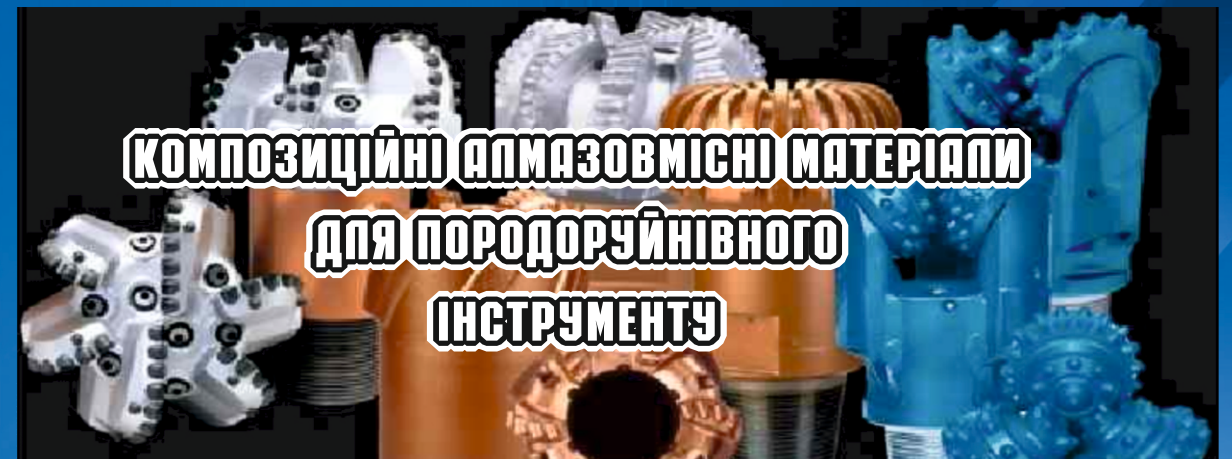


В. А. Мечник, В. П. Нерубацький, Е. С. Геворкян



Монографія

2023

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ

В. А. Мечник, В. П. Нерубацький, Е. С. Геворкян

**КОМПОЗИЦІЙНІ АЛМАЗОВМІСНІ МАТЕРІАЛИ
ДЛЯ ПОРОДОРУЙНІВНОГО ІНСТРУМЕНТУ**

Монографія

Рекомендовано вченою радою Українського державного університету
залізничного транспорту

Харків – 2023

УДК 620.22–419:621.921.34

M55

Рецензенти:

Литовченко Сергій Володимирович, доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри матеріалів реакторобудування та фізичних технологій Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна;

Пітак Ярослав Миколайович, доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри технології кераміки, вогнетривів, скла та емалей Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут»;

Rucki Mirosław, Dr. Habilitated Eng., Professor of Faculty of Mechanical Engineering of Kazimierz Pulaski University of Technology and Humanities in Radom (Poland).

*Рекомендовано вченою радою Українського державного університету
залізничного транспорту як монографія*

(витяг з протоколу № 5 засідання вченої ради від 29.09.2023 р.)

M55 Мечник В. А., Нерубацький В. П., Геворкян Е. С. Композиційні алмазовмісні матеріали для породоруйнівного інструменту: монографія. Харків: Видавець Мачулін Л. І., 2023. 298 с.

ISBN 978-617-8195-81-6

Наведено результати виконаного дослідження, спрямованого на вирішення важливої науково-технічної проблеми створення для каменеобробної і добувної промисловості композиційних матеріалів систем алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn і алмаз–Co–Cu–Sn, які містить добавки CrB_2 і CrSi_2 , спрямованим керуванням процесами взаємодії утворюваного за графітизації поверхні алмазних зерен вуглецю з твердими компонентами зв'язки, що забезпечує утворення наноструктури на границі поділу алмаз–зв'язка та підвищення зносостійкості композиційних алмазовмісних матеріалів за різних умов їх використання.

Іл. 139, табл. 61, бібліогр. 222 назв.

УДК 620.22–419:621.921.34

ISBN 978-617-8195-81-6

© Мечник В. А., Нерубацький В. П.,
Геворкян Е. С., 2023

© Український державний університет
залізничного транспорту, 2023

ЗМІСТ

СПИСОК СКОРОЧЕНЬ, ЩО ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ У МОНОГРАФІЇ	7
ПЕРЕДМОВА	8
РОЗДІЛ 1 НАУКОВІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОБЛЕМИ ОДЕРЖАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ АЛМАЗОВМІСНИХ МАТЕРІАЛІВ З ВИСОКИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ	14
1.1. Основні типи металічних зв'язок та композиційних алмазовмісних матеріалів на їх основі для виготовлення інструментів для потреб каменеобробної промисловості	14
1.2. Промислові способи одержання композиційних алмазовмісних матеріалів на основі металічних зв'язок	17
1.3. Аналіз фазоутворення в металоалмазних системах під час їх формування	21
1.4. Аналіз впливу процесів, які відбуваються в металоалмазних композиціях під час спікання, на структуру та механічні характеристики композитів	24
1.5. Теоретичні підходи щодо прогнозування фізичної поведінки гетерофазних систем в процесі їх спікання	33
1.6. Зносостійкість композиційних алмазовмісних матеріалів та інструментів на їх основі	47
1.7. Шляхи поліпшення структури та властивостей композиційних алмазовмісних матеріалів	51
РОЗДІЛ 2 ВИХІДНІ РЕЧОВИНИ, МЕТАЛОАЛМАЗНІ СУМІШІ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ ВИХІДНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИТІВ	56
2.1. Вихідні речовини для спікання композитів	56
2.2. Дослідження морфології частинок порошку Fe, Cu, Ni, Sn, CrB ₂ , CrSi ₂ і NbN та зламів неспечених пресовок	59
2.3. Дослідження теплових потоків, силових і енергетичних параметрів процесу різання граніту відрізним кругом залежно від концентрації і зернистості алмазів, складу композита та технологічних режимів різання	60

2.4. Методи дослідження швидкості усадки, фазового складу, структури та механічних характеристик композитів	70
2.5. Дослідження контактних температур та зносу алмазних відрізних кругів в процесі їх роботи	71
2.6. Визначення добавок сполук перехідних металів у складі металоалмазної суміші, здатних поліпшити структуру та властивості композитів	77
2.7. Визначення кількості вмісту CrB_2 в металоалмазній композиції та обґрунтування оптимального складу шихти для одержання композитів з підвищеними експлуатаційними характеристиками	84

РОЗДІЛ 3

НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИЙ СТАН ЗВ'ЯЗКИ В ОКОЛІ АЛМАЗНОГО ЗЕРНА, ЩО ЗНАХОДИТЬСЯ ПІД ДІЄЮ НОРМАЛЬНОЇ І ТАНГЕНЦІАЛЬНОЇ СКЛАДОВИХ НАВАНТАЖЕННЯ	87
3.1. Математична постановка задачі	87
3.2. Розв'язок задачі	90
3.3. Задача про кручення алмазного зерна (жорсткої вставки) відносно осі, що перпендикулярна до півплощини (зв'язки) під дією заданого моменту	91
3.4. Задача про напружено-деформований стан зв'язки при вдавлюванні в неї алмазного зерна силою, яка спрямована вздовж осі O_x	94
3.5. Задача про напружено-деформований стан зв'язки при зміщенні алмазного зерна вздовж осі O_y під дією сили F_y за відсутності моментів як від зовнішніх, так і внутрішніх сил	98
3.6. Визначення добавок сполук перехідних металів у складі металоалмазної суміші, здатних поліпшити структуру та властивості композитів	101

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ УСАДКИ ВІД СКЛАДУ МЕТАЛОАЛМАЗНОЇ КОМПОЗИЦІЇ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ РЕЖИМІВ ГАРЯЧОЇ ДОПРЕСОВКИ	108
4.1. Залежності усадки і її швидкості від тиску та тривалості гарячої допресовки частинок порошку з Cu, Ni і Fe	108
4.2. Вплив тиску під час гарячого допресовування металічних систем Cu–Sn, Ni–Sn, Fe–Sn, Cu–Ni, Fe–Cu і Fe–Ni на кінетику усадки	111

4.3. Залежності усадки і її швидкості від тиску та тривалості гарячого допресовування потрійних металічних систем Cu–Sn–Ni та Fe–Cu–Sn	115
4.4. Аналіз усадки і її швидкості від параметрів гарячого допресовування металічних зв'язок Fe–Cu–Ni–Sn і Fe–Cu–Ni–Sn–CrB ₂	116
4.5. Залежності усадки і її швидкості від тиску та часу гарячого допресовування композицій алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn і алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB ₂	123
4.6. Вплив концентрації алмазів та параметрів гарячого допресовування на кінетику усадки композицій алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB ₂	131

РОЗДІЛ 5

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В СИСТЕМАХ АЛМАЗ–Fe–Cu–Ni–Sn І АЛМАЗ–Co–Cu–Sn ПІСЛЯ ДІЇ ТЕМПЕРАТУРИ ТА ТИСКУ	136
5.1. Фрактографічний аналіз частинок порошку заліза, міді, нікелю і олова та їх пресовок	136
5.2. Структура і властивості композиційних матеріалів, одержаних спіканням в прес-формах без використання прикладеного тиску	144
5.3. Аналіз структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка композитів, одержаних вільним спіканням	148
5.4. Вплив тиску і тривалості гарячого допресовування на структуру і механічні характеристики композитів	150
5.5. Дослідження структури і властивостей композитів системи алмаз–Co–Cu–Sn	165
5.6. Композиційні алмазовмісні матеріали на основі металічних зв'язок, що містять залізо, кобальт, нікель, мідь, олово і диборид хрому	175
5.7. Зносостійкість композиційних алмазовмісних матеріалів	181
5.8. Аналіз процесів та механізмів, які сприяють поліпшенню структури і властивостей композиційних алмазовмісних матеріалів	182

РОЗДІЛ 6

ВПЛИВ СКЛАДУ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ГАРЯЧОЇ ДОПРЕСОВКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ АЛМАЗ–(Fe–Cu–Ni–Sn)–CrB ₂ , CrSi ₂ , NbN	187
6.1. Уточнення структури частинок CrB ₂ , CrSi ₂ , NbN методом Рітвелда та їх хімічний аналіз	187

6.2. Фрактографічний аналіз частинок порошку CrB ₂ , CrSi ₂ , NbN та неспечених пресовок для спікання зразків композитів	192
6.3. Дослідження структуроутворення в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn)–CrB ₂ після дії температури та тиску	196
6.4. Дослідження структуроутворення в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn)–CrSi ₂ після дії температури та тиску	225
6.5. Особливості структуроутворення в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn)–NbN після дії температури та тиску	237
РОЗДІЛ 7	
РОЗРОБКА ЕФЕКТИВНИХ АЛМАЗНИХ ВІДРІЗНИХ КРУГІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ВСТАНОВЛЕНИХ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ	249
7.1. Особливості розподілу температурних полів в композиційних алмазовмісних матеріалах під час роботи відрізного круга	249
7.2. Термопружний стан алмазного відрізного круга в процесі його роботи	261
7.3. Кінетика зношування алмазних відрізних кругів з існуючих і створених композиційних алмазовмісних матеріалів	267
7.4. Аналіз результатів	270
СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ	279

СПИСОК СКОРОЧЕНЬ, ЩО ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ У МОНОГРАФІЇ

АВСК	алмазний відрізний сегментний круг
ГЦК	гранецентрична кубічна решітка
ДТА	диференціальний термічний аналіз
КАМ	композиційний алмазовмісний матеріал
ОЦК	об'ємцентрична кубічна решітка
ПЕМ	просвічувальна електронна мікроскопія
РЕМ	растрова електронна мікроскопія
СЕМ	скануюча електронна мікроскопія

ПЕРЕДМОВА

Композиційні алмазовмісні матеріали (КАМ) на металічних зв'язках, що містять залізо, мідь, нікель і олово, широко використовують для виготовлення відрізних кругів, канатних пил, свердел-коронки, шліфувальних і полірувальних інструментів різного функціонального призначення для потреб каменеобробної та добувної галузей промисловості. Для ефективної експлуатації таких інструментів необхідно забезпечити високі фізико-механічні властивості КАМ [1]. У промислових умовах такі КАМ виготовляють методами порошкової металургії, зокрема гарячим ізостатичним пресуванням, спіканням в прес-формах в муфельних печах без застосування зовнішнього тиску (вільне спікання), спіканням в прес-формах в муфельних печах з подальшим гарячим допресуванням та гарячим пресуванням. Під час спікання таких гетерофазних систем відбувається низка складних процесів: пластична і в'язка плинність, дифузія і взаємодифузія елементів, хімічні реакції, зародкоутворення нових фаз, зміна механізмів масопереносу, пасивне переміщення алмазів і їх взаємодія з компонентами металічної зв'язки, які безпосередньо утворюють різні структури та властивості. На сьогодні стан теоретичних і експериментальних досліджень можна охарактеризувати як етап інтенсивного аналізу різних факторів, які сприяють покращенню структури і властивостей КАМ, вивчення їх зносостійкості та взаємозв'язку між структурою та властивостями. Дослідження цих КАМ ускладнюється взаємовпливом елементів і продуктів їх взаємодії, відсутністю фазових діаграм для складників металічної зв'язки, неізотермічними умовами спікання та мізерною концентрацією вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції.

Для виявлення та з'ясування механізмів, які спричиняють покращення структури і властивостей порошкових матеріалів, в [2–7] розроблені нові положення і теорії на їх основі. Особливістю цих теорій є поєднання методів кінетичного аналізу і фізичного матеріалознавства. Завдяки цьому було доведено, що розраховані кінетичні константи, які задовольняють експериментальним даним швидкості усадки, несуть у собі інформацію про фізичний стан досліджуваних систем та фізико-механічні властивості композитів. Це дало змогу виявляти умови, за яких взаємодія елементів під час формування таких композицій спричиняє поліпшення структури та властивостей композитів. Фізична суть такого підходу полягає у тому, що в процесі формування композиції взаємодію між елементами можна змінювати у потрібному напрямку та впливати на властивості композиційних матеріалів.

Проте, використання алмазів у складі композитів, суттєві відміни їх властивостей від властивостей металів і не металів, вносить деяку специфіку в теорію і технологію отримання КАМ.

Формуванню структури КАМ на основі твердого сплаву ВК6, одержаних гарячим пресуванням, присвячена значна кількість праць [8–11]. В них було встановлено, що графітизація поверхні алмазних частинок під час спікання металоалмазних композицій, є основною причиною утворення графітових включень та недоліків різного типу в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка, що знижує зносостійкість та службові властивості КАМ різних систем та функціонального призначення.

Щоб запобігти протіканню цього небажаного процесу під час спікання композицій алмаз–WC–Co гарячим пресуванням, з метою поліпшення структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка та механічних і експлуатаційних властивостей таких КАМ необхідно в їх склад вводити карбідоутворюючі елементи та шукати технологічні режими гарячого пресування, які б забезпечили взаємодію утвореного вуглецю з твердими компонентами сплаву. Однак дослідження впливу взаємодії вуглецю, утвореного за графітизації алмазів на етапі спікання металоалмазних систем, що містять залізо, кобальт, мідь, нікель і олово в них не проведено.

В [12] встановлені її окремі концентраційні області в металічній системі Cu-Sn-Ni при температурі 650 °C і нижче.

Хід поверхні ліквідусу Cu-кута встановлено в [13].

В [14] показано межі змішаного кристалу α -Cu, а в [15] визначені приєднані до нього фазові області.

Більш ґрунтовно поверхню ліквідусу досліджено в [16]. Згідно цієї роботи впливає, що система Cu–Sn–Ni є система з необмеженою розчинністю у рідкому стані. Поверхня ліквідусу характеризується двома моноваріантними рівновагами, що проходить від подвійної системи нікель–олово до системи мідь–олово: $p \leftrightarrow \alpha(\text{Cu}, \text{Ni}) + (\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}$, $p \leftrightarrow (\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn} + (\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_2$. У твердому стані при високих температурах $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}$ займає область від β -фази у системі Ni–Sn до γ -фази у системі Cu–Sn. Евтектична рідина при охолодженні розпадається на α -твердий розчин міді і нікелю та інтерметаліди, а також може розпадатися на суто інтерметалідну крихку структуру.

В [17] методами растрової електронної мікроскопії та мікрорентгеноспектрального аналізу доведено, що в металічній системі Cr–Cu–Sn за температури 777 °C утворюються такі фази: α ; $\alpha+\text{Cr}$; $\alpha+\beta$; $\alpha+\beta+\text{Cr}$; $\beta+p$; $\beta+p+\text{Cr}$; p ; $p+\text{Cr}$, а за температури 500 °C: α ; $\alpha+\text{Cr}$; $\alpha+\delta$; $\alpha+\delta+\text{Cr}$; $\varepsilon+\delta$; $\varepsilon+\delta+\text{Cr}$, де α –

твердий розчин на основі міді, Cr – твердий розчин на основі хрому, β , δ і ε – проміжні фази в системі Cu–Sn.

В [18] методами диференціального термічного аналізу (ДТА) мікрографічного, мікрорентгеноспектрального аналізу та растрової електронної мікроскопії виявлено, що за температури 780 °C в системі Cu–Nb–Sn спостерігається нон варіантна перитектична рівновага: $p + \text{Nb}_3\text{Sn} \leftrightarrow \text{Nb}_6\text{Sn}_5 + \gamma$, де γ – проміжна фаза в системі Cu–Sn. Розчинність міді у фазі Nb_6Sn_5 складає 1,5...2 ат.%. При вмісті міді в сплаві > 60 ат.% її розчинність у фазі Nb_6Sn_5 зростає до 3 ат.%. Фаза Nb_6Sn_5 має ромбічну решітку.

За результатами мікрорентгеноспектрального аналізу в [19] визначено хімічний склад структурних складових сплаву в системі Cu–Ni–Sn–Cr. Виявлено, що хром не утворює власних інтерметалідів, а лише незначно розчиняється в фазах евтектики: $\alpha(\text{Cu}, \text{Ni})$ і $(\text{Cu}, \text{Ni})_3\text{Sn}$. Застосувався в основному магнітотермічний аналіз і було виявлено, що перший термічний ефект на кривих нагрівання залежно від кількості компонентів сплаву відбувається за температури 810...850 °C, 790...850 °C і 780...805 °C. На кривих охолодження було встановлено термічні ефекти кристалізації первинних кристалів за температури 935, 860 і 850 °C і евтектики за температури 800 °C. За результатами мікрорентгеноспектрального аналізу визначено хімічний склад структурних складових зв'язок. Також виявлено, що хром не утворює власних інтерметалідів, а лише незначно розчиняється у фазах евтектики: $\alpha(\text{Cu}, \text{Ni})$ і $(\text{Cu}, \text{Ni})_3\text{Sn}$.

Дослідженню фазоутворення в системі алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn присвячено [20]. У зв'язку з тим, що фазові діаграми для складних сплавів Fe–Cu–Sn–Ni і Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ відсутні, то евтектичний склад розраховували за параметрами зони контактного плавлення без врахування взаємодії елементів. Також було виявлено, що структура таких КАМ гетерофазна і складається з наступних фаз: $\alpha\text{-Fe}$, $\gamma\text{-Cu}$, $\gamma\text{-Fe}$, Ni_3Sn . В мікроструктурі сплаву, що містить у складі вихідних речовин добавки хрому, крім цих фаз було виявлено включення хрому. За результатами мікрорентгеноспектрального аналізу визначено хімічний склад структурних складових зв'язок. Також виявлено, що хром не утворює власних інтерметалідів, а лише незначно розчиняється у фазах евтектики: $\alpha(\text{Cu}, \text{Ni})$ і $(\text{Cu}, \text{Ni})_3\text{Sn}$. Однак закономірності формування структури перехідної зони при одержанні цих КАМ ще й досі не встановлені. В переважній більшості випадків позитивний результат одержання КАМ з необхідними механічними характеристиками досягається за рахунок емпіричного вибору складу шихти, способів та технологічних режимів спікання. При цьому не враховується вплив дифузійних і хімічних процесів, які відбуваються в композиції під час її

формування. Детальне вивчення цих процесів на атомно-молекулярному рівні потребує розробки спеціальних фізичних, хімічних і математичних методів. Тут також необхідно враховувати зміну механізмів масопереносу, перенапруження та природу взаємодії елементів. Спикати такі КАМ можна ефективно лише завдяки розумінню процесів, що протікають між елементами, включаючи і взаємодію утвореного за графітизації поверхні алмазних частинок з твердими фазами. Детальне вивчення цих процесів на атомно-молекулярному рівні потребує розробки спеціальних фізичних, хімічних і математичних методів. Тут також необхідно враховувати зміну механізмів масопереносу, перенапруження та природу взаємодії елементів.

Для ущільнення металічних композицій під час їх формування розроблено чимало методів [21]. Деякі з них можуть бути використані для одержання КАМ в промислових умовах. Це пов'язано з тим, що для одержання КАМ з високими технологічними характеристиками в першу чергу необхідно забезпечити рівномірний розподіл не тільки вихідних елементів, але й продуктів їх взаємодії, включаючи і взаємодію атомів вуглецю, утворених за графітизації алмазів під час спікання, мінімальну пористість, однорідний напружений стан та особливий стан перехідної зони за наноструктури на межі поділу алмаз–металічна зв'язка та міцних хімічних зв'язків. Обґрунтувати той чи інший спосіб одержання КАМ підвищеної зносостійкості – це актуальна проблема. Залежно від технології фізико-механічні властивості КАМ змінюються. Усі КАМ різняться фазовими і структурними перетвореннями та їх впливом на механічні властивості за різних видів термомеханічної і термічної обробок, але конкретні причини цього впливу ще не встановлено. Для одержання КАМ з високими технологічними характеристиками та їх успішного застосування необхідно знати вплив фазових перетворень, що відбуваються під час формування металоалмазних композицій на структуроутворення. Для цього необхідно вивчити закономірності структуроутворення в композиції залежно від її складу та технологічних режимів спікання, встановити роль окремих легувальних елементів, і врешті визначити найоптимальніший склад, а також скоротити час одержання КАМ, а отже, зменшити ще й витрати на термічну обробку. Більшість відомих наукових праць у цій предметній області присвячено окремим аспектам структуроутворення та визначення чинників підвищення зносостійкості КАМ.

Раніше [22–26] оцінювали вплив параметрів складу шихти і технологічних режимів одержання (p - T - t) на структуру металевої зв'язки та механічні властивості КАМ без врахування взаємодії елементів на границі поділу алмаз–матриця. Для того, щоб в цих КАМ поліпшити структуру та властивості у зв'язці

композита мають бути рівномірний розподіл компонентів і продуктів їх взаємодії, однорідний напружений стан та особливий стан перехідної зони за наноструктури на межі поділу алмаз–матриця та хімічних зв'язків. Для цього необхідні подальші дослідження, які дуже ускладнюються взаємовпливом елементів, відсутністю фазових діаграм для складників зв'язки, мізерною концентрацією утвореного вуглецю та неізотермічними умовами спікання.

В [27–33] закладено фундамент теорії одержання композиційних порошкових матеріалів із заданими властивостями. Розглядаються фізичний стан таких композицій з урахуванням взаємодії елементів в поточні моменти часу їх формування. Аналіз зазначених робіт показав, що для кожного типу композиційних матеріалів в координатах «склад – p - T - t умови – властивості» існує певна межа, яка відповідає області існування наноструктури, що суттєво поліпшує їх властивості. Ці роботи стимулювали появу фундаментальних праць [34–42], в яких було встановлено, що структура перехідної зони алмаз–матриця композиційних матеріалів алмаз–WC–Co значно відрізняється від структури зв'язки, оскільки на її формування чинить вплив взаємодія вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, з її складовими. Значна кількість цього вуглецю знаходиться на поверхні алмазних частинок, і, залежно від технологічних параметрів гарячого допресовування, є визначальною у формуванні в перехідній зоні прошарків складних карбідів $(Cr, W)_x C_y$ (де $x, y > 1$) з одночасним поліпшенням структури та підвищенням зносостійкості КАМ. Наслідком цього є знеуглецювання в перехідній зоні та підвищення механічних властивостей КАМ. Щоб їх поліпшити в склад вихідних речовин вводять добавки CrB_2 в малій кількості порівняно з основними компонентами [43, 44]. Бориди, карбіди і силіциди перехідних металів як активуючі матеріали продовжують відігравати провідну роль у підвищенні зносостійкості та експлуатаційних властивостей багатокомпонентних композитів і, скоріш за все, будуть ще залишатися на основних позиціях протягом багатьох років.

Закономірності структуроутворення в досліджуваній системі алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn за присутності твердих добавок залишаються на даний час не вивченими. Це обумовлено відсутністю залежностей швидкості усадки, фазових діаграм та складним характером взаємодії елементів. Для з'ясування механізмів, які спричиняють поліпшення структури та підвищення зносостійкості КАМ необхідно досліджувати ситуації, у яких взаємодія елементів спричиняє на границі поділу алмаз–матриця утворення структурних неоднорідностей нанорозмірної товщини. Не має єдиного погляду про використання у складі

вихідної шихти добавок карбідів, боридів, силіцидів і нітридів перехідних металів, а також інших сполук та їх вплив на формування структури і властивостей КАМ. Тому більшість таких КАМ, які широко застосовуються у нинішній час у інструментах для потреб каменеобробної, добувної та будівельної промисловості, містять у перехідній зоні занадто високу концентрацію вуглецю, що утворюється при частковій графітизації алмазів в процесі формування композицій. Це є основною причиною утворення графітових включень та недоліків різного типу в перехідній зоні, які спричиняє її руйнування по механізму інтенсивного розтріскування, передчасне випадіння алмазів з матриці, що знижує зносостійкість та експлуатаційні властивості КАМ. Отже актуальним та економічно доцільним є розроблення таких КАМ з високими показниками механічних та експлуатаційних властивостей, у яких недоліки перехідної зони алмаз–матриця компенсувалися б утворенням нових фаз. Необхідність формування нанорозмірних прошарків в перехідній зоні потребує створення нових теоретичних підходів, які охоплювали б фізичний та енергетичний стани алмазовмісних систем в процесі гарячої допресовки, вирішення нових матеріалознавчих та технологічних задач, що враховують вплив взаємодії елементів, включаючи і утворюваний вуглець при частковій графітизації алмазів, на структуру і властивості КАМ.

Технологічні і трибологічні проблеми КАМ та інструментів на їх основі перебувають на стику фундаментальних наук і містять багато невирішених задач. На сьогодні наших знань недостатньо для того, щоб повністю пояснити причини змінювання фізико-хімічних процесів, які відбуваються між складовими шихти в поточні моменти часу спікання. Поглиблений аналіз цих процесів дозволить побачити множину закономірностей та виявити домінуючі фактори, які здатні поліпшити структуру і властивості КАМ. Крім того такий підхід мусить не тільки чітко виявити процеси, які відбуваються між вихідними речовинами при спіканні, але й змінювати їх в потрібному напрямку, що надзвичайно важливо для теорії і технології одержання КАМ з високими технологічними характеристиками.

РОЗДІЛ 1

НАУКОВІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОБЛЕМИ ОДЕРЖАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ АЛМАЗОВМІСНИХ МАТЕРІАЛІВ З ВИСОКИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

З огляду на розвиток каменеобробної та будівельної галузей вітчизняної промисловості перед матеріалознавцями постало завдання – розробити нові композиційні алмазовмісні матеріали із необхідним комплексом фізико-механічних властивостей і прогресивних технологій їх отримання. Під час спікання гетерофазних систем алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn відбувається низка складних процесів: пластична і в'язка плинність, дифузія і взаємодифузія елементів, хімічні реакції, зародкоутворення нових фаз, зміна механізмів масопереносу, пасивне переміщення алмазів і їх взаємодія з компонентами зв'язки, які безпосередньо утворюють різні структури та фізико-механічні властивості КАМ. Вони визначають фізичний стан системи на усіх етапах спікання. Унікальні властивості алмазу (твердість, міцність, теплопровідність і зносостійкість) проявляються в КАМ лише в тому випадку, коли в системах правильно визначені хімічний склад і технологічні режими спікання. Розмаїття властивостей алмазів, порошків металів і неметалів, широкій інтервал зміни температури, тиску, тривалості спікання, складний характер взаємодії між елементами породжує множину структур, що в свою чергу вимагає необмеженої кількості експериментів для з'ясування механізмів, які спричиняють поліпшення структури та механічних характеристик КАМ.

У зв'язку з цим особливого значення набувають комплексні дослідження, які розкривають причини змінювання структури і властивостей композиту в процесі його одержання. Стан цієї проблеми диктує необхідність ретельного вивчення процесів, які впливають на структуроутворення під час формування композицій алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn та визначення основних чинників, здатних поліпшити механічні та експлуатаційні КАМ.

1.1. Основні типи металічних зв'язок та композиційних алмазовмісних матеріалів на їх основі для виготовлення інструментів для потреб каменеобробної промисловості

Для виготовлення відрізних кругів, свердл-коронок, канатних пил, шліфувальних і полірувальних інструментів різного функціонального

призначення для потреб каменеобробної, добувної і будівельної промисловості використовують КАМ на металевих зв'язках. В якості вихідних матеріалів для металевих зв'язок використовують порошкові суміші із заліза, кобальту, нікелю, міді, олова [45–50], які попередньо деформують, а далі продовжують ущільнювати в процесі термообробки. Роль зв'язки полягає в тому, щоб алмазні зерна добре утримувати в КАМ в процесі роботи інструментів. Для того щоб у розглядуваних КАМ відтворилися такі унікальні властивості алмазу, як теплопровідність, твердість, міцність, зносостійкість, у зв'язці композиту мають бути рівномірний розподіл компонентів і продуктів їх взаємодії, однорідний напружений стан, особливий стан перехідної зони за наноструктури на межі поділу алмаз–металічна зв'язка та хімічних зв'язків. Крім цього, зв'язка повинна забезпечувати режим самозагострювання КАМ під час роботи інструменту. Залежно від властивостей алмазів, розмірів і їх концентрації в алмазовмісному шарі композита і типу оброблюваного матеріалу (гірська порода) фахівці підбирають зв'язку із заданим комплексом механічних і трибологічних властивостей. В більшості випадків для виготовлення КАМ використовують металічні зв'язки, що містять порошки кобальту та олова, а також порошки заліза, міді, нікелю і олова (табл. 1.1). У ці суміші часто додають домішки карбідоутворюючих металів та добавки сполук перехідних металів, зокрема, карбіди, бориди, силіциди, нітриди, які активують процес спікання та поліпшують фізико-механічні і експлуатаційні властивості КАМ. Усі ці металічні зв'язки та КАМ на їх основі різняться фазовими і структурними перетвореннями та їх впливом на механічні властивості за різних видів термомеханічної і термічної обробок, але конкретні причини цього впливу ще не встановлено. Тому металічну зв'язку для виготовлення КАМ переважно вибирають залежно від функціонального призначення інструменту та типу гірської породи. При цьому вивчають поведінку таких систем в умовах старіння, щоб встановити роль окремих легувальних елементів, і врешті визначити найоптимальнішу систему легування, тобто визначають не тільки вартість вихідної сировини, а ще й тривалість спікання.

Таблиця 1.1 – Основні типи металічних зв'язок для виготовлення КАМ та інструментів на їх основі для каменеобробної промисловості

№ з/п	Склад, мас. %				
	Fe	Cu	Ni	Sn	Co
1	51	32	9	8	–
2	–	–	–	3	97

Широкого використання для виготовлення таких КАМ набули зв'язки на кобальтовій основі, що містять у складі вихідних речовин мідь і олово [51, 52]. Для зниження температури спікання відома зв'язка [53], що містить кобальт, мідь і олово та добавку гідриду титану і хлористого кобальту при такому співвідношенні компонентів, мас. %:

кобальт	58,8...86,5
мідь	8,8...32
олово	1,2...8
гідрид титану чи (або) цирконію	1,3...3,0
хлористий кобальт	0,2...0,5.

Для виготовлення алмазних інструментів також використовують зв'язки більш складних систем Fe–Co–SiC–Cu–Sn [54] і Co–Fe–Cu–WC [55–59].

Особливе місце серед зазначених матеріалів посідають КАМ на металевих зв'язках, що містять залізо, мідь, нікель і олово [60–62]. Вони використовуються для виготовлення відрізних кругів, свердл-коронок, канатних пил, шліфувальних і полірувальних інструментів різного функціонального призначення (табл. 1.2).

Таблиця 1.2 – Галузі використання композиційних матеріалів системи алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn

№ з/п	Назва інструментів	Діаметр, мм	Галузь промисловості
1	Алмазні відрізні сегментні круги	250...3000	Каменеобробна
2	Калібрувальні круги	100...500	Каменеобробна
3	Профільний інструмент	50...400	Каменеобробна
4	Шліфувальні головки	80...750	Каменеобробна
5	Кільцеві свердла	10...500	Каменеобробна і добувна
6	Канатні пили	8...12	Добувна і каменеобробна

Порівняно з відомими аналогами ці матеріали мають певні переваги, зокрема, присутність рідкої фази в системі Cu–Sn–Ni за відносно низької температури спікання, що сприяє збереженню міцності алмазів; здатність складових зв'язки до холодного пресування і відносно високі її теплопровідність та в'язкість, що уможлиблює одержання КАМ різних форм та вплив на їх фізико-механічні властивості в результаті технологічних процесів; високі різальні властивості, що дає змогу використовувати їх для оброблення різних гірських порід та запобігти трудомістких операцій на переоснащування інструментів на

багатопилкових верстатах. Відома ще й металева зв'язка [63], яка містить залізо, мідь, нікель, олово і суміш дибориду титану чи складного бориду титану і хрому з гідридом титану. Водночас зазначені КАМ мають певні недоліки: неоднорідна структура; їх зносостійкість нижча від зносостійкості КАМ на кобальтовій основі; часткове відшарування металічної зв'язки від поверхні алмазів; недостатня твердість металевої зв'язки та низькі межі міцності на стискання; перехідна зона алмаз–матриця схильна до утворення графітових включень, що призводить до її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасного випадіння з матриці алмазів. Фізико-механічні властивості таких КАМ суттєво залежать від способу і технологічних режимів їх отримання.

1.2. Промислові способи одержання композиційних алмазовмісних матеріалів на основі металічних зв'язок

Основним споживачем композиційних алмазовмісних матеріалів на основі металевих зв'язок є каменеобробна та добувна промисловість. З цих КАМ виготовляють широкий спектр інструментів різного функціонального призначення (рис. 1.1). Ці КАМ забезпечують надійну роботу інструментів під час різання різних гірських порід. Їх переваги над іншими КАМ проявляються ще й в технології, зокрема, присутність рідкої фази в системі Cu–Sn–Ni за відносно низької температури спікання, що сприяє збереженню міцності алмазів; здатність складників металічної зв'язки до холодного пресування і відносно високі їх теплопровідність та в'язкість, що уможлиблює одержання КАМ різних форм з високою щільністю компонентів та вплив технологічних процесів на їх фізико-механічні властивості. Важливим тут є і те, що собівартість складників цієї металічної зв'язки нижча від собівартості складників кобальтових зв'язок. Тому КАМ даної системи виготовляють практично в усіх розвинутих країнах (табл. 1.3). Зносостійкість таких КАМ суттєво залежить від складу вихідних речовин, способу та технологічних режимів їх одержання. В процесі різання алмазні частинки композиту піддаються сильному динамічному навантаженню та дії активних реагентів з оточуючого середовища. Крім вимог щодо високих механічних властивостей КАМ існують вимоги до міцності контакту алмаз–металічна зв'язка. Крім цього, у них має бути мінімальна густина поверхневих і приповерхневих дефектів та відсутність окисних та інших плівок. Як правило, при практичному застосуванні цих композитів необхідна висока структурна досконалість.



Рисунок 1.1 – Відрізні круги (а–в), канатні пили (г, д) та шліфувальні інструменти (е–и), що виготовлені з композитів системи алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn

Тому при розробленні технології одержання таких КАМ з підвищеною зносостійкістю необхідно враховувати усі вищенаведені фактори.

У промислових умовах КАМ на металевих зв'язках виготовляють спіканням в металевих прес-формах в звичайних муфельних печах без застосування зовнішнього тиску (вільне спікання), вільним спіканням в металевих прес-формах в звичайних муфельних печах з гарячим допресовуванням при різних значеннях тиску та тривалості процесу, гарячим ізостатичним пресуванням та гарячим пресуванням.

Таблиця 1.3 – Виробники КАМ та інструментів з них для каменеобробної промисловості

№ з/п	Фірма	Країна	№ з/п	Фірма	Країна
1	Ardon Diamant Srl	Італія	22	ІНМ НАН України	Україна
2	Della's Spa		23	ПАО «Полтавський алмазний інструмент»	
3	Biesse		24	DI-СТАР	
4	Intemac		25	Neble Maricenting Limited	Велика Британія
5	Forvet		26	Sidamo Disque Diamant	Франція
6	Bavelloni		27	ADV – Aquila Diawerk	Іспанія
7	Said Spa		28	MD Aihenbaum	Ізраїль
8	Argon Diamant Srl		29	ALL-BIZ	Аргентина
9	Diamar Srl		30	Exper Inc isan	Південна Корея
10	A. S. Tools		31	Apexdia Ltd	
11	CEDIMA	Німеччина	32	Shihal Diamond	Сполучені Штати Америки
12	DR. Schulze Gmbh		33	Young Shin industries Co	
13	Fubag		34	Ditop Sama Co	
14	Diamant Werk		35	Zered Inc	
15	Weka		36	Concord Industrial Products	
16	Eurodima	Австрія	37	Adamant Tools Co	Китай
17	Tyrolit		38	Ridgid	
18	Husqvarna	Швеція	39	Sang Diamond Tools	Китай
19	Sankyo Diamond Group	Японія	40	Quan Zhou Sang Diamond	
20	Reliance Diamond Tools		41	Freet Diamond Tools Co	
21	Makita		42	Adams Belgic	Бельгія

Одержання КАМ першим та другим способами виконують таким чином. Наважки алмазовмісних сумішей в потрібній кількості закладають в прес-форми,

які виготовлені з жаростійкого сплаву ХУ77ТЮР (ГОСТ 5632-72), і за кімнатної температури та тиску в інтервалі 100...150 МПа отримують пресовки заданої форми. Ці пресовки в цих же формах піддають спіканню в муфельних печах в інтервалі температури 700...900 °С впродовж 60...90 хв. Технологічний режим спікання вибирають залежно від складу вихідної шихти та функціонального призначення КАМ. Після завершення спікання прес-форми охолоджують до температури 200...300 °С, а спечені композити піддають подальшій механічній обробці з метою доведення їх до потрібної якості. Гаряче допресовування виконують в тих же прес-формах, що і при вільному спіканні, на гідравлічних пресах в інтервалі тиску 50...150 МПа. Одержання КАМ гарячим пресуванням виконують в графітовому середовищі в інтервалі температури 20...800 °С та тиску 0,5...40 МПа впродовж 10...15 хв. Підвищення і утримування тиску під час гарячого пресування алмазовмісних композицій здійснюють в автоматичному режимі. Піднімання температури з постійною швидкістю і тиском пресування здійснюють ступенево за спеціальними технологічними режимами залежно від параметрів складу і необхідних властивостей КАМ. Процес здійснюють при варіюванні тиску, температури і часу. Ці композити також можна отримати з використанням високого тиску квазісталого стиснення [8, 9], електроімпульсним спіканням [10], спіканням в умовах ударно хвилевого впливу [11].

В результаті дії відносно високих температур при спіканні таких композицій відбувається спонтанний процес ущільнення, внаслідок чого зменшується площа вільної поверхні і загальний об'єм. Цей процес називають спіканням. Він може відбуватися за температур, значно нижчих від температури вихідних порошків, звичайно 0,8...0,9 температури плавлення. Спікання гетерофазних систем має як фізичну, так і суто хімічну природу. Під час спікання таких гетерофазних систем відбувається низка складних процесів: пластична і в'язка плинність, дифузія і взаємодифузія елементів, хімічні реакції, зародкоутворення нових фаз, зміна механізмів масопереносу, пасивне переміщення алмазів і їх взаємодія з компонентами зв'язки, які безпосередньо утворюють різні структури та властивості КАМ. Вони визначають фізичний стан матеріалу на різних стадіях спікання. На початковій стадії спікання відбувається зростання перешийків поміж вихідними частинками, які мали загальні точки дотику. Далі зменшується об'єм пор аж до повного їх зникнення. Цей процес довготривалий і залежить від зовнішніх температури і тиску. Кінцеві стадії спікання супроводжуються відповідними перетвореннями та структурними змінами, а також процесами рекристалізації. Для дослідження впливу цих

процесів на структуру і властивості КАМ використовуються сучасні методи фізичного матеріалознавства при варіюванні складу шихти та технологічних режимів їх одержання.

1.3. Аналіз фазоутворення в металоалмазних системах під час їх формування

У зв'язку з тим, що фазову діаграму для металічної зв'язки системи Fe–Cu–Ni–Sn не побудовано, оптимізація складу композиційних алмазовмісних матеріалів на її основі є дуже складним завданням. Для того, щоб полегшити визначення оптимального складу таких КАМ, нижче використовуючи відомі фазові діаграми для складників металічної зв'язки, проаналізовано можливу фізичну поведінку композиції алмаз Fe–Cu–Ni–Sn в умовах її формування.

Система Cu–Sn–Ni. В [26] встановлено її окремі концентраційні області за температури 650 °С і нижче. Хід поверхні ліквідусу Cu-кута встановлено в [13]. В [14] показано межі змішаного кристалу α -Cu, а в [15] визначено приєднані до нього фазові області. Більш ґрунтовно поверхня ліквідусу досліджена в [16]. Згідно цієї роботи впливає, що система Cu–Sn–Ni є системою з необмеженою розчинністю у рідкому стані.

Поверхня ліквідусу характеризується двома моноваріантними рівновагами, що проходить від подвійної системи нікель-олово до системи мідь-олово: $p \leftrightarrow \alpha(\text{Cu}, \text{Ni}) + (\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}$, $p \leftrightarrow (\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn} + (\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}_2$. У твердому стані за високих температур $(\text{Ni}, \text{Cu})_3\text{Sn}$ займає область від β -фази у системі Ni–Sn до γ -фази у системі Cu–Sn. Евтектична рідина при охолодженні розпадається на α -твердий розчин міді і нікелю та інтерметаліди, а також може розпадатися на суто інтерметалідну крихку структуру.

Система Cr–Cu–Sn. В [17] методами растрової електронної мікроскопії та мікрорентгеноспектрального аналізу доведено, що в цій системі за температури 777 °С утворюються такі фази: α ; $\alpha+\text{Cr}$; $\alpha+\beta$; $\alpha+\beta+\text{Cr}$; $\beta+p$; $\beta+p+\text{Cr}$; p ; $p+\text{Cr}$, а за температури 500 °С: α ; $\alpha+\text{Cr}$; $\alpha+\delta$; $\alpha+\delta+\text{Cr}$; $\varepsilon+\delta$; $\varepsilon+\delta+\text{Cr}$, де α – твердий розчин на основі міді, Cr – твердий розчин на основі хрому, β , δ і ε – проміжні фази в системі Cu–Sn.

Система Cu–NbN. В [18] методами ДТА мікрографічного, мікрорентгеноспектрального аналізу та растрової електронної мікроскопії виявлено, що за температури 780 °С в системі Cu–Nb–Sn спостерігається нон варіантна перитектична рівновага: $p+\text{Nb}_3\text{Sn} \leftrightarrow \text{Nb}_6\text{Sn}_5+\gamma$, де γ – проміжна фаза в

системі Cu–Sn. Розчинність міді у фазі Nb₆Sn₅ складає 1,5...2 ат.%. При вмісті міді в сплаві > 60 ат.% її розчинність у фазі Nb₆Sn₅ зростає до 3 ат.%. Фаза Nb₆Sn₅ має ромбічну решітку.

Система Cu–Ni–Sn–Cr. За результатами мікрорентгеноспектрального аналізу в [19] визначено хімічний склад структурних складових сплаву в системі Cu–Ni–Sn–Cr. Виявлено, що хром не утворює власних інтерметалідів, а лише незначно розчиняється в фазах евтектики: $\alpha(\text{Cu, Ni})$ і $(\text{Cu, Ni})_3\text{Sn}$. Таким чином, для того щоб оптимізувати склад металічної зв'язки в системі Cu–Ni–Sn–Cr, можна вибирати трьохкомпонентні сплави евтектичного типу у відомій системі Cu–Ni–Sn, легувати їх хромом та за даними ДТА визначати оптимальну добавку хрому. Такий підхід правомірний лише при слабкій взаємодії хрому з фазами трьохкомпонентного евтектичного сплаву. Вірогідність застосування такого підходу до прогнозування металічної зв'язки в системі Fe–Cu–Ni–Sn знижується. Тим більше, що тут не враховано вплив взаємодії вуглецю, який утворюється за графітизації алмазів під час спікання із складниками зв'язки, на фазоутворення. Нижче розглянуто відомі фазові діаграми з урахуванням впливу вуглецю, що дуже важливо для знання фізичної поведінки металоалмазної композиції під час її формування в умовах дії температури.

Система Fe–C. Згідно [64, 65] випливає, що в системі Fe–C в інтервалі температури 250...500 °C відбувається процес дифузії вуглецю в кристалічну решітку $\alpha\text{-Fe}$ з утворенням прошарків з Fe₃C нанорозмірної товщини. Відзначимо, що у вивчаємої композиції алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn у випадку, коли частинки заліза контактують з поверхнею алмазів, може мати місце дифузія вуглецю, утвореного за графітизації алмазів, в кристалічну решітку $\alpha\text{-Fe}$ з утворенням прошаркової структури в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка. А ця взаємодія призводить до знеуглецювання та поліпшення структури і механічних характеристик КАМ.

Система C–Cr. На основі методів калориметричного та рентгенівського аналізів в [66] побудовано фазову діаграму в системі C–Cr та наведено експериментальні дані для термодинамічних властивостей карбідних фаз. Згідно цієї роботи випливає, що в даній системі має місце утворення карбіду Cr₂₃C₆ (гранецентрична кубічна ГЦК-решітка, ПГ *Fm $\bar{3}$ m*, параметр решітки $a = 1,066$ нм), карбіду Cr₇C₃ (гексагональна решітка, ПГ *p31c*, $a = 1,401$ нм, $c = 0,453$ нм) та карбіду Cr₃C₂ (ромбічна структура, ПГ *Rnma*, $a = 1,147$ нм, $b = 0,5545$ нм, $c = 0,2830$ нм).

Система C–Nb–Ni. В [67] з використанням квазіхімічної моделі для твердих розчинів, що містять в октаендричних порах атоми елементів

проникнення, та моделі регулярних розчинів для розплаву побудовано фазову діаграму для системи C–Nb–Ni. В цій роботі встановлено, що поверхня ліквідусу характеризується моноваріантною рівновагою $p \leftrightarrow \gamma + \text{NbC}$ та наведено схему для кристалізації сплавів. Показано, що в даній системі кристалізація супроводжується з утворенням потрійних евтектик, а в твердому стані – двох фаз: γ -твердого розчину і NbC.

Аналіз вищенаведеного дає змогу сподіватися, що в металоалмазних композиціях системи алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn в процесі їх формування слід очікувати утворення твердих розчинів на основі міді, твердих розчинів на основі заліза, твердих розчинів на основі нікелю, а також карбідних та інших фаз. Проте, щоб у розглядуваних КАМ відтворилися унікальні властивості алмаза такі, як теплопровідність, твердість, міцність, зносостійкість, у зв'язці композиту має бути рівномірний розподіл компонентів і продуктів їх взаємодії, однорідний напружений стан та особливий стан перехідної зони за наноструктури на межі поділу алмаз–металічна зв'язка та хімічних зв'язків. Графітизація алмазів під час формування металоалмазних композицій та відсутність адгезії зв'язка–алмаз – загальна проблема цих КАМ. У свою чергу, це спричиняє виділення в перехідній зоні вуглецю у вигляді графітових включень, а можливості цьому перешкодити доволі обмежені, що призводить до погіршення фізико-механічних властивостей КАМ [68, 69]. Разом з тим графітизацію алмазів можна використати як для поліпшення структури перехідної зони, так і для одержання КАМ з новими корисними властивостями. Зазначену проблему можна розв'язати через надання досліджуваній системі умов, що забезпечать взаємодію (їй перешкоджає поява на межі поділу алмаз–металічна зв'язка рідкої фази (Cu–Sn–Ni)) вуглецю, утвореного під час графітизації алмазів, з α -Fe. Ця взаємодія супроводжується утворенням прошарків з Fe_3C нанорозмірної товщини та поліпшенням властивостей КАМ [70].

Щоб поліпшити структуру матеріалів та надати їм своєрідних властивостей, у них вводять бориди, карбіди, силіциди та нітриди перехідних матеріалів, здатних забезпечити утворення в перехідній зоні фаз, більш стійких за Fe_3C [44]. Часто під час використання таких добавок перехідна зона забруднюється продуктами реакції, що породжує структурну нестабільність і погіршує властивості КАМ. Закономірності структуроутворення в системах з твердими добавками залишаються невивченими. Це обумовлено відсутністю фазових діаграм, взаємовпливом елементів, мізерною концентрацією вуглецю, утвореного під час графітизації алмазів, неізотермічними умовами спікання, а суто теоретичний аналіз надто складний. Все вищенаведене є вагомим як для

теоретичної науки (перевірка вже встановлених підходів, а, можливо, і їх поглиблення), так і для техніки (визначення нових областей використання матеріалів).

1.4. Аналіз впливу процесів, які відбуваються в металоалмазних композиціях під час спікання, на структуру та механічні характеристики композитів

Композиційні алмазовмісні матеріали на металічних зв'язках, що містять залізо, мідь, нікель, олово можна ефективно одержувати лише завдяки розумінню процесів, що протікають між елементами. Тому вивчити вплив різних параметрів на взаємодію елементів під час формування металоалмазних композицій цікаво для створення КАМ з високими технологічними характеристиками. Однією із найважливіших характеристик КАМ є їх структурний стан, який разом з градієнтом температур та напружень відіграє основну роль у формуванні їх властивостей. Нижче проаналізовано вплив основних процесів, які протікають в металоалмазних композиціях під час їх формування на структуру та властивості КАМ. Основну увагу приділено на формування структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка.

До найважливіших параметрів мікроструктури належать: пористість, її розподіл за об'ємом матеріалу; вид пористості (відкрита, закрита, напіввідкрита чи тупикова); форма і концентрація звивистості пор; розподілення пор за розмірами; стан поверхні пори; проникність і розподіл проникності за площею фільтрації пористого матеріалу; в'язкий та інерційний коефіцієнти; фізико-механічні властивості вихідних речовин.

Пористість окремих ділянок композиційного матеріалу, зокрема, алмазовмісного, залежить передусім від рівномірності розподілення частинок за розмірами в об'ємі шихти до формування матеріалу і технологічних режимів обробки цих ділянок під час пресування та спікання. При зростанні температури пористість зменшується. Форма пор складна, вона залежить від форми і розмірів частинок порошку, тиску пресування та температури спікання [71]. Пори за довжиною мають велику кількість звужень і розширень. На поверхні пор, як правило, є мікронерівності у вигляді виступів і западин. Найпростішим методом визначення пор є вдавлювання рідкого металу, витискування рідини із пор, а також дослідження мікрофотографій. За відомого тиску вдавлювання ртуті в пори p , поверхневим натягом β і крайовим кутом змочування θ на межі поділу

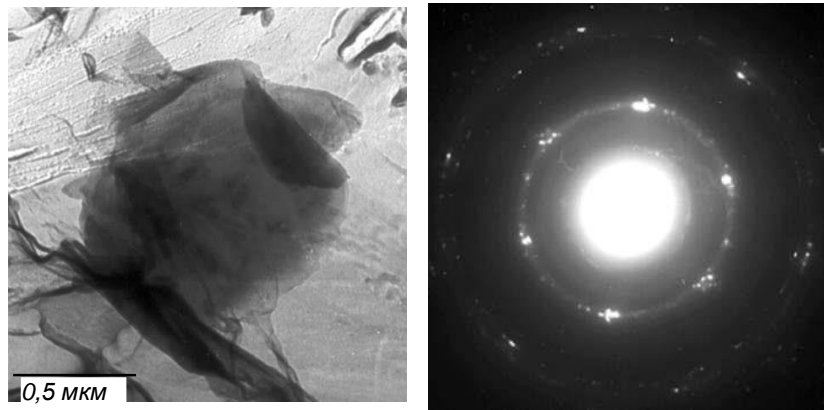
ртуть–поверхня пор, визначають розміри за виразом $d_n = 4 \cdot \beta \cdot \cos(\theta/p)$. При розробленні КАМ необхідно визначити технологічні режими їх одержання, які забезпечують мінімальну пористість.

Фізико-механічні властивості КАМ істотно залежать від величини і форми алмазних зерен, їх марки і концентрації, а також властивостей складових металічної зв'язки та способу і технологічних режимів спікання. Для позначення концентрації алмазів в композиті використовують спеціальний параметр K . Концентрації $K = 100$ відповідає об'ємна частка у композиті V_p , що дорівнює 25 %, а вагова частка $0,88 \text{ г/см}^3$ чи $4,4 \text{ карат/см}^3$. Концентрацію алмазів в КАМ визначають залежно від їх функціонального призначення; її значення може варіюватися від 20 до 200. Далі досліджують вплив концентрації алмазів і їх зернистість на структуру і властивості КАМ, а також способу та технологічних режимів спікання на кінетику даних процесів. Отримані результати ретельно перевіряють, щоб правильно оцінити вплив певного фактору на закономірності структуроутворення. Після цього вводять необхідні корективи до складу вихідної шихти та технології одержання КАМ.

