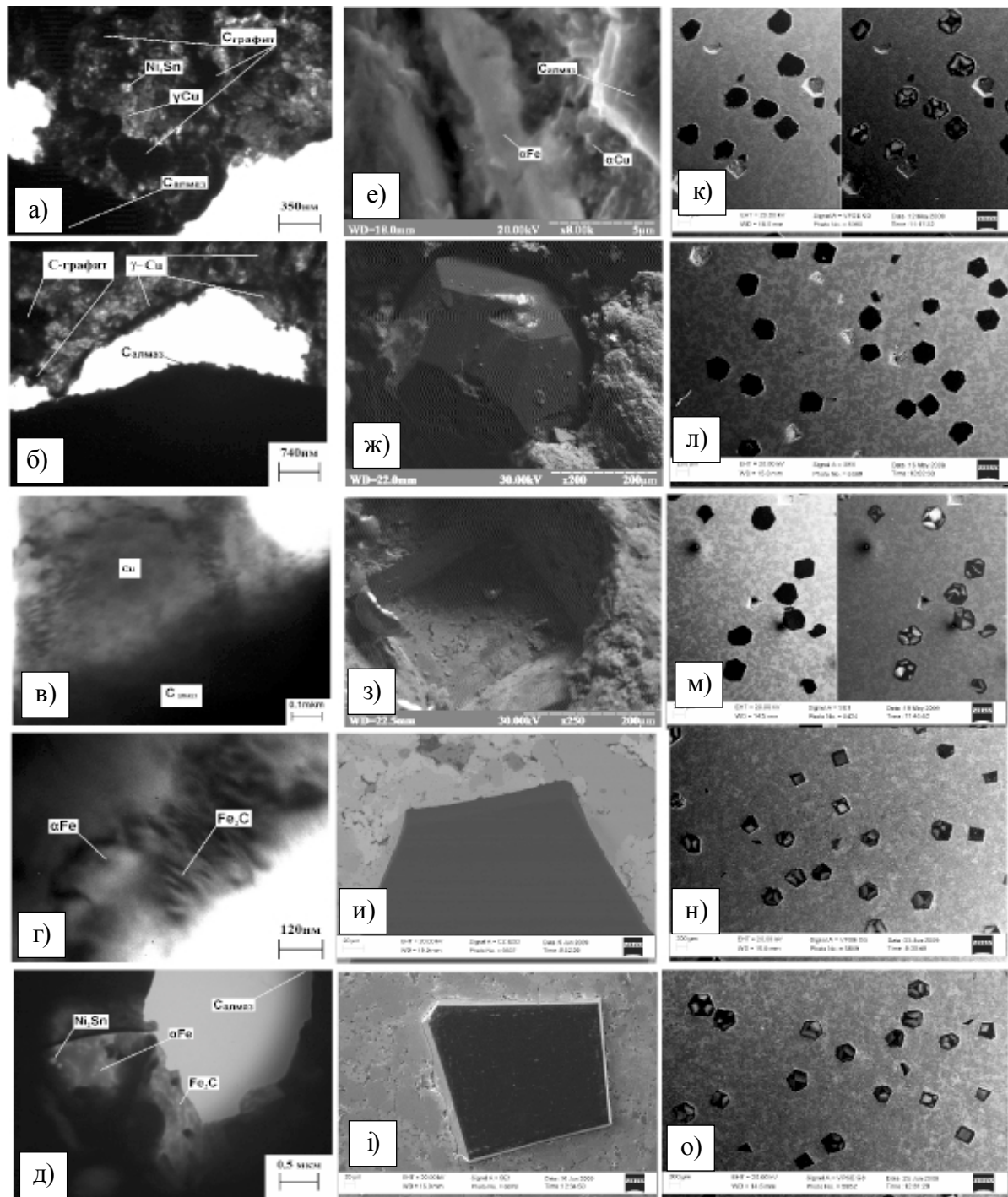


Рис. 3. Вплив параметрів p - t гарячого допресовування композицій алмаз51% Fe-32% Cu-9% Ni-8% Sn (мас. %), які попередньо спікали в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години, на мікроструктуру зразків КАМ 1 (а – к), 2 (б – л), 3 (в – м), 4 (г – л), 5 (д – о), де а – д – ПЕМ-зображення перехідної зони, е – і – РЕМ-зображення зв'язки в оточенні алмаза, к – о – катодоліюнесцентні топографи робочої поверхні: 1 – $p = 100$ МПа, $t = 2$ хв.; 2 – $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв.; 3 – $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв.; 4 – $p = 200$ МПа, $t = 2$ хв.; 5 – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв.

вання цих КАМ в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 60 хв. в перехідній зоні алмаз-матриця утворюється вуглецю в кількості $0,0150 \div 0,0180$ мас.% (по алмазу) (відносна концентрація його в композиті складає $\sim 0,0040 \div 0,0050\%$). Цей вуглець є причиною утворення графітових включень в

досліджуваних КАМ (зразки 1 – 3). Механізм цих процесів обумовлений тим, що утворений вуглець під час графітизації поверхні алмазних частинок (АС 160Т 400/315) на етапі спікання композиції в печі, не може провзаємодіяти з α -Fe. Цій взаємодії перешкоджає поява на границі поділу алмаз-матриця рідкої

фази в системі Cu-Sn. У свою чергу, це спричиняє виділення в перехідній зоні вуглецю у вигляді графітових включень, а можливості перешкодити цьому небажаному процесу доволі обмежені, що призводить до погіршення властивостей КАМ.

Слід відмітити, що графітизація алмазів під час спікання композицій та відсутність адгезії зв'язка-алмаз становлять загальну проблему розглядуваних КАМ. Виявлено, що однією з головних причин, які зумовлюють відмінності у структурі перехідної зони КАМ, одержаних за більшого тиску (200 МПа) (зразки 4 і 5), від КАМ, виготовлених за меншого тиску (зразки 1 – 3), є присутність у перших прошарків Fe₃C нанорозмірної товщини (рис. 3г, д). Крім того, в перехідній зоні зразків 4 і 5 відсутні графітові утворення, мікротріщини і пори. Отже, за дозволеного тиску та тривалості гарячого допресовування атоми вуглецю, які утворилися під час графітизації алмазів на етапі спікання композиції в печі, продифундували в кристалічну решітку α-Fe під час її гарячого допресовування, що є причиною зневуглецювання в перехідній зоні та поліпшенням механічних характеристик КАМ. У цьому випадку висота зношених алмазів перевищує половину їх діаметра (рис. 3и, і), що суттєво поліпшує алмазоутримання (рис. 3л, о). Відзначимо, що при невеликому визначенні параметрів гарячого допресовування в перехідній зоні зразків 1 – 3 спостерігається нещільний контакт алмаз-матриця, відшарування матриці від алмазних частинок, зазори та порожнини (рис. 3а, б, е, ж), що спричиняє її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасне випадіння алмазів з матриці (рис. 3з, к – м). Таким чином, структура перехідної зони і адгезійні властивості КАМ суттєво залежать від параметрів їх одержання.

Результати визначення мікротвердості, міцності на згин та стиск зразків КАМ 1 – 5 наведено в табл. 3. Вона наочно демонструє, що оптимізація технологічних режимів гарячого допресовування композицій серійного складу алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn поліпшує механічні властивості КАМ. Так, збільшення тиску гарячого допресовування з 100 до 200 МПа та тривалості процесу з 2 до 3 хв. підвищило мікротвердість ділянок зв'язки

Таблиця 3
Механічні властивості зразків КАМ, отриманих гарячим пресуванням

Зразок	Тиск, МПа	Тривалість гарячого допресовування, хв.	Мікротвердість H _v , ГПа			Міцність на стиск σ _с , МПа	Міцність на згин σ _з , МПа
			γ-Cu	Ni ₃ Sn	α-Fe		
1	100	2	2,60	2,76	2,93	730	640
2	160	2	2,70	2,82	3,46	750	645
3	160	3	2,80	3,03	3,98	780	655
4	200	2	2,92	3,48	4,12	800	675
5	200	3	2,99	3,63	4,34	810	680

для фаз γ-Cu з 2,60 ГПа (зразок 1) до 2,99 ГПа (зразок 5) і відповідно для Ni₃Sn та α-Fe з 2,76 до 3,63 ГПа, з 2,93 до 4,34 ГПа. При цьому спостерігали підвищення показників міцності на стиск з 730 до 810 МПа і згин – з 640 до 680 МПа. Підвищення показників механічних характеристик у зразках 4 і 5 у порівнянні зі зразками 1 і 2 свідчить про те, що взаємодія елементів при одержанні КАМ відбувається по-різному, і перед усім, вона залежить від технологічних параметрів гарячого допресовування і по-різному впливає на процеси структуроутворення. Властивості КАМ, окрім технологічних режимів їх одержання, ще й залежать від складу вихідних речовин. Знаючи домішки сполук до вихідних речовин, які утворюють стійкі наноструктури в перехідній зоні, під час одержання КАМ, можна поліпшити їх експлуатаційні властивості. Для з'ясування цих питань розглянемо процес впливу деяких сполук перехідних металів на формування структури перехідної зони та механічних властивостей розглядуваних КАМ. Оскільки значна доля атомів вуглецю, утворених в результаті графітизації алмазних частинок під час спікання композиції, знаходиться на поверхні алмазів, що є визначальним у формуванні своєрідних наноструктур в перехідній зоні та властивостей КАМ.

ВПЛИВ CrV₂, TiV₂ і WC НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДОСЛІДЖУВАНИХ КАМ, ОДЕРЖАНИХ ЗА РІЗНИХ УМОВ ГАРЯЧОГО ДОПРЕСОВУВАННЯ

Результати структурного дослідження перехідної зони алмаз-матриця зразків КАМ, отрима-