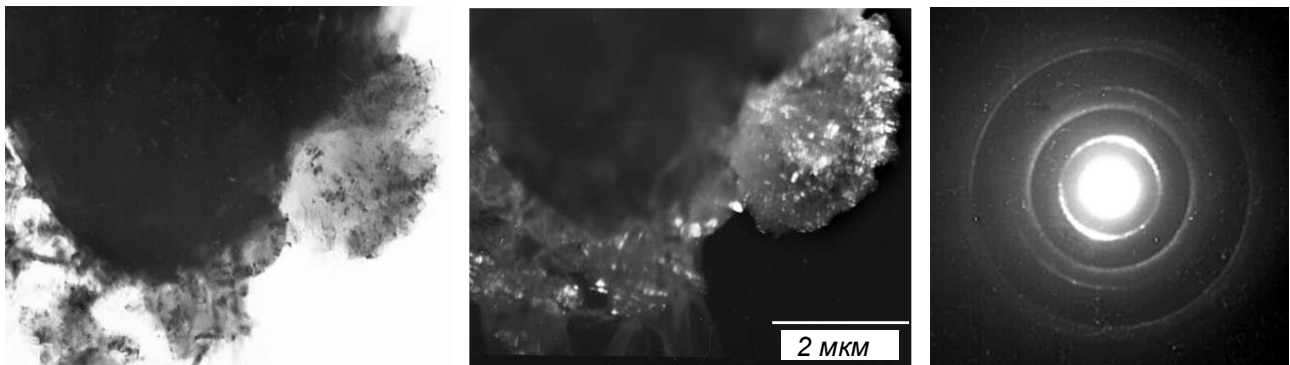
Дослідженню структури КАМ на основі твердого сплаву ВК6 присвячено праці [8–11]. В них було встановлено, що графітизація поверхні алмазів під час одержання КАМ є основною причиною утворення графітових включень та недоліків різного типу, що знижує їх зносостійкість та експлуатаційні характеристики.

В [34, 35] на основі дослідження відколених частинок алмазів методами просвічуваної електронної мікроскопії (ПЕМ) встановлено, що вуглець, який утворився в продуктах взаємодії алмаз–матриця знаходиться у вигляді разупорядкованого графіту (рис. 1.2, *а*), а також графіту у вигляді бахроми, який осідає на зернах карбіду вольфраму (рис. 1.2, *б*).

За допомогою мікродифракційних досліджень у цих роботах показано, що включення вуглецю округлої форми не є базовими складовими матриці (кобальту і карбіду вольфраму), а утворилися вони в результаті взаємодії її складників під час спікання композиції. Для з'ясування механізмів, які спричиняють поліпшення структури КАМ, в [36–39] проведено додаткові дослідження впливу їх складу на формування перехідної зони в умовах гарячого пресування композиції алмаз–94WC–6Co. Видно (рис. 1.3, *а, б*), що складова мікроструктури перехідної зони алмаз–матриця зразка 1 КАМ, отриманого на основі шихти серійного складу (алмаз–94WC–6Co), складається із зерен карбіду вольфраму, розподілених в кобальті, і графітових включень нанорозмірної товщини (10...20 нм).



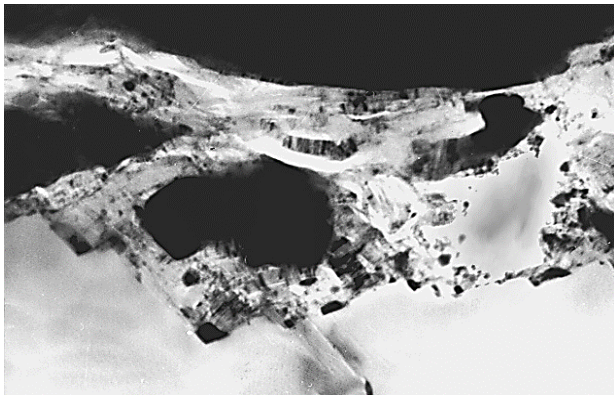
a



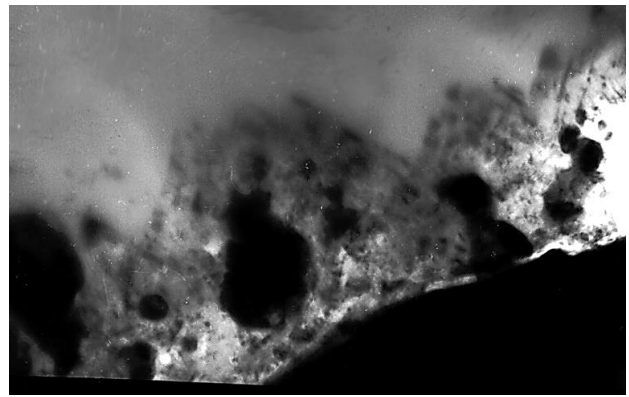
б

Рисунок 1.2 – Мікроструктурні зображення вуглецю, який утворився в продуктах взаємодії алмаз–матриця: *a* – частинки вуглецю і мікроелектронограма від неї; *б* – багатофазні осадки вуглецю на поверхні зерен карбиду вольфраму і мікроелектронограма від неї

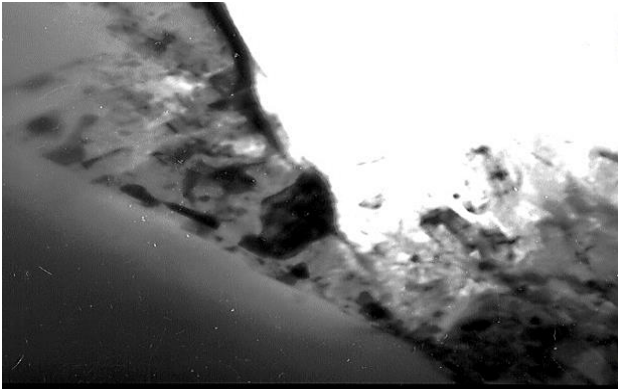
Ці утворення є результатом графітизації алмазів при спіканні даної композиції, тобто руйнування зв'язків між атомами вуглецю на поверхні алмазних частинок. У свою чергу це призводить до руйнування перехідної зони за механізмом інтенсивного розтріскування і передчасного випадіння алмазів з матриці КАМ. У випадку введення до складу вихідної шихти в дозvolеній кількості дибориду хрому (зразок 3) маємо поліпшення структури перехідної зони алмаз–матриця (рис. 1.3, *г*). Тут як і в попередньому випадку спостерігаються ділянки матриці з виділеннями вуглецю у вигляді графітових включень. Об'ємна частка графітових включень в перехідній зоні зразка 3 значно менша ніж для зразка 1, отриманого із шихти, що не містить дибориду хрому (рис. 1.3, *а, б, в*). Відзначимо, що по периметру спряження алмаз–WC–Co–CrB₂ перехідна зона складається не з одного типу структури, а з поєднання колоній нанодисперсних зерен. Відзначимо, що виявлені фактори надзвичайно важливі для розробки нових КАМ та бурових інструментів на їх основі.



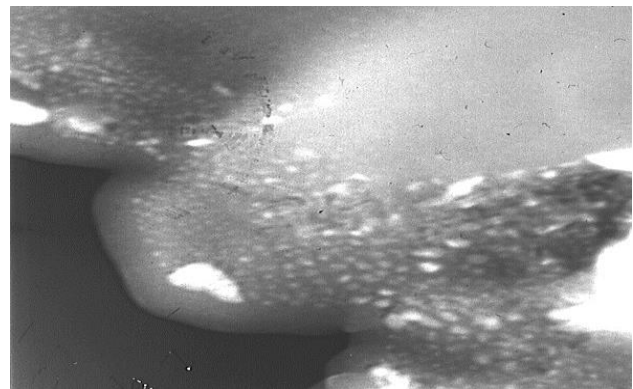
a



б



в



г

Рисунок 1.3 – Зображення ПЕМ перехідної зони зразків КАМ, отриманих на основі серійної шихти алмаз–94WC-6Co (зразок 1, *a* і *б*) та аналогічної шихти з добавкою CrB₂ (зразок 3, *в* і *г*) гарячим пресуванням в інтервалі температури 20...1450 °C і тиску 0,5...50 МПа протягом 12 хв

(*a*, *б*, *в* – нанокристалічні виділення вуглецю у вигляді графітових включень;
г – утворення нових фаз та повна відсутність графітових утворень)

Отримані результати добре узгоджуються з даними растрової електронної мікроскопії (РЕМ).

Перехідна зона алмаз–матриця для зразка 1 (рис. 1.4, *a*), одержаного на основі шихти серійного складу, характеризується грубозернистою структурою з середнім розмірів елементів 3...6 мкм. При цьому на поверхні контакту алмаз–матриця спостерігаються каверни, розшарування шарів і несучільності. В той час як перехідна зона для зразка 3 (рис. 1.4, *б*), що містить у складі добавку дибориду хрому, характеризується дрібнозернистою структурою, середній розмір складових не перевищує 1 мкм.

Важливим фактором при цьому є повна відсутність каверн і мікропорожнин на поверхні контакту алмаз–матриця, що поліпшує алмазоутримання та зносостійкість КАМ.

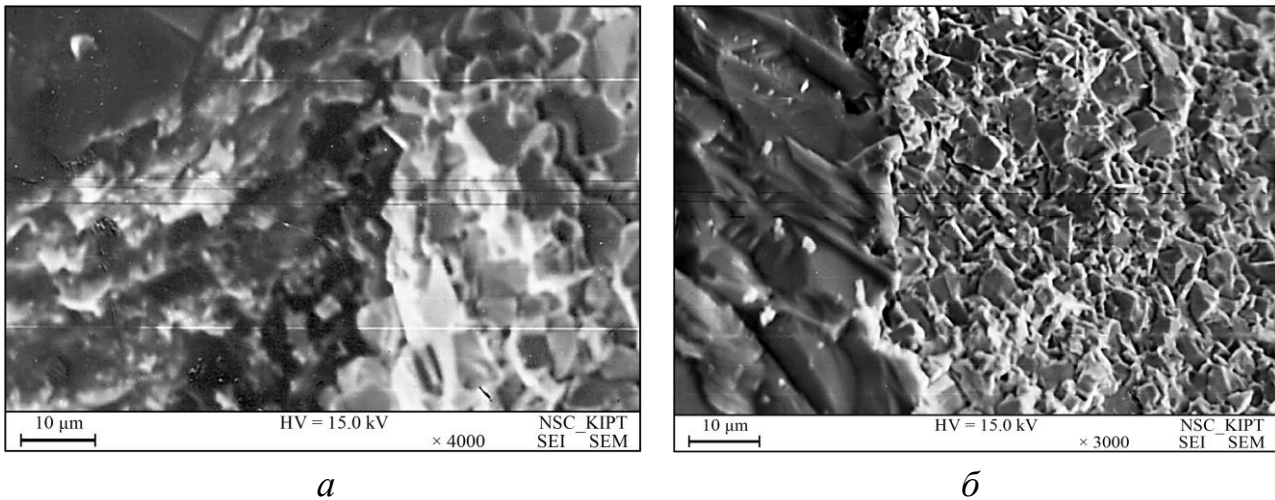


Рисунок 1.4 – Зображення РЕМ поверхні контакту алмаз–матриця зразків 1 (а) та 3 (б)

Мікроструктура макрозламу матриці для цих зразків також відрізняється (рис. 1.5). Видно, що контакт алмаз–матриця для зразку 3 (рис. 1.5, б) порівняно зі зразком 1 (рис. 1.5, а) більш щільний і міцний. Крім цього матриця в зразку 3 в оточенні алмазного зерна не зруйнована порівняно зі зразком 1.

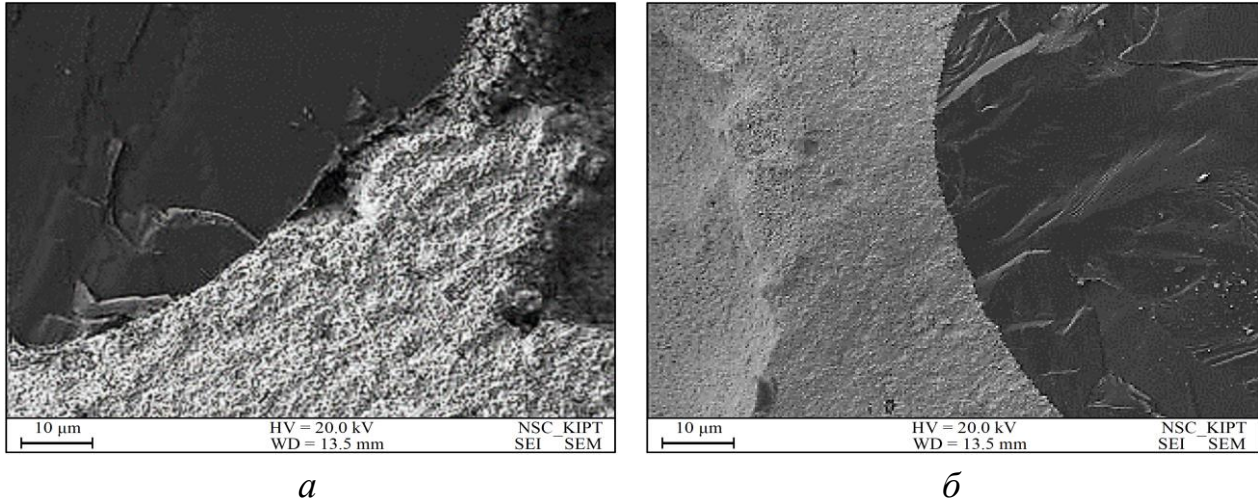


Рисунок 1.5 – Зображення РЕМ поверхні зламу зразків 1 (а) і 3 (б)

З аналізу отриманих даних випливає, що зневуглюцювання в перехідній зоні алмаз–матриця та утворення прошаркової структури з нових фаз є результатом взаємодії вуглецю, утвореного при графітизації алмазів під час спікання композиції, з компонентами твердого сплаву і введених до складу вихідної шихти добавок тугоплавких сполук. За дозволенних кількості дибориду хрому та технологічних режимів (температури, тиску та тривалості процесу)

утворений вуглець стає потужним джерелом для формування в перехідній зоні наноструктури та підвищення зносостійкості КАМ. Ключовим для отримання промислово перспективних КАМ є контрольованість процесу взаємодії вуглецю, утвореного при графітизації алмазів, з компонентами системи і продуктами їх взаємодії. Проте зміна складу вихідних речовин та технологічних режимів одержання призводить до нових процесів, структур та властивостей КАМ.

Дослідженню структуроутворення в системі алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn присвячені роботи [20, 72, 73]. У зв'язку з тим, що фазові діаграми для складових металічної зв'язки відсутні, то евтектичний склад у цих дослідженнях розраховувався за параметрами зони контактного плавлення без врахування взаємодії елементів. При цьому застосовувався в основному магнітоtermічний аналіз, і було виявлено такі ефекти. Перший termічний ефект на кривих нагрівання залежно від кількості компонентів сплаву відбувається за температури 810...850 °С, 790...850 °С і 780...805 °С. На кривих охолодження було встановлено termічні ефекти кристалізації первинних кристалів за температур 935, 860 і 850 °С і евтектики за температури 800 °С. Також було виявлено, що структура таких КАМ гетерофазна і складається з таких фаз: α -Fe, γ -Cu, γ -Fe, Ni₃Sn. В мікроструктурі сплаву, що містить у складі вихідних речовин добавки хрому крім цих фаз було виявлено включення хрому. За результатами мікрорентгеноспектрального аналізу визначено хімічний склад структурних складових зв'язок. Також виявлено, що хром не утворює власних інтерметалідів, а лише незначно розчиняється у фазах евтектики: α (Cu, Ni) і (Cu, Ni)₃Sn.

Про вплив складу вихідної шихти та технологічних режимів спікання на структуру та властивості таких КАМ свідчать дослідження [22, 23]. Їх аналіз показує, що біля поверхні контакту алмаз–металічна зв'язка зразків КАМ, одержаних із вихідної шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формах в муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з подальшим гарячим допресовуванням за тиску 100 МПа, спостерігаються зазори, пори і щілини, а також викришуваність ділянок матриці від алмазних частинок (рис. 1.6). Це може бути результатом слабого ущільнення твердих компонентів внаслідок недостатнього тиску. Крім цього, структура даних зразків відрізняється ще й нерівномірним розподілом фаз, що і є причиною низької міцності контакту алмаз–матриця. Однак закономірності формування структури перехідної зони при одержанні цих КАМ ще й досі не встановлені. В переважній більшості випадків позитивний результат одержання КАМ з необхідними механічними характеристиками досягається за рахунок емпіричного вибору складу шихти, способів та технологічних режимів спікання. При цьому не

враховується вплив дифузійних і хімічних процесів, які відбуваються в композиції під час її формування. Детальне вивчення цих процесів на атомно-молекулярному рівні потребує розробки спеціальних фізичних, хімічних і математичних методів.

Тут також необхідно враховувати зміну механізмів масопереносу, перенапруження та природу взаємодії елементів. Тому, встановлені закономірності не можна використовувати для опису явищ, які відбуваються в гетерофазних системах алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn, а також відповідних системах з добавками тих чи інших тугоплавких сполук, та застосувати їх для технології одержання даних КАМ із необхідним комплексом властивостей.

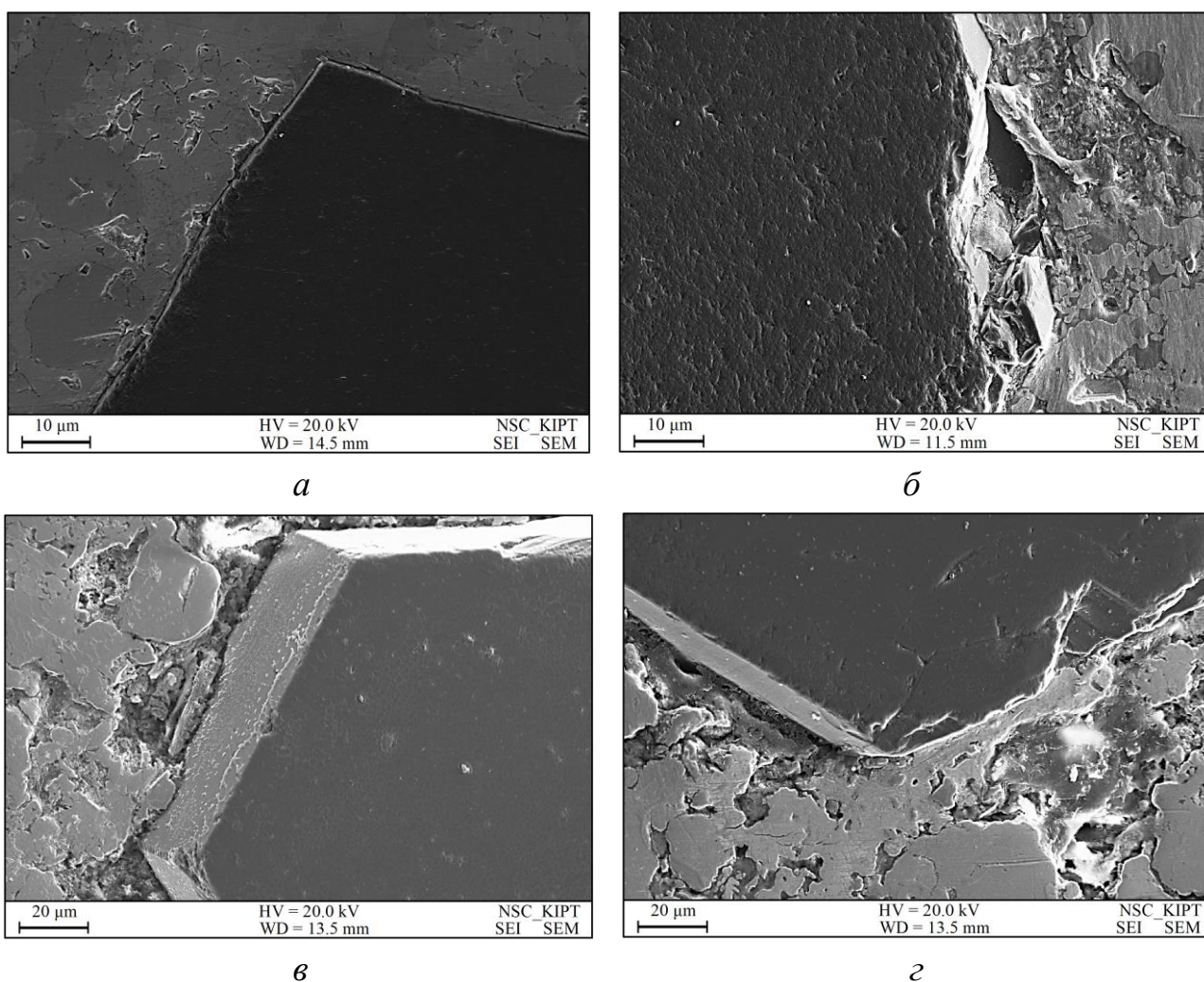


Рисунок 1.6 – Растрово-мікроскопічні зображення поверхні зразків 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*) і 4 (*г*), отриманих спіканням в муфельній печі з гарячим допресовуванням

Для з'ясування механізмів, які спричиняють поліпшення структури та підвищення зносостійкості КАМ, необхідно досліджувати ситуації, у яких

взаємодія елементів спричиняє на границі поділу алмаз–матриця утворення структурних неоднорідностей нанорозмірної товщини. Не має єдиного погляду про використання у складі вихідної шихти добавок карбідів, боридів, силіцидів і нітридів перехідних металів, а також інших сполук та їх вплив на формування структури і властивостей КАМ. Тому більшість таких КАМ, які широко застосовуються у нинішній час в інструментах для потреб каменеобробної промисловості, містять у перехідній зоні занадто високу концентрацію вуглецю, що утворюється при графітизації алмазів в процесі формування. Це є основною причиною руйнування перехідної зони за механізмом інтенсивного розтріскування, що спричиняє передчасне випадіння алмазів з матриці та знижує зносостійкість КАМ.

В літературі також відмічається, що структура та зносостійкість композитів, одержаних з шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години суттєво залежать від технологічних режимів гарячого допресування. Найцікавішим фактом, виявленим при дослідженні цих КАМ, є те, що розміри алмазних зерен майже не змінилися від їх початкового стану, а на границі поділу алмаз–металічна зв'язка спостерігаються щілини і порожнини (рис. 1.7, *а*), що є причиною її передчасного руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та випадіння алмазних зерен з металічної зв'язки композиту (рис. 1.7, *б*).

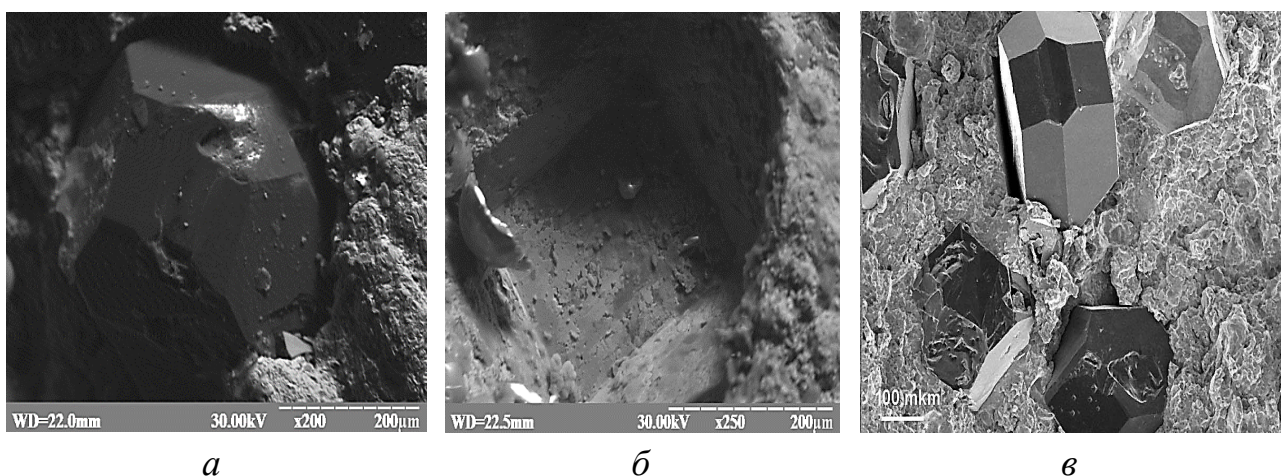


Рисунок 1.7 – СЕМ-зображення металічної зв'язки, що оточена алмазними зернами (*а*, *б*) після роботи КАМ та поверхні зламу КАМ (*в*), одержаних з шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв

Мікроскопічні зображення поверхні зламу досліджуваного зразка (рис. 1.7, в) свідчать про слабку міцність контакту алмаз–металічна зв’язка, що знижує зносостійкість КАМ.

Результати аналізу відомих теоретичних і експериментальних даних засвідчили, що для одержання КАМ з підвищеними механічними характеристиками необхідно здійснювати емпіричний вибір складу шихти та застосовувати оптимальні технологічні режими спікання.

Закономірності формування структури перехідної зони з урахуванням взаємодії вільного вуглецю, що утворюється за рахунок графітизації поверхневих алмазних зерен, з твердими фазами α -Fe, боридів, карбідів, нітридів, силіцидів перехідних металів при одержанні цих КАМ, дотепер не встановлені.

Огляд літератури показав, що закономірності процесів дифузії вуглецю в залізо та зазначені сполуки мають стати джерелом нових даних для теорії і технології одержання КАМ з корисними властивостями, що зроблять можливим визначити механізми поліпшення структури та властивостей КАМ.

Більшість відомих наукових праць у цій галузі присвячено вивченню окремих аспектів структуроутворення та визначенню чинників підвищення зносостійкості КАМ. Проте, в жодній з них не наводяться узагальнені результати дослідження з поетапним формуванням оптимальної структури КАМ, а також дані про закономірності зв’язку між зносостійкістю та різальними властивостями і структурою.

Через відсутність необхідних знань у цій галузі неможливо цілеспрямовано впливати на структуроутворення під час формування алмазовмісних композицій та отримувати КАМ з високими експлуатаційними властивостями. Саме комплексне фізико-хімічне та структурно-фазове дослідження сприятимуть розробці способів спікання в прес-формі в печі з гарячим допресуванням нових КАМ з покращеними механічними властивостями.

Отже економічно доцільним є розроблення таких КАМ з високими показниками механічних властивостей, у яких недоліки перехідної зони алмаз–матриця компенсувалися б утворенням нових фаз.

Дослідження нанорозмірних прошарків в перехідній зоні потребує створення нових теоретичних підходів, які охоплювали б фізичний стан алмазовмісних систем в процесі їх формування з врахуванням взаємодії елементів, включаючи і утворюваний вуглець при графітизації алмазів.

1.5. Теоретичні підходи щодо прогнозування фізичної поведінки гетерофазних систем в процесі їх спікання

Підвищення зносостійкості композиційних алмазовмісних матеріалів на основі металічних зв'язок, що містять залізо, мідь, нікель і олово, – комплексна задача, яка охоплює концепції фізико-хімічної механіки матеріалів та вимагає певних інженерних та технологічних рішень. Водночас можливості поліпшення властивостей таких КАМ за рахунок легування, модифікування та інших методів обробки практично вичерпані. Зрозуміло, що ефективність технології одержання КАМ залежить від адгезії матеріалів на поверхні поділу алмаз–металічна зв'язка, а природу адгезії визначають особливості фізико-хімічної взаємодії складників композиції під час її формування.

Хімічні зв'язки на межі поділу моделюють, керуючись підходами механіки неоднорідних середовищ, силовими факторами, щоб побудувати відповідні розрахунки моделі для оцінювання міцності таких КАМ і на цій основі оптимізувати склад вихідних речовин для їх розроблення.

Методики для комплексного дослідження впливу температури спікання, тиску, взаємодії на міжфазних границях, включаючи і взаємодію вуглецю, утвореного за графітизації алмазів, із складниками металічної зв'язки на сьогодні практично відсутні.

Нижче проаналізовано основні концепції і теорії для металічних та металоалмазних композицій в процесі їх формування.

В [74] розроблено нестационарну математичну модель об'ємної дифузії при спіканні порошкових матеріалів. Заключне рівняння має вигляд

$$\alpha = 1 - \frac{6}{\pi^2} \cdot \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{n^2} \cdot \exp(-n^2 \cdot K \cdot t), \quad (1.1)$$

де α – кінетичний параметр (усадка, концентрація та ін.); K – константа швидкості, $K = \pi \cdot D / r_0^2$; D – коефіцієнт дифузії; r_0 – радіус частинок; n – число членів нескінченного ряду, якими обмежуються при обробці залежності $\alpha = f(t)$.

Ця модель добре підходить для описання поруватих матеріалів і особливо для визначення та оптимізації технологічних режимів спікання. Таке описання ґрунтоване на припущенні, що концентрація і температура в рідкій фазі не залежить від хімічної реакції.

В [75] на основі закону Гука отримано залежність тиску пресування P від відносного об'єму порошків β :

$$\frac{dP}{d\beta} = -k \cdot P. \quad (1.2)$$

В цій роботі було встановлено, що при спіканні порошкових матеріалів відбувається зчеплення чи приварювання частинок порошоків, зміна їх форми, що забезпечує подальшу взаємодію. Слід відзначити, що отримане рівняння досить зручне для практичного користування. Однак реальні приклади використання рівняння (1.2) для описання дифузійних процесів між частинками порошоків відсутні.

В [76] описано процес в'язкої плинності в кристалічних матеріалах подібно процесу в'язкої плинності в аморфних матеріалах під впливом поверхневого натягу, що дало змогу пояснити явище твердофазного спікання цих матеріалів. В цій моделі враховується переміщення відносно невеликої кількості вакансій (порожнини розміром $\approx 10^{-10}$ м), які можуть як відкриватися, так і закриватися завдяки дії теплових флуктацій. Число таких вакансій зростає при підвищенні температури згідно залежності

$$N' = N \cdot \exp(-U/k \cdot T), \quad (1.3)$$

де N – загальна кількість вузлів в кристалевій решітці; U – енергія утворення вакансій; k – больцманівська стала; T – абсолютна температура.

Ця формула є теоретичною основою порошкової металургії. Процес в'язкої плинності розглядається як процес взаємодії двох частинок з утворенням компактного тіла (молекулярне зчеплення). На основі цього припущення отримано залежність зменшення радіуса вакансії (порожнини) і знайдено час повного зникнення пори^

$$\frac{da}{dt} = -\frac{3}{4} \cdot \frac{\delta}{\eta}; \quad (1.4)$$

$$t = \frac{4}{3} \cdot \frac{\eta \cdot r_0}{\delta}, \quad (1.5)$$

де r_0 – початковий радіус частинки.

В [77] описано процес спікання матеріалу розміром L , який являє собою спресований порошок з однорідних зерен однакового діаметра λ , причому

$\lambda \ll L$. Процес спікання розглядався як дифузійний потік вакансій з об'єму тіла на зовнішню поверхню. Він отримав рівняння швидкості усадки α_1 для трьох типів спікання залежно від параметра v :

$$\frac{1}{v} = \lambda \cdot \sqrt{\frac{\lambda}{4 \cdot \pi \cdot r_p} \left(1 + \frac{D}{b \cdot r_p} \right)}, \quad (1.6)$$

де r_p – радіус пори; D – коефіцієнт дифузії; b – деякий коефіцієнт переходу.

Для рівномірного спікання матеріалу ($1/v \gg L/2$) залежність швидкості усадки α_1 має вигляд

$$\alpha_1 = C_1 \cdot b. \quad (1.7)$$

Тут $C_1 = z \cdot p / \lambda$, де p – кількість позицій на ділянці контакту, $p = \sqrt{S}$ (S – площа контакту); z – число контактів в одному зерні (число нерівностей).

Для нерівномірного спікання ($1/v \leq L/2$) залежність швидкості усадки α_2 має вигляд:

$$\alpha_2 = \frac{2 \cdot C_1 \cdot \sqrt{b \cdot D}}{L}. \quad (1.8)$$

Розрахункові значення α_2 добре узгоджуються з експериментальними даними лише для $t < \mu_0 / 2 \cdot D \cdot C_1 \cdot v^2$, де μ_0 – початкова пористість; D – коефіцієнт дифузії. Усереднена швидкість усадки для нерівномірного спікання з урахуванням утворення прошарку ($1/v \ll L/2$) визначається співвідношенням

$$\alpha_3 = 8 \cdot D \cdot C_1 / L^2. \quad (1.9)$$

Оскільки параметр v залежить від температури, то можна припустити, що при спіканні матеріалу швидкість усадки суттєво змінюється на трьох етапах, які послідовно змінюють один одного. Аналіз отриманих залежностей (1.6)...(1.9) свідчить про те, що коефіцієнт переходу збільшується при підвищенні температури швидше ніж параметри $D/b \cdot r_p$ і $1/v$. Це означає, що при зростанні висоти чи об'єму матеріалу має місце нерівномірне спікання. В цьому випадку

швидкість усадки підчиняється залежності (1.9). Для гетерогенних систем, коли коефіцієнти дифузії різко міняються, отримані залежності не відповідають реальності.

В [78] досліджено процес ущільнення при спіканні однофазних систем. Степінь зменшення об'єму пор визначена відношенням об'ємів пор після і до спікання (K_p). Ця величина визначається співвідношенням $K_p = \rho_p \cdot (\rho_k - \rho_c) / \rho_c \cdot (\rho_k - \rho_p)$, де ρ_p і ρ_c – густина до і після спікання; ρ_k – поточна густина матеріалу. На основі K_p отримано залежність для усередненої усадки:

$$\Delta l = 1 - \sqrt[3]{\frac{\rho_p}{\rho_c} (1 - K_p) + K_p}. \quad (1.10)$$

Отримане співвідношення (1.10) не враховує впливу дифузійних процесів і тиску на усадку.

В [79] запропоновано емпіричну модель для визначення швидкості усадки для ізотермічного спікання виробів із металевих порошків:

$$\frac{d}{dt} \cdot \left(\frac{\Delta L}{L} \right) = \frac{8 \cdot \pi \cdot \sigma}{3} \cdot \frac{\delta^3}{k \cdot T} \cdot N \cdot D. \quad (1.11)$$

На основі рівняння (1.11) доведено, що ізотермічна усадка для початкового етапу спікання зростає пропорційно часу t , а на заключній стадії – \sqrt{t} . Фізико-хімічні процеси, які відбуваються при спіканні, залишаються недослідженими.

В [80] розроблено математичну модель для феноменологічного описання кінетики усадки для ізотермічного спікання матеріалів з частинок порошків однакового радіуса.

Для початкового етапу спікання отримано рівняння, яке дає змогу описати кінетику відносної усадки:

$$\alpha \approx K^{2/5} \cdot t^{2/5} \cdot r^{-6/5}, \quad (1.12)$$

де α – відносна усадка ($\Delta L/L$); K – константа швидкості, яка визначається співвідношенням $K = C^n \cdot \gamma \cdot D \cdot \alpha^3 / k \cdot T$ (де C^n – концентрація вакансій;

γ – поверхневий натяг; D – коефіцієнт самодифузії; α^3 – об’єм вакансій); r – радіус частинки.

Аналіз отриманого рівняння (1.12) свідчить про те, що спікання таких матеріалів відбувається за механізмом в’язкої плинності. Ці результати підтверджують справедливість теорії [76]. Графік залежності $\ln \alpha$ від $\ln t$ (рівняння (1.12)), які отримано на основі експериментальних значень відносної усадки, дає змогу визначити енергію активації дифузії і більш глибоко проаналізувати процеси, які відбуваються на початковій стадії спікання, ніж усі наведені вище залежності.

В [81] отримано рівняння для швидкості усадки в процесі спікання матеріалу на основі металевих частинок за наявності рідкої фази для таких умов:

– процес контролює дифузія

$$\alpha \approx K \cdot t^{1/3} \cdot r^{-4/5}; \quad (1.13)$$

– процес контролює розчинення

$$\alpha \approx K \cdot t^{1/2} \cdot r^{-1}. \quad (1.14)$$

Рівняння (1.13) і (1.14) дають змогу також визначити енергію активації відповідних процесів за методом [79].

В [2] розроблено теорію для описання пористості і лінійних деформацій при спіканні порошкових композицій, яка дає змогу з використанням експериментальних даних прогнозувати кінетику цих процесів і оптимізувати технологічні режими одержання цих матеріалів незалежно від конкретних механізмів.

Для описання кінетики ущільнення в процесі вільного спікання порошкових матеріалів заключне рівняння має вигляд:

$$\theta = \theta_p \cdot \exp \left\{ -\frac{9}{4} \cdot \sigma \cdot \int_0^t \frac{dt}{R(t) \cdot \eta(\theta, t)} \right\}, \quad (1.15)$$

де θ_p – пористість отриманого матеріалу; σ – поверхневий натяг речовини; t – тривалість спікання; $R(t)$ – радіус частинок; $\eta(\theta, t)$ – в’язкість частинок.

В рівнянні (1.15) враховуються змінювання радіуса частинок і коефіцієнта в’язкості.

В [3] для опису процесу спікання кристалічних порошків з різними реологічними характеристиками отримано таке кінетичне рівняння:

$$\frac{d\theta}{dt} = -\frac{3}{2} \cdot \theta^{1/2} \cdot U_x \cdot f \left(\frac{9 \cdot \sigma \div \theta^{1/2}}{2 \cdot R_0 \cdot P_x} \right), \quad (1.16)$$

де P_x і U_x – відповідно напруження і швидкість деформації; f – деяка функція.

В рівнянні (1.16) враховуються не тільки властивості порошків, а й деякі мікроскопічні фактори (неоднорідний розподіл параметрів в матеріалі і взаємодія зовнішніх факторів).

В [4] отримано залежність ущільнення $(\Delta V/V)_{лок}$ для спікання пористих матеріалів:

$$\left(\frac{\Delta V}{V} \right)_{лок} = \theta_0 \cdot \left[1 - \frac{D_0^3}{D_c^3} \cdot \left(1 - \frac{\Delta V}{V} \cdot \frac{1}{\theta_0} \right)^2 \right]. \quad (1.17)$$

де $(\Delta V/V)$ – макроскопічна об'ємна усадка; θ_0 – початкова пористість; D_0 – початковий діаметр пор; D_c – діаметр пор після спікання (усереднений).

При спіканні однорідних частинок (когерентне спікання) $(\Delta V/V)_{лок} = (\Delta V/V)$. Якщо макроскопічна усадка відсутня ($\Delta V/V = 0$), то при зростанні діаметра пор $(\Delta V/V)_{лок}$ наближається до θ_0 , а при $D_0 = D_c - (\Delta V/V)_{лок} = 0$. Отримане рівняння добре описує закономірності усадки для початкового етапу спікання.

В [5–7] узагальнено реологічну теорію спікання з використанням принципів термодинаміки необоротних процесів. Ця теорія має теоретичне і практичне значення для технології пресування та спікання і дозволяє якісно описати кінетику процесів структуроутворення в пористих матеріалах [39–42].

В [82, 83], використовуючи вищенаведені рівняння, зроблено спробу описати механізм масопереносу в умовах гарячого пресування алмазовмісних систем на основі сплавів WC–Co, Fe–Cu–Ni–Sn. На основі експериментальних даних швидкості усадки під час гарячого пресування цих композицій визначено наближені значення кінетичних параметрів даного процесу (енергію активації і механізм масопереносу). В цих роботах було показано, що при спіканні таких матеріалів механізм масопереносу визначається як дифузією, так і в'язкою

плинністю, а усадка в цьому випадку за рахунок утворення рідкої фази відбувається досить швидко. В цьому випадку змінюється механізм масопереносу. Для розуміння природи цих процесів, їх впливу на властивості КАМ необхідно спочатку детально дослідити кінетику усадки з урахуванням взаємодії елементів, зміни механізмів масопереносу та технологічних режимів спікання композицій в певних системах, а далі переходити до вивчення цих процесів.

В [84] вивчався процес гарячого пресування порошків берилію, магнію, кальцію, алюмінію, цирконію, торію і урану. Використовуючи рівняння Маккензі-Шатлворта [85], яке ґрунтується на припущенні, що пластична деформація відбувається за рахунок переміщення дислокацій з урахуванням зовнішнього тиску, було отримано таке рівняння:

$$\ln \frac{1}{1 - \gamma_{кз}} = \frac{\sqrt{2 \cdot \sigma \cdot \eta^{1/3}}}{\sigma_s} \cdot \left[\frac{\gamma_{кз}}{1 - \gamma_{кз}} \cdot \frac{4 \cdot \pi}{3} \right]^{1/3} + \frac{\gamma}{\sigma_s \cdot \sqrt{2}}, \quad (1.18)$$

де $\gamma_{кз}$ – кінцева густина; σ – кінцевий натяг; σ_s – границя текучості; η – кількість пор на 1 см³ спеченого матеріалу.

Розрахункові значення параметрів виразу (1.18) добре узгоджуються з експериментальними даними лише для невеликого тиску пресування.

В [86] припускаючи, що повзучість на заключній стадії гарячого пресування композиції відбувається з постійним коефіцієнтом в'язкості твердої фази, отримано таке рівняння для швидкості ущільнення:

$$\Delta \chi_n(\rho) = A \cdot P_0^n \cdot t, \quad (1.19)$$

де $\Delta \chi(\rho)$ – різниця значень функції (ρ) для початкової і поточної густини пресовки, $\chi_n(\rho) = (-1) \cdot \sum_{m=0}^{2n} \frac{(1-\rho)^{2n+1-m}}{2 \cdot n + 1 - m} - \ln \rho$; n – показник степеню, який залежить від швидкості деформації і від тиску.

Продовжуючи аналізувати основні процеси спікання слід відзначити, що на основі закону Яндера [87], в роботах [88–90] отримано кінетичні рівняння для описання дифузії в КАМ складу С_{алмаз}-WC-Co при гарячому пресуванні в інтервалі температури 300...1800 К і тиску 0,5...32 МПа. Встановлено, що при спіканні таких зразків на першій стадії має місце в'язка плинність, а процеси дифузії лише починають проходити. Це пов'язано із-за недостатніх температури

та тиску для протікання дифузійних процесів в цій системі. На заключній стадії при максимальних значеннях температури і тиску енергія активації дифузійних процесів між елементами різко зменшується, що свідчить про поліпшення структури композиту. Дослідження впливу хімічних процесів на кінетику спікання, структуру і властивості композитів є надзвичайно актуальною проблемою. Важливі дослідження в цьому напрямку проведено в [91–93]. Швидкість процесу визначається хімічною реакцією

$$1 - (1 - \alpha)^n = K \cdot t / r_0, \quad (1.20)$$

де K – узагальнена константа швидкості, яка підпорядковується закону Арреніуса; n – показник ступеня, що дорівнює $1/3$, $1/2$ і 1 для об’ємних, плоских і одномірних задач. Згідно рівняння (1.20), константа швидкості реакції на міжфазних границях визначається відношенням швидкості просування границі фази до початкового радіусу частинок.

В [94] для описання швидкості реакції у твердофазних системах отримано співвідношення

$$\frac{dG}{dt} = K \cdot G^{2/3} \cdot (1 - G)^{2/3}, \quad (1.21)$$

де G – частинка речовини, яка прореагувала на той чи інший процес.

При цьому вважається, що ріст ядер кристалічної фази пропорційний міжфазній поверхні $S = K \cdot V^{2/3}$ (де S – площа поверхні; V – об’єм фази). Справедливість цього рівняння було підтверджено для різних речовин.

В [95] вперше сформульовано і отримано розв’язок задачі для швидкості кристалізації металів. Ріст об’єму $V_1(t)$ закристалізованої речовини і загальне кінетичне рівняння мають вигляд:

$$V_1(t) = V \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} \cdot c^3 \cdot \alpha \cdot t^4\right) \right]; \quad (1.22)$$

$$\alpha = 1 - \exp(-K \cdot t^4), \quad (1.23)$$

де V – об’єм матриці фази при $t = 0$; $c^3 = \frac{1}{4 \cdot \pi} \cdot \int_s c^s(n) \cdot ds$.

Рівняння (1.22) і (1.23) мають важливе значення для теорії матеріалознавства при дослідженні зародкоутворення для випадкового утворення центрів кристалізації і широкого використовується в кінетиці.

В [96, 97], припускаючи, що ядра, які зростають, не контактують між собою, отримано рівняння:

$$d\alpha = (1 - \alpha) \cdot d\alpha_{\max}, \quad (1.24)$$

де α_{\max} – максимальне значення степеня перетворення.

В [98] доведено, що рівняння (1.24) не є універсальним для описання кінетики реакцій в твердих системах, не враховує утворення та ріст ядер твердої фази. Для описання кінетики таких реакцій в цій роботі отримано таке рівняння:

$$\alpha = 1 - \exp(-K \cdot t^6); \quad (1.25)$$

для циліндричних ядер (центри утворення ядер – ребра або поверхневі тріщин):

$$\alpha = 1 - \exp(-K \cdot t^3); \quad (1.26)$$

для плоских ядер:

$$\alpha = 1 - \exp(-K \cdot t^2). \quad (1.27)$$

Розглянуті вище кінетичні рівняння в загальній формі можна записати таким чином:

$$-\ln(1 - \alpha) = K \cdot t^n. \quad (1.28)$$

Це рівняння відоме як рівняння Йохансона–Мела–Аврамі–Колмогорова. В рівнянні (1.28) K – узагальнена константа швидкості; n – кінетичний параметр, який залежить від типу реакції та геометрії зародків (табл. 1.4).

Аналіз рівняння (1.28) показав, що загальна енергія активації процесу утворення і росту зародкоутворення є сумою парціальних енергій зародкоутворення, росту і дифузії, а показник степеню залежить як від форми ядер і просторової мірності їх росту, так і швидкості їх утворення. В такому

випадку передекспоненціальний множник залежить від геометрії і числа місць, достатніх для зародкоутворення нових фаз.

Таблиця 1.4 – Значення параметра n для різних граничних умов

Механізми реакції, умов росту і геометрія зародків	n
Поліморфні перетворення, ефtekтоїдні реакції, ріст ядер, які контролюються реакцією на поверхні розділу за умови:	
– зростаюча швидкість утворення ядер	> 4,0
– постійна швидкість утворення ядер	4,0
– згасаюча швидкість утворення ядер	3...4
– утворення ядер відбувається на ребрах кристалів після насичення	1,0
Ріст ядер контролюється дифузією за умови:	
– ядра будь-якої форми зростають з малого початкового об'єму зі зростаючою швидкістю	> 2,5
– ядра будь-якої форми зростають з малого початкового об'єму з постійною швидкістю	2,5
– ядра будь-якої форми зростають з малого початкового об'єму зі згасаючою швидкістю	1,5...2,5
– ядра будь-якої форми зростають з малого початкового об'єму з нульовою швидкістю утворення	< 1,5
– ядра будь-якої форми зростають із визначеного початкового об'єму	1,5
– ядра мають форму голки чи пластинок кінцевої довжини, розмір яких невеликий порівняно із об'ємом фази	1,0
– стовщення циліндрів (голок) при збереженні постійної довжини	< 1,0
– стовщення великих плоских пластин при збереженні постійної їх площі	0,5
– осадження на дислокаціях (постійна стадія процесу)	< 0,5

Для описання процесу кристалізації з твердих розчинів спираються на дифузійний механізм, однак потрібно враховувати концентраційні зміни.

В [91] для опису такого процесу отримано кінетичне рівняння:

$$\dot{r} = D \cdot \left(\frac{C_0 - C}{C_s - C_{eq}} \right) \cdot (1 - \alpha) / r, \quad (1.29)$$

де C_0 і C – початкова і поточна концентрація; C_{eq} – рівноважне значення концентрації; C_s – об’ємна концентрація; α – степiнь перетворення чи кінетичний параметр.

Це рівняння після необхідних перетворень набуває вигляду:

$$-\ln(1-\alpha) = \frac{8}{3} \cdot \sqrt{2} \cdot N_0 \cdot D^{3/2} \cdot \left(\frac{C_0 \cdot C_{eq}}{C_s - C_{eq}} \right)^{1/2} \cdot t^{3/2}. \quad (1.30)$$

Рівняння (1.30) часто використовують для аналізу процесів зародкоутворення і дифузії, які паралельно відбуваються в складних системах. Однак універсальність цього рівняння не завжди підтверджується, оскільки збіжність теоретичних даних з експериментальними не завжди дає змогу пояснити і розшифрувати фізичний зміст кінетичних констант.

Крім того, при дослідженні цього рівняння операція логарифмування згладжує відхилення від лінійності, що перекручує реальність. Тому рівняння (1.30) не завжди можна використовувати для опису і аналізу процесів, що відбуваються при спіканні багатоконпонентних систем, в тому числі, і алмазовмісних.

В [99] для ізотермічної кінетики запропоновано кінетичне рівняння:

$$\frac{d\alpha}{dt} = K \cdot (1 - Z \cdot \beta \cdot \alpha)^m, \quad (1.31)$$

де K – кінетична константа; Z – параметр, що залежить від механізму реакції; β – безрозмірний фактор, близький до 1; m – показник степеню, який залежить як від механізму реакції, так і форми частинок.

В табл. 1.5 наведено параметри рівняння (1.31), які відповідають різним кінетичним моделям.

Формально показник степеню m характеризує порядок тієї чи іншої реакції. У зв’язку з цим рівняння (1.31) часто використовують навіть там, де його застосування суперечить фізичному змісту, що перекручує реальність.

В [88–90] уперше було зроблено спробу описати процеси зародкоутворення в КАМ в процесі гарячого пресування. Було отримано вирази для визначення позірної енергії активації даного процесу з використанням рівняння Йохансона–Мела–Аврамі–Ерофєєва–Колмогорова (1.28) для спікання КАМ на твердосплавній основі (твердий сплав ВК6) на двох різних стадіях.

Аналіз отриманих рівнянь показав, що процес спікання зразка КАМ на основі $C_{ал}-WC-Co$ характеризується зростаючою швидкістю зародкоутворення нової фази ($r = 1,06$).

Таблиця 1.5 – Значення параметрів рівняння (1.31)

Модель	Z	β	m
Реакція, що контролюється процесами на міжфазних границях, а частинки мають сферичну форму	1	1	2/3
Реакція, що контролюється процесами на міжфазних границях, а частинки мають голчасту форму	1	1	1/2
Реакція, що контролюється процесами на міжфазних границях, а частинки мають круглу форму	1	1	0
Дифузійні моделі	1/2	1	0
Те саме	1/2	1	0,29
Те саме	1/2	1	2/3
Те саме	1/2	1	0,43
Механізм зародкоутворення	> 1	–	1

Значення енергії активації на заключній стадії процесу по усім можливим напрямкам вказує на утворення в композиті вільного вуглецю. Однак, цей підхід описує процеси, які відбуваються в алмазовмісній системі, лише при одному з можливих механізмів для усереднених значень температури та тиску на двох етапах гарячого пресування, що не дає змогу виявити механізми поліпшення структури і властивостей КАМ.

Аналіз рівнянь для швидкості усадки під час спікання матеріалів за наявності дифузійних і хімічних процесів.

Система алмаз–твердий сплав ВК6. В [82] вперше розроблено математичну модель для опису процесів, які відбуваються в композиціях алмаз– $WC-Co$ (зразок 1) і алмаз– $WC-Co-CrB_2-W_2B_5$ (зразок 2), для усереднених значень температури і тиску на другому етапі гарячого пресування, для загального випадку, коли швидкість усадки контролюється як дифузією, так і хімічною реакцією.

Отримані рівняння, які виражають зв'язок енергії активації можливого процесу з кінетичними параметрами, на цьому етапі формування даних композицій мають вигляд:

– для зразка алмаз–твердий сплав (зразок 1)

$$\frac{d\alpha}{dt} = 0,0596 \cdot \alpha^{0,59} \cdot (1 - \alpha)^{3,51} \cdot \exp\left(-\frac{7420,43 - 0,001105 \cdot p}{R \cdot T}\right); \quad (1.32)$$

– для зразка алмаз–твердий сплав ВК6–CrB₂ (зразок 2)

$$\frac{d\alpha}{dt} = \alpha^{1,3678} \cdot (1 - \alpha)^{11,5902} \cdot \exp\left(-\frac{30815,3734 - 0,000134 \cdot p}{R \cdot T}\right), \quad (1.33)$$

де параметри співвідношення $\alpha^m \cdot (1 - \alpha)^n$ визначають дифузійні і суто хімічні процеси, які відбувається при спіканні.