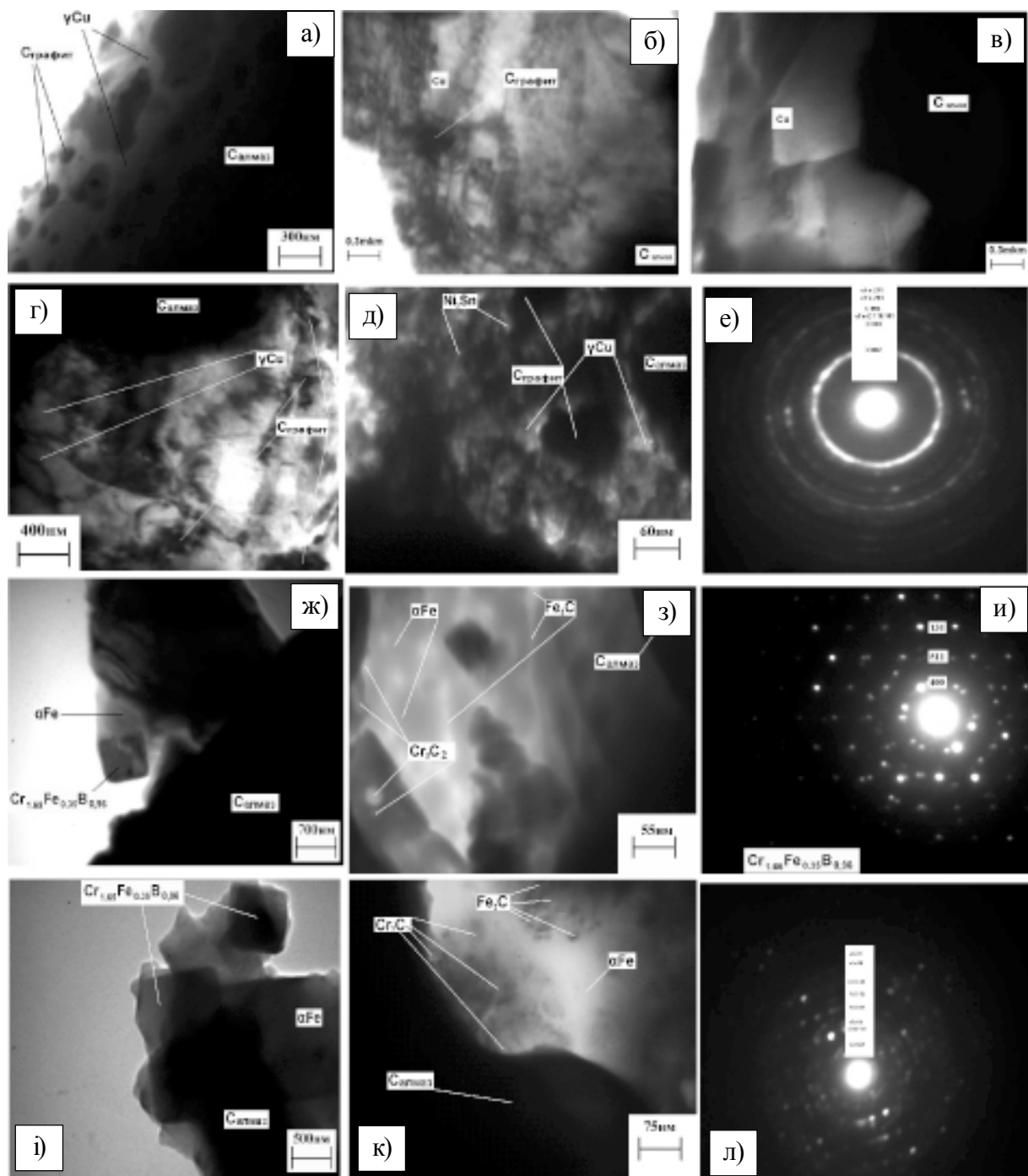


Рис. 4. Мікроскопічні (ПЕМ) зображення перехідної зони алмаз матриця зразків КАМ 6 (а), 7 (б), 8 (в), 9 (г), 10 (д), 11 (ж, з) і 12 (і, к) та мікроелектронограми зразків 10 (е), 11 (и) і 12 (л), одержаних з шихти алмаз 49,98% Fe-31,36% Cu-8,82% Ni-7,84% Sn-2% CrB₂ (мас. %) спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800°C впродовж години з гарячим допресовуванням при: : 6 – $p = 100$ МПа, $t = 1$ хв., 7 – $p = 100$ МПа, $t = 2$ хв., 8 – $p = 100$ МПа, $t = 3$ хв., 9 – $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв., 10 – $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв., 11 – $p = 200$ МПа, $t = 2$ хв.; 12 – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв.

них з вихідної шихти з добавкою дихорид хрому в кількості 2 мас.% спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °C впродовж однієї години з гарячим допресовуванням, наведені на рис. 4. Аналіз цих результатів свідчить про те, що перехідна зона алмаз-матриця в залежності від параметрів гарячого допресовування має широкий спектр структурних не-

однорідностей. Порівняння одержаних результатів з даними (рис. 2) показало, що структура перехідної зони має зовсім іншу будову, ніж структура металевої зв'язки. Так, перехідна зона зразків КАМ 6 – 10, одержаних за тисків 100 і 160 МПа незалежно від тривалості процесу, складається γ -Cu і Ni₃Sn з графітовими включеннями (рис. 4а – д). Зазначене пов'я-

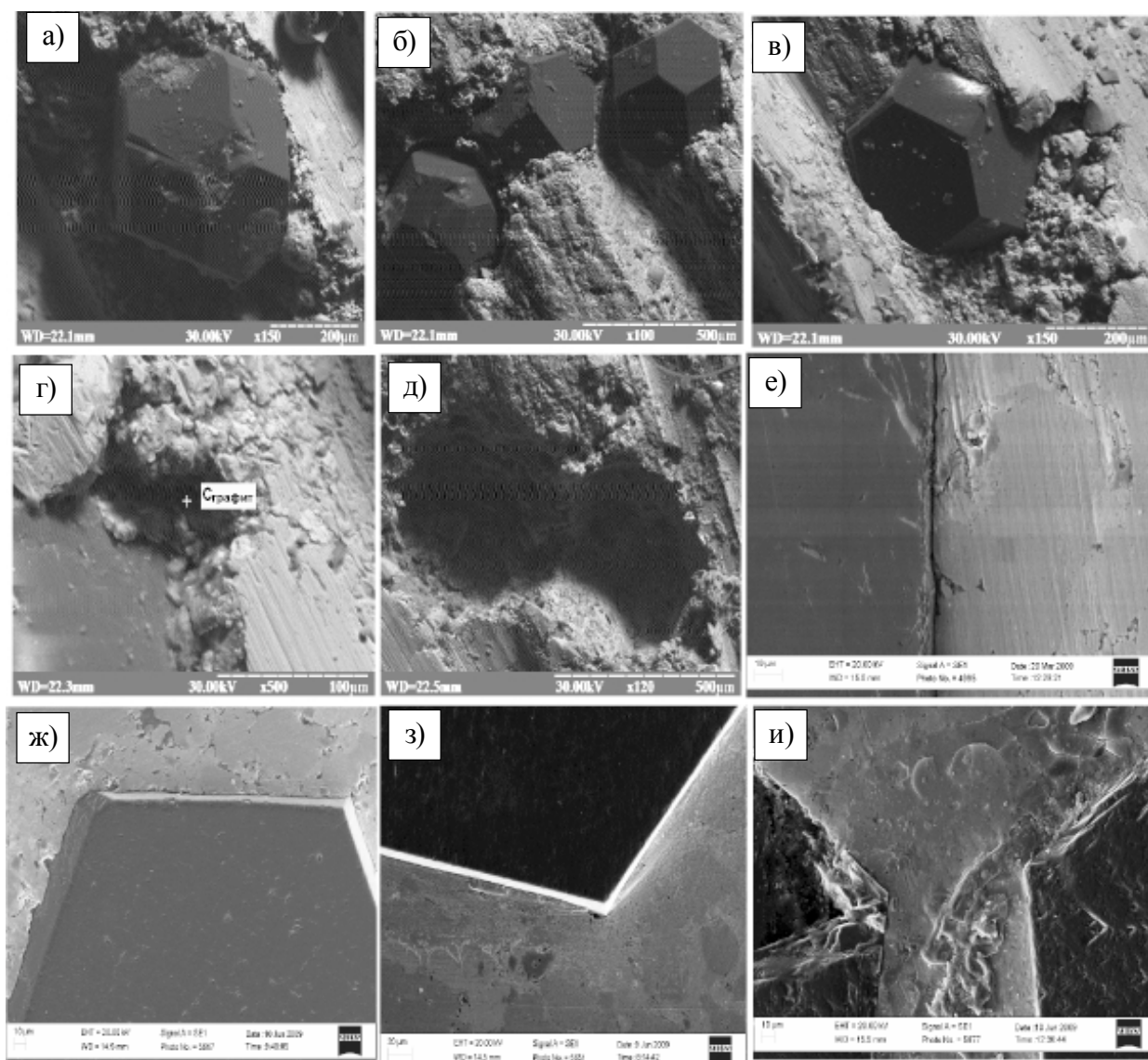


Рис. 5. Мікроскопічні (РЕМ) зображення робочій поверхні зразків КАМ 6 (а, б), 7(в), 8 (г), 9 (д), 10 (е), 11 (ж), 12 (з) і 13 (и) після їх роботи.

зано з тим, що під час формування композиції на етапі спікання евтектична рідина в системі Cu-Sn контактує з алмазом, що перешкоджає провзаємодіяти вуглецю утвореного внаслідок графітизації алмазів, з твердими фазами α -Fe та CrB₂. У цьому випадку структура перехідної зони має таку саму будову як і структура перехідної зони для зразків КАМ 1 – 3, що не містять у складі вихідних речовин CrB₂ (див. рис. 3а – в). Усе це є причиною утворення графітових включень в перехідній зоні, що погіршує механічні характеристики таких композитів (рис. 5). Виявлено (рис. 5а – в), що на робочій поверхні цих КАМ після їх роботи спостерігаються як кутові, так і повздовжні переміщення алмазів у зв'язці композиту, що є причиною руйнування перехідної зони за механізмом

інтенсивного розтріскування та передчасного випадіння алмазів з матриці композиту (рис. 5г, д). Контакт алмаз матриця в цих ситуаціях нещільний (рис. 5е). У випадку підвищення тиску від 160 до 200 МПа у структурі перехідної зони зразка 11 виявлено боридні Cr_{1.65}Fe_{0.35}B_{0.96} (рис. 4ж) та карбідні прошарки Fe₃C і Cr₃C₂ (рис. 4з, и) завтовшки 5 ÷ 40 нм. При цьому, в перехідній зоні зразка відсутні графітові утворення, мікротріщини та пори, що підвищує адгезійні та експлуатаційні властивості КАМ, включаючи і зносостійкість. Механізм утворення наноструктури із цих складних фаз обумовлений тим, що атоми вуглецю, які утворилися в результаті графітизації алмазів, продифундували в кристалічну решітку CrB₂ і α -Fe.

Зі збільшенням тривалості гарячого допресування з 2 до 3 хв. в перехідній зоні зразка 12 виявлено ще й прошарки Cr_3C_2 завтовшки $5 \div 50$ нм (рис. 4к). Механізм цих процесів такий самий як і для зразка 11, але взаємодія елементів відбувається сильніше. Зазначені ефекти відбуваються тільки при вдалому визначенні кількості CrB_2 у складі вихідної шихти та параметрів гарячого допресування. У цьому випадку висота зношених алмазів перевищує половину їх діаметра (рис. 5ж, з), а матриця в оточенні алмаза навіть не розрізняється зернистістю, що значно поліпшує механічні та експлуатаційні властивості КАМ. Відзначимо, що при невдалому визначенні одного із зазначених параметрів механічні та експлуатаційні властивості КАМ досліджуваної системи погіршуються. Так зокрема, в зв'язці в оточенні алмаза зразка 13, одержаного з вихідної шихти, що містить 6 мас.% CrB_2 , спостерігаються тріщини по усій висоті алмазовмісного шару (рис. 5и).

Методами структурного аналізу встановлено, що ведення до складу вихідної шихти добавок TiB_2 (зразок 14) і WC (зразок 15) не призвело до утворення нових фаз та поліпшення структури КАМ (рис. 6а, б). В цьому разі атоми вуглецю, які утворились під час графітизації алмазів на етапі спікання композиції у муфельній печі, не можуть продифундувати в кристалічну решітку матриці під час її гарячого допресування, що обумовлено структурними особливостями TiB_2 і WC (пружні характеристики цих сполук значно вищі, ніж в CrB_2) [25]. От-

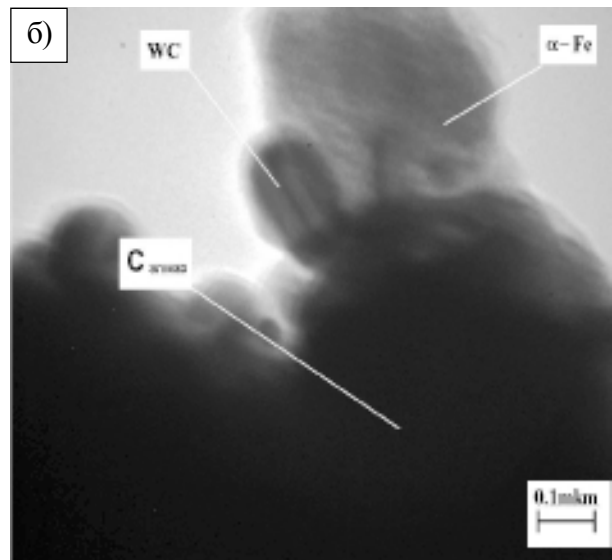
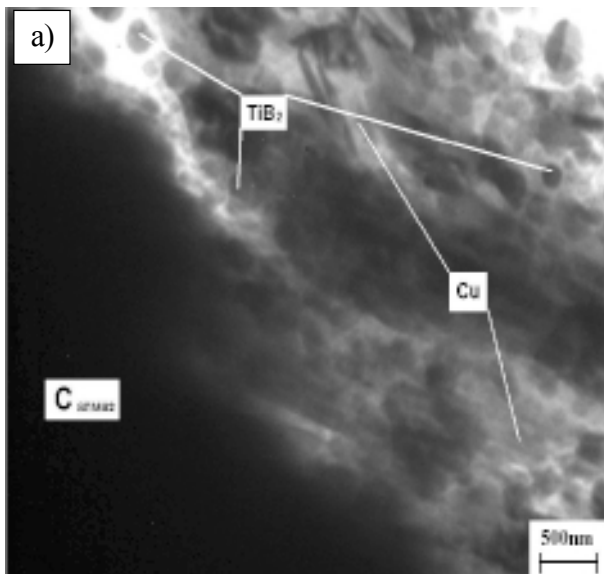


Рис. 6. Електронно-мікроскопічні зображення перехідної зони алмаз матриця зразків КАМ 14 (а) і 15 (б), одержаних з шихти алмаз 49,98% Fe-31,36% Cu-8,82% Ni-7,84% Sn-2% TiB_2 (мас. %) і алмаз 49,98% Fe-31,36% Cu-8,82% Ni-7,84% Sn-2% WC (мас.%) спіканням в пресформах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресуванням при: 14 – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв.; 15 – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв.

же, використання CrB_2 у складі КАМ на відміну від TiB_2 і WC забезпечує повне зневуглецювання в перехідній зоні шляхом утворення прошарків Cr_3C_2 , Cr_3C_2 , $Cr_{1.65}Fe_{0.35}B_{0.96}$ і Fe_3C нанорозмірної товщини (5 – 40 нм), що поліпшує службові властивості композитів.