Аналіз рівняння (1.32) показує, що при спіканні зразка 1 на заключному етапі має місце дифузія (кінетичний параметр $m = 0,59$) з відносно низьким значенням порядку хімічної реакції (кінетичний параметр $n = 3,51$). В той час, як при спіканні зразка 2 кінетичний параметр $m \approx 1,37$ вказує на об'ємні дифузійні процеси із значним збільшенням порядку хімічної реакції (кінетичний параметр $n = 11,59$). Значення енергії активації процесу спікання цього зразка $E_2 = 30815,37$ Дж/моль по відношенню до значення енергії активації процесу спікання зразка 1 $E_1 = 7420,43$ Дж/моль констатує, що у даний момент часу на границі контакту алмаз–матриця утворилися досить міцні хімічні зв'язки, на що і знадобилося системі допоміжна енергія.

Проте, розрахована позірна енергія активації в цих рівняннях отримана при усереднених значеннях швидкості усадки, температури, тиску і тривалості гарячого пресування, що не дозволяє виявити технологічні режими та механізми, які спричиняють поліпшення структури і властивостей КАМ.

Система алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn. Для виявлення та з'ясування ефекту поліпшення структури і механічних характеристик КАМ на основі порошків заліза, міді, нікелю, олова, а також аналогічних КАМ з добавками дибориду хрому в [1, 82, 24–26, 100–102] проведено математичне моделювання енергетичного стану цих композицій на заключному етапі гарячого пресування для загального випадку, коли швидкість усадки контролює дифузія і хімічна реакція.

Особливістю моделювання процесів спікання таких композицій на відміну від бурових вставок на основі твердого сплаву є те, що вихідна шихта містить більшу кількість елементів. У зв'язку з цим для поліпшення описових властивостей моделі введено допоміжне рівняння:

$$f(\alpha, T, p, t) = \alpha^m \cdot (1 - \alpha)^n \cdot t^k, \quad (1.34)$$

де t^k – фактор корегуючого часу (формально сумісне застосування базових положень моделі [103] і рівняння (1.34) дає змогу оцінити параметри досліджуваної системи).

Отримані рівняння, які виражають зв'язок енергії активації можливого процесу з кінетичними параметрами на заключному етапі формування композицій алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) (зразок 1) і алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (зразок 2), мають вигляд:

– для зразка 1

$$\frac{d\alpha}{dt} = 0,06495 \cdot \alpha^{0,33} \cdot (1 - \alpha)^{3,93} \cdot \exp\left(-\frac{14948,94 - 0,00159 \cdot p}{R \cdot T}\right); \quad (1.35)$$

– для зразка 2

$$\frac{d\alpha}{dt} = 2,92 \cdot 10^9 \cdot \alpha^{1,45} \cdot (1 - \alpha)^{4,84} \cdot \exp\left(-\frac{37901,87 - 0,000216 \cdot p}{R \cdot T}\right) \cdot t^{-3,38}. \quad (1.36)$$

Аналіз рівняння (1.35) показує, що при спіканні зразка 1 (стандартний склад) на заключній стадії одночасно протікають два різних процеси: масоперенос внаслідок граничної дифузії (кінетичний параметр $m \approx 1/3$) і зародкоутворення нових фаз (кінетичний параметр $n \approx 4$). При спіканні зразка 2 на відміну від зразка 1 суттєво зменшились усі параметри (енергія активації $E_a = 37901,87$ кДж/моль, передекспоненційний множник $K_0 = 2,92 \cdot 10^9$ с⁻¹ та кінетичні параметри $m = 1,45$; $n = 4,84$). Це пов'язано із тим, що модель (1.34) при введеному факторі корегуючого часу являє собою зовсім інший підхід до кінетики спікання. Кінетичні параметри m і n прямо не відповідають за процеси дифузії і зародкоутворення, і аналіз цієї моделі ускладнюється. Значення E_a і ΔV (активаційний об'єм) для квазісталого процесу при $d\alpha/dt \rightarrow 0$ вказують на максимальні значення цих параметрів. Значення позірної енергії активації цього зразка $E_2 = 37902,87$ Дж/моль порівняно з аналогічним параметром $E_1 = 14948,92$ Дж/моль зразка 1 вказує на можливе утворення нових фаз в зв'язці. Проте кінетичні константи і параметри у рівняннях (1.35) і (1.36) не враховують впливу взаємодії складових композиції та зміни температури і тиску під час

гарячого пресування на усадку та її швидкість. Такий підхід щодо прогнозування фізичного стану металоалмазної композиції під час її формування перекручує реальність, а розраховані кінетичні константи дуже відхиляються від експериментальних даних, що знижує його застосування до КАМ та інших матеріалів.

Отже для виявлення та розуміння механізмів, які спричиняють поліпшення структури з одночасним підвищенням механічних характеристик КАМ, необхідні комплексні дослідження, що охоплювали б поведінку та структурний стан алмазовмісних систем в поточні моменти часу з урахуванням як дифузійних, так і суто хімічних процесів.

1.6. Зносостійкість композиційних алмазовмісних матеріалів та інструментів на їх основі

Обґрунтувати методологію продовження ресурсу експлуатації дорогокоштовних алмазних інструментів для потреб каменеобробної та добувної промисловості – це актуальна комплексна проблема. Тут найважливіше врахувати температурну та експлуатаційну деградації фізико-механічних властивостей металевих зв'язок композиційних алмазовмісних матеріалів в процесі роботи інструментів. Це пов'язано із тим, що алмазні інструменти працюють в дуже жорстких (високі динамічні навантаження та контактні температури) умовах. У цьому випадку внаслідок абразивного зносу на поверхні КАМ відбувається руйнування різного ступеня: крихке, квазікрихке і в'язке. Поверхневе руйнування може відбуватися внаслідок пластичного деформування. Характерними рисами абразивного зношування є висока твердість матеріалу, шорсткість більш твердої поверхні матеріалу, наклепані частинки продуктів зношування, складові матеріалу, оксидні плівки тощо.

На знос КАМ впливає природа абразиву і матеріалу, адгезійна взаємодія, форма і розміри частинок. Внаслідок інтенсивного тертя на контакті «робоча поверхня КАМ – гірська порода» інструмент підлягає ударно-абразивному, ударно-гідроабразивному, ударно-втомленому та ударно-тепловому руйнуванню. Механізм зношування КАМ відрізняється і залежить від таких факторів як форма частинок, умов їх закріплення, механічних властивостей складових КАМ і абразиву, навантаження, температури, теплофізичних і хімічних властивостей пари тертя. На сьогодні зносостійкість таких інструментів, як правило, розраховують за результатами їх відпрацювання та

дефектоскопічного контролю і вихідними (як на стадії проектування) механічними характеристиками матеріалів. Проте, залежно від технології їх виробництва і умов експлуатації (механічні навантаження, присутність чи відсутність охолоджуваної рідини, її агресивність), ці характеристики суттєво змінюються [1]. При цьому структурно-фазовий склад КАМ при жорстких умовах експлуатації теж змінюється, що негативно впливає на зносостійкість інструментів. Методики для комплексного дослідження впливу властивостей КАМ та їх складників, контактної температури, середовища і міжфазної взаємодії на зносостійкість відрізних сегментних кругів практично відсутні. Нижче проаналізовано вплив механічних та експлуатаційних характеристик КАМ на їх зносостійкість з метою одержання корисної інформації для розроблення конкурентоспроможних інструментів на їх основі.

Контактні задачі пружності за присутності зношування.

В [104–117] при розв'язуванні контактних задач з урахуванням зношування було використано моделі, які містили систему рівнянь швидкості зношування від тиску та інших параметрів. В них було отримано розв'язок для опису стаціонарних стадій зношування.

Для опису зношування спряжень в процесі прироблення в [118] було запропоновано співвідношення спадкостаріючого типу та отримано розв'язок контактної задачі, в якій зона дотику монотонно збільшується.

В [119, 120] сформульовано контактну задачу пружності за наявності зношування циліндричних тіл, у яких радіуси приблизно однакові (обертання в нерухомому підшипнику). Цей розв'язок можна використати для розрахунку зносу підшипника ковзання.

В [121] сформульовано контактну задачу за наявністю зносу циліндричного та сферичного підшипників ковзання з тонким покриттям без врахування сил тертя на контакті та зносу сфери. Показано, що в міру зростання зносу розв'язок контактної задачі для вкладиша наближається до розв'язку жорсткого тіла, а для малих кутів контакту – незначно відрізняється.

В [122] розглянуто тривимірні задачі зношування тіл для обмеженої і нескінченної ділянок контакту в припущенні, що одне із тіл, які контактують між собою, має змінний коефіцієнт зносу. При постановці враховується, що швидкість зношування залежить від тиску і швидкості ковзання по степеневому закону. Цей розв'язок одержано у явному вигляді.

В [123] розв'язана задача зношування жорсткого контртіла і тонкої смужки Вінклеровського типу, що зв'язана з пружною півплощиною. Одержано

аналітичні співвідношення із змінною границею контакту без врахування зносу смужки.

В [124] запропоновано строгу постановку контактної задачі зношування пружного шару, який жорстко з'єднаний з основою, і одержано її точний розв'язок. Задача розв'язана для абразивного зносу і враховує силу тертя, умови контакту, переміщення поверхні внаслідок пружної деформації і пружні константи поверхневого шару (модуль зсуву і коефіцієнт Пуассона). Отримані співвідношення дають змогу описати фізичну картину зношування і аналізувати параметри, які впливають на кінетику цього процесу.

Наведені вище задачі належать до загальних закономірностей зношування матеріалів. В них не враховано відмінність фізико-механічних властивостей композиту за його товщиною, а також не враховано вплив температур на зношування інструментів. Це обмежує їх використання для аналізу кінетики зносу інструментів з КАМ. Для цього необхідно врахувати залежність зносу КАМ від контактної температури та градієнту властивостей.

Дослідження зношування матеріалів з урахуванням теплоутворення від тертя.

Вивченню впливу температури і швидкості ковзання на зношування матеріалів присвячено роботи [125, 126]. В [125], досліджуючи залежності швидкості зношування від швидкості ковзання, встановлено, що за певних значень швидкості ковзання знос матеріалу зменшується, але фізичного пояснення цього явища надано не було. В [126] було проведене експериментальне вивчення цього явища. Випробування були проведені в умовах різних навантажень і швидкості ковзання для низки матеріалів. Було доведено, що одержані результати зношування від швидкості ковзання, в основному, збігаються з даними [125]. На основі експериментальних даних було встановлено, що наявність критичної швидкості ковзання зумовлено утворенням оксидних плівок і високим градієнтом механічних властивостей за висотою контртіла.

Постановку плоскої контактної задачі з урахуванням теплоутворення від тертя вперше було реалізовано в [127]. Розв'язок одержано для стаціонарного розподілу температури фрикційного нагрівання пружних циліндрів.

В [128] запропоновано чисельно-аналітичний метод розв'язання сингулярних інтегральних рівнянь в контактній задачі втискування штампа в пружну півплощину з урахуванням теплоутворення від тертя.

В [129] отримано розв'язок плоскої контактної задачі термопружності для фрикційного змінювання пружної деформації круглим диском.

Спільний вплив шорсткості, зношування і теплоутворення від тертя на розподіл контактного тиску і температури у шарі певної товщини розглянуто в [130].

Задачу про зношування пружного покриття, яке закріплене на жорстку основу від впливу рухомого штампа розглянуто в [131]. При цьому на основі рішення незв'язаної нестационарної задачі термопружності для шару враховується залежність коефіцієнтів тертя і зносу від температури, а також неоднорідність розподілу твердості за висотою.

В [132] розв'язано аналогічну задачу неідеального теплового контакту двох шарів для постійної швидкості ковзання.

Осесиметрична контактна задача термопружності для жорсткого півпростору з урахуванням теплоутворення від тертя і абразивного зношування кільцевого штампа, що обертається, розглянуто в [133]. Методом скінчених інтегральних перетворень одержано систему рівнянь для визначення пружно-деформованого стану і зношування залежно від вихідних параметрів.

В [134] досліджено характеристики термопружного контакту за зношування і температури без врахування зближення контактних тіл. Розв'язок отримано в рамках одномірної моделі і проведено чисельну реалізацію для сталевого шару для різних значень коефіцієнта зносу. Математичній постановці контактних задач з урахуванням зміни форми поверхні на макрорівні, внаслідок відокремлення продуктів зношування, і їх розв'язку для тіл зі змінним коефіцієнтом зносу присвячено [135]. В ній наведено приклади дослідження зношування від втоми та геометричних характеристик тіл, механічних і теплофізичних параметрів та умов навантаження при шліфуванні поверхні.

В [136] отримано вираз для визначення абразивного зносу в умовах нелінійного контакту. При цьому враховується змінювання товщини покриття і термонапруження для спрощеної схеми контакту тіла з покриттям і одномірного рівняння теплопровідності.

Постановку та розв'язок незв'язаної задачі зношування з урахуванням теплоутворення під час різання граніту відрізним алмазним кругом отримано в [137–139]. Враховувалося нагрівання круга в зоні контакту і охолодження рідиною за рахунок конвективного теплообміну внаслідок примусової конвекції. Розв'язок одержано в аналітичному вигляді. При цьому для алмазного круга враховувалася залежність коефіцієнта зношування від контактної температури. Одержані співвідношення дають змогу визначити знос круга в довільний момент часу та проаналізувати експлуатаційні параметри, які впливають на кінетику цього процесу.

Для розробки технології одержання КАМ з високими технологічними характеристиками та ефективною їх експлуатації необхідно в математичних моделях враховувати, що фізико-механічні властивості алмазних зерен, металічної зв'язки та корпусу інструменту різняться, а ще вони змінюються внаслідок міжфазної взаємодії компонентів під впливом великих температур. Тому при математичній постановці задач зношування алмазних інструментів необхідно формулювати початкові і граничні умови з урахуванням особливостей КАМ та форми інструменту, а також умови спряження на границі розподілу алмазного шару та металічної зв'язки. При цьому зв'язок між модулем пружності, пористістю і формою пор визначаються за відомими співвідношеннями.

При дослідженні таких матеріалів на твердість за Брінелем чи Віккерсом відбитки поверхні отримуються нерівномірними, що знижує точність результатів. Випробування за Віккерсом крихких і дуже твердих матеріалів за малих значень навантажень дає невеликі відбитки поверхні, а за більш високих ставить жорсткі вимоги до формування крихких матеріалів. В цьому разі відбувається викришування матеріалу, що спричиняє розкид параметрів, які визначаються. Для пластичних порошкових матеріалів допустимі комбіновані дослідження твердості. Крихкі і тверді матеріали досліджуються на приладі Роквелла, використовуючи шкалу С, а за невеликих навантажень (до 600 Н) для твердих сплавів і керметів з високим вмістом оксидів – шкалу А. Мікротвердість окремих зерен чи фаз визначається так само, як для компактних матеріалів. Вищенаведені теоретичні і експериментальні залежності не можуть точно передбачити стан металоалмазної композиції під час її формування та визначити параметри, які спричиняють поліпшення механічних та експлуатаційних характеристик КАМ. У зв'язку з цим основною характеристикою цих матеріалів є зносостійкість, яка залежить не тільки від твердості і міцності металевої зв'язки та властивостей і розмірів алмазних частинок, але і утриманням останніх металічною зв'язкою.

1.7. Шляхи поліпшення структури та властивостей композиційних алмазовмісних матеріалів

Нижче охарактеризовано фундамент наукового пошуку механізмів, які сприяють поліпшенню чи погіршенню структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка та механічних властивостей композиційних алмазовмісних

матеріалів на основі металічних зв'язках. Характеристика алмазоутримання КАМ переважно визначається міцністю контакта алмаз–металічна зв'язка, особливим станом металічної зв'язки та міцністю і термостійкістю як алмазів, так і зв'язки.

В [8–11] відзначається, що міцне утримання частинок алмазів проти випадіння забезпечується за рахунок формування особливих мікрозон (ділянок) навколо алмазів з особливим структурним станом. Відзначається, що тільки за певних технологічних режимів спікання композиції алмаз–твердий сплав ВК6 в цих зонах спостерігається відсутність утворення вуглецю у вигляді графіту і монокарбіду WC в системі W–Co–C.

В [140–144] було відзначено, що утворення вуглецю у вигляді пластівців чи нанодисперсного виділення в продуктах взаємодії алмаз–матриця є можливим внаслідок хімічних реакцій твердого розчину вольфраму і вуглецю в кобальті, а також за рахунок утворення двох потрібних евтектик складу (γ +WC-графіт) і (γ +WC+C_(n)-графіт). Нейтралізувати утворення вуглецю в перехідній зоні можна за рахунок введення до вихідної шихти певних тугоплавких сполук перехідних металів, які мають широку область гомогенності, що і є протидією цього процесу.

Згідно [145] впливає, що внаслідок осаджуваності карбіду бору на поверхні зерен WC в продуктах міжфазної взаємодії не утворюється вуглецю у вигляді графітових включень.

В [146–148] відзначено, що висока ступінь змочування частинок алмаза розплавом, який містить адгезійно-активні до алмаза метали, є необхідною умовою для забезпечення механічної міцності алмазно-металічного контакту. Було показано, що адгезійно-активні добавки (титан, хром, ванадій) зменшують крайовий кут змочування. Незначні добавки хрому порівняно з основними компонентами шихти забезпечують зчеплення затверділого розплаву з алмазом до 100 МПа, добавки титану також забезпечують утворення міцного контакту мідно-галієвого сплаву з алмазом.

Також було показано, що для підвищення міцності, твердості, термостійкості та зносостійкості до вихідної шихти додають певні добавки сполук перехідних металів. Зокрема було виявлено, що в структурі цих матеріалів, одержаних спіканням методом гарячого пресування за температури 1500 °С, спостерігаються перешийки поміж частинками TiB₂ в твердому розчині (Ti, Cr) B₂. Після витримки понад 30 хв за температури 1750 °С мікроструктура сплаву вже характеризується щільними кластерами (Cr, Ti) B₂ та підвищенням механічних характеристик композиту.

Аналіз цих даних свідчить, що оптимізація складу та технологічних режимів гарячого пресування призводить до поліпшення структури та механічних властивостей композитів.

Як свідчать теоретичні і експериментальні дослідження, в КАМ із дисперсно-зміцненою структурою зв'язки спостерігається значно вищий рівень твердості, теплопровідності, ударної в'язкості, міцності на стиск і згин [149]. Було розглянуто три основні фактори, які пояснюють покращення механічних властивостей зв'язки при введенні твердих наночастинок до складу вихідної шихти: ефект перерозподілення навантаження зміцнюючими частинками; зміцнення, що пов'язане із зростанням дислокацій в наслідок різниці коефіцієнтів термічного розширення між матрицею і зміцнюючими частинками; ефект Орована, який пов'язаний з гальмуванням руху дислокацій на твердих частинках, а також зміцнення, яке пов'язане з цим фактором і описується рівнянням Орована-Ашбі [150].

В [151–153] було доведено, що введення до складу металічної зв'язки на основі порошків кобальту, нікелю та заліза добавки наночастинок в незначній кількості порівняно з основними компонентами позитивно впливає на механічні і експлуатаційні властивості КАМ.

В [27–33] закладено фундамент теорії одержання композиційних порошкових матеріалів із заданими властивостями. В них розглядають фізичний стан таких композицій з урахуванням взаємодії елементів в поточні моменти часу їх формування. Аналіз зазначених робіт показав, що для кожного типу композиційних матеріалів в координатах «склад – p - T - t умови – властивості» існує певна межа, яка відповідає області існування наноструктури, що суттєво поліпшує їх властивості. Такий підхід до проблеми надав змогу одержати низку нових композиційних матеріалів з корисними властивостями для різних галузей промисловості.

З огляду на вищенаведене впливає, щоб КАМ, які розглядаються, відтворилися такі властивості алмазу, як теплопровідність, твердість, міцність, зносостійкість, у зв'язці композиту мають бути рівномірний розподіл компонентів і продуктів їх взаємодії, однорідний напружений стан та особливий стан перехідної зони за наявності наноструктури на межі поділу алмаз–матриця та хімічних зв'язків. Графітизація алмазів при формуванні композицій та відсутність адгезії зв'язка–алмаз становлять загальну проблему цих КАМ. 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.

Разом з тим графітизацію алмазів можна використати як для поліпшення структури перехідної зони, так і для одержання нових властивостей КАМ.

Зазначену проблему можна розв'язати за рахунок надання досліджуваній системі умов, що забезпечать взаємодію утворюваного при графітизації алмазів вуглецю з α -Fe, якій перешкоджає поява на межі поділу алмаз–матриця рідкої фази (Cu–Sn–Ni). Ця взаємодія супроводжується утворенням прошарків з Fe_3C нанорозмірної товщини та поліпшенням властивостей КАМ. Проте не розроблено методики контролю цих фаз під час виготовлення КАМ, а також не визначено закономірності та механізми впливу технологічних режимів гарячого допресовування на процес утворення фази Fe_3C на межі поділу алмаз–матриця.

Щоб поліпшити структуру та надати КАМ своєрідних властивостей, у них вводять бориди, карбіди та силіциди перехідних матеріалів, здатних забезпечити в перехідній зоні фаз, стійкіших від Fe_3C . Часто при використанні таких добавок перехідна зона забруднюється продуктами реакції, що породжує структурну нестабільність і погіршує властивості КАМ. Закономірності структуроутворення в системах алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn з твердими добавками залишаються не вивченими. Це обумовлено відсутністю фазових діаграм, взаємовпливом елементів, мізерною концентрацією вуглецю, утвореного за графітизації алмазів, неізотермічними умовами спікання, а суто теоретичний аналіз надто складний. Через відсутність цього комплексу закономірностей неможливо цілеспрямовано впливати на структуроутворення, що перешкоджає отриманню КАМ з високими технологічними характеристиками (рис. 1.8).

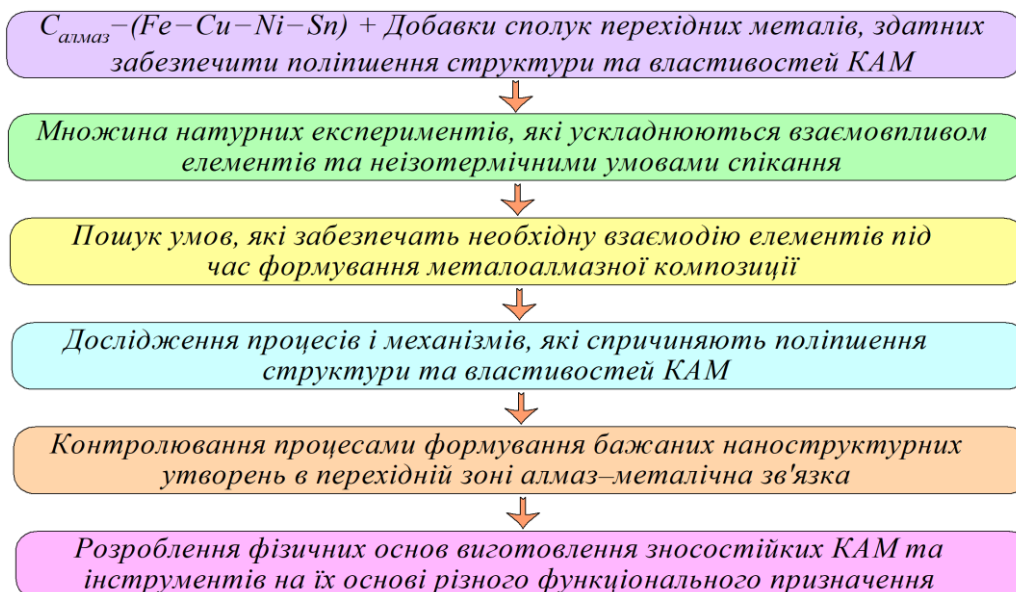


Рисунок 1.8 – Науково-технічні проблеми одержання КАМ з високими технологічними характеристиками

Саме вдале визначення типу добавки до складу вихідної шихти та технологічних режимів спікання (p - T - t) – один з головних шляхів у розробленні КАМ з новими корисними властивостями. Все вищенаведене є вагомим як для теоретичної науки (перевірка вже встановлених підходів, а, можливо, і їх поглиблення), так і для практики (визначення нових областей використання матеріалів).

РОЗДІЛ 2

ВИХІДНІ РЕЧОВИНИ, МЕТАЛОАЛМАЗНІ СУМІШІ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ ВИХІДНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИТІВ

Розробка композиційних алмазовмісних матеріалів, розширення областей їхнього використання потребує детальних знань про сутність фізико-хімічних процесів, які відбуваються під час їх формування. Структура і властивості КАМ на основі металевих матриць з порошків заліза, міді, нікелю і олова залежать від властивостей і геометричних характеристик алмазів та аналогічних властивостей вихідних порошків матриці, а також способів та технологічних режимів їх одержання. Марку (міцність і термостійкість) алмазів для виготовлення КАМ вибирають залежно від функціонального призначення інструментів. Властивості КАМ і розроблених інструментів на їх основі залежать ще й від величини і форми алмазних зерен та їх концентрації. Вибір концентрації алмазів так саме як і вибір їх марки залежить від вимог, які пред'являються до КАМ і інструментів на їх основі.

2.1. Вихідні речовини для спікання композитів

Досліджувалися шліфи зразків КАМ діаметром 10 мм, завтовшки 8 мм та тонкі фольги від них товщиною від 20 до 80 нм. Як вихідні речовини для виготовлення зразків КАМ використовували порошки алмаза АС160Т 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), диборидів хрому та титану, силіциду хрому і нітриду ніобію, карбіду вольфраму. Порошки заліза, міді, нікелю, олова та згаданих сполук обробляли механічно в барабанному млині розмельними кулями з високощільної алюмооксидної кераміки в режимі сухого помелу при швидкості обертання млина 200 об./хв, що забезпечувало ударно-зсувну дію куль на порошки. Співвідношення маси куль і порошків становило 5:1, тривалість оброблення – 10 год. Порошкові суміші для металічної зв'язки змішували у спиртовому середовищі за схемами (табл. 2.1): $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ (мас.%) (серійний склад) і $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}+\text{X}$ (мас.%) (дослідний склад), де X – вміст певної сполуки. Співвідношення $\text{Fe}/\text{Ni} = 51/9$ та $\text{Cu}/\text{Sn} = 32/8$ у дослідних сумішах відповідали серійному складу.

Таблиця 2.1 – Склад вихідних сумішей металічних зв'язок

№ з/п	Вміст елементів, мас.%							
	Fe	Cu	Ni	Sn	Co	CrB ₂	CrSi ₂	NbN
1	51	32	9	8	–	–	–	–
2	–	12	–	8	80	–	–	–
2	49,98	31,36	8,82	7,84		2	–	–
3	49,98	31,36	8,82	7,84		–	2	–
4	49,98	31,36	8,82	7,84		–	–	2

До них додавали змочений гліцерином алмазний порошок з розрахунку 1,54 карата на 1 см³ шихти (що відповідало відносній концентрації $K = 35\%$) та перемішували без використання розмельних куль за схемами (мас.%):

- 1) алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn);
- 2) алмаз–(49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂);
- 3) алмаз–(49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrSi₂);
- 4) алмаз–(49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2NbN);
- 5) алмаз–(49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2TiB₂);
- 6) алмаз–(49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2WC);
- 7) алмаз–(80Co–12Cu–8Sn);
- 8) алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂);
- 9) алмаз–(68,60Fe–9,8Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂);
- 10) алмаз–(54,8Fe–24Co–9,6Ni–5,76Cu–3,84Sn–2CrB₂);
- 11) алмаз–(63,7Fe–14,7Ni–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂).

Для одержання зразків наважки алмазовмісних сумішей закладали в спеціальні форми, виготовлені з жаротривкого сплаву ХУ77ТЮР (ГОСТ 5632-72). За кімнатної температури та тиску 100 МПа отримували брикети діаметром 10 мм, які в цих самих формах піддавали спіканню в печі SNOL 72/100 за температури 800 °С в середовищі водню протягом 1 год. (вільне спікання) та гарячому допресуванню на пресі ПГР400 10Т при різних тисках. Щоб запобігти різкому зменшенню температури під час гарячого пресування контактуючі поверхні преса і форми ізолювали азбестовими матеріалами. Температуру системи під час гарячого допресування зменшували з 800 до 770 °С (швидкість охолодження становила ~10 °С/хв.). Зміни тиску, тривалості перебування системи під тиском та складу шихти слугували критеріями усадки, структури і властивостей КАМ. Зразки пресували при тиску 100, 160 і 200 МПа з одночасним фіксуванням лінійної усадки за допомогою електронного індикатора DIGICO 10 (TESA) з цифровим відліком при кроці дискретності 0,001 мм. Під

час вимірювання усадки для кожного значення тиску виконували не менше чотирьох випробувань. За результатами випробувань визначали статистичні характеристики: математичне очікування лінійної усадки, середньоквадратичне відхилення, коефіцієнт варіації, середню похибку коефіцієнта варіації, середню похибку середнього арифметичного відхилення. Обробляли ті середньоарифметичні значення лінійної усадки, для яких середня похибка середньоарифметичного відхилення не перевищувала 5 %. За експериментальними даними лінійної усадки розраховували швидкість усадки $d\alpha/dt$. Вміст алмазів в КАМ чи (або) інструменті розраховують за виразом:

$$P = \frac{4,4 \cdot V \cdot K}{100}, \quad (2.1)$$

де 4,4 – коефіцієнт, що чисельно дорівнює вмісту (карат) алмазів в 1 см³ шихти робочого шару; V – об'єм робочого (алмазовмісного) шару, см³; K – відносна концентрація алмазів, щозначається залежно від властивостей алмазів, типу оброблюваного матеріалу і функціонального призначення інструменту.

Для розрахунку наважки шихти на зразок користуються виразом:

$$G = \rho \cdot V, \quad (2.2)$$

де ρ – густина алмазовмісного шару, г/см³.

Розрахунок рецептур проводять у такій послідовності.

Розраховують об'єм алмазів в алмазовмісному шарі V_a , визначають припуск на обробку V_n і об'єм алмазовмісного шару V .

За заданою концентрацією визначають вміст алмазів, що займають об'єм V_a . Розраховують вміст зв'язки

$$G_{36} = V_{36} \cdot \rho_{36} \cdot K, \quad (2.3)$$

де ρ – густина зв'язки, г/см³; K – коефіцієнт втрати, $K = 1,05 \dots 1,1$.

Густина зв'язки визначають піктрометричним методом чи розраховують за виразом:

$$\rho_{36} = \frac{100}{\sum_{i=1}^n \frac{q_i}{\rho_i}}, \quad (2.4)$$

де q_i – вміст компонента, мас.%; ρ_i – густина компонента, г/см³.

Крім спікання в прес-формах в печі з подальшим гарячим допресовуванням зразки КАМ одержували ще й такими методами:

- в печі SNOL 72/100 за температури 800 °С протягом години;
- гарячим пресуванням в графітовому середовищі в інтервалі температури від 20 до 800 °С і тиску від 0,5 до 40 МПа.

Зміна способу спікання, складу вихідних речовин, тиску і тривалості перебування системи під тиском служили критеріями зміни усадки, структури і властивостей КАМ.

2.2. Дослідження морфології частинок порошку Fe, Cu, Ni, Sn, CrB₂, CrSi₂ і NbN та зламів неспечених пресовок

Морфологію частинок порошків Fe, Cu, Ni, Sn, CrB₂, CrSi₂ і NbN та неспечених пресовок досліджували за допомогою скануючої електронної мікроскопії (СЕМ). Мікрофотографії частинок порошків та фрактограми зламів неспечених пресовок були одержані за допомогою електронного мікроскопа SELMI SEM-106М з потенціалом прискорення 20 кВ та діаметром електронного зонду 0,7 мм.

Для порошків визначали відносну насипну густину (за ДСТУ 2495-94), середній розмір частинок (d_{cep}) (методом сухого розсіювання), вміст кисню O₂ (кулонометричним методом); до того ж значення механічних властивостей матеріалів частинок: границі міцності (σ_e) та текучості ($\sigma_{0,2}$), температури плавлення ($T_{пл}$) та початку рекристалізації (t_p^n), характеристичні температури (t^*) [154].

Міцність на розрив циліндричних пресовок діаметром 11,3 мм та висотою 12 мм, одержаних двостороннім пресуванням під тиском 400 МПа, визначали непрямим методом при діаметральному стисненні [155].

Формування порошків та неспечених пресовок проводили при кімнатній температурі, аби уникнути зайвого окислення порошків.

Досліджували та характеризували поверхню частинок порошків, їх тонку структуру та отримували інформація про форму, топологію і структуру поверхні, внутрішню пористість та форму пор, оксидні та адсорбційні шари на поверхні частинок, виявляли тенденції до агломерації.

2.3. Дослідження теплових потоків, силових і енергетичних параметрів процесу різання граніту відрізним кругом залежно від концентрації і зернистості алмазів, складу композита та технологічних режимів різання

Тепловий потік є одним з найважливіших параметрів, який впливає на механічні властивості і зносостійкість алмазних інструментів. Знання теплових потоків та їх впливу має значення при визначенні фізико-механічних властивостей КАМ і для практичного їх використання. Джерелами теплоутворення в зоні тертя є алмазні зерна, що виступають із поверхні матриці КАМ, в процесі роботи інструменту. Загальний тепловий потік визначається сумою теплових імпульсів від кожного алмаза, що контактує з породою, а також тертям продуктів зношування об поверхню матриці композита. Утворення цих теплових потоків залежить від форми алмаза, його заглиблення в породу, концентрації і зернистості алмазів, швидкості ковзання, вертикальної і дотичної складових навантаження. Властивості і зносостійкість КАМ ще й суттєво залежать від складу і передісторії вихідних речовин, технологічних режимів одержання КАМ, а також контактної температури. Вже за відносно невеликих температур (600...700 °С) спостерігається істотне зменшення міцності кристалів алмаза, а високі значення теплових потоків зумовлюють температурні і пластичні деформації, що призводять до деградації алмазовмісного шару КАМ та передчасного зношування інструментів.

Для визначення теплових потоків використовувалися робочі елементи довжиною 40 мм, товщиною і висотою 10 мм для оснащення відрізних кругів діаметром 300 мм. КАМ отримано на основі вихідної шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%). Для приготування порошкової суміші використовували порошки заліза ПЖ1М2 (ГОСТ 9849-74), міді ПМС-1 (ГОСТ 4960-75), нікелю ПНЭ (ГОСТ 9722-79), олова ПО-1 (ГОСТ 9723-73) та алмази каталітичного синтезу маркоок АС80, АС125 і АС160 зернистістю 250/200, 315/250, 400/315, 500/400 і 630/500 (середній діаметр алмазів 0,22, 0,28, 0,364, 0,460 і 0,500 мм відповідно). До наважок порошкових сумішей додавали алмазний порошок з розрахунку 6,26, 12,50 і 18,75 каратів (кількість алмазів в КАМ, V_p) на 1 см³ шихти, що відповідає відносній концентрації алмазів в композиті $K = 35, 50$ і 75 %, та перемішували до потрібної якості без використання розмелених куль. При цьому відповідні наважки зменшували на величину маси алмазів. Зразки отримали вільним спіканням за температури 800 °С протягом години з використанням наступного гарячого допресовування при тиску 100 МПа. Випробування кругів на зносостійкість проводили при варіюванні дотичної

складової навантаження від 2 до 50 Н і швидкості ковзання (v) від 20 до 42 м/с на спеціальному стенді. Оцінка зношування інструментів виконувалася за рахунок втрати маси після різання граніту Новоданилівського родовища завтовшки 30 мм.

Основи визначення теплового потоку. Найбільш поширеним і простим рівнянням, яке використовується для визначення зв'язку кількості ріжучих алмазів на поверхні контакту з об'ємною часткою алмазів в КАМ в умовах їх експлуатації, є [156]:

$$\frac{N}{S} = \frac{6 \cdot V_p}{100 \cdot \pi \cdot d^2}, \quad (2.5)$$

де N – кількість алмазів на поверхні S , які одночасно руйнують гірську породу; V_p – об'ємна частка алмазів (% за масою) в композиті; d – середній діаметр алмазного зерна.

Тепловий потік q_m в процесі руйнування гірської породи алмазним інструментом можна визначити із співвідношення [137, 138]:

$$q_m = k_1 \cdot P \cdot k \cdot \omega \cdot r_2 / S, \quad (2.6)$$

де k_1 – коефіцієнт, який враховує долю тепла, що поглинається КАМ, $k_1 \approx 0,78$; P – вертикальна складова навантаження; k – коефіцієнт тертя робочої поверхні інструменту об породу, $k \approx 0,45$; ω – кутова швидкість; r_2 – діаметр відрізного круга.

Підставляючи S з (2.5) в (2.6) отримаємо вираз для визначення теплового потоку при різанні породи:

$$q_m = \frac{6 \cdot k_1 \cdot k \cdot P \cdot \omega \cdot r_2 \cdot V_m}{100 \cdot \pi \cdot d^2 \cdot N}. \quad (2.7)$$

Контрольні розрахунки теплових потоків процесу різання граніту досліджуваними кругами проведені з використанням і без використання охолодження. У першому випадку процес здійснювали при товщині різання $H = 30$ мм, в другому – $H = 10$ мм.

Різання з охолодженням. На рис. 2.1 наведено графічні зображення залежності теплових потоків процесу різки граніту кругом з алмазів АС80 від

середнього діаметра алмазного зерна d при $v = 21$ м/с для різних значень навантаження F_r , об'ємної частки алмазів V_p та діаметра алмазних зерен. Їх аналіз показує, що діаметр алмазного зерна істотно впливає на тепловий потік під час роботи КАМ (рис. 2.1, *a*). При збільшенні d з 0,22 до 0,46 мм (що відповідає зернистості алмазів 250/200...500/400) тепловий потік зменшується майже в 3 рази для всіх значень навантаження. При подальшому збільшенні цього параметра спостерігається незначне зменшення теплового потоку. При зміні V_p від 6,25 до 18,75 % (що відповідає відносній концентрації 25...100) в 2,5 рази відбувається зростання теплового потоку для всіх значень d (рис. 2.1, *б*).

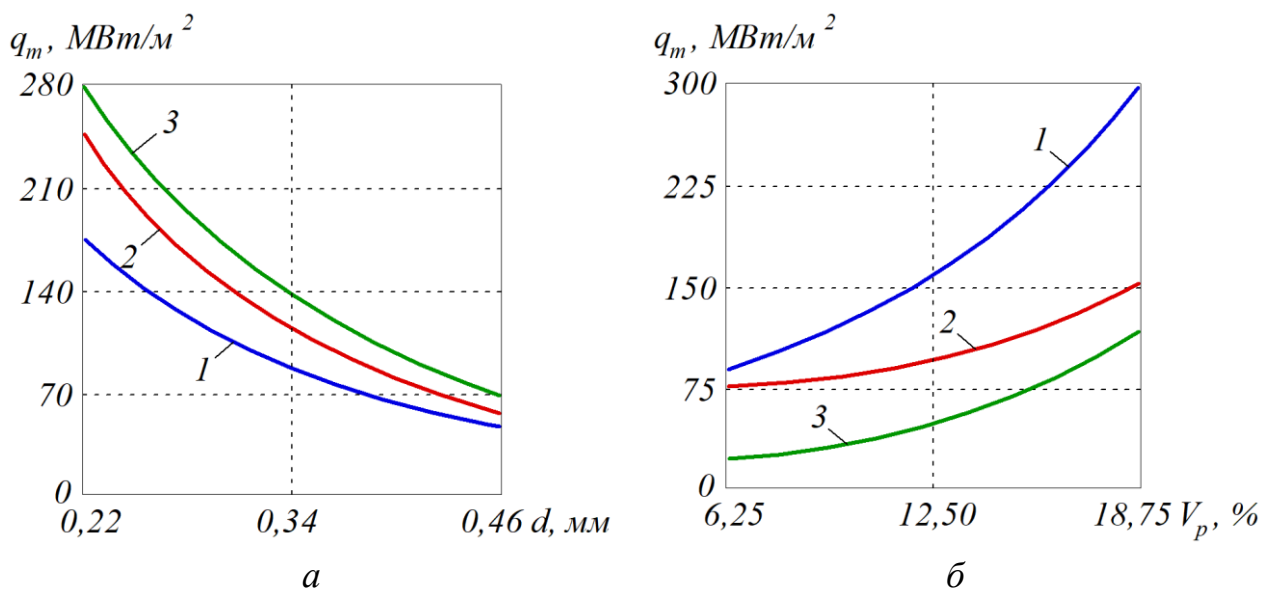


Рисунок 2.1 – Залежності теплових потоків від діаметра алмазів d (*a*) ($F_r = 23,3$ (1), $30,0$ (2), $32,3$ (3) Н, $V_p = 12,5$ %) і об'ємної частки алмазів V_p (*б*) ($d = 0,220$ (1), $0,364$ (2), $0,460$ (3) мм, $F_r = 23,3$ Н) при різанні граніту кругом з алмазів АС80, $V_p = 12,5$ %, $v = 21$ м/с

З отриманих даних випливає, що для зменшення теплового потоку і, як наслідок, зменшення температурного впливу на механічні характеристики КАМ, потрібно використовувати алмази цієї марки при значеннях середнього діаметра алмазів в діапазоні 0,346...0,460 мм і об'ємної частки алмазів 12,5...17,5. З точки зору економічності і зносостійкості це рентабельно.

Цілком закономірно і адекватно реальному процесу різання мають графічні зображення залежності теплових потоків від вертикальної складової навантаження P (рис. 2.2, *a*) і швидкості різання v (рис. 2.2, *б*).

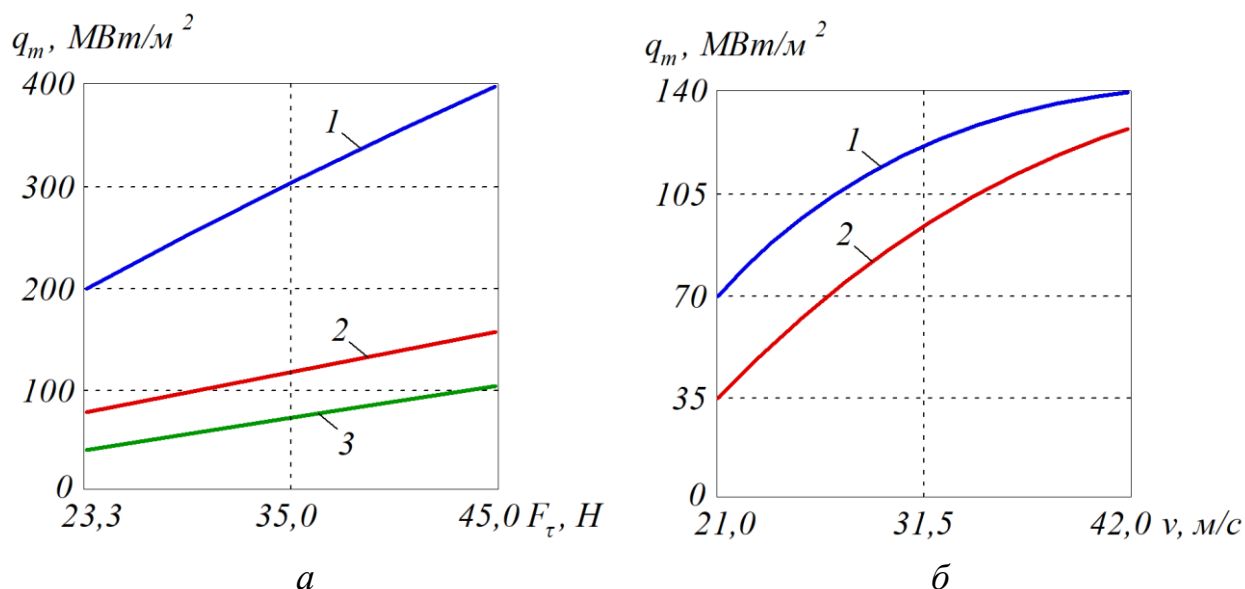


Рисунок 2.2 – Залежності теплових потоків від навантаження F_τ (а) ($d = 0,220$ (1), $0,364$ (2), $0,460$ (3) мм, $V_p = 12,5$ %, $v = 21$ м/с) і швидкості різання v (б) при різанні граніту кругом з алмазів АС80 (1) і АС160Т (2) при $V_p = 12,5$ %, $F_\tau = 23,3$ Н, $d = 0,364$ мм

Збільшення як навантаження, так і швидкості різання зумовлює зростання теплового потоку в процесі різання граніту досліджуваними кругами. Ця обставина вказує на важливість оптимізації технологічних режимів різання. Так випробування на зносостійкість інструментів з алмазів АС80 в процесі різання граніту при $F_\tau = 23,3$ Н в 2 рази менша аналогічного параметра при $F_\tau = 45$ Н. Значення теплових потоків $q_m = 200$ МВт/м² у першому випадку і $q_m = 400$ МВт/м² – в другому (рис. 2.2, а) свідчать про істотний вплив цього параметра на зносостійкість інструментів. Використання термостійких алмазів АС160Т в КАМ зумовлює суттєве зменшення теплового потоку порівняно до КАМ, які виготовлені з алмазів АС80, (рис. 2.2, б).

Різання без використання охолодження. Закономірності для теплових потоків в процесі різання граніту алмазними кругами без використання охолодження мають подібний характер до аналогічних закономірностей при різанні з охолодженням, але є і істотні відмінності. При збільшенні d від 0,28 до 0,58 мм (що відповідає зернистості 315/250...630/500) спостерігається зменшення теплового потоку в 4 рази для усіх режимів обробки (рис. 2.3, а). Збільшення концентрації алмазів у складі композита обумовлює суттєве зростання теплового потоку для усього діапазону навантаження (рис. 2.3, б). Це

пов'язано із тим, що в процесі різання без використання охолодження уся робота перетворюється в тепло. Тому при такому способі обробки граніту не можна перевищувати технологічні режими різання.

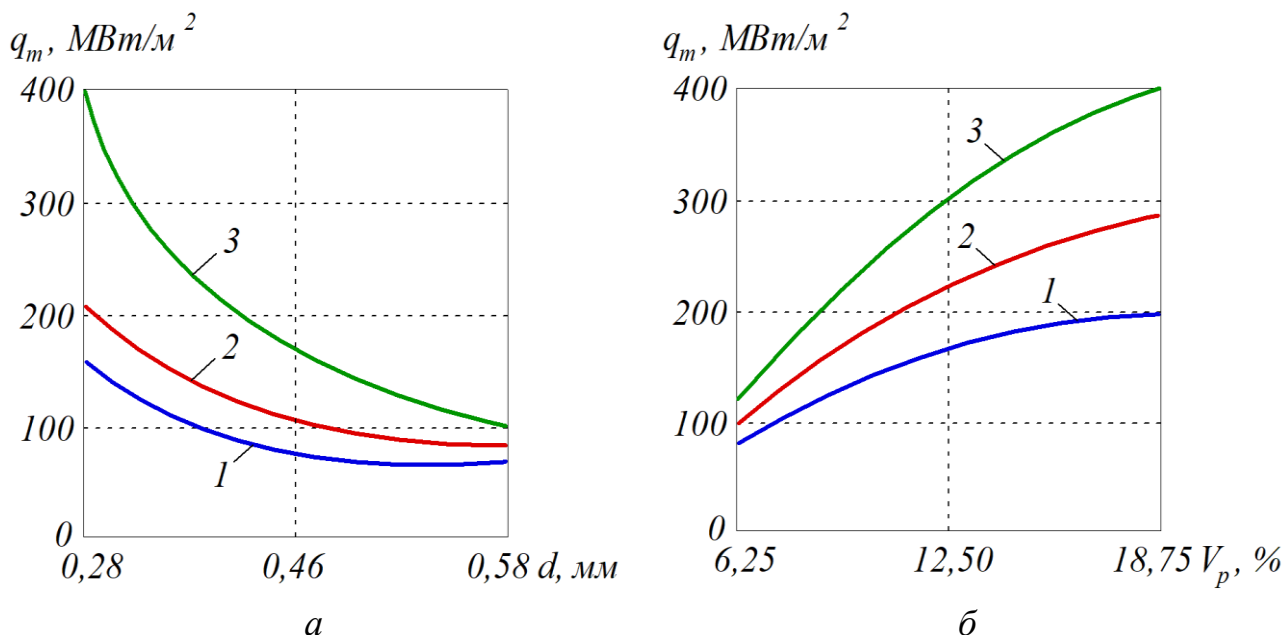


Рисунок 2.3 – Вплив середнього діаметра алмазів d (а) при $V_p = 12,5$ % і об'ємної частки алмазів V_p (б) при $d = 0,364$ мм на тепловий потік в процесі різання граніту без охолодження кругом з алмазів АС160Т для $F_\tau = 2,0$ (1), 3,0 (2), 5,0 (3) Н, $v = 41,42$ м/с

З підвищенням навантаження і швидкості різання значення теплових потоків істотно зростають (рис. 2.4, а, б), що спричиняє передчасне зношення КАМ і інструментів на їх основі.

Випробування на зносостійкість показали, що знос відрізного круга діаметром 300 мм з КАМ АС160Т в процесі різання граніту без використання охолоджуваної рідини при $F_\tau = 2,0$ Н в три рази перевищує аналогічний параметр в процесі різання граніту відрізним кругом з алмазів АС80 навіть в умовах більшого навантаження, що добре узгоджується із розрахунковими значеннями теплових потоків (рис. 2.4, а і 2.2, а відповідно).

Із отриманих даних випливає, що запропоноване співвідношення (2.7) дозволяє ефективно розрахувати тепловий потік в процесі різання гірських порід алмазними кругами і його можна використовувати як додаток в рівняннях, що описують термопружний стан і кінетику зношування таких інструментів.

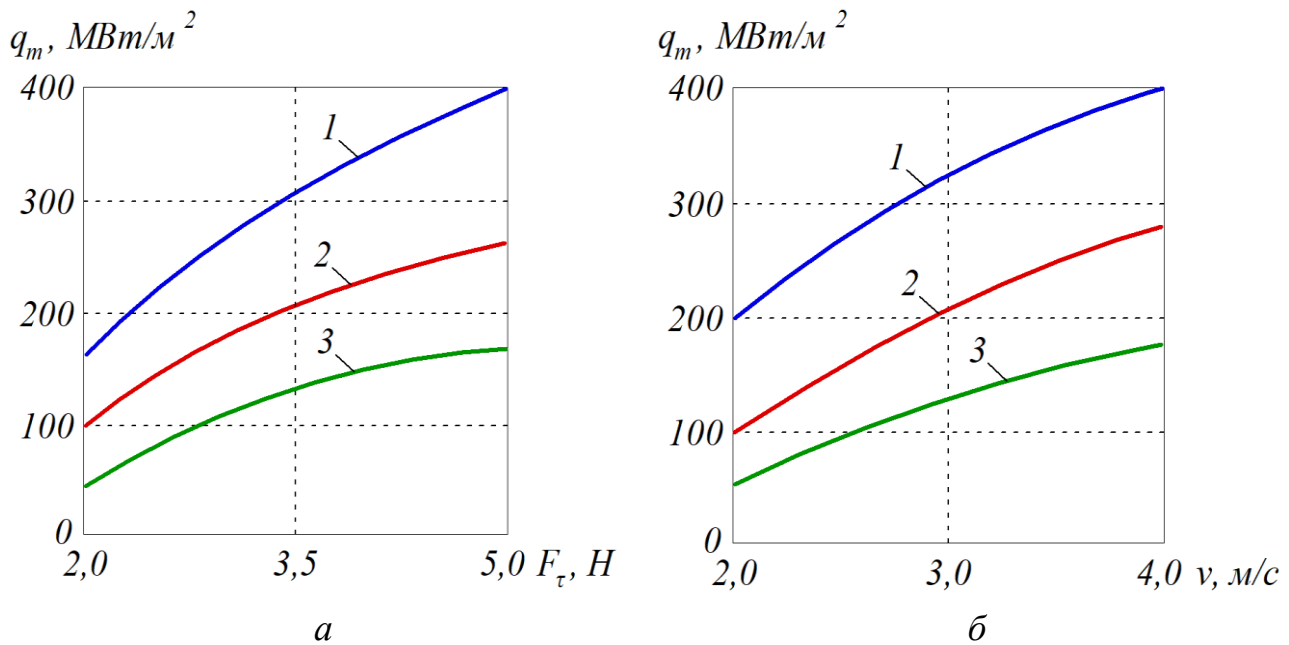


Рисунок 2.4 – Залежності теплових потоків від F_τ (а) при $v = 31,42$ (1, 2) і $39,4$ (3) м/с і швидкості різання v (б) при $d = 0,28$ (1), $0,364$ (2), $0,460$ (3) мм, $F_\tau = 4,0$ Н в процесі різання граніту без охолодження кругом з алмазів АС160Т, $V_p = 12,5$ %

У наступному пункті в рамках поставлених задач теплопровідності і зношування алмазних відрізних кругів розглядається методика експериментального визначення вихідних параметрів процесу різання гранітів алмазними кругами різного функціонального призначення.

Силкові параметри. Досліджували процес різання гранітів Новоданилівського і Токівського родовищ (Україна) алмазними відрізними сегментними кругами АВСК (ІНМ НАН України), НК-105 і SK-105 (Осака–Даймонд, Японія), НКК-105 (Two Sparrows) і SH-105 (Relief) на горизонтально-фрезерному станку 6М82ГБ. Стенд було оснащено комплектом апаратури: ватметром Н-350 для фіксування потужності різання, двокomпонентним тензометричним столом, який оснащено підсилювачем 8АНЧ-7 і осцилографом Н-115 для вимірювання дотичної горизонтальної P_τ і вертикальної P_ϕ складових навантаження [157].