Результати визначення мікротвердості, міцності на згин та стиск досліджуваних зразків КАМ (зразки 9 – 12, 14 і 15) наведено в табл. 4. Аналіз одержаних результатів наочно демонструє, що оптимізація складу шихти та технологічних режимів гарячого допресування даної композиції сприяє поліпшенню

Таблиця 4
Механічні властивості зразків КАМ, отриманих гарячим пресування

Зразок	Тиск, МПа	Тривалість гарячої допресовки, хв.	Мікротвердість H_v , ГПа			Міцність на стиск σ_c , МПа	Міцність на згин σ_z , МПа
			$\gamma-Cu$	Ni_3Sn	$\alpha-Fe$		
9	160	1	2,60	2,76	2,93	730	640
10	160	2	2,70	2,82	3,46	750	645
11	200	2	2,80	3,03	3,98	780	655
12	200	3	2,92	3,48	4,12	840	675
14	200	3	2,91	3,44	4,10	826	624
15	200	3	2,93	3,46	4,14	838	628

механічних властивостей композиційних матеріалів.

Так, при збільшенні тиску від 160 до 200 МПа та тривалості гарячого допресовування від 1 до 3 хв. спостерігається помітне підвищення показників мікротвердості ділянок зв'язки з фаз γ-Cu з 2, 60 – 2,70 ГПа (зразки 9 і 10) до 2,80 – 2,92 ГПа (зразки 11 і 12), а також ділянок зв'язки для фаз α-Fe з 2,93 – 3,46 ГПа до 3,98 – 4,12 ГПа, що є важливим для технології КАМ.

При цьому спостерігається підвищення показників мікротвердості для фаз Ni₃Sn та міцності на стиск з 730 – 750 МПа до 780 – 840 МПа і згин – з 640 – 645 до 655 – 675 МПа. Хоча слід відмітити, що показники міцності на згин при введенні до складу вихідної шихти домішок дибориду титану і карбиду вольфраму (зразки 14 і 15) мають дещо менші значення, ніж при введенні домішки дибориду хрому (зразки 9 – 12). Зносостійкість досліджуваних зразків КАМ на відміну від їх механічних характеристик змінюється значніше. Результати випробувань на зносостійкість зразків КАМ 1 – 15, одержаних спіканням в пресформах в муфельній печі за температури 800°C впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за різних *p-t* умов, наведені в табл. 5. Аналіз цієї таблиці показав, що зносостійкість КАМ базової системи (серійний склад) залежить від технологічних режимів гарячого допресовування. Зі збільшенням тиску від 100 до 200 МПа та тривалості гарячого допресовування від 2 до 3 хв. масовий знос КАМ зменшується з 5,0 до 3,0 (зразки 1 і 5). Цей ефект пов'язаний з тим, що під час гарячого допресовування цієї композиції за тиску 200 МПа впродовж 3 хв., атоми вуглецю, які утворилися в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання в печі, продифундували в кристалічну решітку α-Fe з утворенням в перехідній зоні наноструктури з Fe₃C (див. рис. 3г, д), що призвело до знеуглецювання та покращення механічних властивостей КАМ, включаючи і алмазоутримання.

Порівняльні результати показали, що зносостійкість КАМ ще й значно залежить від типу добавки. Так, введення CrB₂ до складу КАМ та оптимізація параметрів гарячого до-

Таблиця 5
Вплив домішок CrB₂, TiB₂, WC до складу КАМ алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn (мас.%) та параметрів гарячого допресовування на їх зносостійкість

Зразок	Склад КАМ	Параметри гарячого допресовування		Масовий знос, карат
		Тиск <i>p</i> , МПа	Тривалість <i>t</i> , хв.	
1	алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn	100	2	5,0
2	алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn	160	2	4,2
3	алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn	160	3	4,0
4	алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn	200	2	3,4
5	алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn	200	3	3,0
9	алмаз-49,98%Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2%CrB ₂	160	2	3,6
10	алмаз-49,98%Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2%CrB ₂	160	3	3,5
11	алмаз-49,98%Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2%CrB ₂	200	2	2,9
12	алмаз-49,98%Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2%CrB ₂	200	3	2,1
14	алмаз-49,98%Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2%TiB ₂	200	3	2,7
15	алмаз-49,98%Fe-31,36%Cu-8,82%Ni-7,84%Sn-2%WC	200	3	4,0

пресовування забезпечило найбільшу їх стійкість проти зношування (зразок 12). Таке значне підвищення зносостійкості пояснюється тим, що в цьому випадку має місце ще й взаємодія атомарного вуглецю з CrB₂, яка супроводжується утворенням більш стійкої наноструктури з Cr₃C₂, Cr₇C₃ і Cr_{1,65}Fe_{0,35}B_{0,96}, ніж Fe₃C (див. рис. 6). При введенні добавок TiB₂ і WC до складу КАМ спостерігається зменшення їх зносостійкості (зразки 14 і 15). В цьому разі атоми вуглецю, які утворилися в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання в печі, не можуть увійти в кристалічну решітку TiB₂ і WC (див. рис. 6), що обумовлено їх високими пружними характеристиками. Таким чином, отримані результати показали, що підвищення показників зносостійкості у зразків 4, 5, 11 і 12 порівняно зі зразками 1 – 3 і 14, 15 свідчить про те що взаємодія між елементами під час їх одержання відбувається не однаково, і, перед усім, вона зале-

жить від складу вихідної шихти і технологічних параметрів гарячого допресовування та по-різному впливає на властивості КАМ.

Промислові випробування серійних та розроблених КАМ (сегменти розмірами 40,0×12,0×3,2 мм) здійснювали під час розпилювання гранітних плит Капустянського родовища алмазними відрізними сегментними кругами (АВСК) діаметром 320 мм на стаціонарному верстаті Breton FR 800 на фірмі ООО "Інстех" (м. Київ) при глибині однопрохідного різання 0,010 м, швидкості поздовжньої подачі від 3,0 до 4,0 м/хв. та швидкості ковзання 4,0 м/с. В якості охолоджувальної рідини використовувалась звичайна вода, об'ємна витрата якої становила 20 л/хв. Порівняльні результати (табл. 6) показали, що зносостійкість алмазних відрізними сегментних кругів (АВСК) з розроблених КАМ (сегменти, які зроблені по типу зразків 12) в 2,4 рази перевищує зносостійкість АВСК з КАМ, одержаних за промисловою технологією (сегменти, які зроблені по типу зразків 1). Це пов'язано з тим, що під час одержання таких КАМ, вуглець, який утворився в результаті графітизації алмазів на етапі спікання композиції в печі, продифундував в кристалічну решітку α -Fe і CrB_2 . Внаслідок чого відбувається утворення в перехідній зоні наноструктури з Fe_3C , Cr_3C_2 , Cr_7C_3 і $\text{Cr}_{1,65}\text{Fe}_{0,35}\text{B}_{0,96}$ (див. рис. 4ж, з, і, к), що і призводить до зневуглицювання в перехідній зоні та підвищення адгезійних і експлуатаційних властивостей КАМ. Крім того, розроблений інструмент (2) під час різання граніту забезпечує надійну роботу в умовах підвищеної продуктивності на усьому етапі

його експлуатації. При цьому на обробленій поверхні гранітних плит не спостерігається видимих сколів, а на робочій поверхні зв'язки в оточенні алмазних частинок не виявлено ділянок, зруйнованих за механізмом інтенсивного розтріскування. Також не було відривів робочих елементів від корпусу круга і підкладки композита, що трапляється під час експлуатації інструментів, виготовлених з серійних КАМ. Отже, результати проведених промислових випробувань свідчать про якість розроблених КАМ та конкурентоспроможність інструментів на їх основі.

Таким чином, отримані результати свідчать про те, що структура перехідної зони значно відрізняється від структури металеві зв'язки внаслідок взаємодії вуглецю, утвореного під час графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, з її складниками. Ця взаємодія при правильному визначенні складу вихідних речовин та технологічних режимів гарячого допресовування стає потужним джерелом для утворення наноструктури в перехідній зоні, яка має великий потенціал для технології одержання КАМ, з новими корисними властивостями та практичних застосувань. В цьому напрямку цікавими залишаються дослідження впливу взаємодії вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні різних марок алмазних частинок під час спікання композиції, з іншими сполуками перехідних металів.

Встановлені закономірності є актуальними і вагомими для теоретичної науки, оскільки поглиблюють вже встановлені підходи щодо прогнозування фізичного стану алмазовмісних композицій під час їх формування та ще й дозволяють впливати на взаємодію елементів у потрібному напрямку.

Таблиця 6
Результати промислових випробувань
АВСК на зносостійкість

Характеристика інструмента	Швидкість поздовжньої прорізки, м/хв.	Продуктивність різання, $\text{см}^2/\text{хв.}$	Об'єм спостереження, $\text{м}^2/\text{пл. різ.}$	Знос алмазовмісного шару по радіусу, мм	Питома витрата алмазів, карат/ $\text{м}^2/\text{пл. різ.}$
АВСК 320 АС 160 Т 400/315 (серійний)	3,0	300	10	5,1	1,86
	4,0	400	10	6,4	2,33
АВСК 320 АС 160 Т 400/315 (дослідний)	3,0	300	10	2,5	0,75
	4,0	400	10	2,9	1,00

ВИСНОВКИ

Проведені дослідження структурно-фазового стану і фізико-механічних властивостей композитів алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn (мас.%) та аналогічних композитів, що містять домішки CrB_2 , TiB_2 , WC, одержаних спіканням в прес-формах в муфельній печі з гарячим допресовуванням, показали, що:

1. Структуроване фазоутворення в композиції алмаз-51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn від-

бувається за іншої послідовності, ніж передбачається відомими на цей час фазовими діаграмами для складників зв'язки, і за інших інтервалів тиску та тривалості гарячого допресовування. Структура металевої зв'язки КАМ складається з твердих розчинів на основі міді (параметр решітки $a = 3,608 \text{ \AA}$), твердих розчинів на основі заліза ($a = 2,868 \text{ \AA}$) та сполук Cu₉NiSn₃ ($a = 18,02 \text{ \AA}$), і NiSn₃ ($a = 4,238 \text{ \AA}$) не залежно від технологічних режимів гарячого допресовування. Водночас структура перехідної зони алмаз-матриця має суто ієрархічну будову і залежить від параметрів гарячого допресовування.

2. Перехідна зона КАМ, отриманих за недостатнього тиску та тривалості гарячого допресовування складається з фаз γ -Cu і Ni₃Sn з графітовими включеннями нанорозмірної товщини, що є причиною її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасного випадіння алмазів з матриці і зношування КАМ. При підвищенні тиску (200 МПа) та тривалості гарячого допресовування (3 хв.) в структурі перехідної зони з'являється прошарки з Fe₃C завтовшки 5 ÷ 40 нм, що спричиняє поліпшення механічних характеристик КАМ.
3. Використання домішки CrV₂ у складі вихідної шихти та оптимізація параметрів гарячого допресовування забезпечує повне знеуглецювання в перехідній зоні шляхом утворення прошарків з Fe₃C, Cr₃C₂, Cr₇C₃ і Cr_{1,65}Fe_{0,35}V_{0,96} нанорозмірної товщини та значне підвищення зносостійкості КАМ.
4. Введення домішок TiV₂ і WC до складу вихідних речовин не призводить до утворення наноструктур в перехідній зоні та підвищення зносостійкості КАМ.
5. Ключовим для одержання промислово перспективних композитів є утворення в перехідній зоні алмаз-матриця прошарків з Fe₃C, Cr₃C₂, Cr₇C₃ і Cr_{1,65}Fe_{0,35}V_{0,96} нанорозмірної товщини внаслідок взаємодії вуглецю, утвореного при графітизації алмазних частинок на етапі спікання композиції, з α -Fe і CrV₂ під час її гарячого допресовування.