Для визначення фактичної площі контакту круга з вибоєм і виступання алмазів із матриці використовувався спеціальний пристрій в комплекті з мікроскопом МИН-9 [158].

Величини P_τ і P_ϕ визначали із співвідношень [1]:

$$\begin{cases} P_z = \frac{D \cdot q \cdot b \cdot v_n}{4 \cdot \mu \cdot v_0} \cdot \left(\frac{2 \cdot l_k}{D} - \frac{1}{2} \cdot \sin \frac{4 \cdot l_k}{D} \right) - \frac{D \cdot q \cdot b \cdot v_n}{4 \cdot v_0} \cdot \sin^2 \frac{2 \cdot l_k}{D}; \\ P_g = \frac{D \cdot q \cdot b}{4 \cdot \mu \cdot v_0} \cdot \sin^2 \frac{2 \cdot l_k}{D} - \frac{D \cdot q \cdot b \cdot v_n}{4 \cdot v_0} \cdot \left(\frac{2 \cdot l_k}{D} - \frac{1}{2} \cdot \sin \frac{4 \cdot l_k}{D} \right), \end{cases} \quad (2.8)$$

де D – діаметр круга; q – енергоємність процесу різання; μ – коефіцієнт тертя; v_n і v_0 – швидкості поздовжньої подачі і різання відповідно; l_k – довжина контактуючої поверхні; b – ширина КАМ.

Коефіцієнт тертя μ визначали за виразом:

$$\mu = \frac{\frac{D}{4} \cdot q \cdot b \cdot \frac{v_n}{v_0} \cdot \sin \frac{2 \cdot l_k}{D}}{P_g + \frac{D}{4} \cdot q \cdot b \cdot \frac{v_n}{v_0} \cdot \left(\frac{2 \cdot l_k}{D} - \frac{1}{2} \cdot \sin \frac{4 \cdot l_k}{D} \right)}. \quad (2.9)$$

Тарування стола здійснювалось стандартним методом. Залежності силових і енергетичних параметрів, а також коефіцієнта тертя від поздовжньої подачі і товщини різання H_p для кругів NA-105 і НК-105 представлено в табл. 2.2 і 2.3. Експерименти проводились при швидкості різання $v_0 = 17,3$ м/с. Аналіз цих результатів показує, що в процесі різання граніту при збільшенні поздовжньої подачі і товщини різання параметри P_z , P_g і N істотно зростають.

Таблиця 2.2 – Залежності силових і енергетичних параметрів, коефіцієнта тертя від поздовжньої подачі в процесі різання граніту завтовшки 10 мм кругом NA-105

№ з/п	v_n , мм/хв	Попутне різання				Зустрічне різання			
		P_g , Н	P_z , Н	N , Вт	μ	P_g , Н	P_z , Н	N , Вт	μ
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	100	21	2,5	50	0,133	40	12,0	180	0,265
2	160	35	3,5	80	0,130	60	16,5	240	0,231
3	200	41	4,0	100	0,137	70	11,0	300	0,251
4	250	50	4,0	100	0,100	70	13,5	360	0,306
5	315	60	4,0	110	0,110	80	13,2	480	0,353
6	400	60	4,0	120	0,300	80	14,0	480	0,363
7	500	61	4,0	300	0,290	85	14,0	480	0,341

Продовження таблиці 2.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
8	630	78	3,5	360	0,275	92	13,0	480	0,340
9	800	100	3,5	500	0,300	–	–	–	–
10	100	30	3,5	160	0,230	18	10,0	180	0,390
11	160	45	4,5	180	0,220	36	17,0	180	0,400
12	200	67	7,0	240	0,180	–	–	–	–
13	250	80	4,0	360	0,185	–	–	–	–
14	400	75	3,0	440	0,250	–	–	–	–
15	500	100	6,0	480	0,250	–	–	–	–
16	100	60	10,0	240	0,210	60	16,5	240	0,420
17	160	100	12,0	500	0,300	–	–	–	–
18	200	80	5,5	500	0,330	–	–	–	–
19	250	85	6,0	500	0,340	–	–	–	–
20	315	130	7,0	720	0,330	–	–	–	–
21	400	160	12,0	960	0,330	–	–	–	–

Таблиця 2.3 – Залежності силових і енергетичних параметрів, коефіцієнта тертя від поздовжньої подачі в процесі різання граніту завтовшки 10 мм кругом НК-105

№ з/п	v_n , мм/хв	Попутне різання				Зустрічне різання			
		P_e , Н	P_z , Н	N , Вт	μ	P_e , Н	P_z , Н	N , Вт	μ
1	100	15	1,5	60	0,240	11	4,5	60	0,260
2	160	30	2,0	120	0,240	22	9,0	140	0,296
3	200	45	2,0	180	0,240	30	11,5	210	0,323
4	250	50	3,0	230	0,274	48	14,0	240	0,239
5	315	65	4,0	300	0,271	62	18,0	360	0,260
6	400	75	4,0	320	0,251	62	20,0	370	0,276
7	500	83	4,0	360	0,260	65	22,0	380	0,276
8	630	98	6,0	380	0,230	–	–	–	–
9	800	105	6,0	380	0,230	–	–	–	–

Силкові параметри при різанні кругом НА-105 мають менші значення порівняно з кругом НК-105. При попутному різанні круг НА-105 на відміну від НК-105 при підвищенні H_p від 10 до 20 мм забезпечив надійну роботу на усьому періоді експлуатації, що свідчить про його високі показники ріжучих

властивостей і зносостійкості. Після тривалої експлуатації круга NA-105 силові параметри зросли для усіх значень поздовжньої подачі (табл. 2.4).

Таблиця 2.4 – Залежності параметрів P_z , P_g і N від поздовжньої подачі в процесі тривалого розрізання граніту завтовшки 10 мм відрізним кругом NA-105

№ з/п	v_n , мм/хв	P_g , Н	P_z , Н	N , Вт
1	100	60	17	300
2	160	100	31	540
3	200	130	31	540
4	250	135	35	620
5	315	140	40	720
6	400	145	49	840
7	500	160	59	1020
8	630	175	69	1340

При різанні граніту завтовшки 10 мм відрізні круги SK-105, NA-10095 і НКК забезпечили надійну роботу для відносно невеликої швидкості поздовжньої подачі (100...160 мм/хв). При цьому процес різання супроводжувався різким зростанням P_z , P_g і N , істотним теплоутворенням, оплавленням і сколюваннями ріжучої поверхні. Результати експериментальних даних наведені в табл. 2.5.

Таблиця 2.5 – Значення силових і енергетичних параметрів від поздовжньої подачі при розрізанні граніту відрізними кругами SK-105, NA-100 і НКК-105

№ з/п	Характеристика круга	v_n , мм/хв	P_g , Н	P_z , Н	N , Вт
1	SK-105×2×20×7	100	50	3	130
		160	70	3	150
		200	80	5	180
2	NA-100×1,1×20×5	100	28	2,5	112
		160	41	8	140
3	NKK-105×1,8×20×7	100	30...100	2,0...17	280

При різанні Токівського граніту (один з самих міцних гранітів України) алмазним відрізним сегментним кругом діаметром 300 мм з розроблених КАМ на металічній зв'язці на основі заліза, міді, нікелю і олова з добавкою дибориду хрому в дозволений кількості спостерігаються такі самі тенденції, як і при різанні

кругами SK-105, NA-100 і NKK-105, хоча тут є принципові відмінності (табл. 2.6). При збільшенні швидкості різання від 19,63 до 39,3 м/с вертикальна складова навантаження зменшується більше 2-х разів для усіх подач, а дотична складова навантаження зменшується слабкіше.

Таблиця 2.6 – Вплив повздовжньої подачі та швидкості різання на силові і енергетичні параметри процесу різання Токівського граніту товщиною 20 мм кругом з КАМ, що пропонується

№ з/п	v_n , мм/хв	v_0 , м/с	P_a , Н	P_t , Н	N , Вт
1	100	19,63	86	2,0	–
2	160		130	3,0	–
3	200		150	4,5	–
4	250		170	5,2	–
5	315		185	5,2	360
6	100	31,42	80	2,0	–
7	160		85	3,0	–
8	200		100	4,0	–
9	250		115	5,0	–
10	315		135	4,0	780
11	100	39,30	45	2,0	–
12	160		60	3,0	–
13	200		66	4,0	–
14	250		–	–	–
15	315		81	3,2	1020

Відзначимо, що це зменшення позитивно відображується на зносостійкості КАМ і інструментів на їх основі.

Із проведених експериментальних досліджень випливає, що контактні навантаження, теплові потоки, а також коефіцієнт тертя істотно залежать від фізико-механічних характеристик алмазів і складових порошоків матриці композита, концентрації і зернистості алмазів, технологічних режимів як одержання КАМ, так і різання гірських порід.

Використання цих параметрів у рівняннях для опису процесів, що відбуваються при спіканні та зношуванні КАМ дозволить більш правильно визначити їх властивості при розробці відповідних інструментів.

2.4. Методи дослідження швидкості усадки, фазового складу, структури та механічних характеристик композитів

Кінетика усадки. Досліджували кінетику усадки у металічних 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%); 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%); 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrSi₂ (мас.%) та аналогічних системах, що містять алмази певної концентрації та зернистості, які спікали в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години, під час їх гарячого допресовування за тисків від 100 до 200 МПа і тривалості процесу від 1 до 5 хв. Значення лінійної усадки фіксували за допомогою електронного індикатора DIGICO10 (TESA) з цифровим відліком при кроці дискретності 0,001 мм. При вимірюванні усадки для кожного значення тиску виконували не менше чотирьох випробувань. За результатами випробувань визначали такі математичні характеристики: математичне сподівання лінійної усадки, середньоквадратичне відхилення, варіаційний коефіцієнт, середню похибку варіаційного коефіцієнта та середньоарифметичне відхилення. Опрацьовували середньоарифметичні значення лінійної усадки, для яких середньоарифметичне відхилення не перевищувало 5 %. За експериментально отриманими значеннями лінійної усадки розраховували швидкість відносної усадки $d\alpha/dt$ на інтервалах процесу з кроком 2 с.

Структура металічних зв'язок та КАМ. Мікроструктуру металічної зв'язки та перехідної зони алмаз–зв'язка зразків КАМ, а також відповідні дифракційні картини досліджували на трансмісійному мікроскопі SELMI TEM з потенціалом прискорення 125 кВ при збільшенні від 50000 до 500000 разів (роздільною здатністю 0,18 нм); кількісний фазовий склад металічної зв'язки розраховували методом щільно профільного аналізу з використанням пакету MAUD. Тонкі фольги для дослідження полірували в електроліті 20HClO₄ + 30HNO₃ + H₂O. Дифрактограми отримували за допомогою дифрактометра ДРОН-4.13С у випромінюванні мідного анода. Рентгенофазовий аналіз виконували за стандартною методикою з використанням програмного пакету X-powder [159, 160]. Дифракційний спектр зразків у вигляді набору уточнених значень міжплощинної віддалі d_i кристалічної решітки фази та відносної інтенсивності рефлексів цієї фази I_i ідентифікували, зіставляючи з еталоном за допомогою картотеки ICPDS–ASTM. Розрахунок точкових електронограм проводився за допомогою програми DIFRACTO 4.0 VEC. Морфологію поверхні перехідної зони та її хімічний склад вивчали з допомогою растрового електронного мікроскопа SELMI SEM-106M з потенціалом

прискорення 20 кВ та діаметром електронного зонда 0,7 мкм. Кількісні розрахунки хімічного складу проводились за методикою ZAF-корекції з використанням програмного пакету Magelanes 3.1. Похибки визначення важких елементів складала ~0,01 % (мас.), а легких ~1 % (мас.).

Механічні властивості КАМ. Мікротвердість зразків встановлювали за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3 з використанням індентора Віккерса (навантаження 4,91 Н). Відбитки наносили у фазах, що не містять зерен алмазу. Розміри відбитків вимірювали при збільшенні у $25\times$. Твердість розраховували за виразом $H_b = 0,4636 \cdot P/x^2$, де P – навантаження, x – діагональ відбитка. Границі міцності під час стискання та згинання зразків КАМ досліджували за стандартною методикою (похибка $\leq 5\%$).

Застосовували оригінальні методики експериментального визначення силових і енергетичних параметрів, контактної температури та зношення алмазних відрізних кругів з урахуванням специфічних особливостей існуючих та створених КАМ, що з великою надійністю уможливило їх використання як вихідних параметрів для з'ясування механізмів поліпшення структури та властивостей КАМ. Довірчі оцінки рівнянь регресії, отриманих після реалізації матриці планування, здійснювали за критеріями Фішера.

2.5. Дослідження контактних температур та зносу алмазних відрізних кругів в процесі їх роботи

Методика визначення контактної температури. На основі методу вбудованих електродів [161, 162] було виготовлено термопару для вимірювання температури в контактній зоні інструмент–порода. Вона складається з двох металевих ізольованих термоелектронів, які затиснені гранітними плитами (рис. 2.5). В якості ізолятора використовували конденсаторний папір завтовшки 0,001...0,002 мм. Для їх виготовлення використовували спеціальну фольгу (завтовшки 0,001...0,002 мм) із копелю і хромелю. До їх кінців за допомогою припою ПОС-60 були закріплені екрановані провідники, які підключені до вимірювальної апаратури. Гранітні плити були склеєні між собою за допомогою епоксидної смоли ЕД-20. Попередньо їх поверхні були відполіровані і доведено до необхідної якості за допомогою алмазної пасти. Під час різання граніту ізолятор під впливом змінюючого тиску від алмазних зерен продавлюється, а термрелектроди замикаються, створюючи таким чином спай малої маси. Виникаючий в зоні гарячого спаю електричний сигнал через підсилювач Ф-1510

поступає на осцилограф Н-115. Далі область спаю термоелектронів перерізається алмазними зернами. Тарування термопари, яку закладено у зразку оброблювального матеріалу, здійснювали в печі Т-40 за методикою [162].

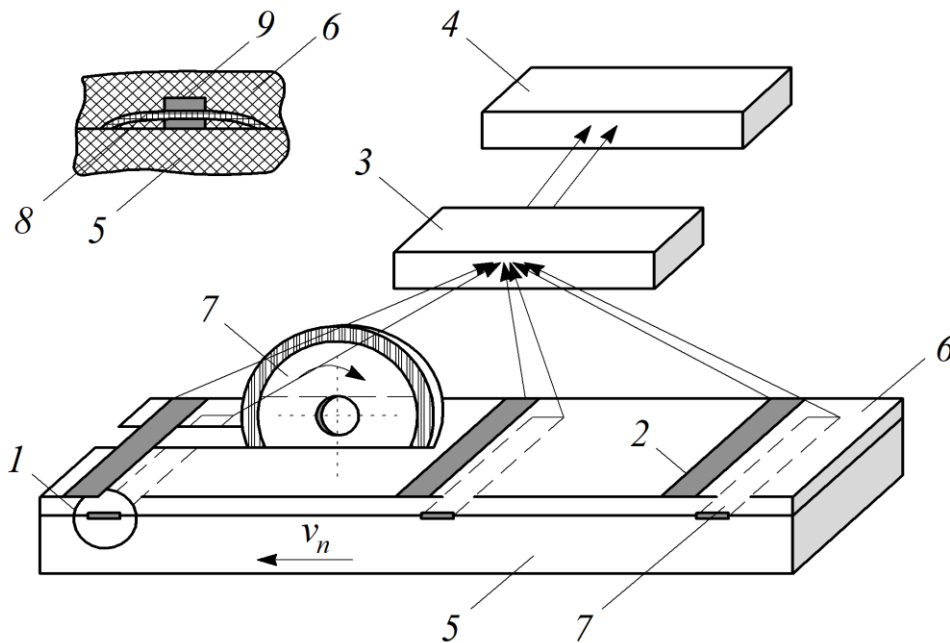


Рисунок 2.5 – Схема вимірювання контактної температури:

- 1, 2 – нижні і верхні термопари відповідно; 3 – підсилювач; 4 – осцилограф;
 5, 6 – нижня і верхня гранітні плити; 7 – алмазний відрізний круг;
 8 – термоелектрони; 9 – ізолятор

Для надійності і достовірності результатів гранітні зразки оснащували декількома термопарами: п'ятьма нижніми, які було затиснено між гранітними плитами на глибині 30 мм, і п'ятьма верхніми. Останні були закріплені на верхній плиті за допомогою тонкого шару епоксидної смоли. При попутній подачі матеріалу нижні термопари таким чином фіксують температуру, яка виникає в зоні контакту робочої поверхні круга з матеріалом, а верхні – температуру круга після його охолодження за допомогою охолоджувальної рідини (поза зони контакту). Випробування проводили на спеціальному стенді (6М82ГБ) за таких умов: швидкість різання (v_0) – 21,0, 33,5, 42,0 м/с; поздовжня подача (v_n) – 0,50, 0,80, 1,0, 1,25 і 1,60 м/хв. Товщина (глибина) різання складала 30 мм. Для контролювання потужності різання в електричній схемі стенда було підключено самописний ватметр Н-350.

В табл. 2.7 наведено експериментальні залежності контактної температури від тривалості різання граніту Новоданилівського родовища завтовшки 30 мм

алмазним відрізним сегментним кругом діаметром 320 мм з КАМ серійної зв'язки (АС80).

Таблиця 2.7 – Залежності температури робочої поверхні круга від тривалості різання граніту Новоданилівського родовища

№ з/п	Тривалість різання t , с	v_0 , м/с	v_n , мм/хв	Контактна температура T , °С	Температура круга поза контактом ($\theta = 2 \cdot \pi - \varphi_0$), °С
1	16	21	1000	400	400
2	32			600	
3	48			670	
4	64			680	
5	80			680	

Їх аналіз показує, що контактна температура істотно залежить від тривалості процесу. В початкові моменти часу спостерігається зростання контактної температури, далі вона швидко виходить на квазістаціонарний режим. Температура робочої поверхні диска поза контактом має менші значення порівняно із температурою в зоні контакту. Це пов'язано із впливом охолоджувальної рідини. На контактну температуру алмазного відрізного круга істотно впливає швидкість поздовжньої подачі (відповідно q_m) (табл. 2.8).

Таблиця 2.8 – Вплив поздовжньої подачі на контактну температуру при різанні граніту

№ з/п	v_n , мм/хв	D , мм	t , с	T , °С
1	0,50	320	29	400
2	0,80			460
3	1,00			500
4	1,25			520
5	1,60			580

При підвищенні швидкості поздовжньої подачі контактна температура зростає. Це пов'язано із тим, що підвищення швидкості поздовжньої подачі обумовлює зростання навантаження на інструмент. Тому в цьому випадку маємо зростання роботи сил тертя і, як наслідок, теплових потоків, що є причиною підвищення контактної температури.

Таким чином, для зменшення контактної температури необхідно використовувати пристрої, які забезпечують подачу охолоджуваної рідини (звичайної води) до робочої поверхні інструмента під тиском чи (або) зменшувати технологічні режими різання (швидкість поздовжньої подачі, товщина однопрохідного різання). Остання обставина призводить до зменшення продуктивності обробки.

Збільшення діаметра круга призводить до зменшення контактної температури (табл. 2.9). В цьому випадку тривалість охолодження зростає, що позитивно впливає на температурний стан алмазного відрізного круга.

Таблиця 2.9 – Вплив діаметра круга на контактну температуру в процесі різання граніту

№ з/п	Діаметр круга D , мм	v_n , мм/хв	t , с	T , °С
1	200	1,6	29	690
2	500			450
3	630			300
4	800			270

Отже отримані експериментальні дані залежності контактної температури від технологічних режимів різання і геометричних розмірів інструменту вказують, що оптимізація алмазно-абразивної обробки твердих гірських порід призводить до зменшення теплоутворення, що позитивно впливає на зносостійкість алмазних відрізних сегментних кругів.

Експериментальні дослідження зносостійкості алмазних відрізних кругів з КАМ різного функціонального призначення. Дослідження зносостійкості відрізних кругів проводили на тому самому стенді, що й вимірювання контактної температури. Цей стенд дає змогу жорстко встановити круги і варіювати параметри режиму в широких інтервалах (вертикальна і дотична складові навантаження, швидкість різання чи лінійна швидкість ковзання, швидкість поздовжньої подачі, товщина різання, присутність та відсутність охолодження) при різанні граніту Новоданилівського родовища.

Для дослідження втрати алмазів під час роботи відрізних кругів використовували метод вимірювання величини лінійного зносу алмазовмісного шару. Для вимірювання величин лінійного зносу h використовували стандартну мікроскопічну скобу. Вимірювання лінійного зносу проводили для достатнього об'єму спостереження (необхідна кількість розрізів (n) гранітної заготовки довжини (l) для кожного технологічного режиму при однаковій глибині чи

товщини різання $H_p = 10$ мм). Перед кожним дослідом здійснювали прироблення кругів, тривалість якого становила 1200 с.

В процесі експерименту фіксували тривалість різання (t) і об'єм виконаної роботи (ΔS). Величину зносу q визначали за виразом [1]:

$$q = \frac{h \cdot M}{2 \cdot h_a \cdot \Delta S}, \quad (2.10)$$

де M – маса алмазів в крузі; h_a – висота алмазовмісного шару (висота ріжучої поверхні круга).

Об'єм виконаної роботи визначається добутком товщини однозахідного різання, довжини гранітної заготовки і кількості виконаних розрізів. В каменеобробній промисловості ΔS визначається в m^2 площі різання.

Для аналізу зносостійкості додатково визначали ще й швидкість зношування. Під час випробувань для кожного значення вертикальної і горизонтальної складових навантаження (P_a і P_z) проводили не менше чотирьох вимірювань h , за результатами яких визначали математичне сподівання h_c і q_c величин зносу h_j і q_j . У зв'язку з тим, що при визначенні цих параметрів має місце розкид їх значень, то крім математичного очікування величин масового зносу, визначали ще й такі математичні характеристики як: середні квадратичні відхилення, варіаційні коефіцієнти, середні похибки варіаційних коефіцієнтів та середні похибки середніх арифметичних відхилень за такими самими формулами, що і лінійну усадку.

Для подальшої обробки приймалися ті дані середньоарифметичних значень величин масового зносу ΔM_c , для яких значення $\delta_c \leq 5\%$. Якщо δ_c було понад 5% , то проводили допоміжні дослідження величин ΔM_c , за яких $\delta_c \leq 5\%$.

Результати експериментальних досліджень лінійного і масового зносу кругів при розпилюванні граніту наведено в табл. 2.10 і 2.11.

Аналіз табл. 2.10 показує, що величини h і q при різанні граніту без використання охолодження рідиною алмазним кругом НК-105 при підвищенні швидкості поздовжньої подачі від 125 до 500 мм/хв зростають відповідно в 50 і 4 рази. Знос круга також істотно залежить від швидкості різання v_0 . Найкращі показники за зносостійкістю при різанні граніту без охолодження спостерігаються для алмазного відрізного сегментного круга АВСК-300 (ІНМ ім. В. М. Бакуля НАН України) з розроблених КАМ.

Таблиця 2.10 – Результати лінійного, масового і зведеного зносу алмазних відрізних кругів при розпилюванні граніту Новоданіловського родовища без використання охолодження

№ з/п	Характеристика інструмента	v_n , мм/хв	v_0 , м/с	l , м	n , шт.	t , с	ΔS , м ² пл. р.	h , мм	q , карат	$q/\Delta S$, карат/м ² пл. р.	q/t , карат/с
1	НК-105×1,7×20×7 (Осака – Даймонд, Японія)	125	17,3	0,150	5	360	0,0075	0,007	0,980	1,14	0,00272
		250	17,3	0,150	30	1080	0,0450	1,130	1,424	3,10	0,00132
		500	17,3	0,150	23	345	0,0350	3,750	3,750	13,1	0,01370
2	НА-105×2,0×20×7 (Макіта, Японія)	500	17,3	0,150	80	1440	0,120	1,42	0,13	1.1	0,00009
3	АВСК-300 (ІНМ НАН, Україна)	315	19,63	0,285	52	2833	0,620	0,065	0,093	0,62	0,00003
		315	31,42	0,285	52	2823	0,150	0,083	0,147	0,98	0,00001
		315	39,30	0,285	18	977	0,051	0,071	0,125	2,50	0,00012
4	АВСК-300 (ІНМ НАН, Україна)	400	19,63	0,300	40	1800	0,120	0,104	0,488	2,05	0,00083
		400	31,42	0,300	40	1800	0,120	0,141	0,235	2,78	0,00013
		400	39,30	0,300	40	1800	0,120	0,108	0,185	2,133	0,00010
5	АВСК-300 (ІНМ НАН, Україна)	500	19,63	0,300	40	1440	0,120	0,166	0,780	3,832	0,00054
		500	31,42	0,300	40	1440	0,120	0,240	0,400	4,740	0,00027
		500	39,30	0,300	40	1440	0,120	0,200	0,320	3,950	0,00022

Таблиця 2.11 – Результати лінійного, масового і зведеного зносу алмазних відрізних кругів при розпилюванні граніту Новоданіловського родовища з використанням охолодження

№ з/п	Характеристика інструмента	v_n , мм/хв	v_0 , м/с	l , м	n , шт.	t , с	ΔS , м ² пл. р.	h , мм	q , карат	$q/\Delta S$, карат/м ² пл. р.	q/t , карат/с
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1	НК-105×1,7×20×7 (Осака – Даймонд, Японія), 1,71 карат	500	17,3	0,450	60	3240	0,27	0,33	0,040	0,15	0,1244
2	СК-105×2×20×7 (Осака – Даймонд, Японія), 1,30 карат	500	17,3	0,450	60	3240	0,27	0,44	0,041	0,15	0,1261
3	НА-12360, 100×2×20×7 (Макіта, Японія), 1,28 карат	500	17,3	0,450	60	3240	0,27	0,84	0,077	0,28	0,237
4	НА-10095, 100×1,1×20×7 (Макіта, Японія), 0,94 карат	500	17,3	0,450	60	3240	0,27	0,77	0,197	0,73	0,609

Продовження таблиці 2.11

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
5	SH-105×1,8×20×5 (Relief), 1,72 карат	500	17,3	0,450	50	2700	0,23	0,99	0,122	0,53	0,451
6	АВСК-300×3×30×5 (ІНМ НАН, Україна), 17,62 карат	2000	19,6	0,470	51	719	0,36	0,13	0,229	0,64	3,20
7	АВСК-300×3×30×5 (ІНМ НАН, Україна), 17,62 карат	2000	25,13	0,470	164	2312	1,16	0,34	0,599	0,52	2,59
8	АВСК-300×3×30×5 (ІНМ НАН, Україна), 17,62 карат	2000	31,42	0,470	63	888	0,44	0,15	0,265	0,61	2,98
9	АВСК-300×3×30×5 (ІНМ НАН, Україна), 17,62 карат	2000	39,27	0,470	58	818	0,46	0,13	0,229	0,56	2,80
10	АВСК-300×3×30×5 (ІНМ НАН, Україна), 17,62 карат	2000	49,48	0,470	57	804	0,40	0,20	0,353	0,88	4,39

Так при збільшенні v_0 від 19,63 до 39,30 м/с значення q зростає з 0,093 до 0,125 карат (табл. 2.11). Це пов'язано з тим, що при різанні матеріалу без використання охолодження вся робота перетворюється в тепло, що є причиною зниження службових властивостей КАМ. При різанні з використанням охолодження зносостійкість усіх інструментів суттєво підвищується (табл. 2.11) не залежно від технологічних режимів обробки.

2.6. Визначення добавок сполук перехідних металів у складі металоалмазної суміші, здатних поліпшити структуру та властивості композитів

Для розробки основ наукового пошуку вибору добавок тугоплавких сполук з ряду карбідів, боридів, силіцидів і нітридів перехідних металів, а також інших сполук до складу композиції алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn, які можуть позитивно впливати на формування структури та властивості КАМ, необхідно побудувати

цілу низку складних фазових діаграм. Крім того, для розв’язання цієї задачі необхідним є проведення величезної кількості експериментів для того, щоб з’ясувати ситуації, у яких взаємодія елементів під час спікання композицій спричиняють в перехідній зоні алмаз–матриця утворення наноструктури із стабільних фаз та міцних хімічних зв’язків, що є нереальним на сьогодні. В цьому пункті розглянуто методика оцінювання використання добавок карбідів, боридів, силіцидів і нітридів у складі композитів алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn, які здатні забезпечити зневуглецювання в перехідній зоні та покращення структури і властивостей КАМ [163].

Для опису твердих розчинів в теоріях використовується наближення пружного континуума [164]. В таких моделях припускають, що сфера визначеного радіуса вводиться в отвір меншого чи більшого радіуса і їх поверхні зварюються. Кожен атом, таким чином, розглядається як центр дилатації. У такому випадку розглядають дві енергетичні складові: одна з яких є робота, необхідна для розширення чи стискування отвору в матриці, а друга – робота, яка необхідна для розширення чи стискування сфери від його початкового радіуса до кінцевого радіуса отвору. В якості початкових радіусів беруть атомні радіуси розчинника і розчиненого атома відповідно. Ідея ужитого заходу полягає у визначенні енергії, необхідної для входження атомів вуглецю, що утворилися при частковій графітизації алмазів на етапі спікання в прес-формах за температури 800 °C протягом години, в кристалічну решітку тієї чи іншої сполуки, з використанням моделі, запропонованої у [164], і порівнянні одержаних результатів зі структурою та властивостями КАМ [163]. Розглядається можливість входження атома вуглецю в кристалічну решітку того чи іншого твердого компонента матриці, атомні об’єми яких в початковому стані рівні V_c^0 і V_m^0 відповідно.

Схему входження атома вуглецю в кристалічну решітку матриці наведено на рис. 2.6. Тут і далі компоненти матриці позначаємо літерою m у нижньому індексі як для радіуса r , так і об’єму V .

Відповідно до моделі не співпадаючих сфер у теорії пружності, запропонованої в [158], проникаючий атом вуглецю розглядається як пружна сфера, поміщена у отвір об’єму V_m^0 в ізотропному пружному континуумі. Нехай атомні радіуси чистих компонентів (вуглецю і матриці) рівні r_c^0 і r_m^0 , тоді зв’язок між ними визначається виразом:

$$r_c^0 = (1 + \varepsilon) \cdot r_m^0, \quad (2.11)$$

де ε – відносна швидкість зміни атомного радіуса, а отже і параметра решітки, $\varepsilon = \partial r / \partial x$.

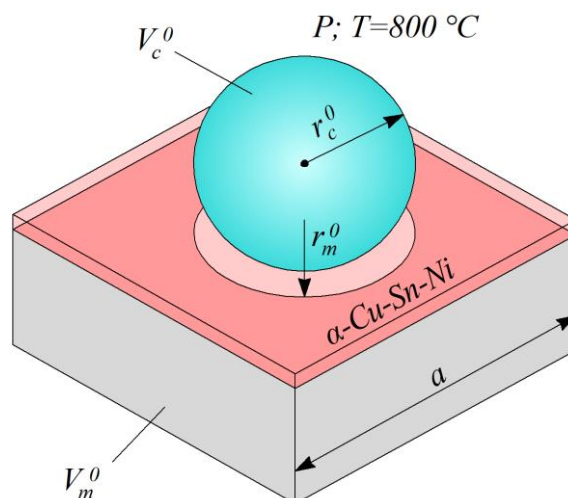


Рисунок 2.6 – Схема входження атома вуглецю в кристалічну решітку матриці в процесі гарячої допресовки композиції: r_c^0 і r_m^0 – атомний радіус вуглецю і параметр кристалічної решітки компонента матриці відповідно; V_c^0 і V_m^0 – атомний об’єм вуглецю і об’єм решітки компонента матриці відповідно; α -Cu-Sn-Ni – евтектична рідина; a – параметр кристалічної решітки тієї чи іншої сполуки ($r_m^0 \approx 1/2 \cdot a$); T і p – температура і тиск в системі відповідно

Нехай проникаючий атом вводиться в нескінченний кристал, де його обсяг стає V_m , а ефективний радіус

$$r_c = (1 + C_6 \cdot \varepsilon) \cdot r_m^0, \quad (2.12)$$

де C_6 – константа, що визначається виразом $C_6 = 3 \cdot K_c / (3 \cdot K_c + 4 \cdot \mu_m)$; K_c – модуль стиску проникаючого атома; μ_m – модуль зрушення для того чи іншого компонента матриці.

Енергія деформації всієї системи складається із суми енергій деформацій матриці й проникаючого атома і дорівнює

$$W = W_m + W_c, \quad (2.13)$$

де згідно [183]

$$\begin{cases} W_m = 6 \cdot \mu_m \cdot C_6^2 \cdot \varepsilon^2 \cdot V_c; \\ W_c = 9 \cdot V_c \cdot K_c \cdot (C_6 - 1)^2 \cdot \varepsilon^2 / 2. \end{cases} \quad (2.14)$$

Підставляючи (2.14) у (2.13) одержуємо:

$$W = 6 \cdot \mu_k \cdot C_6 \cdot \varepsilon^2 \cdot V_c. \quad (2.15)$$

Враховуючи, що різниця атомних об'ємів компонента матриці й проникаючого атома вуглецю дорівнює

$$V_c^0 - V_m^0 = 4 \cdot \pi \cdot (r_m^0)^3, \quad (2.16)$$

отримаємо

$$\varepsilon = \frac{1}{3} \cdot \left[\left(\frac{r_c^0}{r_m^0} \right)^3 - 1 \right]. \quad (2.17)$$

Підставляючи співвідношення (2.17) у (2.15), отримуємо вираз, що дає змогу визначити енергію, необхідну для входження проникаючого атома вуглецю в кристалічну решітку того чи іншого компонента матриці КАМ:

$$W = \frac{2}{3} \cdot \mu_m \cdot \pi \cdot C_6 \cdot \left[\left(\frac{r_c^0}{r_m^0} \right)^3 - 1 \right]^2 \cdot (V_c^0)^3, \quad (2.18)$$

де V_c^0 – атомний об'єм проникаючого атома.

Використовуючи вираз (2.18) було проведено розрахунок енергії, необхідної для входження атома вуглецю в кристалічну решітку сполук перехідних металів Ti, Cr, Mo, Nb, Ta, Hf, W, V, Zr, а також кремнію, BN і В₄С для випадку, коли вони контактують з алмазом. Отримані результати представлено в табл. 2.12. Тут також наведені значення пружних модулів, які використовувалися при розрахунку [165], та експериментальні дані для енергії активації дифузії вуглецю в залізо, ванадій, нікель, кремній, молібден, тантал, гафній, вольфрам, хром та цирконій [166]. Відомо [167, 168], що за меншого значення цієї енергії вірогідність утворення нової фази в сплавах більша. При

цьому в сплаві відбувається поліпшення структури. Тому менші значення цієї енергії використовували як фізичний параметр вибору сполуки до складу вихідної шихти, здатної забезпечити утворення на межі поділу алмаз–матриця нової фази з одночасним поліпшенням структури КАМ.

Таблиця 2.12 – Розрахункові значення енергії, необхідної для входження атома вуглецю в кристалічну решітку складових матриці КАМ

№ з/п	Елемент, сполука	Параметри, які використовувалися при розрахунку			Розрахункове значення W , кДж/моль	Експериментальні значення E_a , кДж/моль
		Параметр решітки a , нм	Модуль зрушення μ_m , ГПа	Константа C_6		
1	2	3	4	5	6	7
1	Fe	0,286	82,0	0,883	90,8	80,4
2	Ti	0,302	43,3	0,904	103,3	128
3	TiB ₂	0,300	210,0	0,707	392,4	–
4	TiC	0,440	193,0	0,680	424,8	–
5	TiN	0,420	160,0	0,683	349,1	–
6	TiSi	0,500	98,0	0,808	263,6	–
7	TiSi ₂	0,320	108,0	0,791	298,0	–
8	V	0,288	49,0	0,893	111,2	114; 116
9	VN	0,412	140,2	0,750	275,0	–
10	VB	0,300	130,0	0,759	260,8	–
11	VB ₂	0,300	160,0	0,719	304,0	–
12	VC	0,412	156,0	0,724	358,5	–
13	Si	1,851	70,8	0,852	212,7	330
14	SiC	1,274	68,1	0,857	205,4	–
15	α -SiC _{II}	0,300	197,5	0,857	447,0	–
16	α -SiC _{IV}	1,772	197,5	0,857	596,9	–
17	α -SiC _V	4,280	197,5	0,857	597,0	–
18	Mo	0,329	119,3	0,774	262,5	348
19	MoSi ₂	0,320	176,6	0,698	344,1	–
20	Mo ₃ Si ₂	0,488	63,8	0,865	282,7	–
21	BN	0,362	328,5	0,554	548,3	–
22	B ₄ C	0,560	280,0	0,593	562,0	–

Продовження таблиці 2.12

1	2	3	4	5	6	7
23	Nb	0,165	39,6	0,912	103,0	169
23	NbC	0,442	198,2	0,673	432,4	–
24	Ta	0,330	69,4	0,807	169,1	180
25	TaB ₂	0,308	221,0	0,649	388,0	–
26	TaC	0,440	215,8	0,716	500,0	–
27	Hf	0,160	30,4	0,931	79,0	167
28	HfB ₂	0,314	228,0	0,643	403,1	–
29	HfC	0,464	221,3	0,642	465,7	–
30	W	0,330	160,4	0,718	328,2	435
31	WC	0,290	280,0	0,593	424,0	–
32	WSi ₂	0,322	106,0	0,794	336,0	–
33	Cr	0,228	71,6	0,851	154,8	110; 117
34	CrN	0,416	99,1	0,805	254,0	–
35	Cr ₃ Si	0,454	161,5	0,717	378,0	–
36	CrB ₂	0,297	106,0	0,759	210,4	–
37	Cr ₃ C ₂	0,300	98,0	0,807	209,1	–
38	Zr	0,162	34,3	0,923	90,0	172; 128
39	ZrB ₂	0,317	221,2	0,649	397,0	–
40	ZrC	0,468	161,8	0,716	381,4	–
41	ZrN	0,457	156,0	0,724	369,0	–
42	ZrSi ₂	0,372	107,9	0,791	260,0	–

Аналіз отриманих даних (табл. 2.12) показує, що для CrB₂ і Cr₃C₂ спостерігається найменше значення W (~209 кДж/моль) серед усіх сполук, для VB і VN значення W складає 261 і 275 кДж/моль [163]. Для інших сполук значення цієї енергії зростає від 275 до 600 кДж/моль. Отримання різних значень енергії W для цих сполук пояснюється значною відмінністю їх фізико-механічних властивостей.

Отже, отримані дані засвідчують, що в разі використання дибориду хрому у складі вихідної шихти на відміну від використання інших сполук на межі поділу алмаз–матриця слід очікувати утворення фаз Cr₃C₂, Cr₇C₃ або (Fe, Cr)_xC_y ($x, y > 1$) і, як наслідок, знеуглецьовування матриці в оточенні алмазного зерна з одночасним поліпшенням структури та підвищенням алмазоутримання і зносостійкості КАМ. Ці теоретичні висновки підтверджують результати структурних досліджень зразків КАМ на ПЕМ, отриманих на основі стандартної

шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) (зразки 1, 2), а також зразків КАМ, отриманих на основі аналогічної шихти з добавкою 2 % CrB₂ (зразки 3, 4), TiB₂ (зразок 5) і WC (зразок 6) (рис. 2.7) [163].

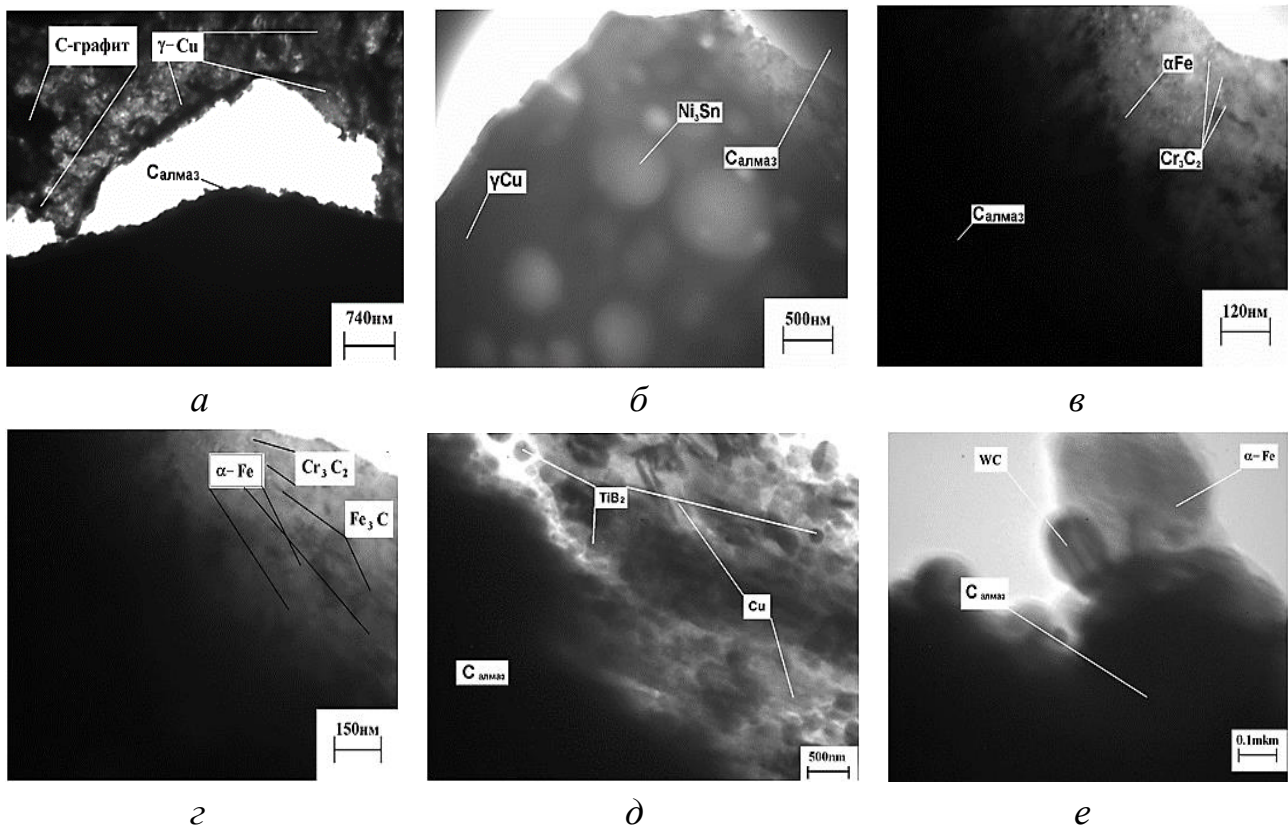


Рисунок 2.7 – Електронно-мікроскопічні зображення перехідної зони алмаз–матриця зразків 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д) і 6 (е), отриманих спіканням в пресформах за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 2 хв

Виявлено, що структура перехідної зони цих зразків має специфічну будову і залежно від складу вихідних речовин значно відрізняється. Як впливає з даних рис. 2.7, а, б структуру перехідної зони КАМ серійного типу (зразки 1 і 2) сформовано переважно з фаз γ -Cu і Ni₃Sn із графітовими включеннями, що спричинило її викришування та руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування. Проте, у структурі перехідної зони зразків 3 і 4, у складі вихідних речовин яких містяться добавки CrB₂, виявлено прошарки Cr₃C₂ та Fe₃C завтовшки 5...40 нм (рис. 2.7, в, г), що спричинило знеуглецьовування з одночасним поліпшенням структури КАМ. Така ситуація зумовлена дифузією атомів вуглецю, які утворилися при частковій графітизації алмазів під час вільного спікання, у кристалічну решітку CrB₂ та α -Fe, що передбачено при

розрахунку енергії, необхідної для входження атома вуглецю у кристалічну решітку матриці. Введення до складу вихідної шихти добавок TiB_2 (зразок 5) і WC (зразок 6) не призвело до утворення нових фаз та поліпшення структури КАМ (рис. 2.7, д, е).

Це пов'язано з тим, що за таких умов одержання композицій атоми вуглецю, які утворилися внаслідок часткової графітизації алмазів при спіканні в муфельній печі, не можуть увійти у кристалічну решітку цих сполук.

Для з'ясування природи алмазоутримання та механізмів поліпшення структури КАМ необхідно ще й знати технологічні режими спікання композиції і пружні характеристики перехідної зони, які здатні забезпечити це поліпшення. У процесі експлуатації КАМ напружено-деформований стан залежно від зовнішнього навантаження та фізико-механічних властивостей зв'язки може спричинити руйнування перехідної зони алмаз–матриця за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасного випадіння алмазів з матриці. До тепер не існує розв'язків, які б враховували наведені чинники, тому роз'язання цього завдання особливо важливе для теорії і технології одержання КАМ із необхідним комплексом властивостей.

Окрім того, для створення таких КАМ ще й необхідно мати уявлення про їх зносостійкість в реальних умовах експлуатації. Для розв'язання цих задач в кінетичні рівняння та розрахункові співвідношення входять такі важливі характеристики як усадка під час спікання зразків КАМ, кінематичні та силові параметри тертя, умови взаємодії та ін. В процесі роботи алмазних інструментів ці параметри суттєво коливаються.

Ці обставини привносять істотні неточності при розрахунках процесів спікання та зношування, а також похибки при визначенні властивостей композитів. В цьому разі справедливіше в розрахункових співвідношеннях використовувати деякі величини, які інтегрально враховують їх сукупність і визначаються безпосередньо з експерименту. Тоді ці величини дозволяють точніше відображати процеси, які відбуваються при спіканні і зношуванні.

2.7. Визначення кількості вмісту CrB_2 в металоалмазній композиції та обґрунтування оптимального складу шихти для одержання композитів з підвищеними експлуатаційними характеристиками

Досліджували вплив вмісту CrB_2 у складі композиту алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) на зносостійкість алмазних відрізних сегментних кругів

діаметром 320 мм в процесі різання граніту Янцевського родовища завтовшки 30 мм при швидкості поздовжньої подачі 100 см/хв (табл. 2.13).

Таблиця 2.13 – Залежності зносостійкості АВСК під час різання граніту Янцевського родовища залежно від вмісту CrB_2 у складі КАМ

Круг	Концентрація CrB_2 у складі КАМ	Швидкість поздовжньої подачі, см/хв	Продуктивність різання, $\text{см}^2/\text{хв}$	Питомі витрати алмазів, карат/ м^2 площі різання
1	0	100	300	2,0
2	0,5			1,8
3	1,0			1,5
4	1,5			1,1
5	2,0			1,0
6	2,5			1,4
7	3,0			2,2
8	4,0			2,9
9	5,0			4,1
10	6,0			5,9

Робочі елементи (сегменти розмірами $40,0 \times 12,0 \times 3,2$ мм) виготовлено спіканням в прес-формах в муфельній печі за температури 800°C впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 200 МПа. Для одержання сегментів використовували алмази каталітичного синтезу марки АС160Т зернистістю 400/313 (відносна концентрація алмазів в композиті $K=35\%$). Аналіз наведених результатів показав, що найвища стійкість проти абразивного зношування спостерігається для АВСК, розробленого з КАМ, що містить у складі вихідної шихти 2 % (мас.%) CrB_2 . Це пояснюється тим, що перевищення кількості CrB_2 у складі КАМ призводить до зменшення крихкоміцності зв'язки в оточенні алмазних частинок, руйнування перехідної зони за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасного випадіння алмазів із зв'язки композиту. І навпаки, при малій кількості CrB_2 у складі композиту на границі контакту алмаз–металічна зв'язка утворюється недостатньо прошарків із карбиду хрому та складних боридів для того, щоб забезпечити високий рівень алмазоутримання і, як наслідок, зносостійкість КАМ. Ці результати стали підґрунтям визначення раціонального складу шихти та ретельного дослідження структуроутворення в системі алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) в процесі її формування.

Проведені дослідження показали, що зносостійкість алмазних кругів на основі КАМ з металевих матриць істотно залежить від вмісту CrB_2 у вихідній шихті. Реальна проблема, яка стоїть за всіма цими явищами, що відбуваються під час одержання і зношенні КАМ, дуже складна. Очевидно, що повне розуміння суті всіх цих явищ, які відбуваються при спіканні та зношенні алмазовмісних композитів, можливе за рахунок комплексного дослідження, яке охопило б поведінку та стан композицій на усіх етапах її спікання, з використанням фізичних методів матеріалознавства (рентгенофазовий аналіз, просвічувальна електронна мікроскопія, мікроспектральний хімічний аналіз, растрова електронна мікроскопія).

РОЗДІЛ 3

НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИЙ СТАН ЗВ'ЯЗКИ В ОКОЛІ АЛМАЗНОГО ЗЕРНА, ЩО ЗНАХОДИТЬСЯ ПІД ДІЄЮ НОРМАЛЬНОЇ І ТАНГЕНЦІАЛЬНОЇ СКЛАДОВИХ НАВАНТАЖЕННЯ

В цьому розділі проаналізовані основні результати дослідження переміщень алмазного зерна та напружено-деформованого стану зв'язки в його околі, яке знаходиться під дією нормальної і тангенціальної складових навантаження [169, 170]. Це пов'язано з тим, що композиційні алмазовмісні матеріали на основі багатокомпонентних матриць мають нелінійні властивості. Фізико-механічні властивості таких композитів суттєво залежать від об'ємного вмісту компонентів, їх фізичних і мікрогеометричних характеристик, технологічних режимів одержання та умов експлуатації інструментів. Окрім того, в умовах роботи інструментів з цих КАМ пружні деформації (радіальні і дотичні), а також деформації зсуву можуть спричинити руйнування перехідної зони алмаз–матриця за механізмом інтенсивного розтріскування, що зумовлює передчасне випадіння алмазів з матриці композита та його зношення. На сьогодні не існує рішень, які враховують наведені фактори. Для створення таких КАМ з високими технологічними характеристиками та їх використання в алмазних відрізних кругах, канатних пилах, шліфувальних та інших інструментах науковцям вкрай необхідні знання напружено-деформованого стану зв'язки в оточенні алмаза з урахуванням деформацій в усіх напрямках, а також деформацій зсуву.

3.1. Математична постановка задачі

Фізичні передумови. Матриця представляється півплощиною з півкруговим вирізом радіусом R_0 (радіус алмазного зерна) на її границі. В цей виріз вставлено жорстку шайбу (алмаз), яку спаяно з півплощиною вздовж стичного кола (рис. 3.1). Вводиться Декартова система координат O_{xy} на півплощині, вісь O_y якої співпадає з прямолінійною границею півплощини (зв'язка), вісь O_x спрямована всередину півплощини, а початок координат O розміщено всередині шайби. Нехай до шайби в точці O' прикладаються нормальна F_x і дотична F_y складові навантаження, які розраховані на одиницю ширини алмазного круга.

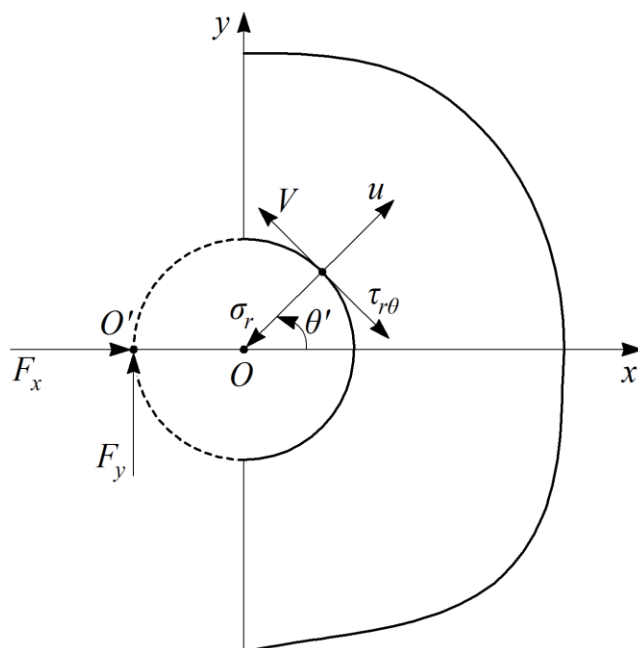


Рисунок 3.1 – Схема дії зовнішніх навантажень і внутрішніх пружних сил в системі алмаз–зв’язка

В полярній системі координат умови рівноваги мають вигляд [171]:

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial \tau_{r\theta}}{\partial \theta} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0; \\ \frac{\partial \tau_{r\theta}}{\partial r} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} + 2 \cdot \frac{\tau_{r\theta}}{r} = 0, \end{cases} \quad (3.1)$$

де σ_r , σ_θ , $\tau_{r\theta}$ – компоненти радіальних, тангенціальних і дотичних напружень.

Позначимо через u і v компоненти переміщення в точці P в напрямку зміни полярних координат r і θ .

Тоді відносні деформації в радіальному і дотичному напрямках, а також деформації зсуву визначаються відповідно до виразів [171, 172]:

$$\begin{cases} \varepsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r}; \\ \varepsilon_\theta = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial v}{\partial r} + \frac{u}{r}; \\ \varepsilon_{r\theta} = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial u}{\partial \theta} + \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r}. \end{cases} \quad (3.2)$$

В свою чергу закон Гука для плоского напруженого стану має вигляд:

$$\begin{cases} \varepsilon_r = \frac{1}{E} \cdot (\sigma_r - \nu \cdot \sigma_\theta); \\ \varepsilon_\theta = \frac{1}{E} \cdot (\sigma_\theta - \nu \cdot \sigma_r); \\ \varepsilon_{r\theta} = \frac{1}{G} \cdot \tau_{r\theta}, \end{cases} \quad (3.3)$$

де ν – коефіцієнт Пуассона; E – модуль пружності; G – модуль зсуву, $G = E / (2 \cdot (1 + \nu))$.