ЛІТЕРАТУРА

1. Металлическая связка для абразивного инструмента: А. с. 339393 СССР, МПК³ B24d3/05/Э.Э. Митрова, Е.Б. Верник, В.Н. Галицкий, В.А. Муровский, К.П. Хукаленко, Э.В. Рылев, Ю.Г. Суплин. – Заявл. 12.08.1970; Опубл. 24.05.1972, Бюл. № 17.
2. Металлическая связка для алмазного инструмента: А. с. 985111 СССР, МПК³ C22C9/16, B24d3/06/ В.Н. Галицкий, А.В. Киришук, С.И. Лищинский, В.Н. Мельник, В.А. Муровский, Б.И. Полупан, А.А. Сагарда. – Заявл. 16.12.1980; Опубл. 30.12.1982, Бюл. № 48.
3. Способ получения поликристаллических, спрессованных в форме “сэндвича” материалов Заявка № 2639633 Франция. General Electric Company/Hyun Sam Che. – Приор. 30.10.1988 – США; Опубл. 01.06.1990.
4. Ramakrishnan N. An analytical study on strengthening of particulate reinforced metal matrix composites//Acta Mater.– 1996.–Vol. 44.– P. 69-77.
5. Шихта для виготовлення абразивного матеріалу: Пат. 64274 Україна, МПК B24D3/04, B22F3/12, E21B10/46, C22C29/14/М.О. Бондаренко, В.А. Мечник, О.М. Жуковський. Заявник і патентовласник ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України. – Заяв. 24.02.2003; Опубл. 15.12.2005; Бюл. № 12.– 5 с.
6. Связка для изготовления алмазного инструмента: Пат. 2286242 С1 РФ, МПК B24D3/06/ Е.А. Левашов, В.А. Андреев, В.В. Курбаткина. – Заявл. 14.11.2005; Опубл. 27.10.2006. – 3 с.
7. Mickiewicz Z., Skiers M. Tin influence on diamond-metal hot pressed tools for stone cutting// J. Mater. Proc. Tech.– 2006. – Vol. 175, No 1-3. – P. 306-315.
8. Binder for the Fabrication of diamond tool: Pat. 2009107291 AI US, B22F1/00/Е.А. Levashov, V.F. Andreev, V.V. Kurbatkina. – Publ. 30.04.2009.
9. Надтвердий композиційний матеріал: Пат. 63989 Україна, МПК B24D3/04, B24D3/06/ М.О. Бондаренко, А.Ф. Лисовський, В.А. Мечник. Заявник і патентовласник ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України. – Заяв. 04.04.2011; Опубл. 25.10.2011; Бюл. № 20. – 4 с.
10. Бондаренко Н., Жуковский А., Мечник В. Основы создания алмазосодержащих композиционных материалов для породоразрушающих инструментов. – К.: Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008 – 456 с.

11. Новиков Н.В., Бондаренко Н.А., Кулик О.Г., Мечник В.А. Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 2. Физико-химические особенности формирования структуры и свойств//Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, № 3. – С. 79-87.
12. Бондаренко М.О., Мечник В.А. Вплив технологічних режимів гарячої допресовки на структуру і властивості композитів алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn для породоруйнівних інструментів//Наук. пр. ДонНТУ. Сер. Гірничо-геологічна. – 2011. – Вип. 14 (181). – С. 143-149.
13. Мечник В.А. Энергетические аспекты эффекта улучшения структуры сверхтвердых материалов. Система алмаз-(Fe+Cu+Ni+Sn)//Проблемы машиностроения. – 2007. – Т. 10, № 3. – С.87-93.
14. Бондаренко Н.А., Мечник В.А. О природе повышенного алмазодержания в композитах алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn, полученных комбинированным методом//Сб. науч. трудов. Породо-разрушающий и металлообрабатывающий инструмент-техника и технология его изготовления и применения. – 2011. – Вып. 14. – С. 327-334.
15. Найдич Ю.В., Уманский В.П., Лавриненко И.А. Прочность алмазметаллического контакта и пайка алмазов. – К: Наук. думка, 1988. – 136 с.
16. Савицкий А.П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. – Новосибирск: Наука, 1991. – 184 с.
17. Мечник В.А. Структурные особенности и свойства композитов алмаз-(51%Fe-32%Cu-9%Ni-8%Sn), отличающихся способами спекания//Науковий вісник. НГУ. – 2007. – № 7. – С. 10-14.
18. Бондаренко М., Мечник В., Куракевич О. та інш. Механізми масопереносу і структуроутворення в алмазовмісній системі при наявності енергетичних бар'єрів//Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – Т. 12, № 2. – С. 301-310.
19. Howe's V.R. The graphitization of diamond//Proc. Phys. – 1962. – Vol. 80, No. 3. – P. 64-662.
20. Seal M. The effect of surface orientation on the graphitization of diamond//Phys. Stat. Sol. – 1963. – Vol. 3, No. 4. – P. 658-664.
21. Мечник В.А. Композиційні алмазовмісній матеріали алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn з прогнозовано стабільними характеристиками//Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – № 5. – С. 34-42.
22. Бондаренко М.О., Мечник В.А., Супрун М.В. Особливості усадки і її швидкості в системі $C_{\text{алмаз}}\text{-Fe-Cu-Ni-Sn-CrB}_2$ при гарячому пресуванні зразків, попередньо отриманих вільним спіканням//Сверхтвердые материалы. – 2009. – № 4. – С. 29-39.
23. Бондаренко М.О., Мечник В.А., Супрун М.В. та інш. Особливості твердофазного та рідкофазного спікання алмазовмісних матеріалів для породоруйнівних інструментів//Наук. вісн. НГУ. – 2009. – № 11. – С. 6-12.
24. Скороход В.В., Солонин Ю.М., Уварова И.В. Химические, диффузионные и реологические процессы в технологии порошковых материалов. – К.: Наукова думка, 1990. – 248 с.
25. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения: Справочник. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
26. Kraus W. and Nolze G. Powder Cell-A program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns//J. Appl. Cryst. – 1996, No. 29. – P. 301-303.
27. Powder Diffraction File 1974: Search manual alphabetical listing and search section of frequently encountered phases. Inorganic. – Philadelphia, 1974.

LITERATURA

1. Metallicheskaya svyazka dlya abrazivnogo instrumenta: A. s. 339393 SSSR, MPK³ B24d3/05/ 'E. 'E. Mitrova, E.B. Vernik, V.N. Galickij, V.A. Murovskij, K.P. Hukalenko, 'E.V. Rylev, Yu.G. Suplin. – Zayavl. 12.08.1970; Opubl. 24.05.1972, Byul. № 17.
2. Metallicheskaya svyazka dlya almaznogo instrumenta: A. s. 985111 SSSR, MPK³ C22C9/16, B24d3/06/ V.N. Galickij, A.V. Kirischuk, S.I. Lischinskij, V.N. Mel'nik, V.A. Murovskij, B.I. Polupan, A.A. Sagarda. – Zayavl. 16.12.1980; Opubl. 30.12.1982, Byul. № 48.
3. Sposob polucheniya polikristallicheskih, spressovannyh v forme "s'endvicha" materialov Zayavka № 2639633 Franciya. General Electric Company/Hyun Sam Che. – Prior. 30.10. 1988 – SShA; Opubl. 01.06.1990.
4. Ramakrishnan N. An analytical study on strengthening of particulate reinforced metal matrix composites//Acta Mater. – 1996. – Vol. 44. – P. 69-77.
5. Shihta dlya vigotovlennya abrazivnogo materialu: Pat. 64274 Ukraïna, MPK B24D3/04, B22F3/12, E21B10/46, C22C29/14/M.O. Bondarenko, V.A. Mechnik, O.M. Zhukovs'kij. Zayavnik i pa-

- tentovlasnik INM im. V.M. Bakulya NAN Ukraini. – Zayav. 24.02.2003; Opubl. 15.12.2005; Byul. № 12. – 5 s.
6. Svyazka dlya izgotovleniya almaznogo instrumenta: Pat. 2286242 S1 RF, MPK B24D3/06/E.A. Levashov, V.A. Andreev, V.V. Kurbatkina. – Zayavl. 14.11.2005; Opubl. 27.10.2006. – 3 s.
 7. Mickiewicz Z., Skiers M. Tin influence on diamond-metal hot pressed tools for stone cutting// J. Mater. Proc. Tech. – 2006. – Vol. 175, No 1-3. – P. 306-315.
 8. Binder fort he Fabrication of diamond tool: Pat. 2009107291 AI US, B22F1/00/E.A. Levashov, V.F. Andreev, V.V. Kurbatkina. – Publ. 30.04.2009.
 9. Nadtverdij kompozicijnij material: Pat. 63989 Ukraina, MPK B24D3/04, B24D3/06/M.O. Bondarenko, A.F. Lisov'skij, V.A. Mechnik. Zayavnik i patentovlasnik INM im. V.M. Bakulya NAN Ukraini. – Zayav. 04.04.2011; Opubl. 25.10.2011; Byul. № 20. – 4 s.
 10. Bondarenko N., Zhukovskij A., Mechnik V. Osnovy sozdaniya almazosoderzhaschih kompozicijnyh materialov dlya porodorzushayuschih instrumentov. – K.: Institut sverhtverdyh materialov im. V.N. Bakulya NAN Ukrainy, 2008 – 456 s.
 11. Novikov N.V., Bondarenko N.A., Kulik O.G., Mechnik V.A. Fiziko-matematicheskoe modelirovanie processov spekanija mnogokomponentnyh almazosoderzhaschih kompozicij. 2. Fiziko-himicheskie osobennosti formirovaniya struktury i svojstv//Fizicheskaya mezomehanika. – 2004. – T. 7, № 3. – S. 79-87.
 12. Bondarenko M.O., Mechnik V.A. Vpliv tehnologichnih rezhimiv garyachoi dopresovki na strukturu i vlastivosti kompozitiv almaz- $Fe-Cu-Ni-Sn$ dlya porodorujnivnih instrumentiv//Nauk. pr. DonNTU. Ser. Girnicho-geologichna. – 2011. – Vip. 14 (181). – S. 143-149.
 13. Mechnik V.A. 'Energeticheskie aspekty 'effekta uluchsheniya struktury sverhtverdyh materialov. Sistema almaz-($Fe+Cu+Ni+Sn$)//Problemy mashinostroeniya. – 2007. – T. 10, № 3. – S.87-93.
 14. Bondarenko N. A., Mechnik V.A. O prirode povyshennogo almazouderzhaniya v kompozitah almaz- $Fe-Cu-Ni-Sn$, poluchennyh kombinirovannym metodom//Sb. nauch. trudov. Porodorazrushayuschij i metalloobrabatyvayuschij instrument-tehnika i tehnologiya ego izgotovleniya i primeniya. – 2011. – Vyp. 14. – S. 327-334.
 15. Najdich Yu.V., Umanskij V.P., Lavrinenko I.A. Prochnost' almazometallicheskogo kontakta i pajka almazov. – K: Nauk. dumka, 1988. – 136 s.
 16. Savickij A.P. Zhidkofaznoe spekanie sistem s vzaimodejstvuyuschimi komponentami. – Novosibirsk: Nauka, 1991. – 184 s.
 17. Mechnik V.A. Strukturnye osobennosti i svojstva kompozitiv almaz-(51% Fe -32% Cu -9% Ni -8% Sn), otlichayuschihsya sposobami spekanija// Naukovij visnik. NGU.– 2007.– № 7.– S. 10-14.
 18. Bondarenko M., Mechnik V., Kurakevich O. ta insh. Mehanizmi masoperenosu i strukturoutvo-rennya v almazovmisnij sistemi pri nayavnosti energetichnih bar'eriv//Fizika i himiya tverdogo tila. – 2011.– T. 12, № 2. – S. 301-310.
 19. Howe's V. The graphitization of diamond//Proc. Phys. – 1962. – Vol. 80, No. 3.– P. 64-662.
 20. Seal M. The effect of surface orientation on the graphitization of diamond//Phys. Stat. Sol. – 1963. – Vol. 3, No. 4.– P. 658-664.
 21. Mechnik V.A. Kompozicijni almazovmisnij materialy almaz- $Fe-Cu-Ni-Sn$ z prognozovano stabil'nimi harakteristikami//Fiziko-himichna mehanika materialiv. – 2012. – № 5. – S. 34-42.
 22. Bondarenko M.O., Mechnik V.A., Suprun M.V. Osoblivosti usadki i ii shvidkosti v sistemi S_{almaz} - $Fe-Cu-Ni-Sn-CrB_2$ pri garyachomu presuvanni zrazkiv, poperedn' o otrimanih vil'nim spikannyam //Sverhtverdye materialy. – 2009. – № 4. – S. 29-39.
 23. Bondarenko M.O., Mechnik V.A., Suprun M.V. ta insh. Osoblivosti tverdogfaznogo ta ridkofaznogo spikannya almazovmisnih materialiv dlya porodorujnivnih instrumentiv//Nauk. visn. NGU. – 2009. – № 11. – S. 6-12.
 24. Skorohod V.V., Solonin Yu.M., Uvarova I.V. Himicheskie, diffuzionnye i reologicheskie processy v tehnologii poroshkovykh materialov. – K.: Naukova dumka, 1990. – 248 s.
 25. Samsonov G.V., Vinnickij I.M. Tugoplavkie soedineniya: Spravochnik. – M.: Metallurgiya, 1976. – 560 s.
 26. Kraus W. and Nolze G. Powder Cell—A program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns//J. Appl. Cryst. – 1996, No. 29. – P. 301-303.
 27. Powder Diffraction File 1974: Search manual alphabetical listing and search section of frequently encountered phases. Inorganic.— Philadelphia, 1974.