З співвідношень (3.3) маємо вирази для напружень через деформації:

$$\begin{cases} \sigma_r = \frac{E}{(1 - \nu^2)} \cdot (\varepsilon_r + \nu \cdot \varepsilon_\theta); \\ \sigma_\theta = \frac{E}{(1 - \nu^2)} \cdot (\varepsilon_\theta + \nu \cdot \varepsilon_r); \\ \tau_{r\theta} = G \cdot \varepsilon_{r\theta}. \end{cases} \quad (3.4)$$

Задача визначення переміщень алмазного зерна і напруженого стану зв'язки в його оточенні зводиться до рішення системи рівнянь в частинних похідних:

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial r} \cdot \left(\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial v}{\partial \theta} + \frac{u}{r} \right) - \nu_1 \cdot \frac{\partial}{\partial \theta} \cdot \left(\frac{1}{r} \cdot \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial u}{\partial \theta} + \frac{v}{r^2} \right) = 0; \\ \frac{\partial}{\partial \theta} \cdot \left(\frac{1}{r} \cdot \frac{\partial u}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial v}{\partial \theta} + \frac{u}{r^2} \right) + \nu_1 \cdot \frac{\partial}{\partial r} \cdot \left(\frac{\partial v}{\partial r} - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial u}{\partial \theta} + \frac{v}{r} \right) = 0, \end{cases} \quad (3.5)$$

де $\nu_1 = \frac{1 - \nu}{2}$.

Умови рівноваги алмазного зерна, що знаходиться під дією зовнішніх і внутрішніх пружних сил, дають змогу отримати такі інтегральні рівняння:

$$\begin{cases} F_x = R_0 \cdot \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta} \cdot \sin \theta - \sigma_r \cdot \cos \theta]_{r=R_0} \cdot d\theta; \\ F_y = -R_0 \cdot \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta} \cdot \cos \theta + \sigma_r \cdot \sin \theta]_{r=R_0} \cdot d\theta; \\ F_z = R_0 \cdot \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta}]_{r=R_0} \cdot d\theta. \end{cases} \quad (3.6)$$

Перші два співвідношення отримані з умови рівності головного вектору усіх сил, які діють на алмазне зерно, в проєкціях на осі O_x і O_y . Останнє отримане з умови рівності нулю головного моменту всіх сил відносно точки O .

Кінематичні умови на лінії спряження алмазного зерна і зв'язки (жорсткий контакт) мають вигляд:

$$\begin{cases} u_{0x} \cdot \cos \theta + u_{0y} \cdot \sin \theta = u; \\ -u_{0x} \cdot \sin \theta + u_{0y} \cdot \cos \theta + R_0 \cdot \varphi_z = v, \end{cases} \quad (3.7)$$

де u_{0x} і u_{0y} – складові вектора $\vec{u}_0 = u_{0x} \cdot \vec{i} + u_{0y} \cdot \vec{j}$ малого поступального переміщення; φ_z – кут малого повороту алмазного зерна відносно системи координат O_{xy} .

На завершенні постановки задачі наведемо граничні умови відсутності навантаження зв'язки поза алмазом:

$$\begin{cases} \{\sigma_\theta\}_{\theta=\pm\pi/2} = 0; \\ \{\tau_{r\theta}\}_{\theta=\pm\pi/2} = 0. \end{cases} \quad (3.8)$$

Крім наведених співвідношень для переміщення u і v необхідно ще й накласти обмеження на швидкість їх зростання при $r \rightarrow \infty$ будь-якого кута θ .

3.2. Розв'язок задачі

Розв'язок сформульованої задачі зводиться до відшукування розв'язків системи рівнянь в частинних похідних (3.5), які задовольняють рівнянням (3.6),

кінематичним умовам спряження (3.7) і граничним умовам (3.8). Розв'язок цієї задачі будемо відшукувати як суму розв'язків наступних трьох задач [173, 174].

3.3. Задача про кручення алмазного зерна (жорсткої вставки) відносно осі, що перпендикулярна до півплощини (зв'язки) під дією заданого моменту

Ця задача зводиться до відшукування рівнянь (3.5), які задовольняють рівнянням

$$\begin{cases} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta} \cdot \sin \theta - \sigma_r \cdot \cos \theta]_{r=R_0} \cdot d\theta = 0; \\ \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta} \cdot \cos \theta + \sigma_r \cdot \sin \theta]_{r=R_0} \cdot d\theta = 0; \\ F_y = R_0 \cdot \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta}]_{r=R_0} \cdot d\theta, \end{cases} \quad (3.9)$$

кінематичним умовам на контурі вставки

$$\begin{cases} u = 0; \\ v = R_0 \cdot \varphi_z, \end{cases} \quad (3.10)$$

і граничним умовам (3.8).

Фактично це задача про кручення алмазного зерна (жорсткої вставки) відносно осі, яка перпендикулярна до напівплощини і проходить через точку O , під дією заданого моменту $R_0 F_y$.

Введемо в розгляд такі безрозмірні величини:

$$\begin{cases} r^* = \frac{r}{R_0}; \\ \{u^*, v^*\} = \{u, v\} / R_0; \\ \{\sigma_r^*, \sigma_\theta^*, \tau_{r\theta}^*\} G; \\ \{F_x^*, F_y^*\} = \{F_x, F_y\} / (GR_0). \end{cases} \quad (3.11)$$

Нижче всі співвідношення представлено в безрозмірному вигляді і зірочки для простоти викладок опущено.

В даній задачі окрім цього введемо змінні

$$\{\hat{u}, \hat{v}, \hat{\sigma}_r, \hat{\sigma}_\theta, \hat{\tau}_{r\theta}\} = \{u, v, \sigma_r, \sigma_\theta, \tau_{r\theta}\} / \varphi_z.$$

Тоді

$$\begin{cases} \hat{u}|_{r=1} = 0; \\ \hat{v}|_{r=1} = 1; \\ (-\pi/2 \leq \theta \leq \pi/2); \\ \{\hat{\sigma}_\theta, \tau_{r\theta}\}_{\theta=\pm\pi/2} = 0; \\ r \geq 1; \\ F_y = \varphi_z \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\hat{\tau}_{r\theta}]_{r=1} d\theta. \end{cases} \quad (3.12)$$

Розв'язок цієї задачі представимо у вигляді

$$\vec{\hat{u}}^{(n)} = \sum_{i=1}^{\infty} x_i \cdot \vec{u}_i, \quad (3.13)$$

де $\vec{\hat{u}}^{(n)} = \{\hat{u}^{(n)}; \hat{v}^{(n)}\}$; а систему координатних функцій $\{\vec{u}_i\} = \{u_i^{(1)}; u_i^{(2)}\}$ визначаємо як фундаментальні розв'язки рівняння Ламе (система (3.5)), якщо їх шукати у вигляді

$$\begin{cases} n^{(1)} = r^\alpha \cdot p(\theta); \\ n^{(2)} = r^\alpha \cdot q(\theta), \end{cases}$$

за умови

$$\begin{cases} \sigma_\theta|_{\theta=\pm\pi/2} = 0; \\ \tau_{r\theta}|_{\theta=\pm\pi/2} = 0. \end{cases}$$

Тут ми обмежилися побудовою таких розв'язків системи (3.5), які для точок півплощини віддалені від початку координат на відстані R_0 та задовольняють наступним асимптотичним оцінкам:

$$\begin{cases} \{u^{(1)}, u^{(2)}\} = O(R^{-1}); \\ \{\sigma_r, \sigma_\theta, \tau_{r\theta}\} = O(R^{-2}). \end{cases}$$

Для цієї умови необхідно накласти $\alpha = -k$, де $k = 1, 2, \dots$

Для умов (3.12) маємо:

$$\begin{cases} \vec{u}_i = \begin{cases} r^{1-2i} \cdot [g_i \cdot \sin 2 \cdot (1-i) \cdot \theta - \sin 2 \cdot i \cdot \theta]; \\ r^{1-2i} \cdot [g_i \cdot \cos 2 \cdot (1-i) \cdot \theta - m_i \cdot \cos 2 \cdot i \cdot \theta]; \end{cases} \\ g_i = \frac{i \cdot (1 - \nu_1)}{i + \nu_1 \cdot (1-i)}; \\ m_i = \frac{(1-i) + \nu_1 \cdot i}{\nu_1 \cdot (1-i) + i}. \end{cases} \quad (3.14)$$

Розв'язок (3.13) задовольняє рівнянням (3.5), першим двом співвідношенням (3.9). Сталі x_i визначаємо із умови мінімуму функціонала:

$$I = \int_{-\pi}^{\pi} \left[\vec{u}^{(n)} - \vec{f} \right]_{r=1}^2 \cdot d\theta, \quad (3.15)$$

де $\vec{f} = \{0; 1\}$.

Це приведе до розв'язку системи алгебраїчних рівнянь:

$$\begin{pmatrix} d_1 & a_1 & 0 & \dots & 0 & 0 \\ a_1 & d_2 & a_2 & \dots & 0 & 0 \\ 0 & a_2 & d_3 & \dots & 0 & 0 \\ \cdot & \cdot & \cdot & \dots & d_n & a_{n-1} \\ 0 & \cdot & \cdot & 0 & b_n & d_n \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \\ x_3 \\ \vdots \\ x_n \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \gamma_1 \\ 0 \\ 0 \\ \vdots \\ 0 \end{pmatrix}, \quad (3.16)$$

де $d_i = \pi \cdot (1 + 2 \cdot g_i^2 + m_i^2)$ при $i = 1, \dots, n$; $\alpha_i = \pi \cdot g_{i+1} \cdot (1 - m_i)$ при $i = 1, \dots, n - 1$;
 $\gamma_1 = 2 \cdot \pi \cdot g_1$.

Алгебраїчна система (3.16) з симетричною тридіагональною матрицею достатньо легко розв'язується методом прогонки. Тоді умови переміщення абсолютно жорсткої вставки (алмазного зерна) і компоненти тензору напруження зв'язки розраховуються за виразами:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{F_y}{2 \cdot \pi \cdot x_i \cdot \nu_1}; \\ \sigma_r = \varphi_z \cdot \sum_{i=1}^n x_i \cdot r^{-2i} \cdot \left\{ 2 \cdot (2 \cdot i - 1) \cdot g_i \cdot \sin 2 \cdot (1 - i) \cdot \theta + \gamma_2^{(i)} \cdot \sin 2 \cdot i \cdot \theta \right\}; \\ \sigma_\theta = -\varphi_z \cdot \sum_{i=1}^n x_i \cdot r^{-2i} \cdot \left\{ 2 \cdot (2 \cdot i - 1) \cdot g_i \cdot \sin 2 \cdot (1 - i) \cdot \theta + \gamma_1^{(i)} \cdot \sin 2 \cdot i \cdot \theta \right\}; \\ \tau_{r\theta} = -\varphi_z \cdot \sum_{i=1}^n x_i \cdot r^{-2i} \cdot \left\{ 2 \cdot (2 \cdot i - 1) \cdot g_i \cdot \cos 2 \cdot (1 - i) \cdot \theta + \gamma_3^{(i)} \cdot \cos 2 \cdot i \cdot \theta \right\}, \end{array} \right. \quad (3.17)$$

де $\gamma_1^{(i)} = 2 \cdot (1 - i) \cdot (m_i - 1)$; $\gamma_2^{(i)} = 2 \cdot (1 + i) \cdot (m_i - 1)$; $\gamma_3^{(i)} = 2 \cdot i \cdot (m_i - 1)$.

3.4. Задача про напружено-деформований стан зв'язки при вдавлюванні в неї алмазного зерна силою, яка спрямована вздовж осі O_x

Розв'язок сформульованої задачі зводиться до рішення рівнянь (3.5), які задовольняють умовам рівноваги

$$\left\{ \begin{array}{l} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \left[\tau_{r\theta} \cdot \sin \theta - \sigma_r \cdot \cos \theta \right]_{r=R_0} \cdot d\theta = F_x; \\ \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \left[\tau_{r\theta} \cdot \cos \theta + \sigma_r \cdot \sin \theta \right]_{r=R_0} \cdot d\theta = 0; \\ \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \left[\tau_{r\theta} \right]_{r=R_0} \cdot d\theta = 0, \end{array} \right. \quad (3.18)$$

кінематичним умовам на контурі алмазного зерна

$$\begin{cases} u = u_{0x} \cdot \cos \theta; \\ v = -u_{0x} \cdot \sin \theta \end{cases} \quad (3.19)$$

і граничним умовам (3.8).

Після заміни (3.11) і $\{\hat{u}, \hat{v}, \hat{\sigma}_r, \hat{\sigma}_\theta, \hat{\tau}_{r\theta}\} = \{u, v, \sigma_r, \sigma_\theta, \tau_{r\theta}\} / u_{0x}$ кінематичні умови (3.19) набувають вигляду

$$\begin{cases} \hat{u} = \cos \theta; \\ \hat{v} = -\sin \theta \end{cases} \quad (3.20)$$

при $r=1$ та $(-\pi/2 \leq \theta \leq \pi/2)$, а переміщення алмазного зерна в напрямку осі O_x знайдемо із співвідношення

$$u_{0x} = \frac{F_x}{\int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\hat{\tau}_{r\theta} \cdot \sin \theta - \hat{\sigma}_r \cdot \cos \theta]_{r=1} \cdot d\theta}. \quad (3.21)$$

Розв'язок представляємо у вигляді

$$\vec{u}_j^{(n)} = \sum_{j=1}^n C_j \cdot \vec{u}_j^{(1)} + D_1 \cdot \vec{u}_j^{(2)}, \quad (3.22)$$

де компоненти вектор-функцій $\vec{u}_j^{(1)}$ і $\vec{u}_j^{(2)}$ визначаються такими виразами:

$$\begin{cases} \vec{u}_j^{(1)} = \{[f_i \cos(j-1)\theta + \cos(j+1)\theta]r^{-j}; [f_i \sin(j-1)\theta - m(-j)\sin(j+1)\theta]r^{-j}\}; \\ \vec{u}_j^{(2)} = \{\ln r \cos \theta + \nu_1(\theta \sin \theta - \cos \theta) - \ln r \sin \theta - \nu \sin \theta + \nu_1 \theta \cos \theta\}, \end{cases}$$

а сталі C_j і D_1 визначаються з умови мінімуму функціоналу:

$$\begin{cases} I = \int_{-\pi}^{\pi} [\vec{u}^{(n)} - \vec{f}]_{r=1}^2 \cdot d\theta; \\ \vec{f} = \{\cos \theta; -\sin \theta\}. \end{cases} \quad (3.23)$$

Координатні функції $\vec{u}_j^{(2)}$ представляють собою розв'язок системи диференціальних рівнянь (3.5) при $\alpha = -1$. В цьому випадку компоненти напруження мають значення

$$\begin{cases} \sigma_r = A \cdot 2 \cdot (1 + \nu) \cdot \frac{\cos \theta}{r}; \\ \sigma_\theta = 0; \\ \tau_{r\theta} = 0, \end{cases}$$

а компоненти тензору деформацій –

$$\begin{cases} \varepsilon_r = A \cdot \frac{\cos \theta}{r} = \frac{\partial u}{\partial r}; \\ \varepsilon_\theta = -A \cdot \nu \cdot \frac{\cos \theta}{r} = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial v}{\partial r} + \frac{u}{r}; \\ \varepsilon_{r\theta} = 0 = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial u}{\partial \theta} + \frac{\partial v}{r} - \frac{v}{r}. \end{cases}$$

Розв'язуючи останню систему методом виключення, знаходимо

$$\begin{cases} u = A \cdot \cos \theta \cdot \ln r - A \cdot \frac{(1-\nu)}{2} \cdot (\cos \theta - \theta \cdot \sin \theta) - C_1 \cdot \sin \theta + C_2 \cdot \cos \theta; \\ v = -A \cdot \left(\ln r \cdot \sin \theta + \nu \cdot \sin \theta - \frac{(1-\nu)}{2} \cdot \theta \cdot \cos \theta \right) - C_1 \cdot \cos \theta - C_2 \cdot \sin \theta + C_3 \cdot r. \end{cases}$$

Вважаючи, що сталі C_1 , C_2 і C_3 дорівнюють нулю (оскільки ці складові виражають переміщення на півплощини як одне ціле), визначаємо $\vec{u}_j^{(2)}$.

В результаті отримаємо таку систему алгебраїчних рівнянь із симетричною і розрідженою матрицею коефіцієнтів:

$$\begin{pmatrix} \alpha_{11} & 0 & \alpha_{13} & 0 & \cdot & \dots & 0 & \beta_1 \\ 0 & \alpha_{22} & 0 & \alpha_{24} & 0 & \dots & 0 & \beta_2 \\ \alpha_{31} & 0 & \alpha_{33} & 0 & \alpha_{35} & \dots & 0 & \beta_3 \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \dots & \cdot & \cdot \\ 0 & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \dots & \alpha_m & \beta_n \\ \beta_1 & \beta_2 & \beta_3 & \cdot & \cdot & \dots & \beta_n & \alpha^* \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} C_1 \\ C_2 \\ C_3 \\ \vdots \\ C_n \\ D_1 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ \vdots \\ 0 \\ \gamma \end{pmatrix}. \quad (3.24)$$

Тут

$$\begin{cases} \alpha_{j,i} = \pi \cdot (2 \cdot f_i^2 + 1 + m^2 \cdot (-i)); \\ \alpha^* = \pi \cdot \left(\frac{2}{3} \cdot v_1^2 \cdot \pi^2 + 2 \cdot v_1^2 + v^2 + v \cdot v_1 \right); \\ \beta_i = \frac{2 \cdot \pi \cdot v_1 \cdot (-1)^{i+1}}{i} \cdot \left[f_i - \frac{1 + (i+1) \cdot m \cdot (-i)}{i+2} \right], \quad i=1,3,\dots,n; \\ \gamma = \pi \cdot (v - v_1); \\ \beta_2 = \frac{1}{4} \cdot \pi \cdot v_1 \cdot [1 + 3 \cdot m \cdot (-2)] - \pi \cdot f_2 \cdot (v + v_1); \\ \alpha_{i,i+2} = \pi \cdot f_{i+2} \cdot (1 - m \cdot (-i)). \end{cases} \quad (3.25)$$

Після розв'язання алгебраїчної системи (3.24) поздовжні переміщення від безрозмірної сили F_x і компоненти тензору напруження обчислюються за виразами:

$$\begin{cases} u_{0x} = -\frac{F_x}{\theta \cdot (1+v) \cdot D_1}; \\ \hat{\sigma}_r = \sum_{j=1}^n C_j \cdot r^{-j-1} \cdot \left\{ \begin{array}{l} -2 \cdot j \cdot f_j \cdot \cos(j-1) \cdot \theta - \\ -\frac{2}{1-v} \cdot [v(m_j \cdot (j+1) - 1) + j] \cdot \cos(j+1) \cdot \theta \end{array} \right\} + \\ + \frac{2 \cdot (1+v) \cdot \cos \theta}{r} \cdot D_1; \\ \hat{\sigma}_\theta = u_{0x} \cdot \sum_{j=1}^n C_j \cdot r^{-j-1} \cdot \left\{ \begin{array}{l} 2 \cdot j \cdot f_j \cdot \cos(j-1) \cdot \theta + \frac{2}{1-v} \times \\ \times [-m_j \cdot (j+1) + 1 - v_j] \cdot \cos(j+1) \cdot \theta \end{array} \right\}; \\ \tilde{\tau}_{r\theta} = u_{0x} \cdot \sum_{j=1}^n C_j \cdot r^{-j-1} \cdot \left\{ -2 \cdot j \cdot f_j \cdot \sin(j-1) \cdot \theta + (j+1) \cdot (m_j - 1) \cdot \sin(j+1) \cdot \theta \right\}. \end{cases} \quad (3.26)$$

3.5. Задача про напружено-деформований стан зв'язки при зміщенні алмазного зерна вздовж осі O_y під дією сили F_y за відсутності моментів як від зовнішніх, так і внутрішніх сил

Ця задача зводиться до відшукування розв'язків системи диференціальних рівнянь (3.5), які задовольняють інтегральним рівнянням

$$\begin{cases} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta} \cdot \sin \theta - \sigma_r \cdot \cos \theta]_{r=R_0} \cdot d\theta = 0; \\ -R \cdot \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta} \cdot \cos \theta + \sigma_r \cdot \sin \theta]_{r=R_0} \cdot d\theta = F_y; \\ \int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\tau_{r\theta}]_{r=R_0} \cdot d\theta = 0, \end{cases} \quad (3.27)$$

кінематичним умовам спряження на контурі алмазного зерна

$$\begin{cases} u = u_{0y} \cdot \sin \theta; \\ v = u_{0y} \cdot \cos \theta \end{cases} \quad (3.28)$$

і граничним умовам (3.8).

З фізичної точки зору ця задача являє собою визначення напружено-деформованого стану матриці при зміщенні алмаза в напрямку осі O_y під дією сили F_y за відсутності моментів зовнішніх і внутрішніх сил.

Після заміни (3.11) і $\{\hat{u}, \hat{v}, \hat{\sigma}_r, \hat{\sigma}_\theta, \hat{\tau}_{r\theta}\} = \{u, v, \sigma_r, \sigma_\theta, \tau_{r\theta}\} / u_{0y}$ кінематичні умови (3.28) набувають вигляду

$$\begin{cases} \hat{u} = \sin \theta; \\ \hat{v} = \cos \theta \end{cases} \quad (3.29)$$

при $r = 1$ та $(-\pi/2 \leq \theta \leq \pi/2)$, а переміщення алмазного зерна в напрямку осі O_y знаходимо із наступного співвідношення:

$$u_{0y} = \frac{-F_y}{\int_{-\pi/2}^{\pi/2} [\hat{\tau}_{r\theta} \cdot \cos \theta + \hat{\sigma}_r \cdot \sin \theta] \cdot d\theta}_{r=1}. \quad (3.30)$$

Розв'язок цієї задачі представляємо у вигляді

$$\begin{cases} \hat{u} = \sum_{j=2}^n D_{j-1} r^{-j} [-q_j \sin(j-1)\theta - \sin(j+1)\theta] + D_n [\ln r \sin \theta - v_1 (\sin \theta + \theta \cos \theta)]; \\ \hat{v} = \sum_{j=2}^n D_{j-1} r^{-j} [q_j \cos(j-1)\theta - m_j \cos(j+1)\theta] + D_n [\ln r \cos \theta + v \cos \theta + v_1 \theta \sin \theta], \end{cases} \quad (3.31)$$

де компоненти вектор-функції f_j і q_j визначаються співвідношеннями:

$$f_j = \begin{cases} \frac{\gamma_1}{2 \cdot j}, & j = 1, 3, 5; \\ -\frac{\gamma_3}{2 \cdot j}, & j = 2, 4, 6, \end{cases}$$

$$q_j = \begin{cases} -\frac{\gamma_3}{2 \cdot j}, & j = 1, 3, 5; \\ \frac{\gamma_1}{2 \cdot j}, & j = 2, 4, 6, \end{cases}$$

а сталі D_j визначаються з умови мінімуму функціоналу (3.23), де

$$\begin{cases} m(\alpha) = \frac{(\alpha + 1) - v_1 \cdot (\alpha - 1)}{v_1 \cdot (\alpha + 1) - (\alpha - 1)}; \\ m_j = m(-j); \\ \alpha = -j; \\ \gamma_1 = \frac{2}{1 - v} \cdot [(\alpha - 1) \cdot m(\alpha) + 1 + v \cdot \alpha]; \\ \gamma_3 = \alpha - v \cdot (1 - m_\alpha); \\ \vec{f} = \{\sin \theta, \cos \theta\}. \end{cases}$$

В результаті одержуємо систему (3.24) алгебраїчних рівнянь з симетричною і розрідженою матрицею коефіцієнтів:

$$\left\{ \begin{array}{l} \alpha_{i,i} = \pi \cdot (1 + 2 \cdot g_i^2 + m^2 \cdot (-i)); \\ \alpha_{i,i+2} = \pi \cdot g_{i+2} \cdot (1 - m \cdot (-i)), \quad i > 1; \\ \gamma = \pi \cdot (v - v_1); \\ \alpha^* = \pi \cdot \left(v_1 \cdot \left(\frac{2}{3} \cdot v_1 \cdot \pi^2 - v \right) + v^2 \right); \\ \beta_2 = \pi \cdot \left[v \cdot g_2 - \frac{v_1 \cdot (3 + m \cdot (-2))}{4} \right]; \\ \beta_j = \frac{(-1)^{j+1} \cdot 2 \cdot \pi \cdot v_1}{j} \cdot \left[g_j + \frac{m \cdot (-j) + (j+1)}{j+2} \right], \quad j = 1, 3, 4, \dots, n. \end{array} \right. \quad (3.32)$$

Після розв'язання алгебраїчної системи рівнянь (3.24) поздовжнє переміщення від безрозмірної сили F_y і компоненти тензору напруження обчислюються за виразами:

$$\left\{ \begin{array}{l} u_{0y} = -\frac{2 \cdot F_y}{\pi \cdot (1 + v) \cdot D_1}; \\ \hat{\sigma}_r = u_{0y} \cdot \sum_{j=2}^n D_{j-1} \cdot r^{-j-1} \cdot \left\{ -2 \cdot j \cdot g_j \cdot \sin(j-1) \cdot \theta - \gamma_2^{(j)} \cdot \sin(j+1) \cdot \theta \right\} + \\ + D_n \cdot \frac{2 \cdot (1 + v) \cdot u_{0y}}{r} \cdot \sin \theta; \\ \hat{\sigma}_r = u_{0y} \cdot \sum_{j=2}^n D_{j-1} \cdot r^{-j-1} \cdot \left\{ -2 \cdot j \cdot g_j \cdot \sin(j-1) \cdot \theta - \gamma_2^{(j)} \cdot \sin(j+1) \cdot \theta \right\} + \\ + D_n \cdot \frac{2 \cdot (1 + v) \cdot u_{0y}}{r} \cdot \sin \theta; \\ \hat{\sigma}_\theta = \sum_{j=1}^n D_{j-1} \cdot r^{-j-1} \cdot \left\{ -2 \cdot j \cdot g_j \cdot \sin(j-1) \cdot \theta - \gamma_1^{(j)} \cdot \sin(j+1) \cdot \theta \right\}; \\ \tilde{\tau}_{r\theta} = \sum_{j=1}^n D_{j-1} \cdot r^{-j-1} \cdot \left\{ -2 \cdot j \cdot g_j \cdot \cos(j-1) \cdot \theta + \gamma_3^{(j)} \cdot \sin(j+1) \cdot \theta \right\}; \\ \gamma_j = \frac{2}{1-v} \cdot \left[-v \cdot m_j \cdot (j+1) + v - j \right]. \end{array} \right. \quad (3.33)$$

Отже, для загального випадку сформульовано і розв'язано задачу для визначення переміщень алмазного зерна та напружено-деформованого стану зв'язки в його оточенні, яке знаходиться під дією нормальної і тангенціальної складових навантаження. Розв'язок цієї задачі знайдений за допомогою варіаційного методу при вдалому виборі координатних функцій, що задовольняють рівняння Ламе. Це дало змогу отримати розв'язок дуже складної задачі, що доведена до числових розрахунків. Перейдемо до аналізу напружено-деформованого стану композиту залежно від зміни зовнішнього навантаження і внутрішніх пружних характеристик зв'язки, а також розуміння явищ, які спричиняють підвищення показників зносостійкості алмазних відрізних кругів в процесі їх роботи.

3.6. Визначення добавок сполук перехідних металів у складі металоалмазної суміші, здатних поліпшити структуру та властивості композитів

На основі отриманих рівнянь (3.17), (3.26) і (3.33) проведено розрахунки пружно-деформованого стану композитів системи алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn, які було одержано спіканням в прес-формах в муфельній печі за температури 800 °С протягом години з гарячим допресовуванням в умовах різного тиску [174]. Розрахунки виконано для процесу різання граніту Новоданилівського родовища завтовшки $H_p = 30$ мм алмазним відрізним сегментним кругом діаметром 320 мм з алмазів марки AC160T зернистістю 400/315 на зв'язці М6-14 (51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) (мас.%) при відносній концентрації алмазів 50 %. Також було виконано додаткові розрахунки для варіювання пружних характеристик КАМ в таких межах: коефіцієнта Пуассона ν від 0,20 до 0,29; модуля пружності E , ГПа, від 80 до 150; модуля зсуву G , ГПа, від 15 до 90; усередненого радіуса алмазного зерна R_0 від $1,8 \cdot 10^{-4}$ до $4,5 \cdot 10^{-4}$ м. Швидкість різання (лінійна швидкість ковзання) для всіх режимів обробки була постійною і дорівнювала 21 м/с, а товщину різання змінювали від 0,010 до 0,030 м. Нормальну F_x і дотичну F_y складові навантаження розраховували на одиницю довжини алмазного круга для кожного значення поздовжньої подачі і товщини різання.

На рис. 3.2 наведено графічне зображення залежності радіальних напружень σ_r на границі поділу алмаз–матриця ($r = R_0 = 3,64 \cdot 10^{-4}$ м) від полярної координати θ при $F_x = 1,452 \cdot 10^6$ Н/м і $F_y = 1,762 \cdot 10^4$ Н/м,

$G = 60$ ГПа, $\nu = 0,28$. Аналіз цих залежностей показує, що радіальні напруження σ_r на контакті алмаз–зв’язка ($r = R_0 = 3,64 \cdot 10^{-4}$ м) суттєво залежить від полярної координати θ . При $\theta = -\pi/2$ і $\theta = \pi/2$ вони досягають максимальних значень, які навіть перевищують границі міцності серійної зв’язки (М6-14).

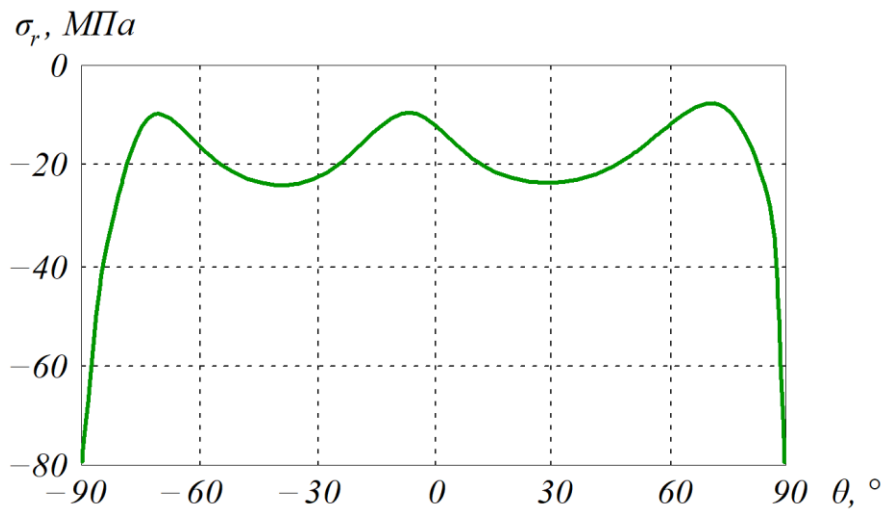


Рисунок 3.2 – Залежності радіальних напружень σ_r від полярної координати θ на границі поділу алмаз–матриця в процесі різання граніту алмазним кругом

При зменшенні полярної координати θ спостерігається різке зменшення радіальної складової напруження σ_r , їх значення коливаються у відносно вузькому діапазоні. Для всіх технологічних режимів різання матеріалу радіальні напруження σ_r завжди є стискуючими (рис. 3.3, а), а тангенціальні σ_θ і дотичні $\sigma_{r\theta}$ напруження можуть змінювати знак (рис. 3.3, б, в).

При збільшенні радіальної координати r від $2,23 \cdot 10^{-4}$ до $3,72 \cdot 10^{-4}$ мм усі складові напруження σ_r , σ_θ , і $\sigma_{r\theta}$ суттєво зменшуються для усіх значень θ . При подальшому зростанні r компоненти тензора напружень зменшуються незначно (рис. 3.3, а, б, в).

Примусове підвищення модуля зсуву зв’язки G (наприклад, за рахунок введення тугоплавких сполук перехідних металів до складу вихідної шихти) спричиняє зростання σ_r , σ_θ , і $\sigma_{r\theta}$ для усіх значень полярної координати θ (рис. 3.4, а, б), що може бути причиною руйнування перехідної зони алмаз–матриця по механізму інтенсивного розтріскування, передчасного випадіння алмазів з матриці, і, як наслідок, зменшення зносостійкості КАМ.

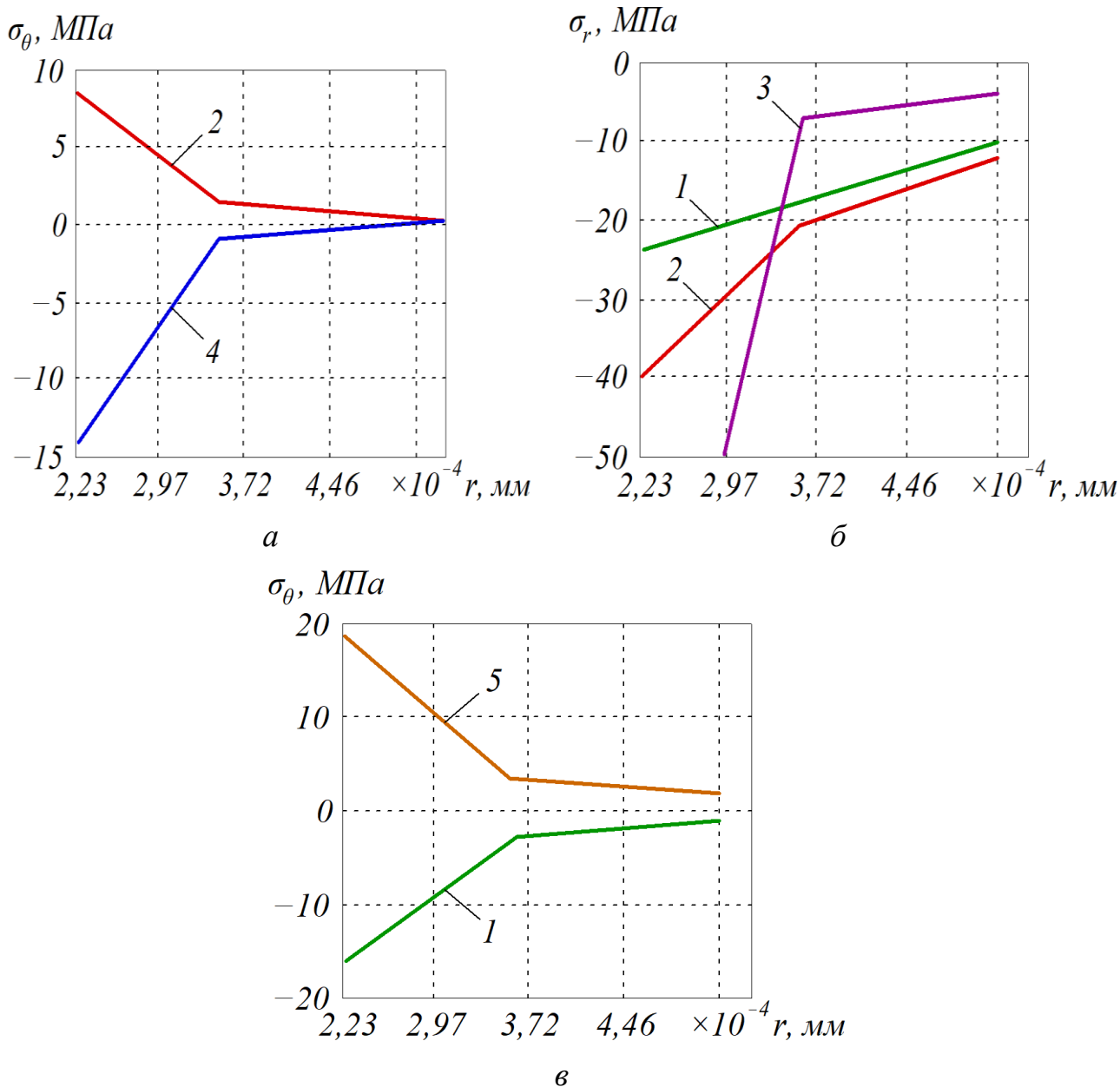


Рисунок 3.3 – Залежності радіальних σ_r (а), тангенціальних σ_θ (б) і дотичних

$\sigma_{r\theta}$ (в) напружень від радіальної координати r :

1 – $\theta = 60^\circ$; 2 – $\theta = 45^\circ$; 3 – $\theta = 90^\circ$; 4 – $\theta = 75^\circ$;

5 – $\theta = 60^\circ$ (ті самі умови, що на рис. 3.2)

Тому при створенні нових КАМ необхідно знати, яким чином може впливати введення до складу вихідних речовин даної системи тієї чи іншої добавки з ряду боридів, силіцидів, карбідів, нітридів та інших сполук на пружні властивості та зносостійкість таких композитів.

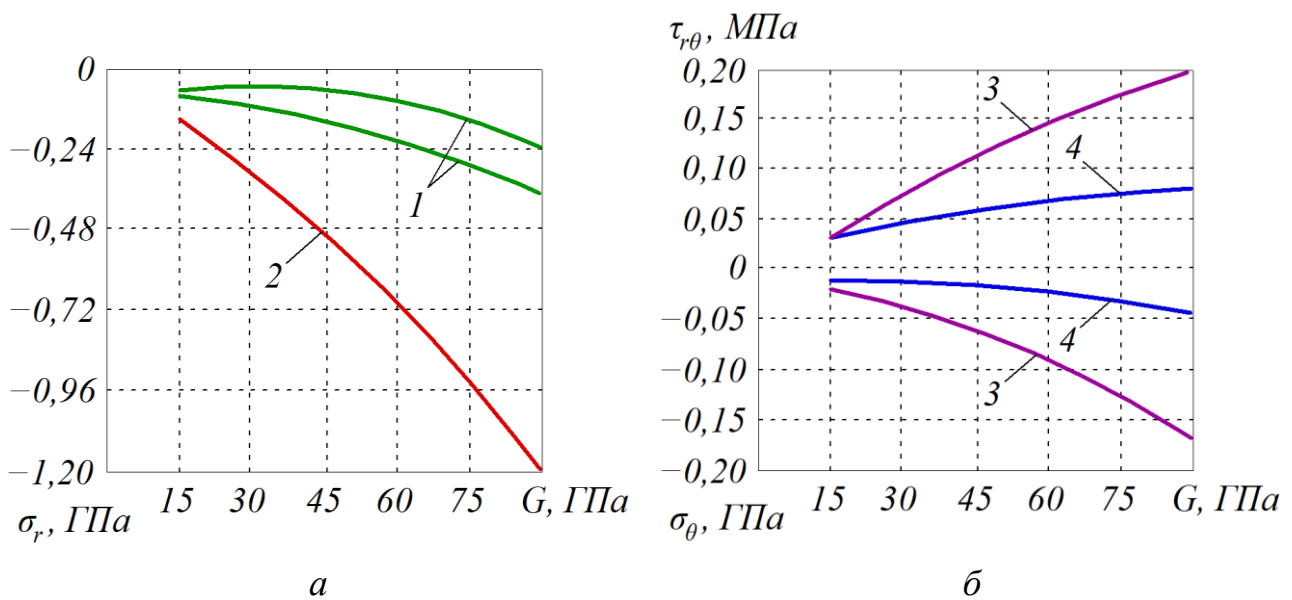


Рисунок 3.4 – Вплив модуля пружності G на радіальні σ_r (а), тангенціальні σ_θ (б) і дотичні $\sigma_{r\theta}$ (б) напруження в процесі різання граніту алмазним кругом:

$$1 - \theta = 60^\circ; 2 - \theta = 90^\circ; 3 - \theta = 60^\circ;$$

$$4 - \theta = 75^\circ \text{ (ті самі умови, що на рис. 3.2)}$$

При підвищенні коефіцієнта Пуассона ν спостерігається суттєве зменшення σ_r і $\sigma_{r\theta}$ (рис. 3.5, а, б), а тангенціальні напруження σ_θ міняють знак. При цьому σ_θ спочатку зменшуються, а далі починають істотно зростати. З отриманих даних випливає, що значення коефіцієнта Пуассона ν в інтервалі $\sim 0,22 \dots 0,23$ істотно зменшує σ_θ , що позитивно відображується на формуванні структури і властивостей КАМ. Відзначимо, що зростання σ_θ не таке стрімке і не так суттєво впливає на зносостійкість, як σ_r і $\sigma_{r\theta}$.

При підвищенні коефіцієнта Пуассона ν кут малого повороту φ_z помітно зменшується (рис. 3.6, а), що позитивно відображується на зносостійкості інструменту, а переміщення u_{0x} і u_{0y} трохи зростають (рис. 3.6, б), що сприяє підвищенню показників алмазоутримання (вірогідність утримання алмазів в матриці вища).

Відносні деформації в радіальному ε_r і дотичному ε_θ напрямках, а також деформації зсуву $\varepsilon_{r\theta}$ (рис. 3.7, а, б, в), в принципі, мають такі самі тенденції, що і σ_r , σ_θ , $\sigma_{r\theta}$.

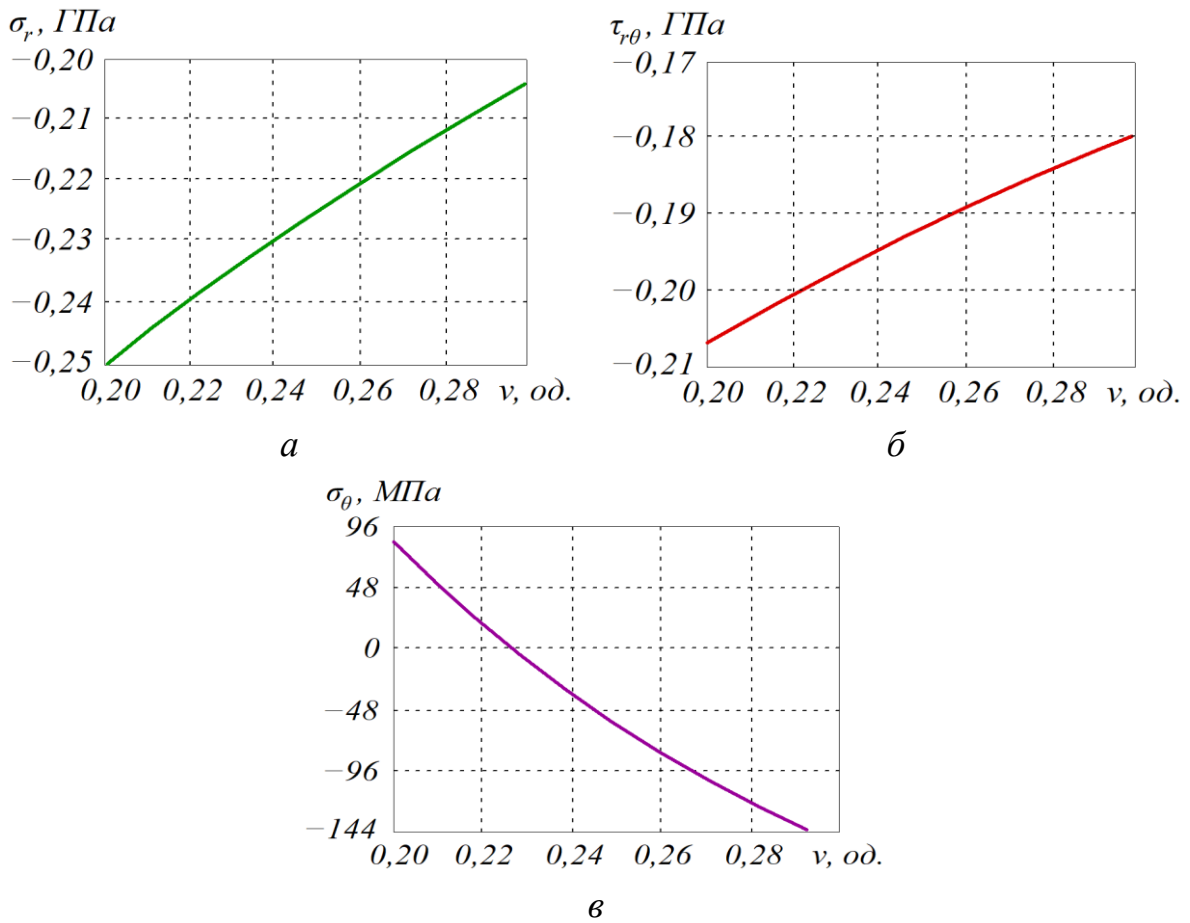


Рисунок 3.5 – Залежності радіальних σ_r (а), тангенціальних σ_θ (б) і дотичних $\sigma_{r\theta}$ (в) напружень від коефіцієнту Пуассона ν :
 $a, в - \theta = 75^\circ, r = R_0$; $б - \theta = 67,5^\circ, r = R_0$

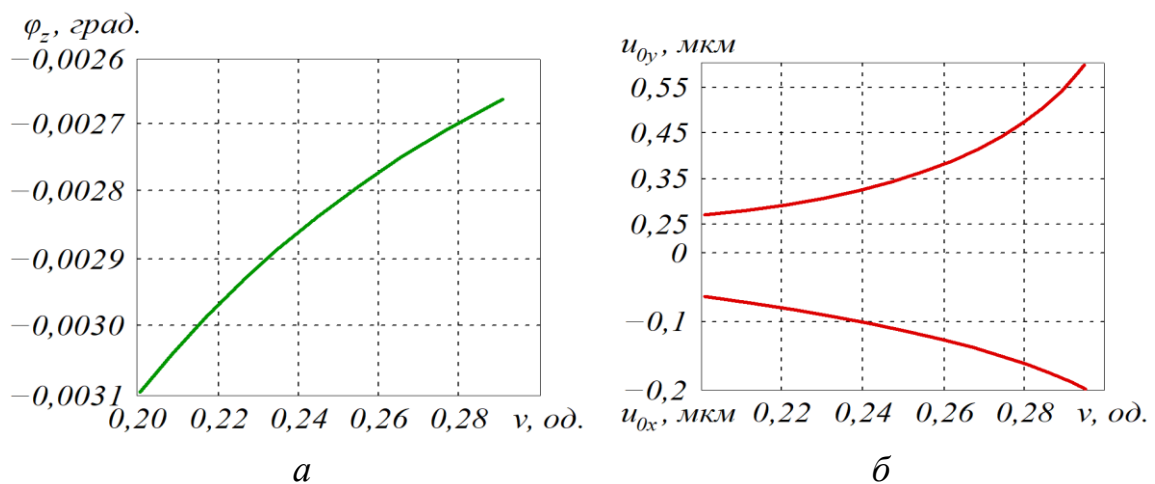


Рисунок 3.6 – Вплив коефіцієнту Пуассона ν на кут малого повороту φ_z (а) і переміщення u_{0x} і u_{0y} (б) алмазного зерна в процесі роботи інструмента ($G = 75$ ГПа; ті самі умови, що на рис. 3.2)

Відносні деформації в радіальному напрямку досягають максимальних значень при $\theta = -\pi/2$ і $\theta = \pi/2$ (критичні точки), а відносні деформації зсуву $\varepsilon_{r\theta}$ – мінімальних.

Деформації ε_r для усіх режимів різання граніту завжди мають від’ємні значення, а деформації ε_θ і $\varepsilon_{r\theta}$ можуть змінювати знак. Відмінність полягає лише в тому, що при $\theta = -\pi/2$ і $\theta = \pi/2$ значення ε_r і ε_θ максимальні, а $\varepsilon_{r\theta}$, навпаки, мінімальні.

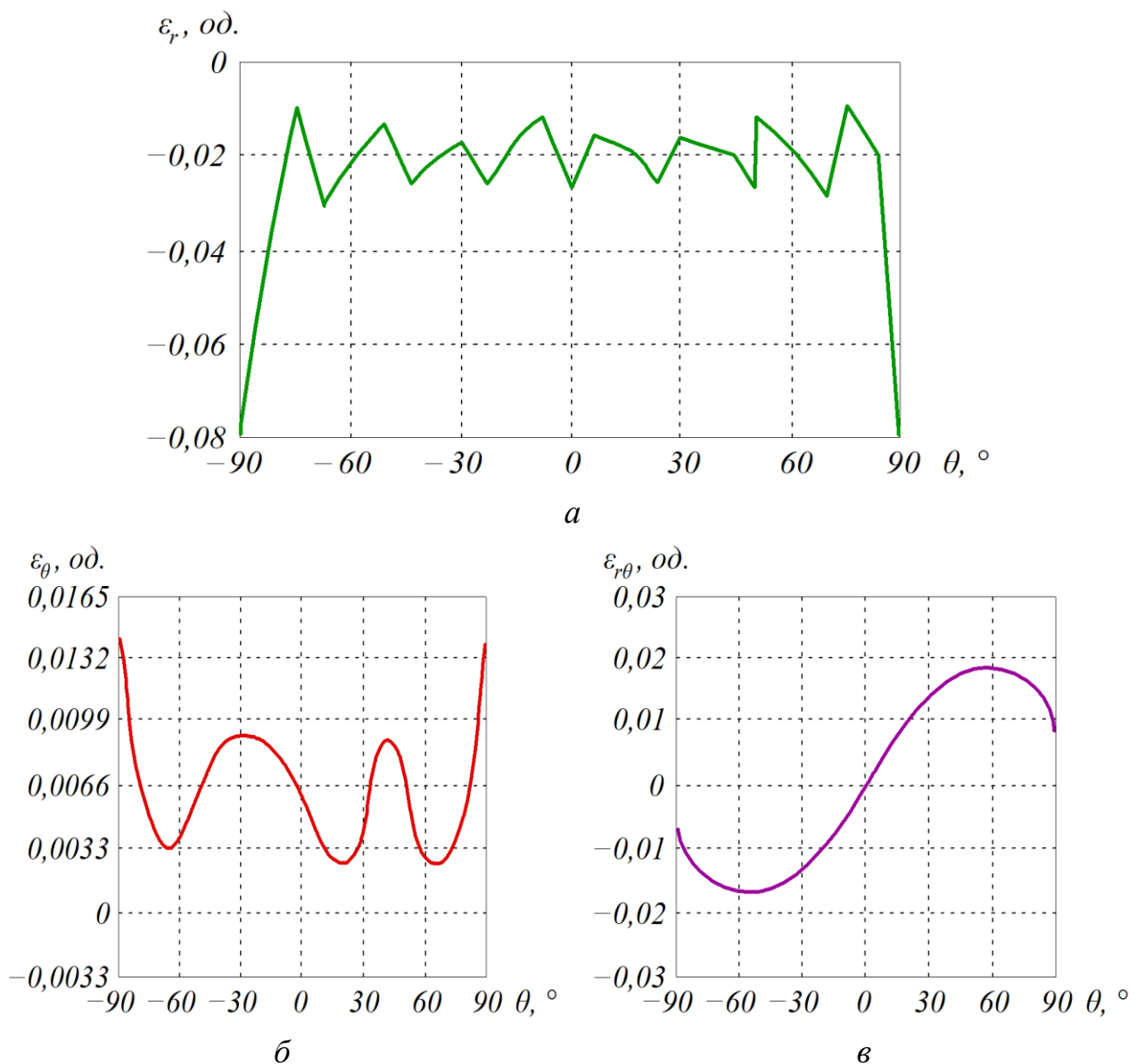


Рисунок 3.7 – Залежності відносних деформацій в радіальному ε_r (а) і дотичному ε_θ (б) напрямках, а також деформації зсуву $\varepsilon_{r\theta}$ (в) напружень від полярної координати θ

Таким чином, завдяки отриманим розв'язкам сформульованої задачі визначено пружні властивості зв'язки в оточенні алмазного зерна, що перебуває під дією радіальної та дотичної складових навантаження, які зумовлюють зменшення всіх компонент тензора напружень та деформацій і, як наслідок, підвищення алмазоутримання. Це важливо для теорії і технології одержання КАМ з підвищеними експлуатаційними властивостями та зносостійкістю. Проте зазначені розв'язки не враховують взаємодії вихідних елементів при спіканні композицій, що має як фізичну, так і хімічну природу і по-різному впливає на властивості КАМ. Під цим оглядом необхідно продовжити пошук параметрів системи та технологічних режимів їх одержання, що забезпечать особливий стан перехідної зони за наявності на контакті алмаз–матриця міцних хімічних зв'язків.

Перспективним шляхом розв'язання цієї проблеми є комплексне дослідження фізичного стану алмазовмісних композицій під час їх одержання за умов, які забезпечать повне ущільнення поверхні алмазних частинок твердою фазою. У цьому випадку може відбутися взаємодія вуглецю, утвореного за графітизації алмазів з твердими компонентами металічної зв'язки, включаючи і добавки. Для цього потрібно ґрунтовно дослідити залежність усадки l та її швидкості da/dt від складу вихідних речовин та технологічних режимів одержання КАМ. У літературних джерелах не було знайдено даних про кінетику усадки композицій алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn і алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂.

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ УСАДКИ ВІД СКЛАДУ МЕТАЛОАЛМАЗНОЇ КОМПОЗИЦІЇ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ РЕЖИМІВ ГАРЯЧОЇ ДОПРЕСОВКИ

Аналіз процесів, що відбуваються при спіканні гетерофазних систем, дослідження їх впливу на структуру і властивості композитів зручно проводити на основі залежностей усадки l та її швидкості $d\alpha/dt$, отриманих при варіюванні складу вихідних елементів, температури, тиску і тривалості процесу. У літературі відсутні дані про кінетику спікання композиційних алмазовмісних матеріалів на основі порошків заліза, нікелю, міді, олова, а також аналогічних матеріалів з добавками дибориду хрому в малих кількостях по відношенню до основних компонентів. Це пов'язано з тим, що аналіз процесів в таких системах ускладнюється взаємним впливом елементів, а також впливом температури і тиску. Стан цієї проблеми диктує необхідність вивчення кінетики усадки при спіканні усіх структурних складових КАМ. В цьому розділі проведені дослідження впливу складників гетерофазної композиції алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ на кінетику усадки під час її гарячого допресування та визначення умов, за яких досліджувані системи переходять до стану з мінімальною рухливістю компонентів.

4.1. Залежності усадки і її швидкості від тиску та тривалості гарячої допресовки частинок порошку з Cu, Ni і Fe

Однофазні системи з порошків Cu, Ni і Fe. На рис. 4.1 наведено графічні залежності лінійної усадки l (а, в, д) і швидкості відносної усадки $d\alpha/dt$ (б, г, е) у процесі гарячого допресування досліджуваних зразків з порошків міді (а, криві 1–4), нікелю (б, криві 5, 6) і заліза (д, криві 7–10), які спікалися в прес-формах в муфельній печі за температури 800 °С протягом години при різному тиску p ($p = 100$ МПа, зразки 1, 5, 7; $p = 130$ МПа, зразки 2, 6, 8; $p = 160$ МПа, зразки 3, 9; $p = 200$ МПа, зразки 4, 10). В процесі експерименту було виявлено, що під час спікання в прес-формах в печі без тиску лінійні (вільне спікання) розміри усіх зразків мали трохи більші значення порівняно з відповідними розмірами брикетів, які були отримані холодним пресуванням при тиску 100 МПа [175]. Розміри розширення не перевищували 0,5 мм. Це пов'язано із

тим, що процес спікання даних брикетів без тиску супроводжується розширенням. Проте в процесі гарячого допресовування брикетів спостерігалася інтенсивна усадка (рис. 4.1, а, в, д) внаслідок додаткового ущільнення порошків під впливом тиску.

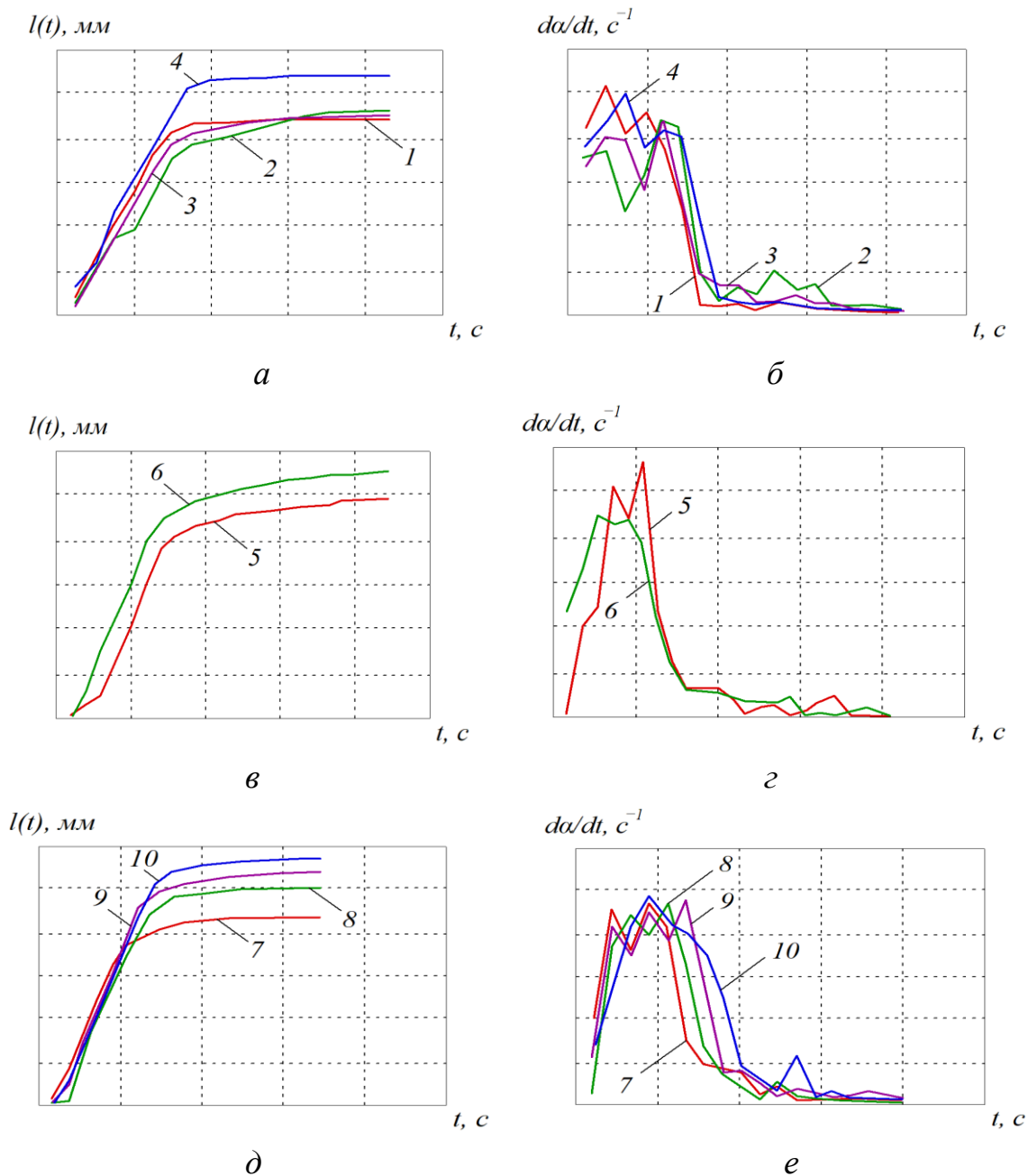


Рисунок 4.1 – Залежності лінійної усадки l (а, в, д) і швидкості відносної усадки da/dt (б, г, е) під час гарячого допресовування зразків з порошків міді (а, криві 1–4), нікелю (б, криві 5, 6) і заліза (д, криві 7–10), які спікалися в прес-формах в печі SNOL 72/100 за температури 800 °С протягом години при тиску:
 $p = 100$ МПа, зразки 1, 5, 7; $p = 130$ МПа, зразки 2, 6, 8;
 $p = 160$ МПа, зразки 3, 9; $p = 200$ МПа, зразки 4, 10

Аналіз цих залежностей показує, що при підвищенні тиску гарячого допресування від 100 до 200 МПа усадка зростає для усіх зразків. Видно, що при гарячому пресуванні зразків на основі порошку міді (рис. 4.1, *a*, криві 1–4) усадка швидше виходить на стаціонарний режим, ніж для зразків, отриманих на основі порошку нікелю (рис. 4.1, *б*) і заліза (рис. 4.1, *д*, криві 7–10). Ці обставини пов'язані із тим, що фізико-механічні властивості заліза, міді і нікелю розрізняються.

Аналіз рис. 4.1, *б*, *г*, *e* свідчить про те, що залежності швидкості усадки для досліджуваних зразків відрізняються. При цьому на отриманих залежностях спостерігаються відхилення (слабкі піки) від лінійності. Це зумовлено одночасною дією деяких факторів.

По-перше, внаслідок дії зовнішнього тиску в початкові моменти процесу (0...20 с) контактні площадки між частинками в даних системах мають дуже маленькі значення. В цьому випадку ефективний тиск сильно зростає, що спричиняє пластичну деформацію в зонах контактів. Тому в початкові моменти гарячого пресування зразків усадка протікає зі зростаючою швидкістю.

По-друге, після того як швидкість усадки досягає максимальних значень ефективний тиск в системах різко зменшується внаслідок зростання поверхні контакту між частинками, що і є причиною зменшення швидкості усадки на наступному інтервалі процесу ($\approx 20...35$ с). В цьому випадку міжцентрова відстань між частинками зменшується, і в системах утворюються сприятливі умови для змінювання механізму масопереносу.

При подальшому збільшенні тривалості гарячого допресування на кривих швидкості усадки на заключному етапі процесу ($\approx 35...100$ с) спостерігаються слабкі піки. Ці піки відхилення вказують на можливу взаємодію між частинками на цьому інтервалі процесу.

Лише при досить тривалому часі швидкість усадки набуває найменших значень, що вказує на повне ущільнення частинок і, як наслідок, на мінімальну їх рухливість. Це дає змогу стверджувати, що дані системи на цьому інтервалі процесу перейшли до стабільного стану.

Аналіз отриманих даних свідчить про те, що прикладений тиск під час гарячого пресування брикетів з порошоків заліза, міді і нікелю спричиняє інтенсивну усадку внаслідок пластичної деформації в зонах контактів частинок на початковому етапі процесу і змінює механізми масопереносу. Слід зазначити, що надлишкова енергія при підвищенні тиску зростає, що позитивно впливає на структуру і механічні властивості таких зразків.

4.2. Вплив тиску під час гарячого допресовування металічних систем Cu–Sn, Ni–Sn, Fe–Sn, Cu–Ni, Fe–Cu і Fe–Ni на кінетику усадки

Система Cu–Sn. Експериментальні результати залежностей лінійної усадки l і швидкості відносної усадки $d\alpha/dt$ в процесі гарячого допресовування бінарних сплавів 1–12, які підлягали спіканню в прес-формах в печі за температури 800 °С протягом години, наведено на рис. 4.2 [176].

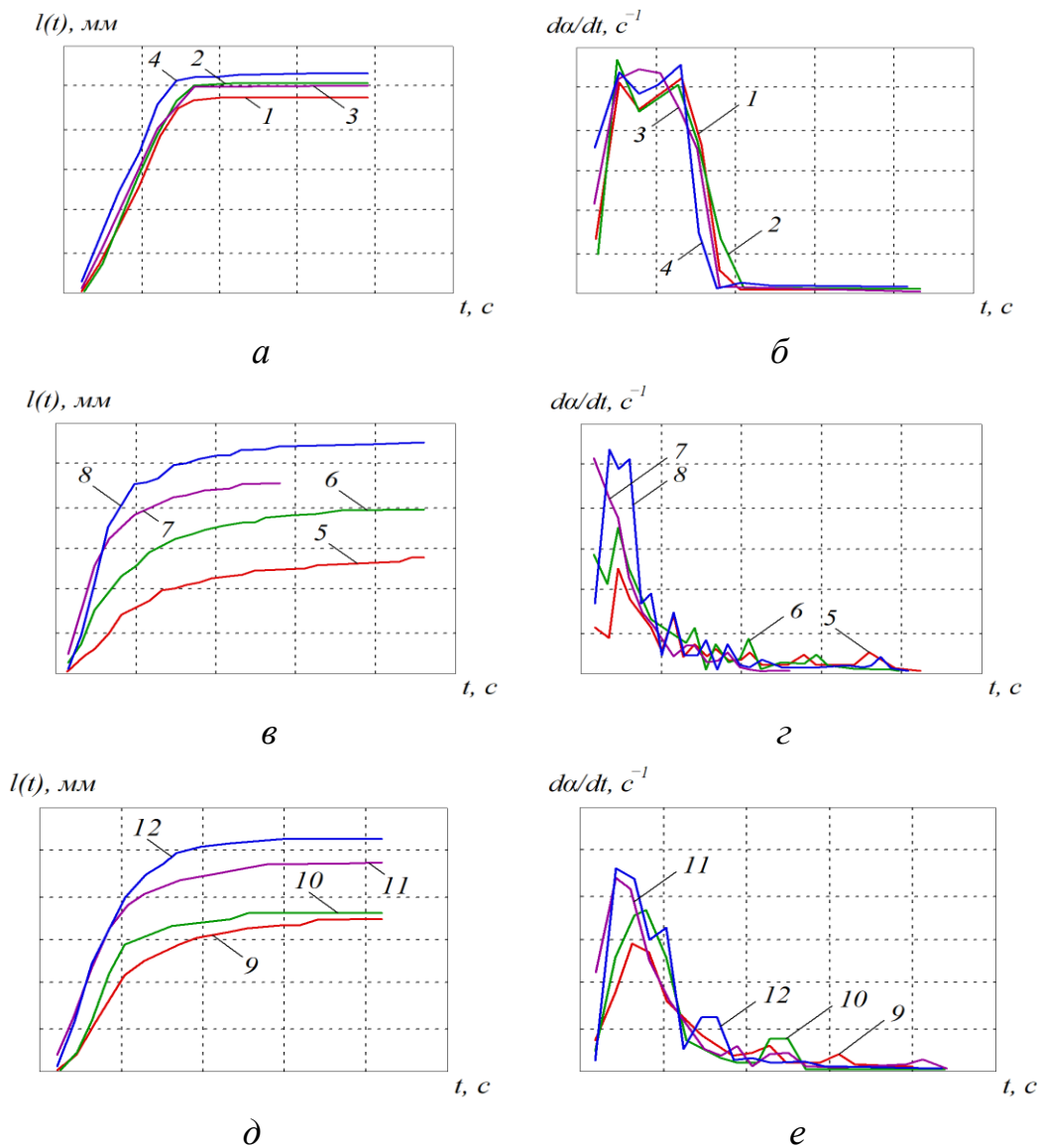


Рисунок 4.2 – Графічні залежності лінійної усадки (а, в, д) і швидкості відносної усадки (б, з, е) під час гарячого допресовування сплавів систем Cu–Sn (а, б), Ni–Sn (в, з) і Fe–Sn (д, е), які спікались в прес-формах в муфельній печі за температури 800 °С протягом однієї години:

$p = 100$ МПа (зразки 1–4, відповідно криві 1–4); $p = 160$ МПа (зразки 5–8, криві 5–8); $p = 200$ МПа (зразки 9–12, криві 9–12)

Маємо зростання лінійної усадки для зразка 1, отриманого на основі вихідної суміші Cu–20Sn (мас.%) при тиску 100 МПа. При цьому на кривій усадки на початковому етапі процесу спостерігається лінійне зростання усадки від 0 до 4,7 мм (рис. 4.2, а, крива 1). При подальшому збільшенні тривалості процесу від 25 до 80 с усадка виходить на стаціонарний режим, досягаючи максимальних значень. Усадка для зразків 2–4 (рис. 4.2, а, криві 2–4) трохи збільшується порівняно з усадкою для зразка 1, отриманого при меншому тиску. Це означає, що підвищення тиску від 100 до 200 МПа приводить до зменшення залишкової пористості. Співпадання значень усадки для зразків 3 і 4, отриманих при тиску 160 і 200 МПа, свідчить про повне ущільнення складових даної системи і, як наслідок, більш досконалу структуру з одночасним підвищенням рівня механічних властивостей порівняно із зразками 1 і 2.

Що стосується залежностей швидкості усадки, то з рис. 4.2, б видно, що вони мають нелінійний характер. В початкові моменти часу швидкість усадки зростає для двох зразків, а при подальшому збільшенні тривалості процесу в моменти часу 20 і 25 с вона різко зменшується, досягаючи мінімальних значень на заключному етапі.

Аналіз отриманих даних свідчить, про те що в процесі гарячого допресовування композицій для зразків 1–4 усадка і її швидкість залежать як від прикладеного тиску, так і тривалості процесу. Це пов'язано із тим, що підвищення тиску призводить до різкого прискорення швидкості усадки в початкові моменти часу. В цьому випадку складові елементи помітно ущільнюються і, як наслідок, усадка в системі різко зростає. Незначна зміна швидкості усадки на заключних етапах процесу свідчить про можливу взаємодію елементів. Розглянемо усадку і її швидкість в інших системах.

Система Ni–Sn. Встановлено, що усадка для зразка 5 (рис. 4.2, в, крива 5) отриманого на основі суміші Ni–47Sn при тиску 100 МПа, порівняно із зразком 1 (рис. 4.2, а, крива 1), отриманого на основі суміші Cu–20Sn в таких самих умовах, має менші значення на усіх етапах процесу. Це пов'язано із тим, що фізико-механічні властивості нікелю і міді суттєво відрізняються. При підвищенні тиску усадка для зразків 6–8 зростає (рис. 4.2, в, криві 6–8), але її абсолютні значення менші, ніж для зразків 2–4 (рис. 4.1, а, криві 2–4).

Швидкість усадки (рис. 4.2, г, криві 5–8) в цьому випадку також має менші значення, хоча їх загальний характер майже не відрізняється від зразків 1–4 (рис. 4.1, б, криві 1–4). Незначні відхилення швидкості усадки від лінійності на заключному етапі гарячого допресовування зразків 7 і 8 вказує на взаємодію нікелю з оловом.

Система Fe–Sn. Виявлено, що під час гарячого допресовування композицій на основі суміші Fe–13,5Sn (мас.%) характер кривих усадки (рис. 4.2, *д*) і її швидкості (рис. 4.2, *е*) подібний до аналогічних кривих для зразків 5–8 (рис. 4.2, *в, з*). Відмінною рисою є лише те, що усадка в першому випадку має трохи більші значення, що пов'язано з фізико-механічними властивостями заліза і нікелю та кількістю рідкої фази. Тим не менш порівняння отриманих залежностей для усадки і її швидкості під час гарячого допресовування композицій 1–12 дає підставу стверджувати, що взаємодія між елементами в досліджуваних системах на різних етапах процесу відбувається по-різному. Це означає, що механізм масопереносу при гарячому пресуванні подвійних сплавів залежить від складу вихідної шихти та присутності рідкої фази.

Сплави Cu–22Ni, Fe–3,6Cu, Fe–15Ni (мас.%). Графічні залежності лінійної усадки l та її швидкості $d\alpha/dt$ наведено на рис. 4.3 [177]. Їх аналіз показує, що лінійна усадка в процесі гарячого допресовування цих композицій (зразки 1–12) є монотонно зростаючою функцією часу (рис. 4.3, *а, в, д*). При збільшенні тиску пресування усадка зростає для усіх зразків. Виявлено, що швидкість усадки для цих композицій в початкові моменти часу зростає (рис. 4.3, *б, з, д*), а на середньому інтервалі процесу навпаки згасає. На заключних етапах процесу швидкість усадки набуває найменших значень. Згасання функцій $d\alpha/dt$ в процесі гарячого допресовування досліджуваних сплавів пов'язано зі зменшенням пористості внаслідок додаткового ущільнення складових системи. Фізичний зміст швидкості усадки для цих зразків такий самий, як і при гарячому допресовуванні зразків, отриманих в попередній системі.

Таким чином, усадка і її швидкість під час гарячого допресування двофазних сплавів суттєво залежить від тиску, тривалості процесу і складу суміші. Збільшення тиску призводить до додаткового ущільнення структурних компонентів, зменшення пористості і, як наслідок, зміни механізмів масопереносу, структури і властивостей сплавів. Відмінність усадки і її швидкості на різних інтервалах процесу вказує на те, що взаємодія між вихідними елементами досліджуваних систем відбувається по-різному. При підвищенні тиску усадка зростає для всіх досліджуваних композицій, але вона відбувається з різною швидкістю. На першій стадії (стадія інтенсивної усадки) рідка фаза в системах Fe–Sn, Ni–Sn і Cu–Sn під дією капілярних сил легко змочує тверді частинки заліза, нікелю і міді, що спричиняється перегрупуванням твердих частинок, зміною механізму масопереносу і, як наслідок, інтенсивною усадкою. При цьому рідка фаза частково розчиняє тверді компоненти

композицій, що призводить до додаткової усадки. В той час як у системах Fe–Ni, Fe–Cu і Cu–Ni, де рідка фаза відсутня, усадка протікає з меншою швидкістю. В цьому випадку взаємодія елементів відбувається не так інтенсивно, як у попередньому випадку. Тому в отриманих зразках слід очікувати пори та інші недоліки, що погіршує їх структуру і властивості порівняно зі зразками у складі яких є рідка фаза.

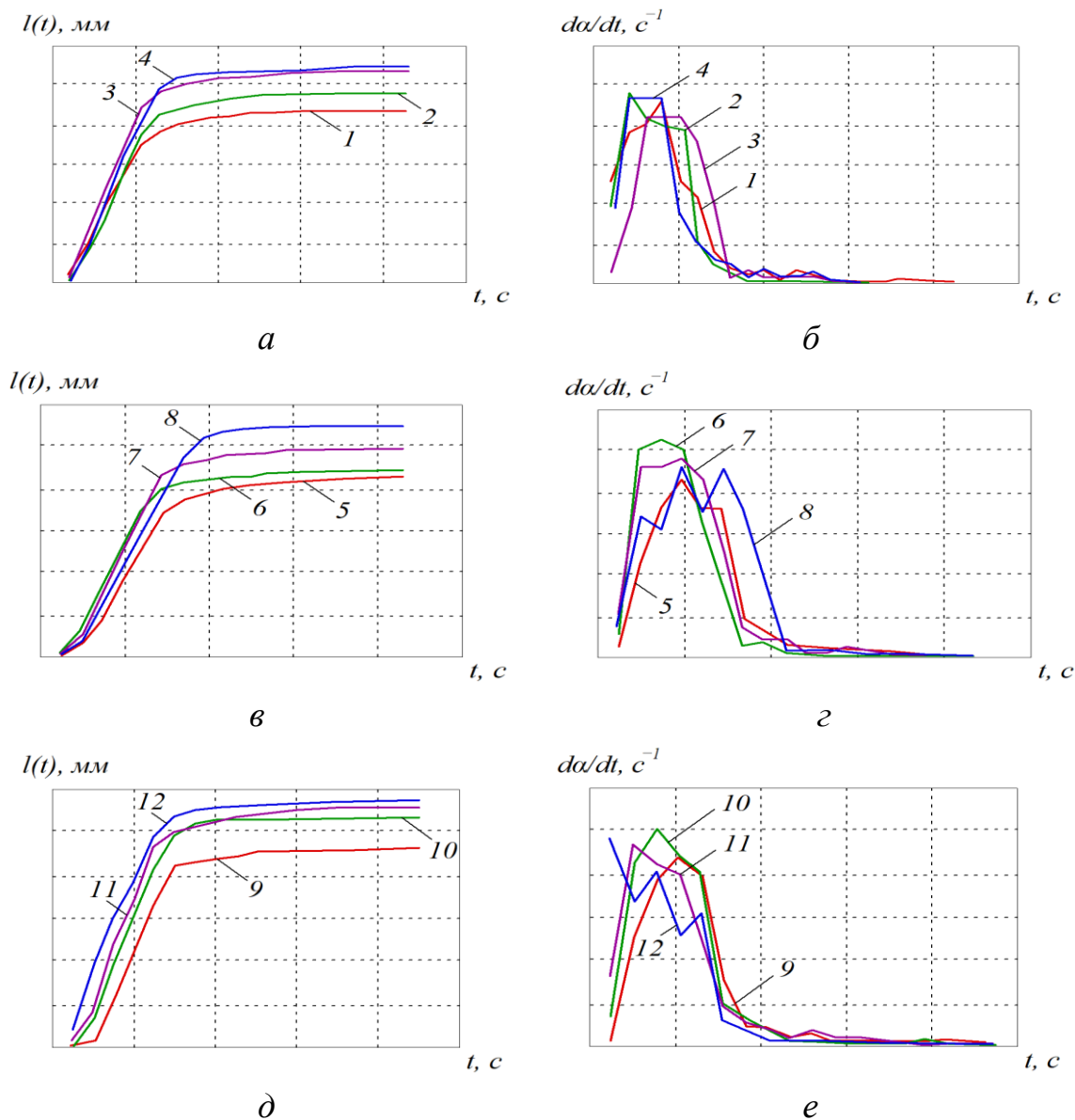


Рисунок 4.3 – Графічні залежності лінійної усадки l (а, в, д) і швидкості відносної усадки $d\alpha/dt$ (б, г, е) при гарячому допресуванні сплавів систем Cu–Ni (а, б), Fe–Cu (в, г) і Fe–Ni (д, е), які спікались в прес-формах за температури 800 °C протягом однієї години: $p = 100$ МПа (зразки 1–4, відповідно криві 1–4); $p = 160$ МПа (зразки 5–8, криві 5–8); $p = 200$ МПа (зразки 9–12, криві 9–12)

У зв'язку з цим нижче розглянемо залежності лінійної усадки і швидкості відносної усадки при гарячому допресуванні потрійних, а також більш складних сплавів, компоненти яких є складовими КАМ.

4.3. Залежності усадки і її швидкості від тиску та тривалості гарячого допресування потрійних металічних систем Cu–Sn–Ni та Fe–Cu–Sn

Потрійні системи Ni–65,31Cu–16,33Sn (мас.%) (зразки 1–4); Fe–35,17Cu–8,80Sn (мас.%) (зразки 5–8). Встановлено (рис. 4.4, а, крива 1), що усадка в процесі гарячого допресування зразка 1 при тиску 100 МПа в інтервалі часу 0...20 с рівномірно зростає від 0 до 4,2 мм, а в моменти часу 20...30 с лінійна усадка зростає із затухаючою швидкістю до значень 4,3 мм [178]. При подальшому збільшенні тривалості процесу усадка досягає стабільних значень.

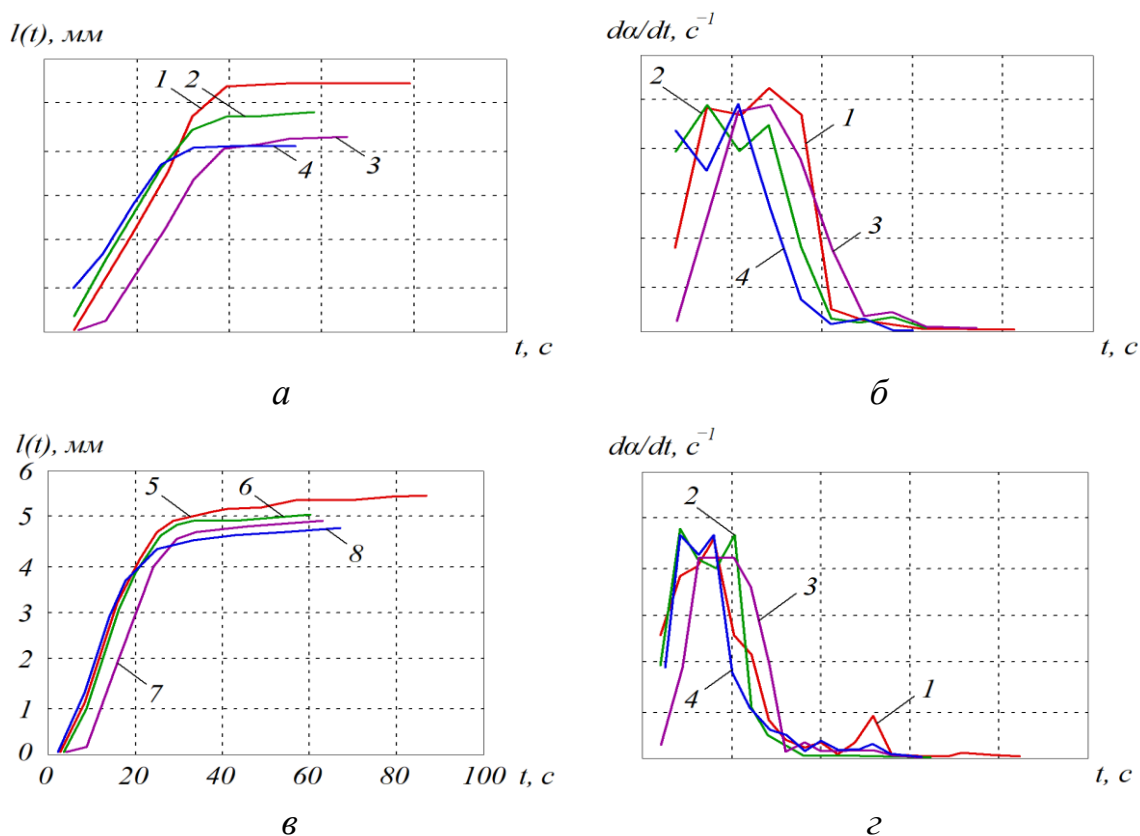


Рисунок 4.4 – Залежності лінійної усадки l (а, в) і швидкості відносної усадки da/dt (б, г) в процесі гарячого допресування сплавів Ni–65,31Cu–16,33Sn (зразки 1–4) і Fe–35,17Cu–8,80Sn (мас.%) (зразки 5–8), які спікались в прес-формах в муфельній печі за температури 800 °С протягом години: 1, 5 – $p = 100$ МПа; 2, 6 – $p = 130$ МПа; 3, 7 – $p = 160$ МПа; 4, 8 – $p = 200$ МПа

Згідно теорії Кінжері [80, 81] маємо двостадійний механізм ущільнення при гарячому пресуванні цього зразка. На стадії інтенсивної усадки рідка фаза (евтектика в системі Cu–Sn) під дією капілярних сил легко змочує тверді частинки нікелю. В результаті відбувається перегрупування твердих частинок і, як наслідок, швидка усадка. В інтервалі процесу 30...60 с, де усадка змінюється незначно, діє механізм розчинення–осадження. На цій стадії евтектична рідина (Cu–Sn) частково розчиняє тверду фазу (частинки нікелю). В такому випадку в системі крім дифузії між елементами відбуваються ще й суто хімічні процеси, які змінюють не лише усадку, але і впливають на структуру і властивості зразка. При підвищенні тиску від 100 до 200 МПа усадка в процесі гарячого допресовування зростає (рис. 4.4, *a*, криві 2–4). Це пов'язано з перерозподілом елементів, зміною механізмів масопереносу і структурно-фазовими перетвореннями внаслідок взаємодії елементів. Швидкість усадки для цих зразків змінюється стрибкоподібно (рис. 4.4, *б*). Зростання швидкості усадки на початковому етапі процесу пов'язано з тим, що прикладений тиск різко ущільнює складові в системах, які підлягали спіканню в прес-формах в муфельній печі за температури 800 °С. На середньому етапі процесу швидкість усадки різко зменшується внаслідок збільшення площі контактів між частинками, а на заключному етапі процесу вона досягає мінімальних значень. При цьому на кривих швидкості усадки спостерігаються відхилення від лінійності. Ці відхилення свідчать про те, що в системах на цьому інтервалі може відбуватися нова взаємодія між елементами. Лише при досить тривалому часі перебування системи під тиском, вона переходять до стабільного стану з мінімальною рухливістю елементів. Загальний характер залежності усадки і її швидкості в системі Fe–35,17Cu–8,80Sn (мас.%) (рис. 4.4, *в, г*) подібний до залежності в системах Ni–65,31Cu–16,33Sn (мас.%) (рис. 4.4, *а, б*). Однак є деякі відмінності. В першому випадку усадка має дещо більші значення, що обумовлено, в першу чергу, складом шихти та кількістю твердої чи рідкої фази. Далі перейдемо до аналізу усадки і її швидкості в процесі гарячого допресовування чистих зв'язок, які використовуються в технології КАМ.

4.4. Аналіз усадки і її швидкості від параметрів гарячого допресовування металічних зв'язок Fe–Cu–Ni–Sn і Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂

Система Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%). Графічні залежності лінійної усадки $l(t)$ під час гарячого допресовування зразків 1–4 наведено на рис. 4.5, *а*;

швидкості усадки $d\alpha/dt$ – на рис. 4.5, б. З цих залежностей випливає, що при збільшенні тиску від 100 до 160 МПа усадка зростає для зразків 1–3 (рис. 4.5, а, криві 1–3) [179, 180].

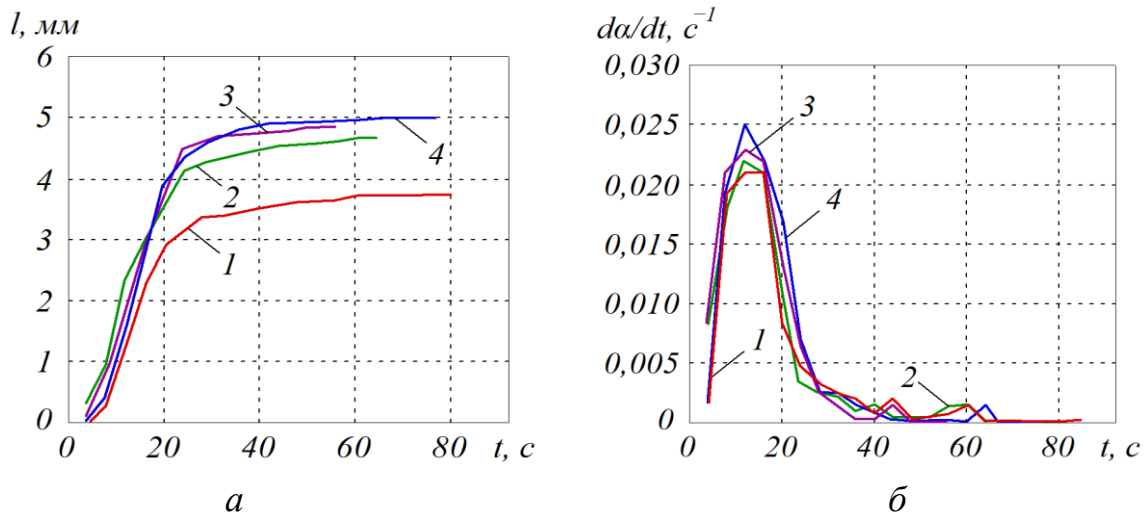


Рисунок 4.5 – Залежності лінійної усадки l (а) і швидкості відносної усадки $d\alpha/dt$ (б) від тривалості гарячого допресовування чотирикомпонентних зв'язок Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%), які спікались в прес-формах в печі за температури 800 °С протягом години:

$p = 100$ МПа (зразок 1, крива 1); $p = 130$ МПа (зразок 2, крива 2);
 $p = 160$ (зразок 3, крива 3); $p = 200$ МПа (зразок 4, крива 4)

При подальшому збільшенні тиску пресування спостерігається незначне збільшення l (рис. 4.5, а, крива 4). Це означає, що в даному випадку в системі відбулося ущільнення складових вихідної суміші, тому подальше збільшення тиску мало впливає на усадку l .

З рис. 4.5, б видно, що залежності швидкості усадки $d\alpha/dt$ зразків 1–4 мають нелінійний характер. Зростання швидкості усадки (рис. 4.5, б) на початковому етапі процесу пов'язане з ущільненням елементів внаслідок збільшення тиску гарячої допресовки. З моменту стабілізації системи на наступних етапах пресування (тривалість термічної обробки складає 15...30 с) швидкість усадки починає зменшуватись. Це пов'язано із тим, що взаємодія рідкої і твердої фаз згасає. Тим не менш ця взаємодія має фізичну і суто хімічну природу і суттєво впливає на структуру та фізико-механічні властивості композиту. На завершальних етапах процесу спостерігається подальше згасання швидкості усадки. Коливання швидкості усадки на цих етапах вказує на можливість дифузійних та хімічних процесів, які обумовлюють фазові

перетворення і структурні зміни [180]. Зображення мікроструктури зразків 1, 3 і 4 наведено на рис. 4.6.

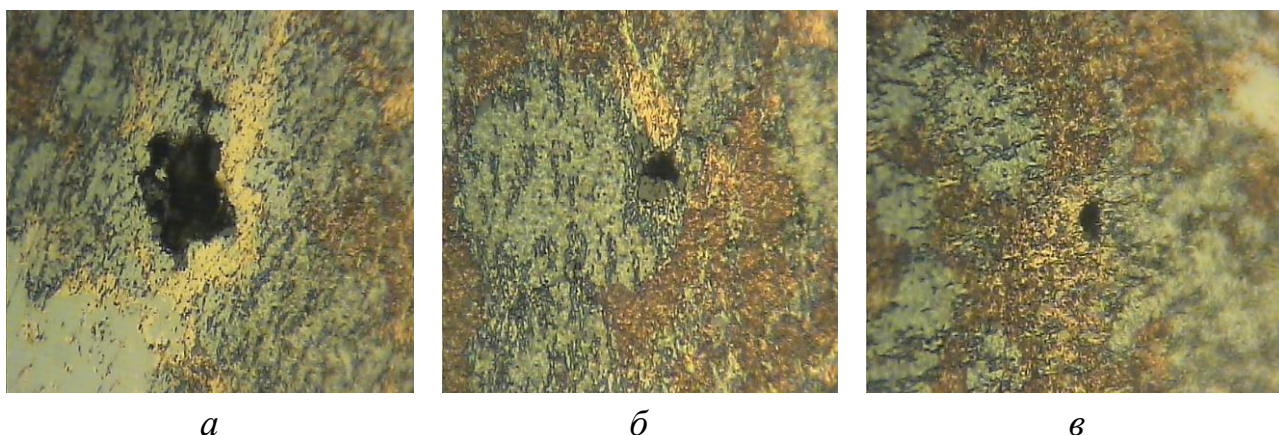


Рисунок 4.6 – Зображення ділянок структури чотирикомпонентних зв’язок Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) ($\times 2000$), отриманих спіканням в прес-формах за температури 800 °С протягом години з наступним гарячим допресовуванням:
 $a - p = 100$ МПа (зразок 1); $б - p = 160$ МПа (зразок 3);
 $в - p = 200$ МПа (зразок 4)

Бачимо, що при збільшенні тиску пресування розміри пор суттєво зменшуються (рис. 4, *a*, *б*, *в*). При цьому структура зразків 3 і 4, які отримано при більшому тиску (160 і 200 МПа), здрібнена і більш однорідна. Поліпшення структури зразків 3 і 4 пов’язано із тим, що збільшення тиску пресування призводить до різкого зростання коефіцієнтів дифузії твердих частинок заліза, міді і нікелю у рідкій фазі Cu–Sn, що сприяє як ущільненню елементів, так і збільшенню густини композиту.

У зв’язку з цим зупинимося дещо детальніше на аналізі залежностей лінійної усадки l і її швидкості da/dt від вмісту чи концентрації (K , мас.%) дибориду хрому (CrB_2) у вихідній шихті під час гарячого допресовуванні даних композицій.

Система Fe–3,36Cu–5,2Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%). Лінійна усадка l нелінійно залежить від відносної концентрації K дибориду хрому у складі вихідної шихти (рис. 4.7).

При збільшенні K від 0 до 2 мас.% значення l зростає для усього діапазону тиску p і тривалості термічної обробки (рис. 4.7, *a*, *б*, криві 1 і 2). Зазначимо, що при незначній кількості CrB_2 тверді компоненти шихти (залізо, нікель і диборид хрому) легко змочуються евтектичною рідиною Cu–Sn. Однак при збільшенні K від 2 до 6 мас.% спостерігається зменшення l .

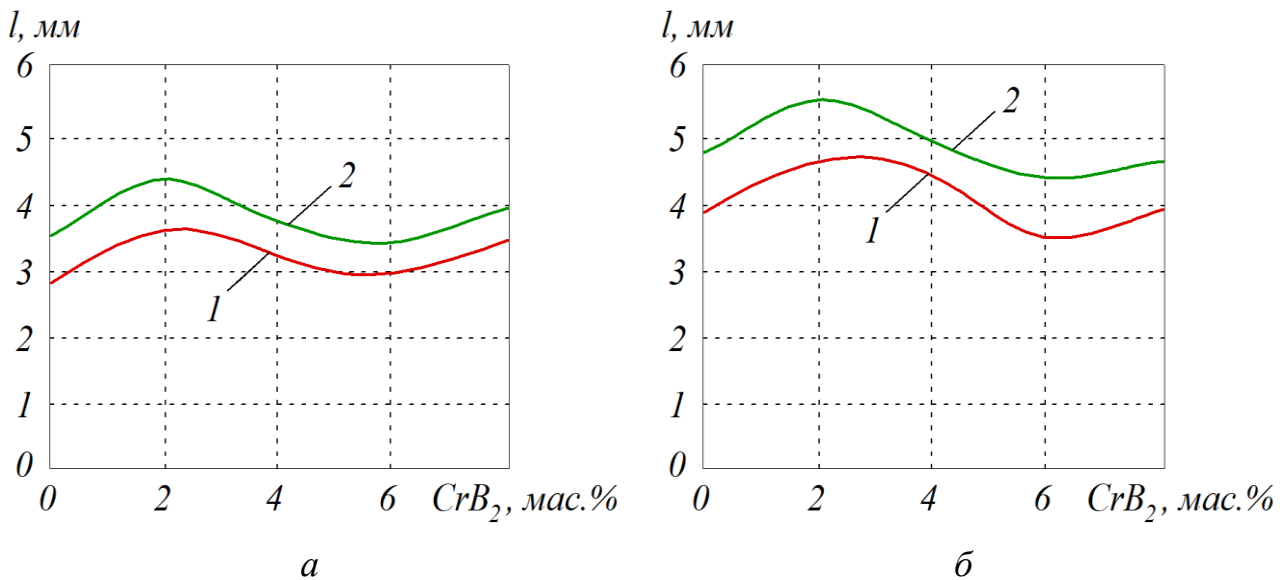


Рисунок 4.7 – Залежності лінійної усадки l від концентрації CrB_2 у вихідній суміші Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) під час гарячого допресовування композицій, які спікались в прес-формах за температури 800 °С протягом години:
 $a - p = 100$ МПа, $1 - t = 20$ с, $2 - t = 40$ с; $b - p = 200$ МПа, $1 - t = 20$ с, $2 - t = 40$ с

Це зумовлено одночасною дією двох факторів: по-перше, CrB_2 тугоплавка сполука з високими значення пружних модулів, що і є причиною зменшення усадки при збільшенні дибориду хрому у складі вихідних речовин; по-друге, за умовами спікання $T = 800$ °С і $p = 100 \dots 200$ МПа в системі досить швидко утворюються тверді розчини на основі $\alpha\text{-Fe}$ і $\gamma\text{-Cu}$ з різним вмістом елементів. При подальшому збільшенні CrB_2 від 6 до 8 мас.% спостерігається незначне зростання l .

Збільшення l в цьому разі можна пояснити подрібненням частинок дибориду хрому, що позитивно впливає на ущільнення вихідних елементів, структуру і властивості композиту.

Результати розрахунків швидкості усадки $d\alpha/dt$, отриманих на основі експериментальних даних лінійної усадки, приведено на рис. 4.8. Видно, що збільшення концентрації CrB_2 у вихідній суміші Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) призводить як до зменшення, так і збільшення $d\alpha/dt$. Мінімум $d\alpha/dt$ (рис. 4.8, a, b , криві 1 і 2) відповідає умові $K = 4$ %.

При збільшенні концентрації CrB_2 від 4 до 6 % відбувається зростання швидкості усадки і її згасання при подальшому збільшенні цього параметру.

Відмітимо, що подібний характер залежностей $d\alpha/dt$ від концентрації CrB_2 у зв'язці спостерігається і для більшого часу (рис. 4.8, $в, г$, криві 1 і 2).

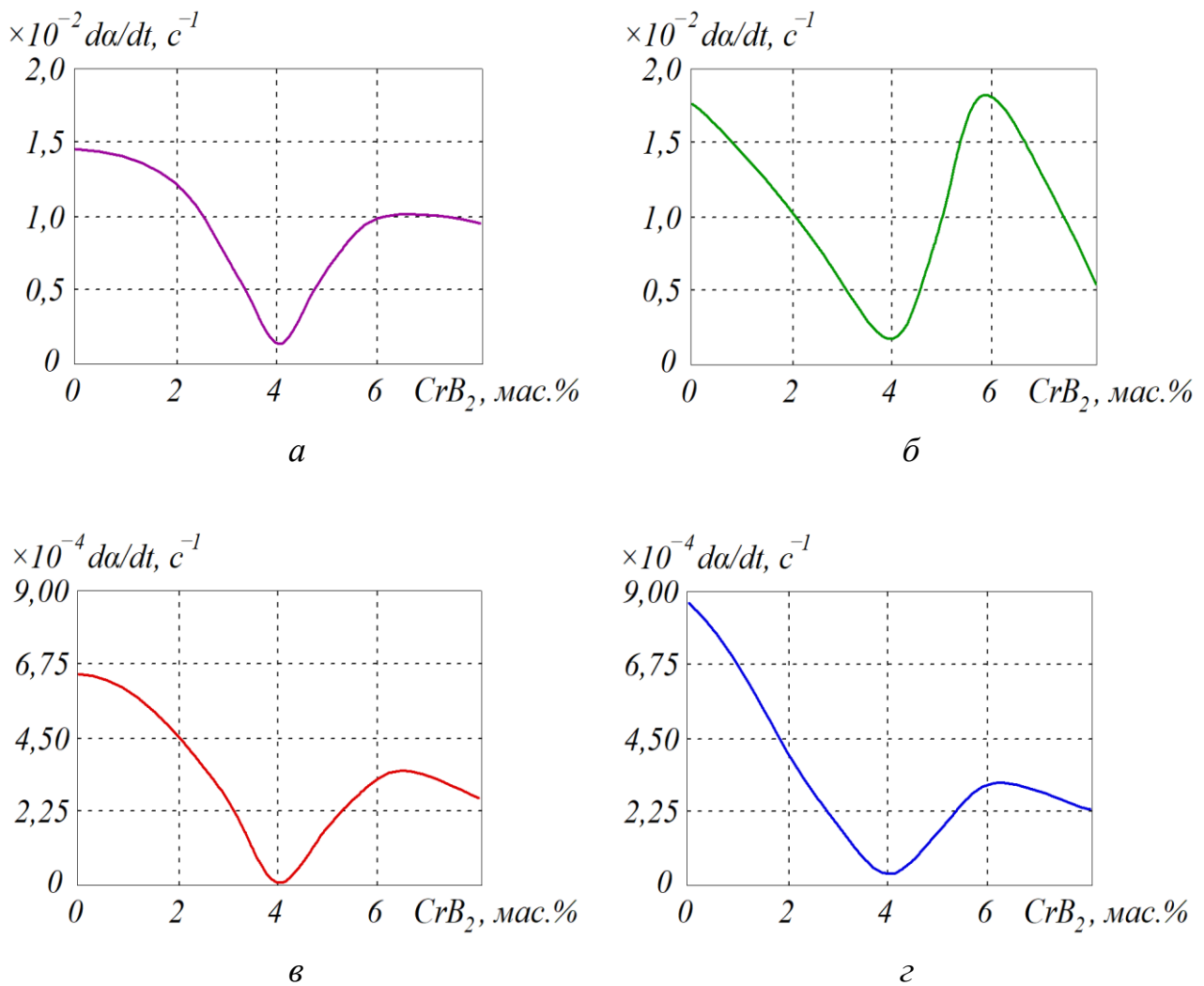


Рисунок 4.8 – Залежності швидкості усадки $d\alpha/dt$ від концентрації CrB_2 у суміші Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) під час гарячого допресовування, які спікались в прес-формах за температури 800 °С протягом години:
a – $p = 100$ МПа, $t = 20$ с; *б* – $p = 200$ МПа, $t = 20$ с; *в* – $p = 100$ МПа, $t = 40$ с;
г – $p = 200$ МПа, $t = 40$ с

Відмінності швидкості усадки зразків пов'язані зі зміною складу і утворенням нових фаз, що було підтверджено результатами рентгеноспектрального аналізу [22, 181].

Характерною особливістю отриманих результатів є те, що положення максимуму усадки (рис. 4.7, *a*, *б*, криві 1 і 2) спостерігається при $K = 2$ % для різних тисків. Це дозволяє вважати, що в цьому разі слід очікувати покращення механічних характеристик сплаву.

Зображення мікроструктури досліджуваних композитів, отриманих на основі цих сумішей, наведено на рис. 4.9.

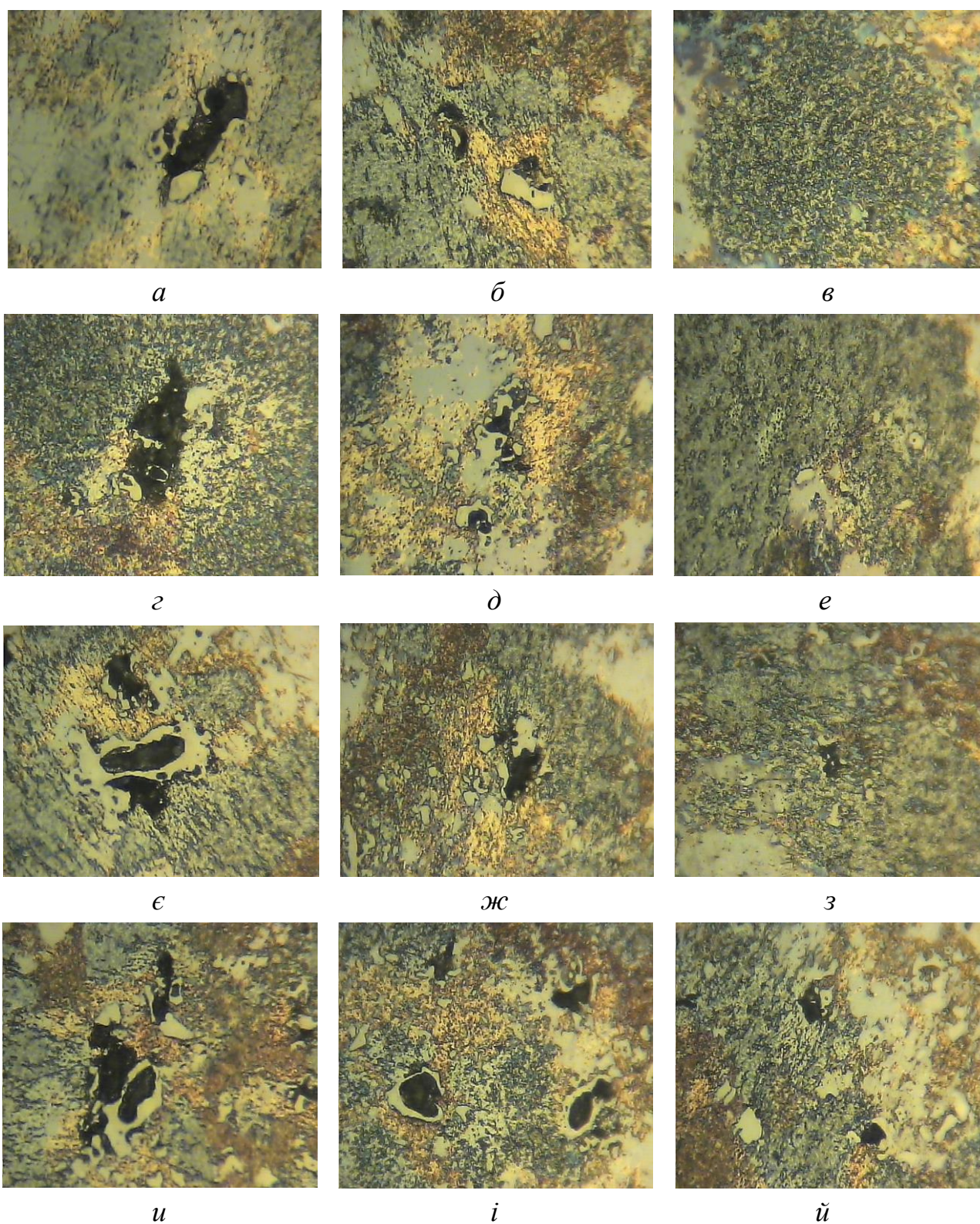


Рисунок 4.9 – Зображення структури зв’язок, отриманих спіканням в прес-формах при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ з гарячим допресовуванням p ($\times 2000$):
a – $p = 100$ МПа (зразок 5); *б* – $p = 160$ МПа (7); *в* – $p = 200$ МПа (8);
г – $p = 100$ МПа (9); *д* – $p = 160$ МПа (11); *е* – $p = 200$ МПа (12);
є – $p = 100$ МПа (13); *ж* – $p = 160$ МПа (15); *з* – $p = 200$ МПа (16);
и – $p = 100$ МПа (17); *і* – $p = 160$ МПа (19); *й* – $p = 200$ МПа (20)

У структурі цих зразків спостерігається об'ємоцентрична кубічна решітка (ОЦК) твердих розчинів на основі α -Fe, твердих розчинів нікелю і заліза в системі Cu–Sn, ГЦК твердих розчинів на основі γ -Cu і γ -Ni, твердих, а також β - і γ - фаз на основі Cu–Sn. Фазовий склад зразків 7, 8, 11, 12, 15, 16, 19 і 20, які отримано при більшому тиску, порівняно із зразками 5, 9, 13 і 17, отриманих при меншому тиску, відрізняється вмістом вихідних елементів у твердих розчинах. Структура зразків 5, 9, 13 і 17, які містять 2, 4, 6 і 8 % CrV₂ у вихідній суміші Fe–32Cu–9Ni–8Sn, отриманих при однаковому тиску 100 МПа, ідентична (рис. 4.9, *a, z, e, u*). В структурі цих зразків спостерігаються як крупні, так і дрібні пори, а також нерівномірний розподіл фаз. При збільшенні тиску пресування розміри пор суттєво зменшуються (рис. 4.9, *b, e, z, y*), структура зразків стає більш однорідною. Характерною особливістю зразка 8, отриманого при концентрації CrV₂ $K = 2$ % (мас.) і максимальному тиску 200 МПа, на відміну від зразків 12, 16 і 20, отриманих при більшій концентрації CrV₂, є відсутність пор. Додавання CrV₂ до складу композиції поліпшує механічні характеристики отриманих зразків. Так твердість зразків 5, 9, 13 і 17 складає 51, 50, 50, 50 відносних одиниць порівняно з 48 відносних одиниць для зразка 1, що не вміщує в складі вихідних речовин дибориду хрому. Такий самий вплив чинить CrV₂ і на зразки, отримані при більшому тиску. Так, твердість зразків 7, 8, отриманих при тиску 160 і 200 МПа, складає 50 і 52 відносних одиниць порівняно з 51 для зразка 5, отриманого при $p = 100$ МПа. У зразках 9, 11, 12 і 17, 19, 20, отриманих за аналогічних умов гарячої допресовки, спостерігається незначне підвищення твердості.

Отже при введенні до складу вихідної шихти 2 мас.% CrV₂ виявлено, що під час гарячого допресовування такої композиції усадка та її швидкість змінилися порівняно з відповідними параметрами чотирікомпонентної композиції. Це пов'язано з тим, що введення дибориду хрому до складу композиції сприяло активації процесу. Особливість отриманих результатів полягає в тому, що максимума швидкості усадки в цьому разі зсунуті в бік меншого часу і це є результатом взаємодії дибориду хрому з елементами системи. Зниження швидкості усадки і незначне її коливання на завершальному етапі процесу засвідчують, що система з метастабільного стану перейшла до стабільного. Встановлено, що при збільшенні у складі шихти концентрації CrV₂ від 2 до 6 % усадка зменшується для всього діапазону тиску і тривалості процесу, що зумовлено властивостями CrV₂, збільшенням твердої фази та зменшенням рідкої, а також змінами елементного складу. У зв'язку з цим зупинимося дещо детальніше на аналізі кінетики усадки в процесі одержання КАМ.

4.5. Залежності усадки і її швидкості від тиску та часу гарячого допресовування композицій алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn і алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂

Аналіз отриманої залежності (рис. 4.10, *a*, крива 1) [182–185] за теорією Кінжері [17, 18] дає можливість зробити висновок, що механізм ущільнення металевої зв'язки складу 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) (зразок 1) під час її гарячого допресовування за температури 800 °C і тиску 100 МПа двостадійний. На першій стадії (стадія інтенсивної усадки) евтектична рідина в системі Cu–Sn–Ni під дією капілярних сил легко змочує тверді частинки заліза, що спричиняє перегрупування вихідних речовин і, як наслідок, інтенсивну усадку. На другій стадії в моменти часу 30...70 с (рис. 4.10, *a*) евтектична рідина частково розчиняє тверду фазу (частинки заліза). Тому тут усадка відбувається із затухаючою швидкістю (рис. 4.10, *б*). Отримані результати дають можливість стверджувати, що в моменти часу 30...70 с гарячого допресовування композиції діє механізм розширення-осадження. З підвищенням тиску від 100 до 160 МПа усадка під час гарячого допресовування композиції зростає (рис. 4.10, *a*, криві 1–3). З подальшим збільшенням тиску спостерігається збіг кривих усадки (криві 3 і 4). Це означає, що в системі відбулося повне ущільнення компонентів, тому подальше підвищення тиску вже мало впливає на усадку. Положення основного максимуму швидкості усадки на початковому етапі процесу чітко вказує на перегрупування твердих частинок заліза у рідкій фазі внаслідок впливу тиску. Водночас слабкі піки в інтервалі часу 40...70 с (рис. 4.10, *б*) вказують на можливу взаємодію елементів. Зауважимо, що ця взаємодія може мати як фізичну, так і суто хімічну природу та по-різному впливати на структуру і властивості сплаву (зв'язки). Зі збільшенням тривалості процесу швидкість усадки досягає мінімальних значень, що вказує на повне ущільнення компонентів системи.

Експериментальні результати лінійної усадки і її швидкості від тиску та тривалості гарячого допресовування алмазовмісної композиції з металевої зв'язки 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%), наведено на рис. 4.10, *в, г*. Видно (рис. 4.10, *в*) багатоступеневе зростання усадки під час гарячого допресовування цієї композиції (зразок 5) за тиску 100 МПа, що вказує на складний характер механізму масопереносу порівняно з двостадійним механізмом масопереносу для чистої зв'язки (рис. 4.10, *a*). Графіки залежності швидкості усадки від тривалості гарячого допресовування на заключних етапах процесу мають суто стрибкоподібний вигляд (рис. 4.10, *г*), при цьому спостерігається велика кількість як великих, так і малих піків.

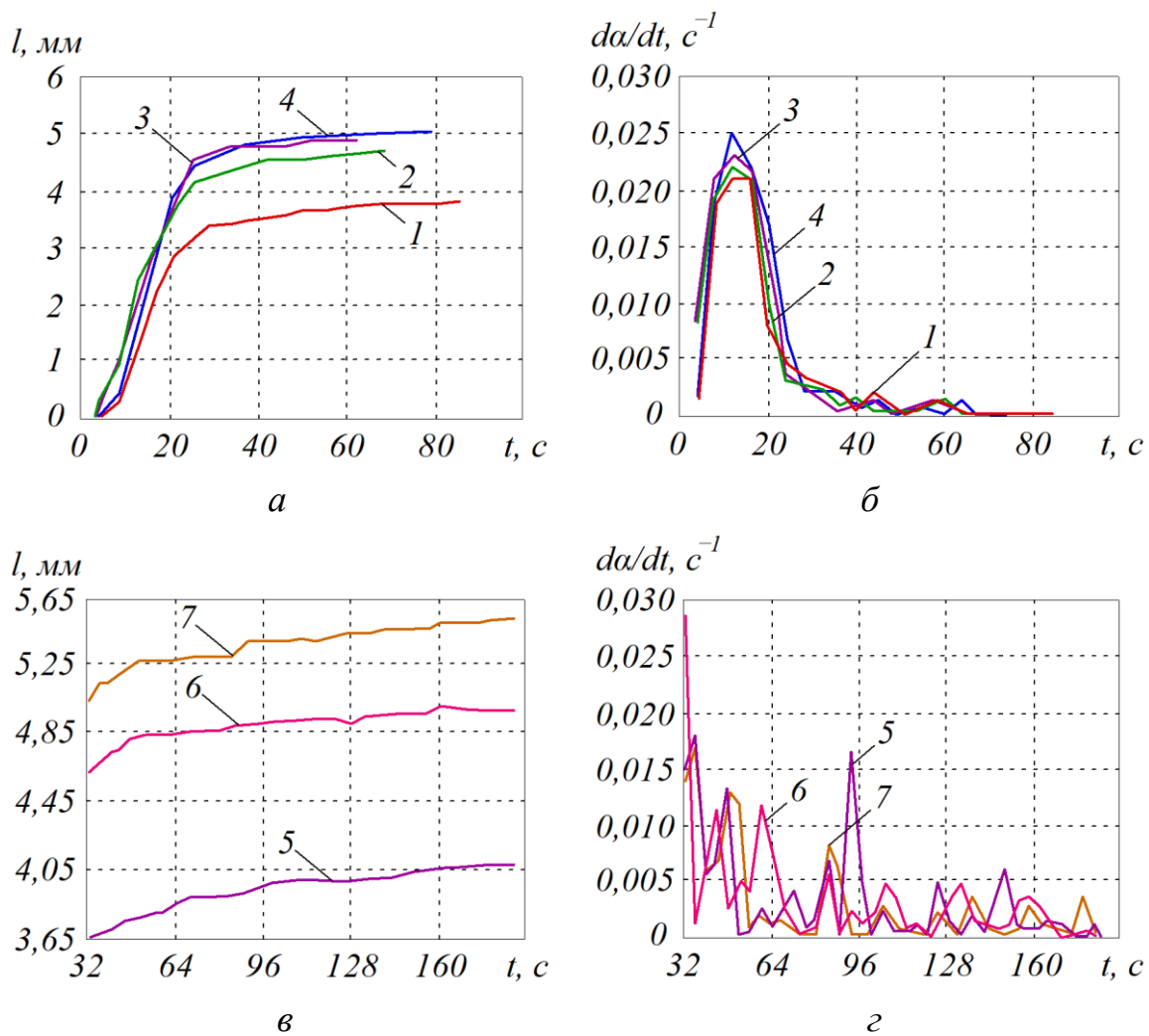


Рисунок 4.10 – Графічні залежності лінійної усадки l (а, в) і швидкості відносної усадки $d\alpha/dt$ (б, г) від тривалості гарячого допресовування металевої зв'язки 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) (а, б) та алмазовмісної композиції алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) (в, г), які спікались в прес-формах в печі SNOL 72/100 за температури 800 °С впродовж 1 години:

$p = 100$ МПа (1, 5); $p = 130$ МПа (2); $p = 160$ МПа (3, б); $p = 200$ МПа (4, 7);
 1 – зразок 1; 2 – зразок 2; 3 – зразок 3; 4 – зразок 4; 5 – зразок 5;
 б – зразок 6; 7 – зразок 7

Порівняння одержаних результатів чітко показує, що введення алмазів до складу металевої зв'язки змінює механізми масопереносу та дещо збільшує усадку, а отже, додатково ущільнює її складники. Це означає, що алмази під час гарячого допресовування композиції взаємодіють з компонентами матриці, що впливає на структуру та властивості КАМ. Лише за досить тривалого (не менше 180 с) часу швидкість усадки набуває мінімальних значень, що вказує на повне ущільнення складників цієї системи та її стабільний стан в цьому інтервалі

процесу. Усадка зразків 6 і 7 (рис. 4.10, *в*, криві 6 і 7) зростає порівняно з усадкою зразка 5, отриманого за меншого тиску. Це означає, що підвищення тиску від 100 до 200 МПа призводить до зменшення залишкової пористості і, як наслідок, до поліпшення структури та властивостей КАМ.

Що стосується швидкості усадки під час гарячого допресовування цих композицій за більшого тиску, то вона зменшується (рис. 4.10, *г*, криві 6 і 7), а також тут система швидше переходить до стану з мінімальною рухливістю твердих компонентів, внаслідок чого відбувається зсув максимумів швидкості усадки в інтервали меншого часу.

Кінетика усадки систем 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2%CrB₂ (мас.%) і алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%). Експериментальні результати залежності лінійної усадки і її швидкості від тривалості гарячого допресовування композиції (металевої зв'язки) 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (мас.%) наведено на рис. 4.11, *а, б* [186–189]. Видно (рис. 4.11, *а*), що в початкові моменти часу усадка для зразка 8 лінійно зростає (стадія інтенсивної усадки), що пов'язано, в першу чергу, з ущільненням твердих компонентів під дією прикладеного тиску. На наступному етапі процесу в інтервалі часу 20...80 с спостерігається подальше зростання усадки. Зауважимо, що тут зростання усадки не таке потужне як на попередньому етапі, але в кінцевому підсумку її вплив більшою мірою позначається на структурі і властивостях КАМ. Згідно теорії Кінжері можна зробити висновок, що механізм ущільнення металевої зв'язки під час її гарячого допресовування двостадійний. На першій стадії евтектична рідина в системі Cu–Sn–Ni під дією капілярних сил легко змочує тверді частинки заліза і дибориду хрому, що спричиняє їх перегрупування і, як наслідок, інтенсивну усадку. На другій стадії в моменти часу 20...80 с евтектична рідина частково розчиняє тверді частинки заліза і дибориду хрому, що спричиняє додаткове їх ущільнення. Крім цього, в системі Cu–Sn за температури ≥ 500 °C утворюються β -, γ -, δ -, ε - фази, що супроводжується розширенням сплаву, а в системі Ni–Sn в інтервалі температури 760...800 °C має місце ще й термічний ефект з утворенням Ni₃Sn та Ni₃Sn₄ [190, 191]. Усе це свідчить, що на цьому етапі процесу діє механізм розширення-осадження. З підвищенням тиску від 100 до 160 МПа під час гарячого допресовування композиції (зразки 9 і 10) усадка зростає (рис. 4.11, *а*, криві 2 і 3). З подальшим збільшенням тиску спостерігається збіг кривих усадки (рис. 4.11, *а*, криві 3 і 4). Це означає, що в системі відбулося повне ущільнення компонентів, тому подальше підвищення тиску вже мало впливає на усадку. Положення основного максимуму швидкості усадки на початковому етапі процесу (рис. 4.11, *б*) чітко

вказує на перегрупування твердих компонентів у рідкій фазі внаслідок впливу тиску. Водночас слабкі піки в інтервалі часу 20...80 с (рис. 4.11, б) вказують на можливу взаємодію елементів. Лише при досить тривалому (не менше 80 с) часі швидкість усадки досягає мінімальних значень, що вказує на повне ущільнення компонентів системи. Видно (рис. 4.11, в) багатоступеневе зростання усадки під час гарячого допресовування композиції алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (зразок 12) за тиску 100 МПа, що вказує на складний характер механізму масопереносу порівняно з двостадійним механізмом масопереносу для чистої зв'язки (рис. 4.11, а).

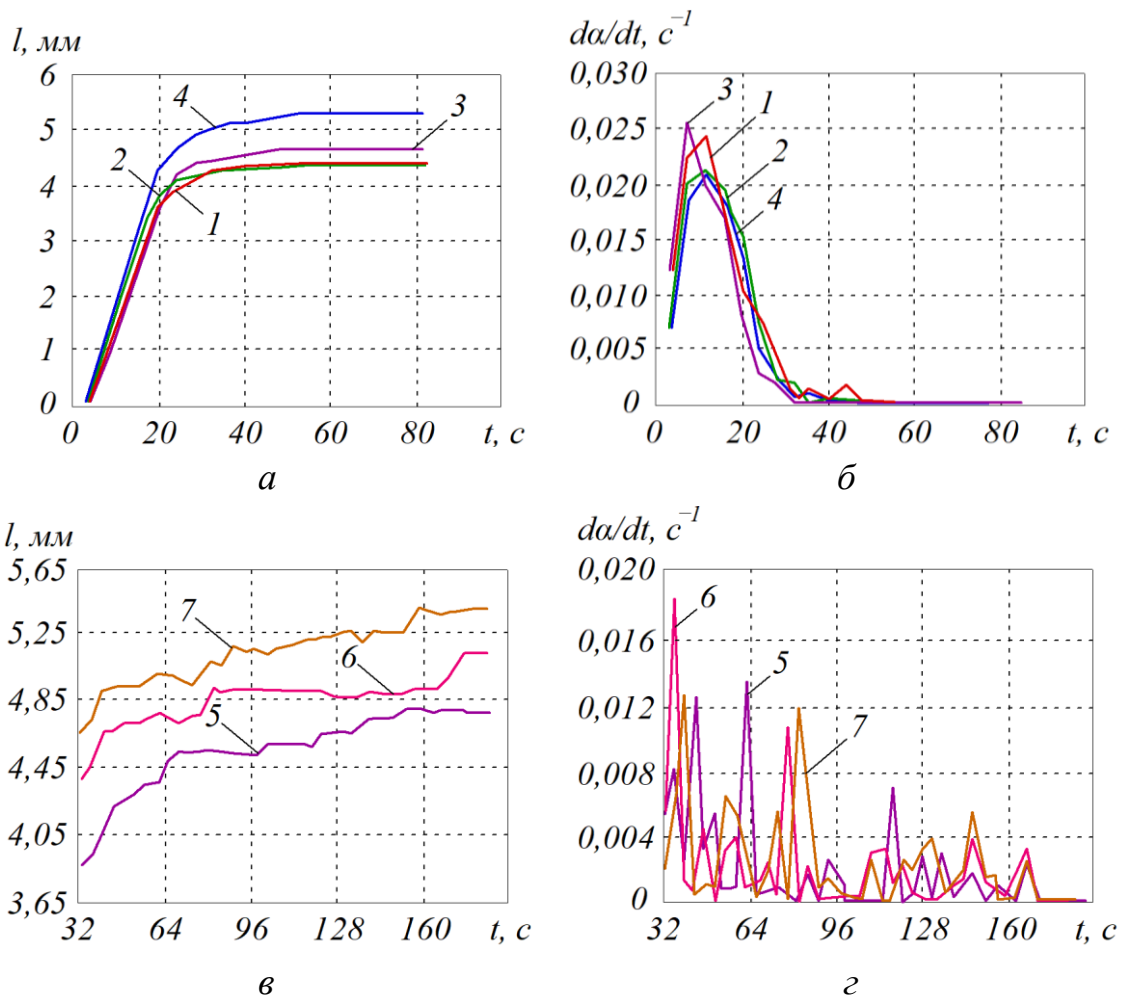


Рисунок 4.11 – Графічні залежності лінійної усадки l (а, в) і швидкості відносної усадки da/dt (б, з) від тривалості гарячого допресовування металевої зв'язки 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (а, б) та алмазовмісної композиції алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (в, з):
 $p = 100$ МПа (1, 5); $p = 130$ МПа (2); $p = 160$ МПа (3, б); $p = 200$ МПа (4, 7);
 1 – зразок 8; 2 – зразок 9; 3 – зразок 10; 4 – зразок 11; 5 – зразок 12;
 б – зразок 13; 7 – зразок 14

Графіки залежності швидкості усадки від тривалості гарячого допресовування на заключних етапах процесу мають суто стрибкоподібний характер (рис. 4.11, *з*), при цьому спостерігають велику кількість як великих, так і малих піків. Порівняння одержаних результатів чітко показує, що введення алмазів до складу металевої зв'язки змінює механізм масопереносу та дещо збільшує усадку, а отже, додатково ущільнює її складники. Це означає, що алмази під час гарячого допресовування композиції взаємодіють з компонентами матриці, що впливає на структуру та властивості КАМ. Лише за досить тривалого (не менше 180 с) часу швидкість усадки набуває мінімальних значень, що вказує на повне ущільнення складників цієї системи та її стабільний стан в цьому інтервалі процесу. Усадка зразків 13 і 14 (рис. 4.11, *а*, криві 6 і 7) зростає порівняно з усадкою зразка 5, отриманого при меншому тиску. Це показує, що підвищення тиску від 100 до 200 МПа призводить до зменшення залишкової пористості і, як наслідок, до поліпшення структури та властивостей КАМ. Що стосується швидкості усадки під час гарячого допресовування цих композицій за більшого тиску, то тут спостерігається зсув максимумів швидкості усадки в інтервали меншого часу (рис. 4.11, *з*, криві 6 і 7), внаслідок чого система швидше переходить до стабільного стану. Виявлено, що усадка і її швидкість залежать від концентрації алмазів. Зі збільшенням відносної концентрації алмазів з 35 до 125 % у композиції під час її гарячого допресовування спостерігається додаткове ущільнення твердих компонентів, що спричиняє збільшення усадки. Лише за збільшення концентрації алмазів від 125 до 200 % усадка припиняється. У цьому разі алмазні зерна контактують між собою, що є причиною припинення усадки. Отже, залежності швидкості усадки в розглянутій системі відрізняються, що є результатом взаємодії елементів, які по-різному впливає на структуру і властивості КАМ. У зв'язку з цим проаналізуємо поведінку цієї системи за допомогою кінетичного аналізу і спробуємо з'ясувати, що корисного для КАМ і технології їх отримання може дати здобута інформація.

Система алмаз–48,96Fe–30,72Cu–8,64Ni–7,68Sn–4,0CrB₂ (мас.%) (зразки 7–9). Лінійна усадка для зразка 7 (рис. 4.12, *а*, крива 7), отриманого при тиску 100 МПа, трохи зменшилась порівняно з лінійною усадкою для зразка 4 (рис. 4.11, *а*, крива 4). Це можна пояснити тим, що CrB₂ тугоплавка сполука з високими значення пружних модулів, що і є причиною зменшення усадки при збільшенні дибориду хрому у складі вихідних речовин. Значення швидкості усадки в цьому випадку змінюється незначно (рис. 4.12, *б* і 4.11, *б*, криві 7 і 4). В умовах тиску 160 МПа усадка для зразка 8 на відміну від зразка 7 зростає (рис. 4.12, *а*, криві 8 і 7).

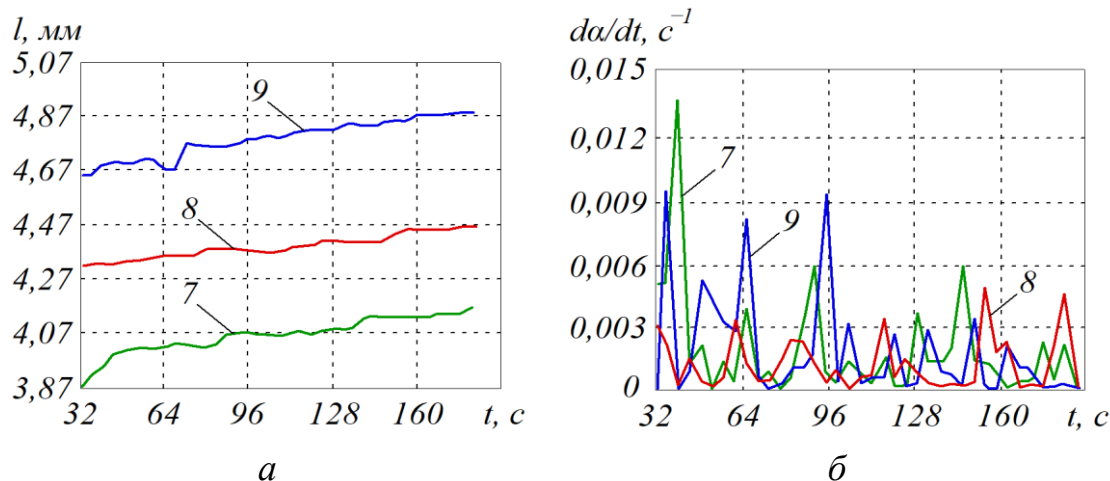


Рисунок 4.12 – Те саме, що на рис. 4.11 для зразків 7–9 при $p = 100$ МПа (зразок 7), $p = 160$ МПа (зразок 8), $p = 200$ МПа (зразок 9)

Швидкість усадки в цьому випадку навпаки зменшується. Так, зокрема, швидкість усадки на початкових етапах для зразка 8 у двічі менша, ніж для зразка 7 (рис. 4.12, б, криві 8 і 7), а її максимуми зсунуті в інтервали більшого часу. Це означає, що в умовах гарячого пресування зразка 8 на завершальному етапі процесу відбуваються істотні структурні зміни. При подальшому підвищенні тиску усадка зростає (рис. 4.12, а, крива 9) із прискореною швидкістю (рис. 4.12, б, крива 9). Максимуми швидкості усадки в цьому разі зсунуті в інтервали меншого часу. Суттєве зменшення швидкості усадки на завершальному етапі і її незначні зміни вказують на те, що система перейшла до стабільного стану. З отриманих даних випливає, що зміна складу вихідної суміші і p - t умов гарячого допресування впливає на кінетику усадки.

Система алмаз–47,94Fe–30,08Cu–8,46Ni–7,52Sn–6,0CrB₂ (мас.%) (зразки 10–12). Встановлено (рис. 4.13, а, крива 10), що при тиску 100 МПа для зразка 10 усадка в різних інтервалах процесу змінюється не однаково, зокрема, в інтервалах часу 32...48 с і 100...110 с усадка змінюється значніше.

Положення максимумів та загальний характер залежності швидкості усадки для цього зразка (рис. 4.13, б, крива 10) помітно відрізняється від аналогічної залежності як для зразків 4 і 7, що вміщують меншу кількість дибориду хрому. Збільшення тиску від 100 до 160 МПа обумовлює зростання як усадки (рис. 4.13, а, крива 11), так і її швидкості (рис. 4.13, б, крива 11) під час гарячого допресування композиції 11. Відсутність максимумів на кривій швидкості усадки на заключних етапах процесу свідчить про те, що підвищення тиску призводить до активації процесу та переходу системи. Збільшення усадки (рис. 4.13, а, крива 12) і положення максимумів на залежності швидкості усадки

(рис. 4.13, б, крива 12) на заключному етапі процесу для зразка 12 та порівняння їх з аналогічними параметрами для зразків 10 і 11 свідчить про те, що подальше підвищення тиску продовжує ущільнювати складові в системі, що позитивно впливає на структуру і властивості таких композитів. Отже, одержані результати свідчать про те, що введення дибориду хрому до складу вихідної шихти (алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) приводить до активації процесу спікання, зміни усадки і її швидкості. Усе це означає, що взаємодія між елементами в процесі гарячої допресовки алмазовмісних композицій відбувається по-різному і залежить як від складу вихідних речовин, так і технологічних режимів даного процесу.

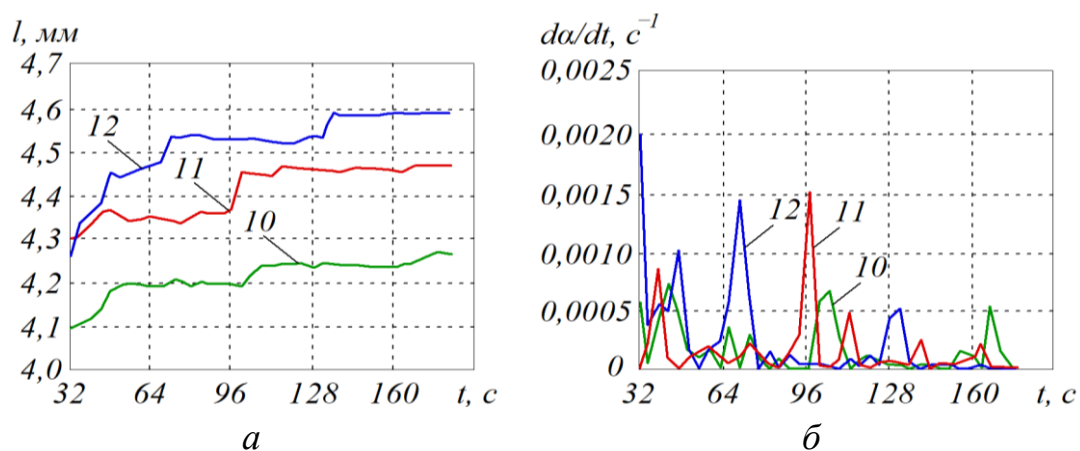


Рисунок 4.13 – Те саме, що на рис. 4.11 для зразків 10–12 при $p = 100$ МПа (зразок 10), $p = 160$ МПа (зразок 11), $p = 200$ МПа (зразок 12)

У зв'язку з цим, продовжимо досліджувати вплив зміни складу вихідних речовин на кінетику усадки в процесі одержання КАМ.

Система алмаз–46,92Fe–29,44Cu–8,28Ni–7,36Sn–8,0CrB₂ (мас.%) (зразки 13–15). Залежності лінійної усадки і швидкості відносної усадки під час гарячого допресування зразків, отриманих на основі даної суміші, наведено на рис. 4.14. Порівняння отриманих залежностей (рис. 4.14 і 4.13) показало, що під час гарячого допресування композицій 13 і 14 при тиску 100 і 160 МПа усадка практично не змінилася від усадки для зразків 10 і 11. Швидкість усадки для цих зразків змінюється незначно (рис. 4.14, б, криві 13 і 14). Однак при збільшенні тиску від 160 до 200 МПа спостерігається зростання усадки (рис. 4.14, а, крива 15) і її швидкості (рис. 4.14, б, крива 15). Ця обставина має однозначне пояснення, пов'язане із активацією процесу спікання, різким зростанням коефіцієнтів дифузії як у фазах, так і на границях фаз, та збільшенням густини матеріалу [192], що і є причиною поліпшення структури таких композитів.

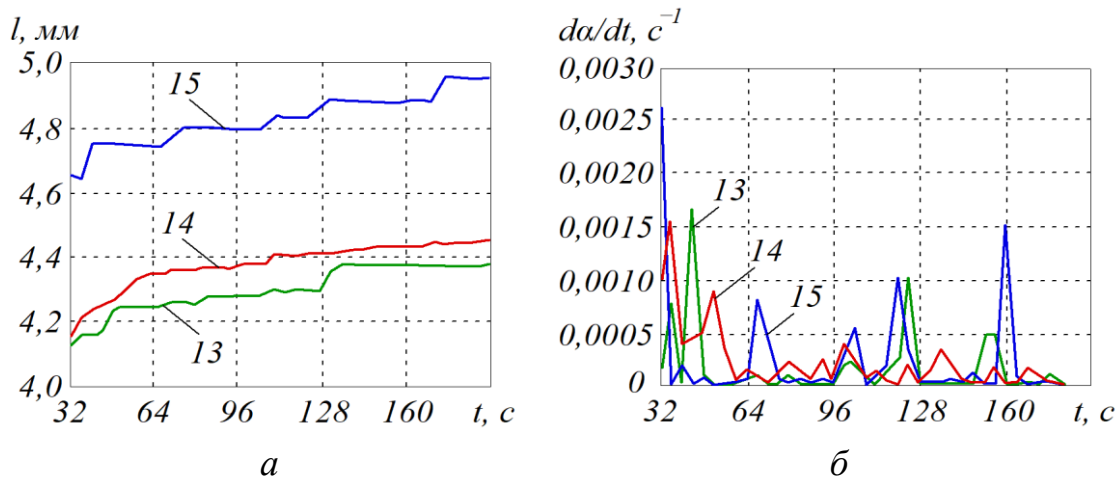


Рисунок 4.14 – Те саме, що на рис. 4.10 для зразків 13–15 при $p = 100$ МПа (зразок 13), $p = 160$ МПа (зразок 14), $p = 200$ МПа (зразок 15)

Таким чином, відмінності усадки і наявність піків швидкості усадки свідчить про те, що фазовий склад, структура та властивості досліджуваних зразків різні. Так, зокрема, в [1, 181] було встановлено, що структура зразків (1–3), отриманих на основі шихти серійного виробництва, складається із ОЦК твердих розчинів на основі α -Fe, ГЦК твердих розчинів на основі γ_{Cu} , твердого розчину нікелю і заліза в системі Cu–Sn і θ – фази на основі нікелю і олова. В той час як структура зразків 4–15, що містять у складі вихідних речовин добавки дибориду хрому, додатково складається із твердого розчину (Cr, Fe, Ni) (Cu, Sn) чи (або) суміші трьох твердих розчинів $\alpha_{\text{Cr}}-\gamma_{\text{Cu}}-\gamma_{\text{Ni}}$, та твердого розчину на основі дибориду хрому.

При спіканні зразків 5, 6, 11, 14, отриманих при більших значеннях тиску (160 МПа), утворюються ще β - і γ -фази на основі подвійних сполук Cu–Sn. Фазовий склад зразків 6, 9, 12 і 15, отриманих при тиску 200 МПа, аналогічний складу зразків 5, 8, 11 і 13, отриманих при тиску 160 МПа, і відрізняється лише вмістом елементів в твердих розчинах.

Отримані результати свідчать про те, що дозволене введення CrB_2 до складу шихти активує процес і сприяє усадці. При цьому максимуми швидкості усадки зміщені в бік меншого часового інтервалу порівняно зі зразками КАМ, отриманими при меншій концентрації CrB_2 . Це означає, що введення CrB_2 до складу вихідної шихти істотно впливає на кінетику усадки, взаємодію елементів, структуру і властивості КАМ.

Для розуміння механізму поліпшення структури і механічних властивостей КАМ необхідно детально вивчити вплив концентрації алмазів на кінетику усадки.

4.6. Вплив концентрації алмазів та параметрів гарячого допресовування на кінетику усадки композицій алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂

Досліджували лінійну усадку l і швидкість відносної усадки $d\alpha/dt$ під час гарячого допресовування композицій, які були отримані на основі суміші Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (зразок 1) при різній концентрації алмазів спіканням в прес-формах в муфельній печі за температури 800 °C протягом години при постійному тиску 160 МПа [193–195]. Алмазовмісні суміші для зразків 2–9 одержували за рахунок додавання у порошкову суміш алмазного порошку відповідно масою 0,88; 1,54; 2,2; 3,3; 5,5; 6,6; 7,7; і 8,8 каратів на один зразок, що відповідає концентрації алмазів в композиті відповідно 20 %; 35 %; 50 %; 75 %; 125 %; 150 %; 175 % і 200 %, і змішували з використанням гліцерину до потрібної якості без застосування розмельних куль. При цьому відповідні наважки зменшували на величину маси алмазів.

Встановлено, що висота досліджуваних зразків 1–9 після спікання в муфельній печі мала трохи більші значення від висоти відповідних брикетів, отриманих холодним пресуванням при тиску 100 МПа. Це пов'язано із тим, що в системі Cu–Sn за температури ≥ 500 °C внаслідок дифузії олова в міді утворюються β -, γ -, δ - і ϵ -фази, які супроводжуються розширенням [190, 191]. Слід відзначити, що в літературі відсутні дані про залежність усадки і її швидкості при гарячому пресуванні досліджуваних систем. Це пов'язано із тим, що аналіз таких систем сильно ускладнюється взаємним впливом заліза, міді, нікелю, олова, дибориду хрому та зерен алмаза.

У зв'язку з цим, зупинимося спочатку на аналізі кінетики усадки в системі, яка не містить у складі частинок алмаза, а далі перейдемо до аналізу систем з добавками алмазних зерен.

На рис. 4.15 (крива 1) наведено експериментальні результати залежностей лінійної усадки l для зразка 1, отриманого на основі вихідної суміші Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формі в муфельній печі за температури 800 °C протягом години з наступним гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа. Видно, що усадка в інтервалі процесу 0...20 с рівномірно зростає від 0 до 3,3 мм, а в інтервалі 20...32 с – зростання згасає.

При подальшому збільшенні часу усадка змінюється несуттєво. Однак на цьому інтервалі спостерігаються деякі відхилення значень усадки від лінійності. Без урахування цих відхилень згідно теорії Кінжері [80, 81] можна зробити висновок, що механізм ущільнення при гарячому пресуванні зразка 1 двостадійний.

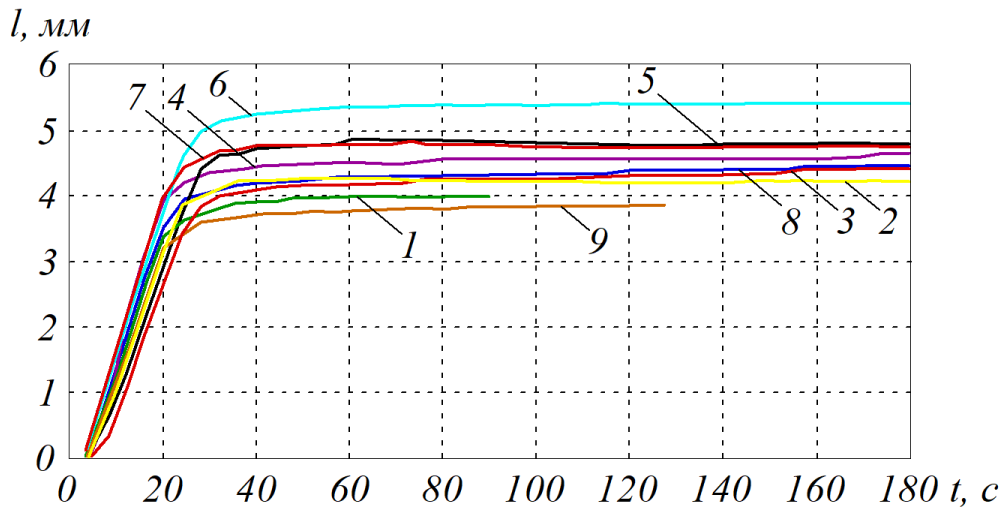


Рисунок 4.15 – Залежності лінійної усадки в процесі гарячого допресовування композицій, які спікались в прес-формі в муфельній печі за температури 800 °С протягом години на основі суміші Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) з різною концентрацією алмазів K , %:

- 1 – $K = 0$ (зразок 1); 2 – $K = 20$ (зразок 2); 3 – $K = 35$ (зразок 3);
 4 – $K = 50$ (зразок 4); 5 – $K = 75$ (зразок 5); 6 – $K = 125$ (зразок 6);
 7 – $K = 150$ (зразок 7); 8 – $K = 175$ (зразок 8); 9 – $K = 200$ (зразок 9)

На стадії інтенсивної усадки рідка фаза під дією капілярних сил легко змочує тверді частинки заліза, нікелю та дибориду хрому, що спричиняє їх перегрупування і, як наслідок, швидку усадку.

В інтервалі процесу 32...180 с, де має місце незначна зміна усадки, діє механізм розчинення-осадження.

На цій стадії евтектика в системі Cu–Sn частково розчиняє тверду фазу. Це означає, що в системі на цій стадії паралельно дифузії між елементами відбуваються і хімічні процеси, які можуть впливати на усадку, структуру і властивості матеріалу.

У зв'язку з цим зупинимося детальніше на аналізі швидкості усадки da/dt під час гарячого допресовування даної композиції.

Аналіз рис. 4.16, а (крива 1) показує, що криві швидкості усадки під час гарячого допресовування композиції 1 має нелінійних характер, при цьому спостерігаються як сильні, так і слабкі піки.

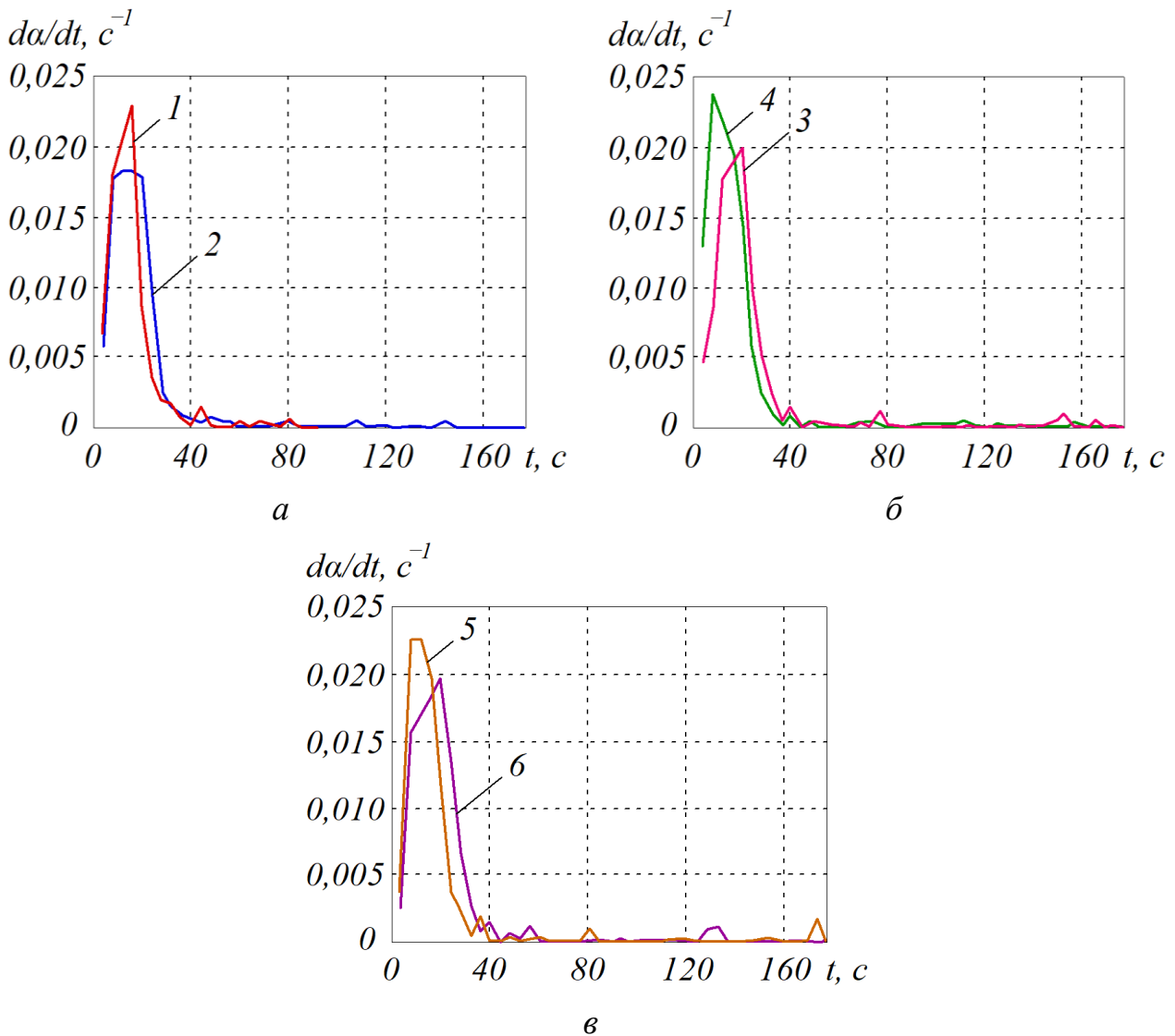


Рисунок 4.16 – Залежності швидкості усадки під час гарячого допресовування композицій, які були попередньо отримані спіканням в прес-формі в муфельній печі за температури 800 °С протягом години на основі суміші Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) з різною концентрацією алмазів K , %:

- 1 – $K = 0$ (зразок 1); 2 – $K = 20$ (зразок 2); 3 – $K = 35$ (зразок 3);
- 4 – $K = 50$ (зразок 4); 5 – $K = 75$ (зразок 5); 6 – $K = 125$ (зразок 6);
- 7 – $K = 150$ (зразок 7); 8 – $K = 175$ (зразок 8); 9 – $K = 200$ (зразок 9)

Так, на початковому етапі процесу швидкість усадки зростає від 0,007 до 0,023 c^{-1} . В моменти часу від 20 до 32 с вона зменшується від 0,023 до 0,001 c^{-1} . При подальшому збільшенні тривалості процесу на кривій швидкості усадки виявлено слабкі піки, які зсунуті в сторону меншого часу. Лише при досить тривалому часі швидкість усадки майже не змінюється і набуває мінімальних значень. Це означає, що в системі відбулося повне ущільнення складових, і вона

на цьому інтервалі перейшла до стабільного стану. Виявлені залежності усадки і її швидкості свідчать про те, що механізм масопереносу при гарячому допресуванні композиції 1 складний, а взаємодія між елементами в цих інтервалах відбувається по-різному. Це вказує на особливості структурно-фазових перетворень, які мають місце.

Проаналізуємо кінетику усадки під час гарячого допресування систем, які містять у складі вихідних речовин добавки частинок алмаза.

При введенні до складу вихідної суміші частинок алмаза з концентрацією $K = 20\%$ в умовах гарячого допресування композиції усадка трохи збільшується. Якщо у вихідному стані абсолютне значення усадки складає 3,90 мм (рис. 4.15, крива 1), то з введенням алмазів вона становить майже 4,1 мм (рис. 4.15, крива 2).

З отриманих даних випливає, що введення алмазів до складу вихідної суміші приводить до додаткового ущільнення складових композиту і, як наслідок, до зменшення залишкової пористості і поліпшення структури композиту. Загальний характер залежності швидкості усадки для зразка 2 помітно відрізняється від аналогічної залежності для зразка 1. Так, зокрема, швидкість усадки для зразка 2 в початкові моменти часу має менші значення порівняно зі зразком 1 (рис. 4.16, а, криві 2 і 1 відповідно).

При подальшому збільшенні тривалості процесу швидкість усадки для цих зразків вирівнюється. Але при витримці під тиском більше 40 с на кривій швидкості усадки для зразка 2 спостерігаються слабкі піки. Це можна пояснити тим, що в таких системах під дією тиску і температури, як правило, між елементами відбувається дифузійні і хімічні процеси, які впливають на механізм масопереносу і можуть привести до утворення нових фаз.

Для зразків 3–6, отриманих на основі сумішей при концентрації алмазів відповідно 35, 50, 75 і 125 %, усадка зростає (рис. 4.15, криві 3–6). Для цих зразків загальний характер залежності усадки від тривалості гарячого допресування не відрізняється. Лише при збільшенні концентрації алмазів на кривих усадки спостерігаються ледь помітні відхилення від лінійності.

Зростання усадки від 4,5 до 5,5 мм (рис. 4.15, криві 3–6) при збільшенні концентрації алмазів від 35 до 125 % можна пояснити тим, що кожне зерно алмазу виконує роль додаткового індентору, що стимулює ущільнення вихідних порошків і, як наслідок, зменшення залишкової пористості, що позитивно впливає на структуру та властивості зразків. При подальшому підвищенні концентрації алмазів до 150...200 % спостерігається зменшення усадки (рис. 4.15, криві 7–9). В цьому випадку алмазні зерна в системі займають

половину об'єму і контактують між собою, утворюючи жорсткий каркас. Тому в системі при подальшому збільшенні тривалості процесу ущільнення припиняється.

Швидкість усадки для зразків 3–9 в початкові моменти часу (рис. 4.16, б, в, г) має такі самі значення, що і для зразка 2. Проте при збільшенні тривалості гарячого допресовування на кривих швидкості усадки виявлено додаткові піки. Слід відзначити, що в цьому випадку на поверхні контакту алмаза з матрицею композиту може відбутися додаткова взаємодія вихідних елементів з оточуючими частинками алмаза, що може змінити механізм масопереносу та привести до утворення нових фаз. Встановлені закономірності доцільно використовувати при дослідженні процесів, які обумовлюють поліпшення властивостей КАМ.

РОЗДІЛ 5

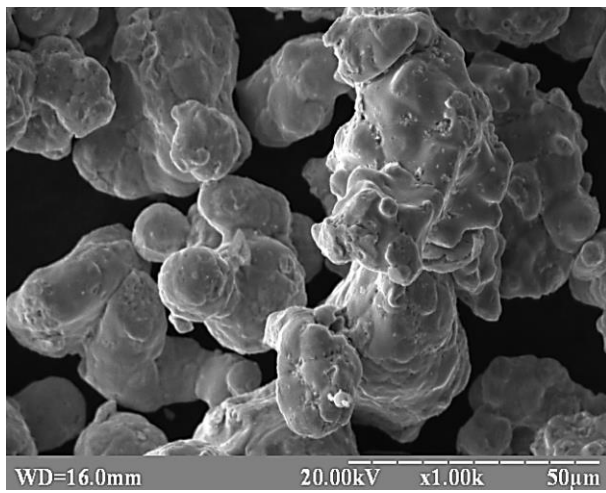
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В СИСТЕМАХ АЛМАЗ–Fe–Cu–Ni–Sn І АЛМАЗ–Co–Cu–Sn ПІСЛЯ ДІЇ ТЕМПЕРАТУРИ ТА ТИСКУ

Поліпшення структури і властивостей композиційних алмазовмісних матеріалів на металічних зв'язках, що містять залізо, мідь, нікель і олово можна достатньо ефективно здійснювати, використовуючи технологію гарячого пресування за рахунок зміни температури спікання, тиску і тривалості процесу. Спінати такі КАМ можна ефективно лише завдяки розумінню процесів, що протікають між елементами, включаючи і взаємодію утвореного за графітизації поверхні алмазних зерен вуглецю з твердою фазою α -Fe. Ця взаємодія супроводжується утворенням прошарків з Fe_3C нанорозмірної товщини та поліпшенням властивостей КАМ. Проте не розроблено методики контролю цих фаз під час виготовлення КАМ, а також не встановлено закономірності та механізми впливу технологічних режимів гарячого допресовування на утворення фази Fe_3C на межі поділу алмаз–металічна зв'язка та на властивості КАМ. Нижче закладено фундамент наукового пошуку механізмів, які сприяють поліпшенню структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка та механічних властивостей КАМ, одержаних спіканням в прес-формах у муфельній печі з гарячим допресовуванням.

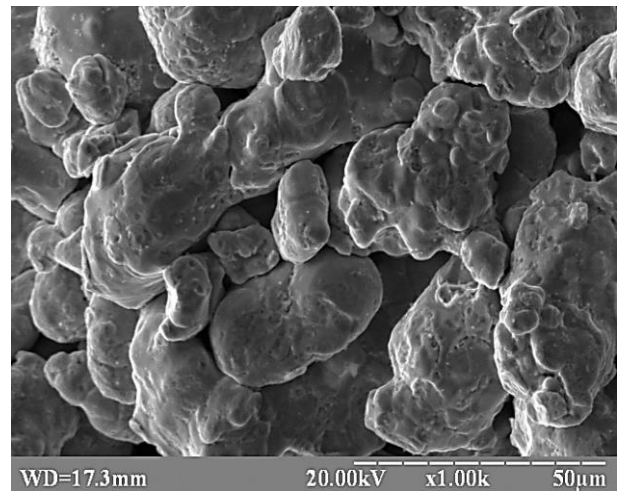
5.1. Фрактографічний аналіз частинок порошку заліза, міді, нікелю і олова та їх пресовок

На рис. 5.1 показано мікрофотографії (СЕМ-зображення) окремих частинок порошку алмаза марки АС160Т 400/315 у вільно насипному стані для отримання зразків КАМ [196]. Алмазні частинки мають правильну форму, на їх поверхні відсутні мікротріщини, сколи, пори та інші недоліки, що свідчить про високу якість та доцільність їх використання для виготовлення КАМ.

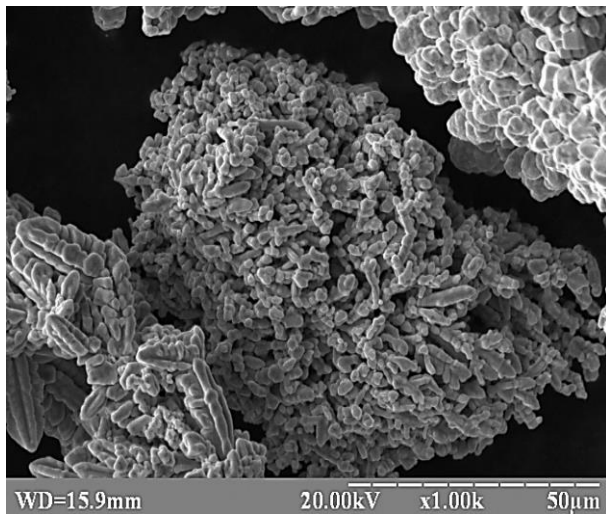
Виявлено (рис. 5.2, *a*), що частинки порошку заліза мають як округлу, так і неправильну форму і дуже щільну структуру та схильні до агломерування за рахунок сил міжмолекулярної взаємодії. Основна їх маса у полі зору мікроскопа має розміри 10...20 мкм. У пресовці з порошку заліза частинки сильно деформовані (рис. 5.2, *b*); подекуди між частинками спостерігаються щілини, що спричиняють пористість $\sim 2\%$. Ці щілини обумовлені недостатнім тиском



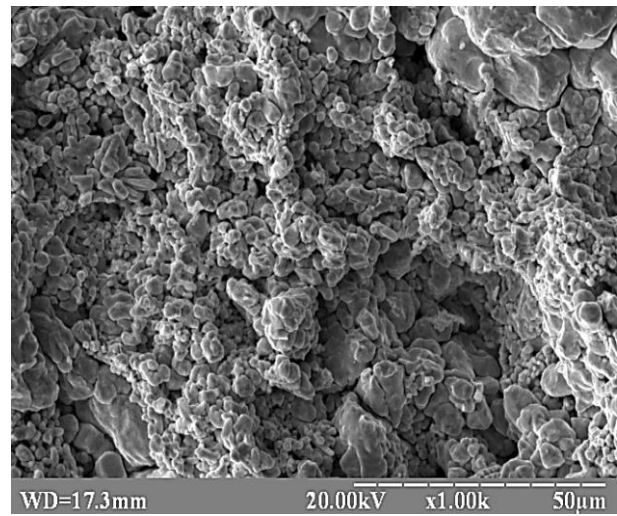
a



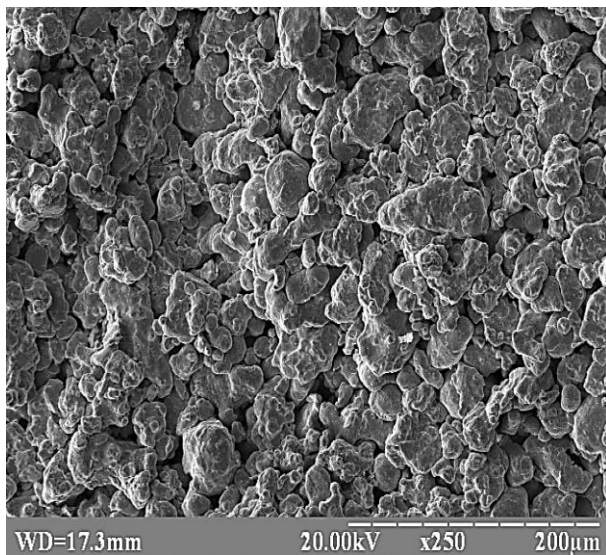
б



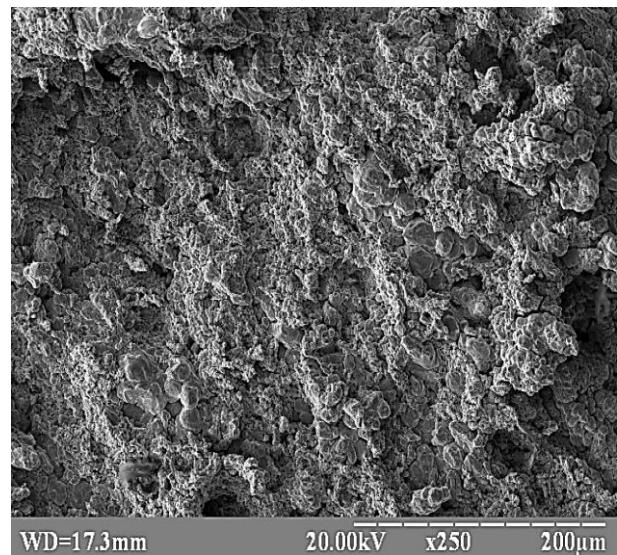
в



з

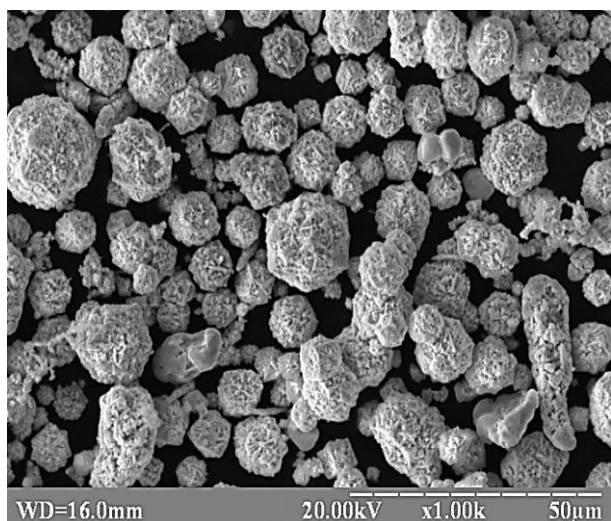


д

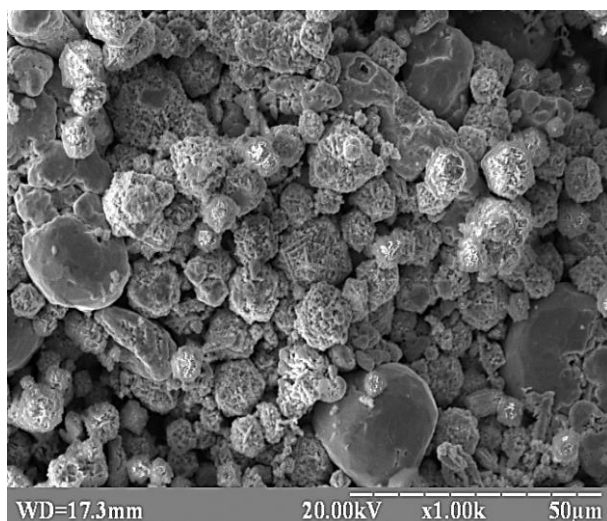


е

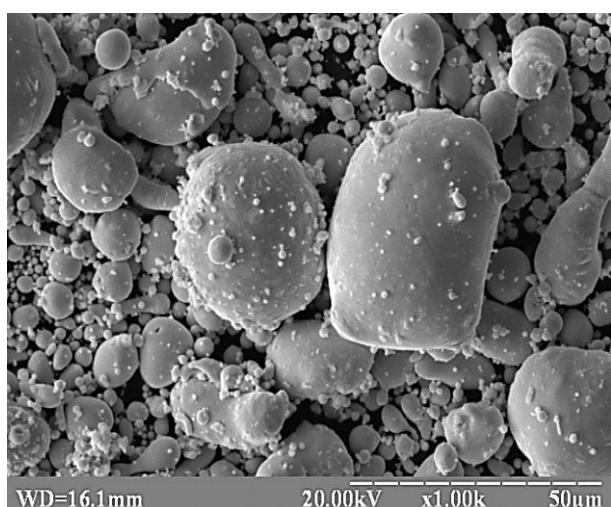
Рисунок 5.2 – СЕМ-зображення частинок порошків заліза (*a*), міді (*в*), поверхні їх пресовок (*б* і *з* відповідно) та фрактограми зламів цих пресовок (*д*, *е*):
б, з, д, е – $p = 100$ МПа



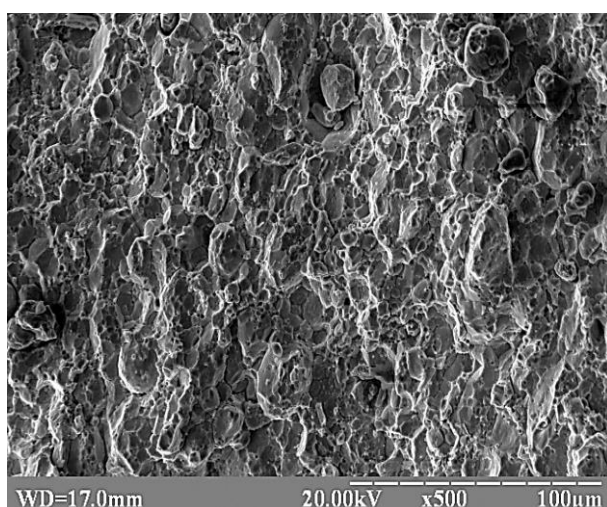
a



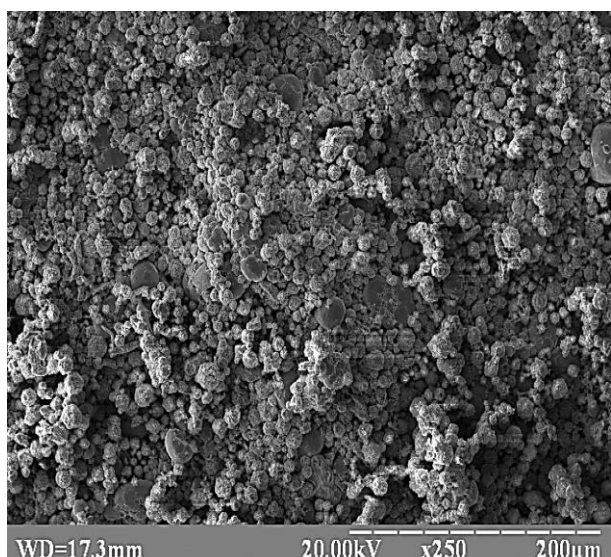
б



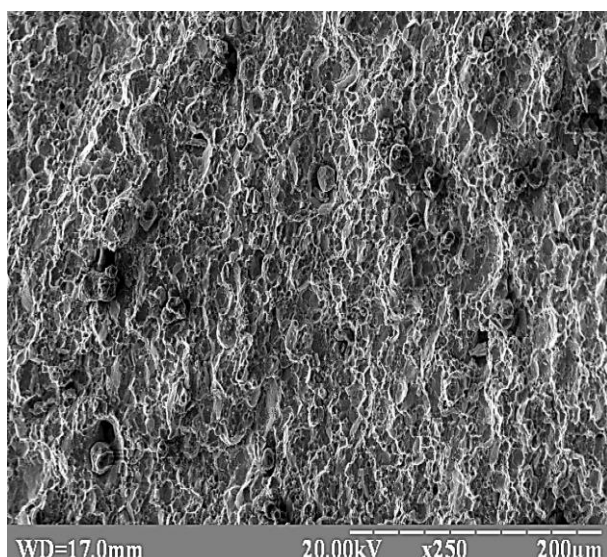
в



г



д



е

Рисунок 5.3 – СЕМ-зображення частинок порошків нікелю (*a*), олова (*в*), поверхні їх пресовок (*б* і *г* відповідно) та фрактограми зламів цих пресовок (*д*, *е*)

Частинки порошку олова (рис. 5.3, *в*) мають переважно округлу форму, хоча зустрічаються частинки видовженої, гантелеподібної та неправильної форм. На їх поверхні спостерігаються напливи металу, а також частинки малого розміру (сателіти).

Округла форма частинок сприяє їх щільній укладці у вільно насипному стані. При ущільненні сферична форма частинок перетворюється на поліендричну (рис. 5.3, *з*).

На фрактограмі зразка чітко спостерігаються відриви по тілу частинок, так зване ямкове з'єднання [200]. Видно, що в місцях відриву відбулась суттєва пластична деформація. Місце зварювання двох сусідніх частинок характеризується відсутністю границі між ними (рис. 5.3, *з*).

Фрактограма дає змогу оцінити внесок компоненти зварювання у міцність пресовки.

Площа зварювання становить приблизно 1/40 від загальної площі фрактограми (рис. 5.3, *е*).

Якщо міцність литого металу (27 МПа) [201] прийняти за міцність на розрив, то частка міцності пресовки, що забезпечується зварюванням, буде пропорційна площі зварювання і дорівнюватиме 0,58 МПа.

Міцність на розрив пресовки (з урахуванням співвідношення $\sigma_{\epsilon} / \sigma_{\epsilon,н} \sim 0,1$ [202], де σ_{ϵ} – міцність на розрив у напрямку, протилежному напрямку пресування, а $\sigma_{\epsilon,н}$ – міцність на розрив, визначена прямим методом) становитиме 5,4 МПа, тоді як виміряна експериментально $\sigma_{\epsilon,н} = 4,09$ МПа. Тобто з урахуванням похибки розрахунку вся міцність пресовки забезпечується зварюванням пресовки.

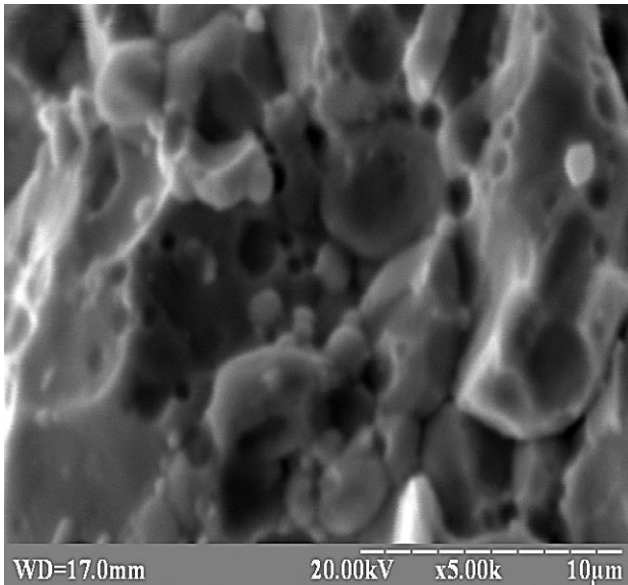
Ущільнення порошків олова з формою частинок, близькою до сферичної, відбувається за рахунок деформації частинок (рис. 5.4, *а, б*), яка обумовлена низьким ступенем свободи частинок при високому координаційному числі їх укладки на початку формування.

Ущільнення порошків нікелю і міді відбувається за рахунок підлатування поверхонь суміжних частинок одна до одної.

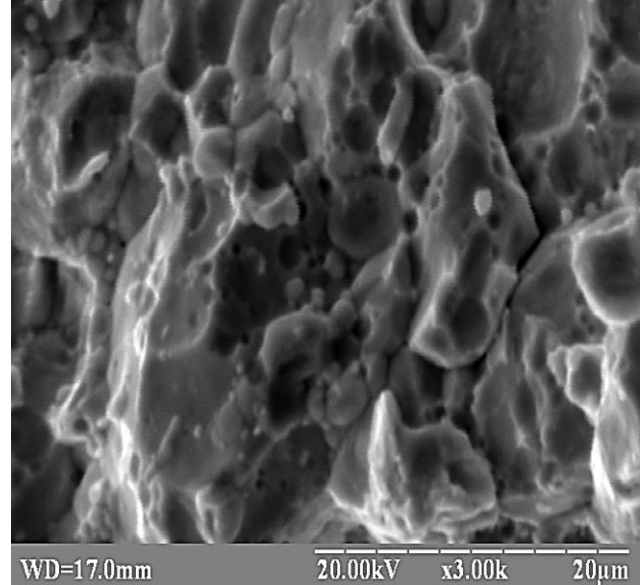
Такий механізм пресування пластичних порошків описано в роботі [203]. Він сприяє суттєвому збільшенню площі контакту. На поверхні частинок після руйнування пресовок відсутні вм'ятини та спотворення форми (рис. 5.4, *а, б*). Механізм утворення міцної пресовки може також впливати на механізм її руйнування після наступного спікання.

Взаємопроникнення частинок буде зменшувати ймовірність утворення крихких сколів в області контакту та сприяти руйнуванню між частинками поряд

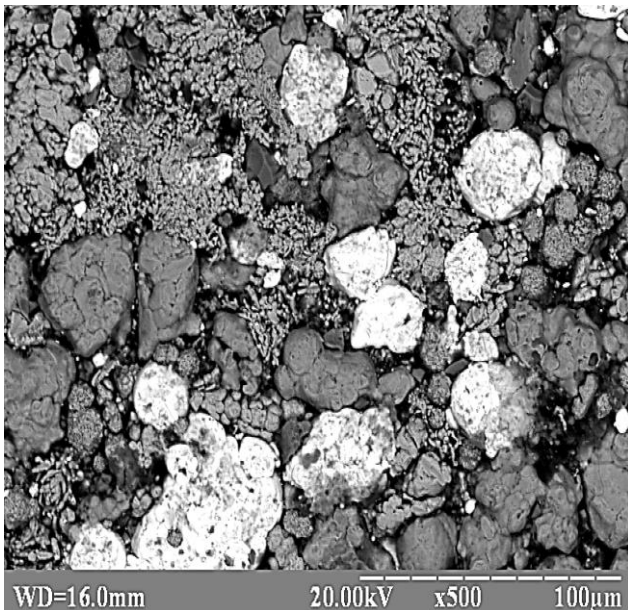
з кращим зрощуванням самих частинок, яке спостерігалось на спечених зразках заліза [204]. Для пресовки металічної зв'язки КАМ, одержаного з суміші порошків заліза, міді, нікелю і олова, спостерігаються усі вище описані механізми забезпечення неспечених пресовок.



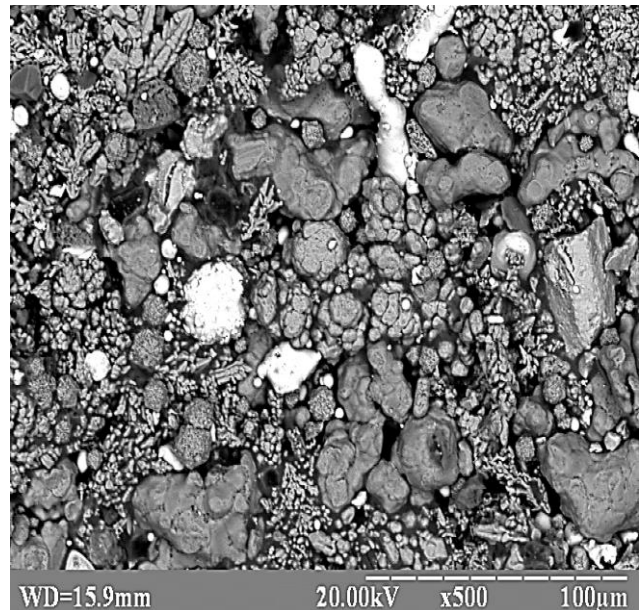
a



б



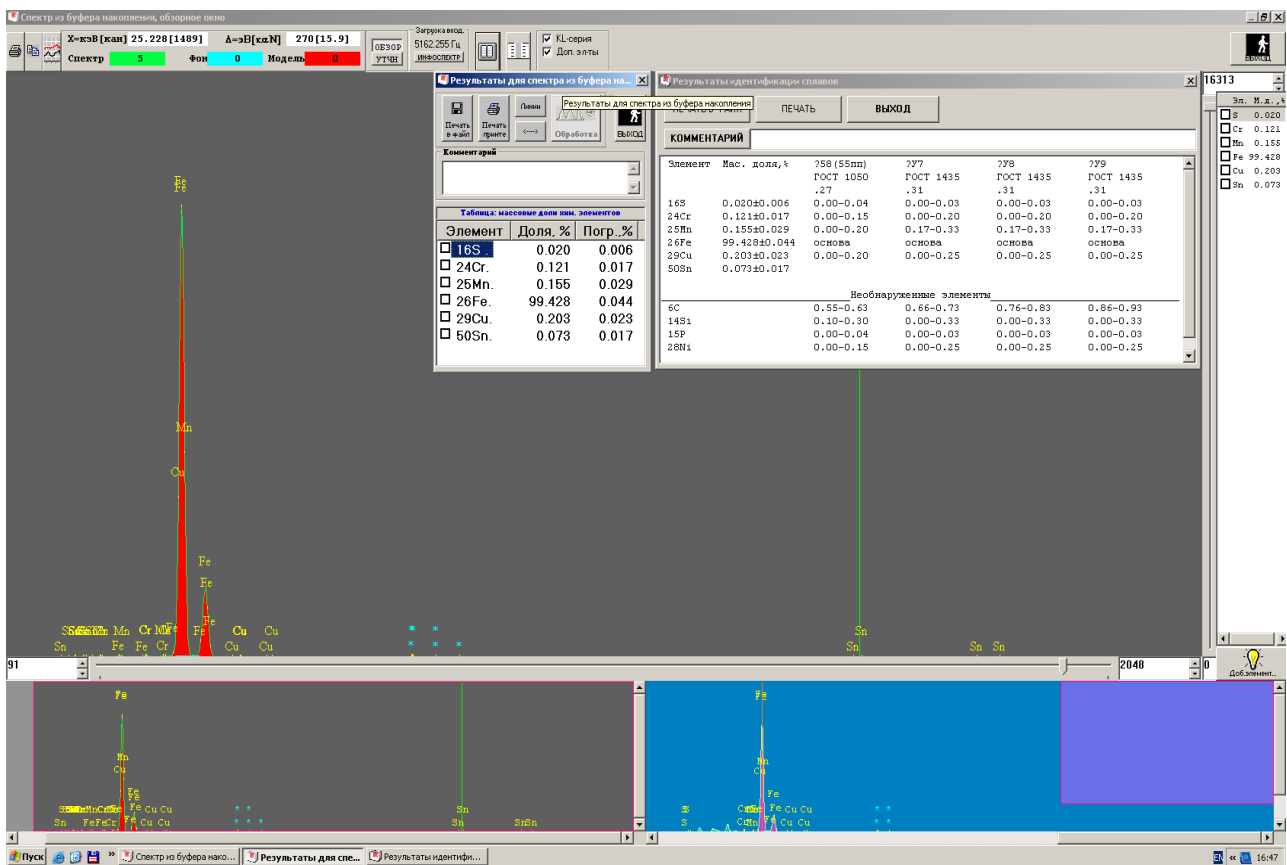
в



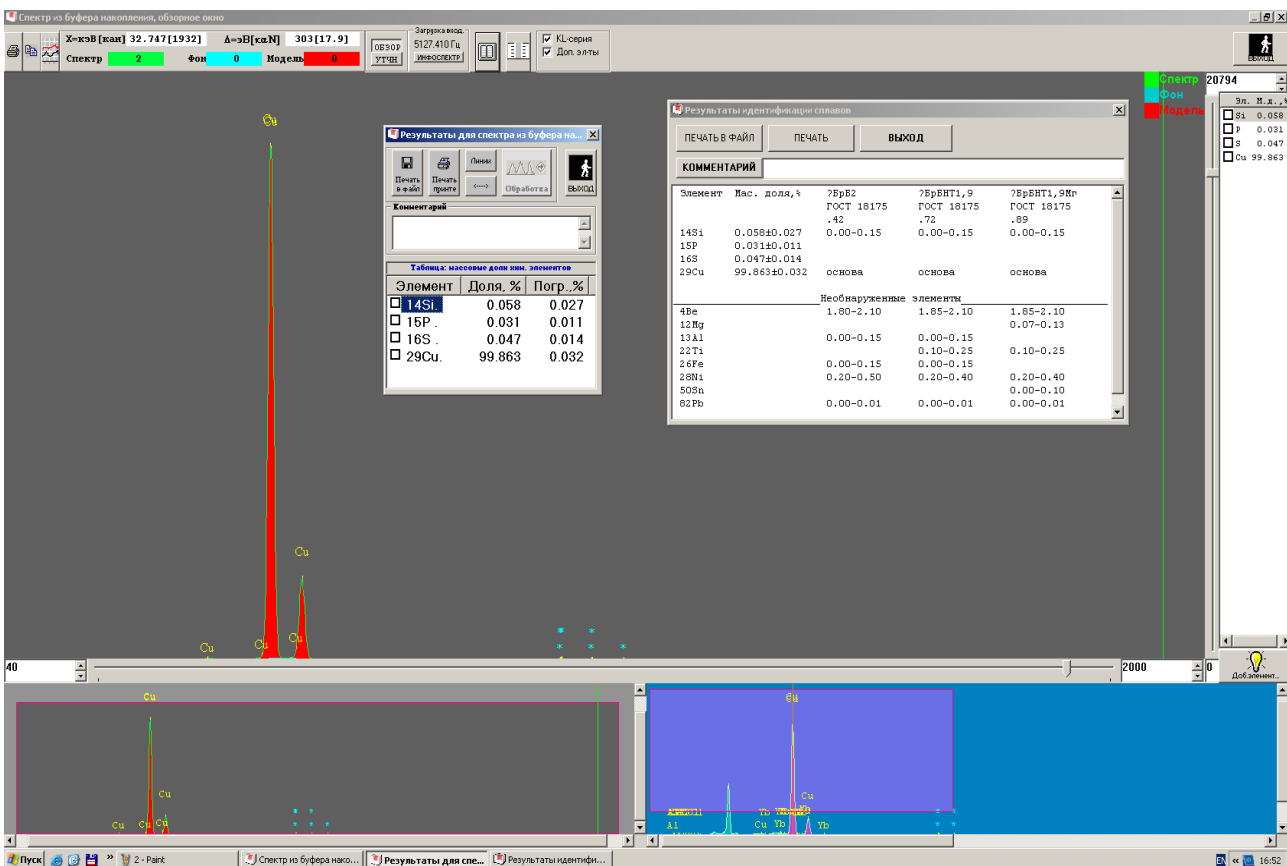
г

Рисунок 5.4 – Фрактограми зламу пресовки з частинок порошку олова (*a, б*) та СЕМ-зображення поверхні пресовок із суміші порошків заліза, міді, нікелю і олова металічної зв'язки КАМ (*в, г*) при $p = 100$ МПа, $T = 20$ °С

Виконаний хімічний аналіз (рис. 5.5 і 5.6) засвідчив про високу якість порошків заліза, міді, нікелю і олова для одержання досліджуваних КАМ.

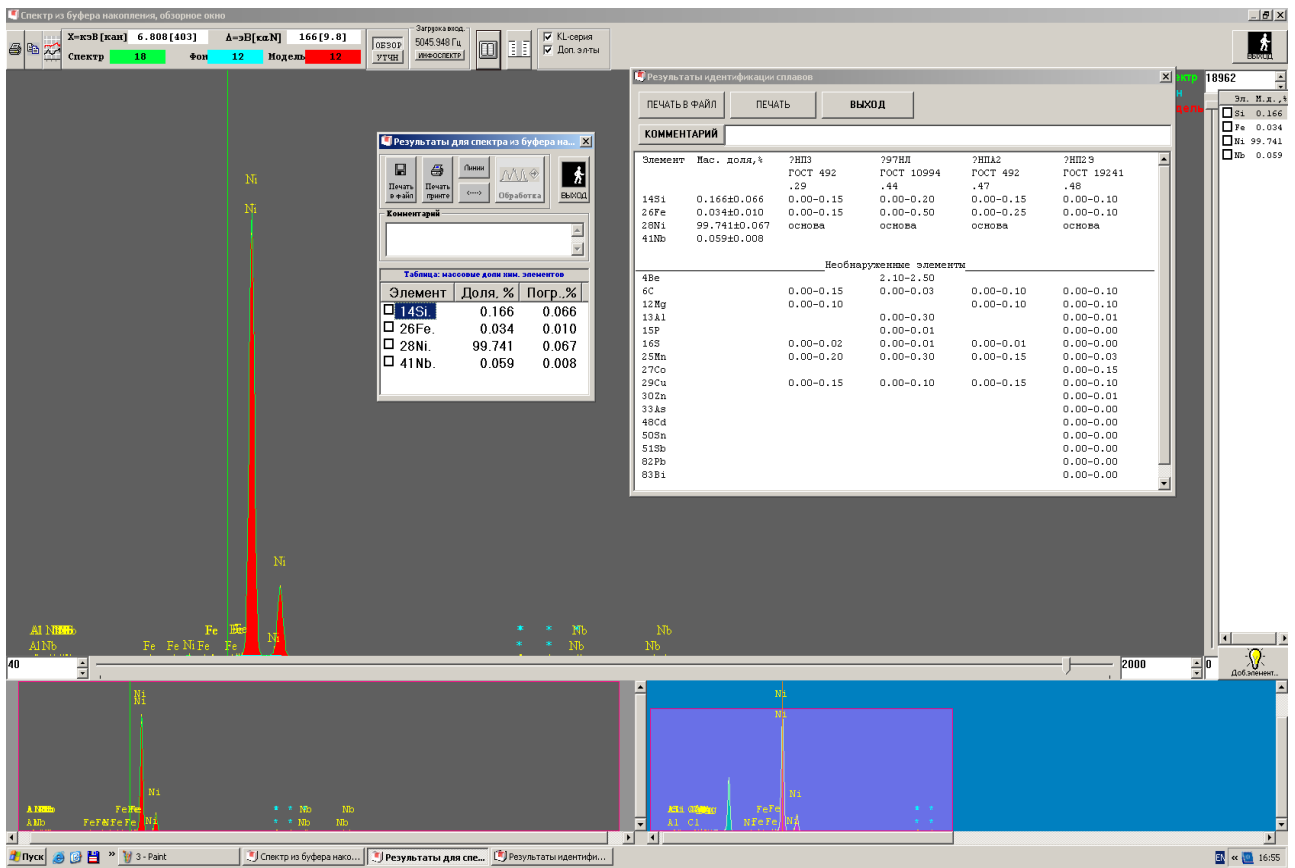


a

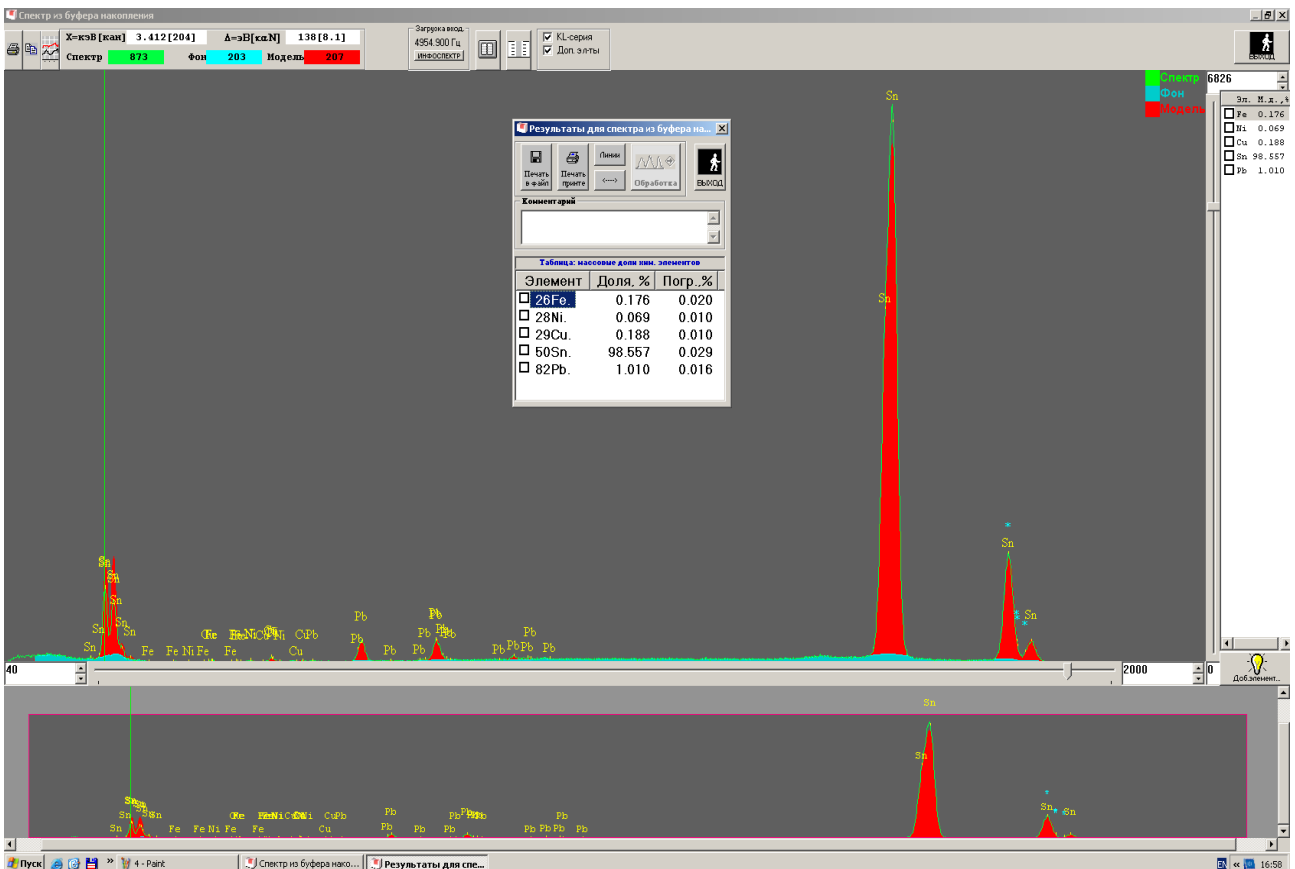


b

Рисунок 5.5 – Хімічний аналіз вихідних порошків заліза (a) і міді (б)



a



b

Рисунок 5.6 – Хімічний аналіз вихідних порошків нікелю (a) і олова (б)

Нижче наведено результати досліджень закономірностей формування структури і механічних властивостей композиційних матеріалів алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn, одержаних спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години без прикладення тиску (вільне спікання).

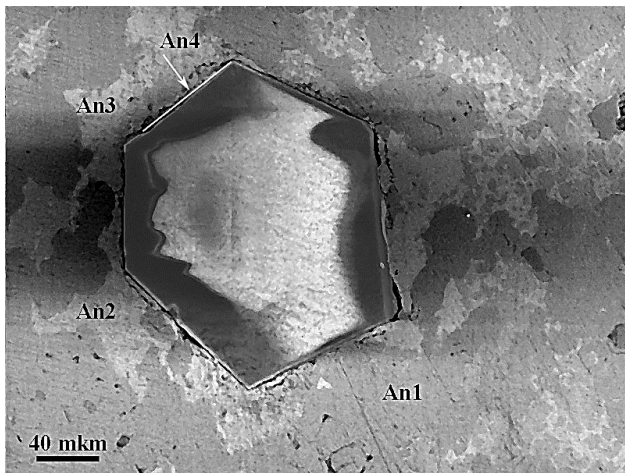
5.2. Структура і властивості композиційних матеріалів, одержаних спіканням в прес-формах без використання прикладеного тиску

На рис. 5.7 представлено результати структурного аналізу зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години (вільне спікання). Дослідження проведено за допомогою растрового електронного мікроскопа BS340, оснащеного енергетичним аналізатором рентгенівських спектрів «Link-860». Видно (рис. 5.7, а), що на границі поділу алмаз–металічна зв'язка спостерігаються щілини, порожнини і пори, наслідком чого є руйнування ділянок зв'язки в оточенні алмазних частинок за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасне їх випадіння із металічної зв'язки під час роботи КАМ, що суттєво знижує механічні та експлуатаційні властивості інструментів. Причиною утворення усіх цих недоліків є недостатній перенос маси (твердих компонентів металічної зв'язки) внаслідок відсутності тиску під час формування металоалмазної композиції.

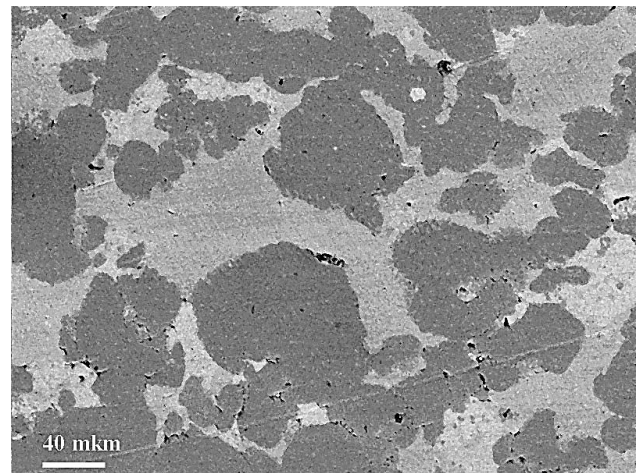
В той же час на міжфазних границях поза контактом алмаз–металічна зв'язка щілини та пори відсутні (рис. 5.7, б). Зображення поверхні КАМ у характеристичному рентгенівському випромінюванні (рис. 5.7, в) наочно демонструє, що ділянки металічної зв'язки в оточенні алмазного зерна (перехідна зона алмаз–металічна зв'язка) сформовано із твердих розчинів на основі потрійної евтектики Cu–Sn–Ni.

Мікроскопічні зображення поверхні зламу досліджуваного зразка (рис. 5.7, г) свідчить про слабку міцність контакту алмаз–зв'язка, що є причиною передчасного випадіння алмазних частинок з металічної зв'язки композиту (рис. 5.7, д).

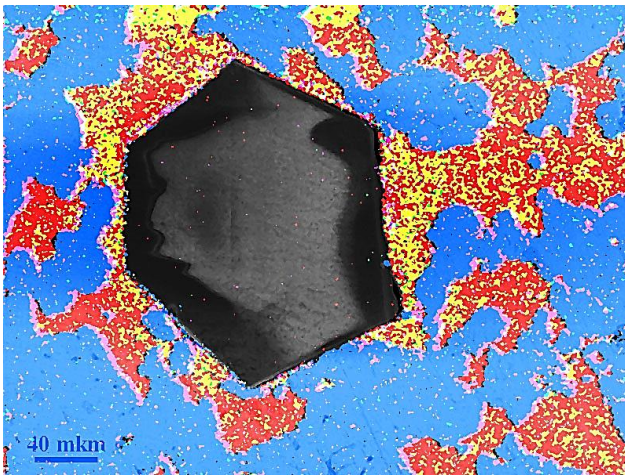
За результатами мікрорентгеноспектрального аналізу (табл. 5.1) впливає, що структура металічної зв'язки досліджуваного КАМ складається з ОЦК-твердого розчину на основі α -фази заліза, що містить незначну кількість нікелю, міді і олова (An 1), твердого розчину нікелю і заліза в системі Cu–Sn (An 3, γ -фаза) і твердого розчину на основі міді (An 2) [181].



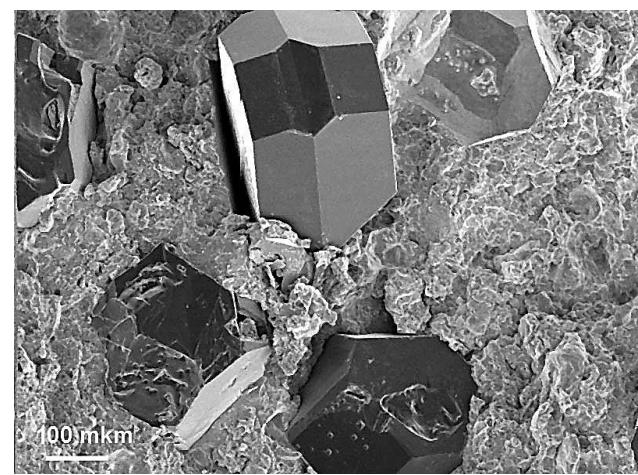
a



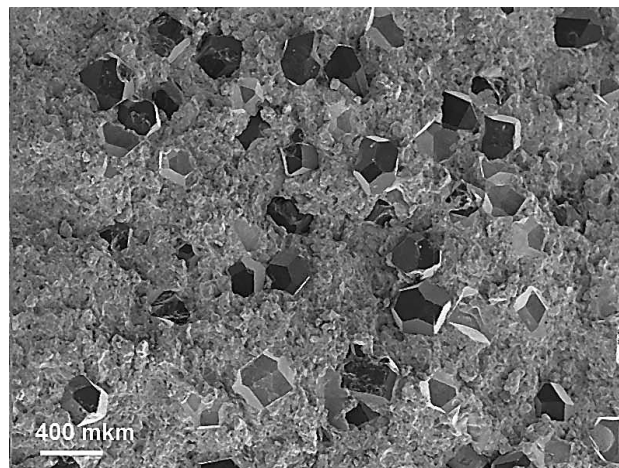
б



в



г



д

Рисунок 5.7 – Електронно-мікроскопічні зображення поверхні поділу алмаз–металічна зв’язка (*a, в*), металічної зв’язки (*б*) і зламу зразка КАМ, одержаного спіканням в прес-формі в муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години: *a, б, г, д* – СЕМ-зображення; *в* – зображення у характерному рентгенівському випромінюванні: Fe – синій; Cu – червоний; Ni – зелений; Sn – жовтий

Таблиця 5.1 – Мікрорентгеноспектральний аналіз зразка КАМ

Номер зразка	Позначення виміру	Вміст елементів, % (% за масою)				Фаза
		Fe	Ni	Cu	Sn	
1	An 1	99,3	0,3	0,4	–	α -Fe
	An 2	3,3	1,0	85,4	12,3	γ -Cu
	An 3	1,2	9,2	54,1	35,5	γ Cu–Sn
	An 4	3,2	1,2	84,4	12,2	γ -Cu

Бачимо, що під час формування досліджуваної композиції відбулася взаємодія елементів, яка спричинила утворення твердих розчинів в металічній зв'язці. У цьому випадку ця взаємодія не призводить до утворення міцного контакту алмаз–металічна зв'язка, що негативно впливає на механічні та експлуатаційні властивості КАМ.

Результати досліджень у характеристичному випромінюванні свідчать про нерівномірний розподіл елементів як у зоні матриці навколо алмазного зерна, так і на міжфазних границях (рис. 5.8). Видно, що в металічній матриці композиту, отриманого спіканням в прес-формі в муфельній печі за температурою 800 °С впродовж однієї години, навколо алмазу міститься недостатня кількість заліза, у той час як його концентрація збільшується далеко від границі поділу алмаз–матриця.

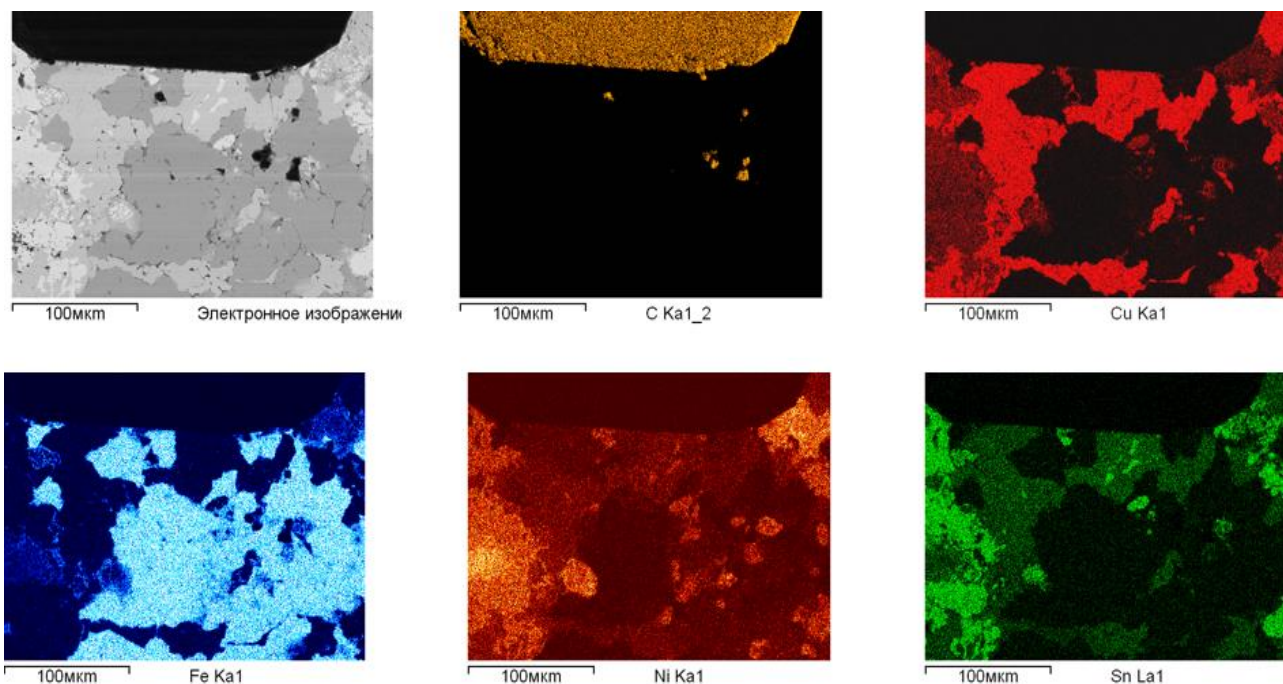
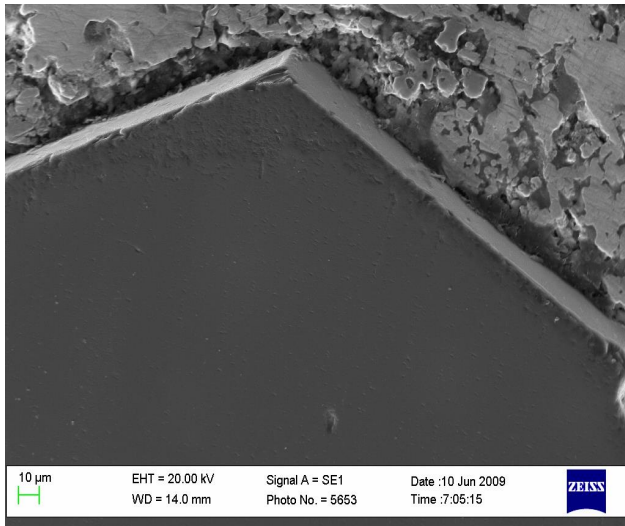
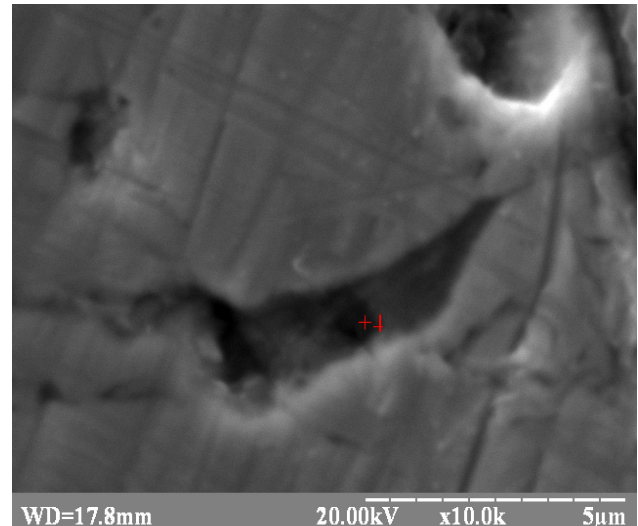


Рисунок 5.8 – Обр-зображення поверхні зразка в різних типах характеристичного рентгенівського випромінювання

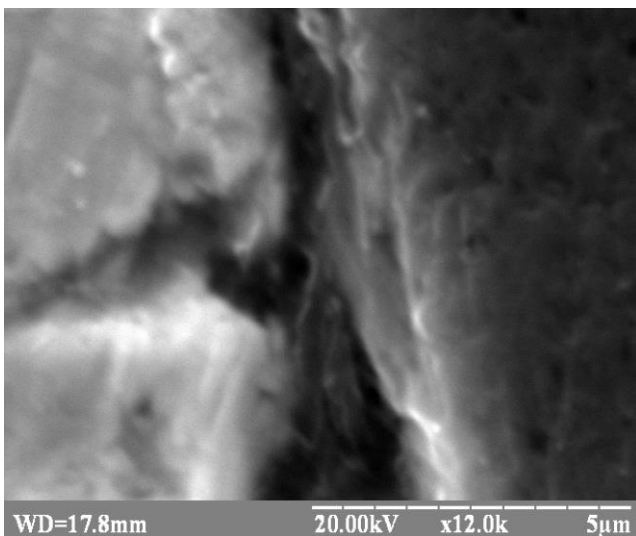
Про структурну недосконалість контакту алмаз–зв’язка досліджуваного зразка КАМ свідчать мікроскопічні зображення (рис. 5.9). Видно (рис. 5.9, *а, в*), що на межі поділу алмаз–металічна зв’язка спостерігаються відшарування металічної зв’язки від поверхні алмазів та щілини. Також виявлено, що, в металічній зв’язці далеко від границі поділу алмаз–металічна зв’язка (рис. 5.9, *б*) спостерігаються крупні пори.



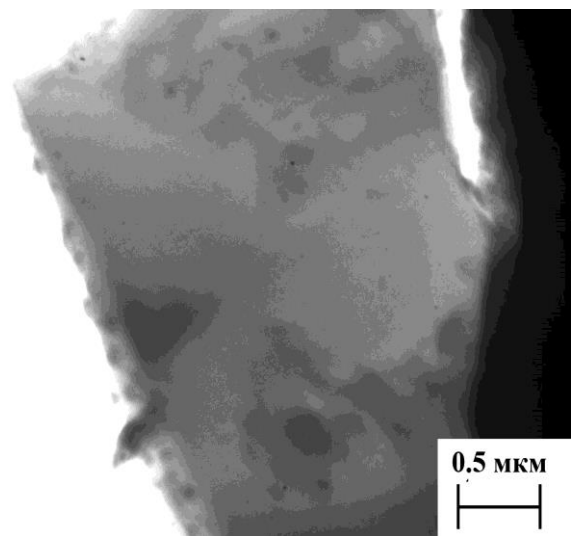
а



б



в



г

Рисунок 5.9 – СЕМ- (*а, б, в*) та РЕМ- (*г*) зображення металічної зв’язки в оточенні алмазного зерна, зразка КАМ, одержаного спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години

Тому під час роботи таких композитів відбувається руйнування перехідної зони за механізмом інтенсивного розтріскування (рис. 5.9, *г*), що призводить до передчасного випадіння алмазів із зв’язки та зношування КАМ.

Результати визначення мікротвердості, границі міцності під час стиску та згину одержаних зразків приведено в табл. 5.2. Слід зазначити, що недостатні значення механічних властивостей КАМ не можуть забезпечити їх високу зносостійкість.

Таблиця 5.2 – Механічні характеристики отриманих зразків

Зразок	Мікротвердість HV , ГПа	Міцність на стиск σ_c , МПа	Міцність на згин σ_b , МПа
1	0,92	500	580
2	0,94	530	581
3	0,97	550	586
4	0,91	520	580

Недоліки металічної зв'язки в оточенні алмазних зерен можуть бути обумовлені недостатнім ущільненням твердих компонентів через відсутність зовнішнього тиску.

Нижче наведено результати досліджень будови перехідної зони алмаз–металічна зв'язка досліджуваних зразків КАМ.

5.3. Аналіз структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка композитів, одержаних вільним спіканням

Експериментальні результати дослідження структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка композиційних алмазовмісних матеріалів, одержаних з шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж однієї години, наведено на рис. 5.10. Видно (рис. 5.10, *a–e*), що перехідна зона КАМ складається з фаз γ -Cu і Ni₃Sn з графітовими включеннями (рис. 5.10, *a–в*), що є причиною її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування (рис. 5.10, *є–з*) та передчасного випадіння зерен алмазу зі зв'язки композиту [163, 205–207]. Зазначене пов'язано з тим, що під час спікання композиції евтектична рідина в системі Cu–Sn–Ni контактує з алмазом і перешкоджає взаємодії вуглецю, що утворюється внаслідок графітизації алмазів під час формування композиції на етапі спікання, з твердою фазою α -Fe. Усе це є причиною утворення графітових включень в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка на етапі спікання композиції, що погіршує механічні та експлуатаційні властивості таких композитів.

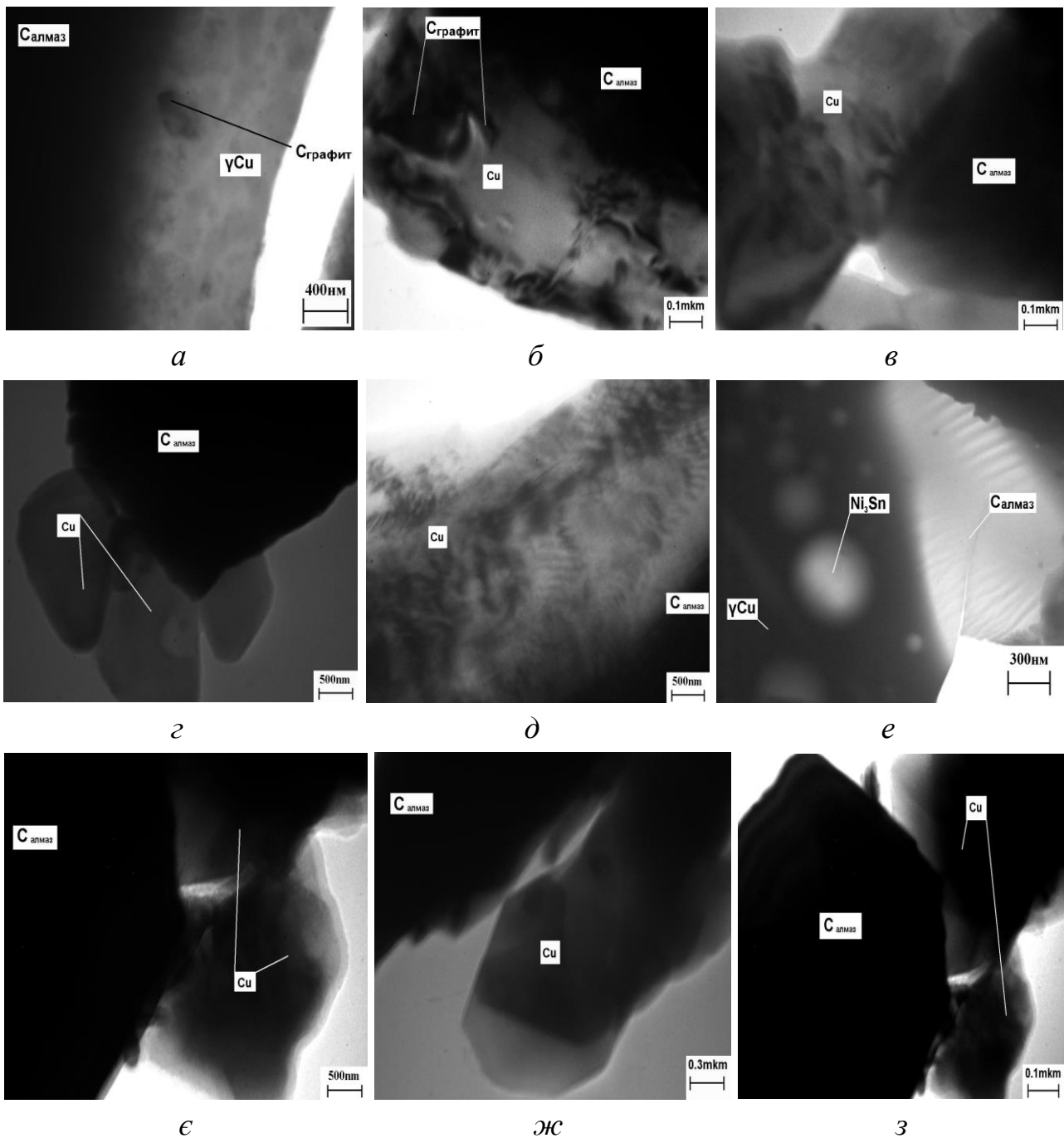


Рисунок 5.10 – Мікроскопічні ПЕМ-зображення ділянок перехідної зони алмаз–металічна зв’язка зразків КАМ (*а–з*), одержаних з шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж години

Методом трансмісійної електронної мікроскопії виявлено [208], що під час спікання композицій в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години внаслідок графітизації поверхні зерен алмазів (АС160Т 400/315) утворюється вуглець в кількості 0,0150...0,0180 % (мас.%) (по алмазу), що є причиною утворення в перехідній зоні алмаз–зв’язка графітових включень.

Механізм цих процесів обумовлений тим, що вуглець, який утворився під час графітизації поверхні алмазних зерен на етапі спікання композиції в печі, не може провзаємодіяти з α -Fe.

Цій взаємодії перешкоджає поява на границі поділу алмаз–металічна зв'язка рідкої фази в системі Cu–Sn.

Нижче досліджено механізми впливу технологічних режимів гарячого допресовування на формування структури і механічних властивостей таких КАМ.

5.4. Вплив тиску і тривалості гарячого допресовування на структуру і механічні характеристики композитів

5.4.1. Структура і фазовий склад металічної зв'язки

Дифрактограму гетероструктури зразка металічної зв'язки Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%), отриманого спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °C впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за тиску 160 МПа впродовж 3 хв показані на рис. 5.11 [208], де зареєстровані інтерференційні рефлекси від площин 111, 200, 311 міді (параметр решітки $a = 3,6087 \text{ \AA}$); інтерференційні максимуми від площин 111, 200 заліза ($a = 2,868 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин 101, 200, 201 фази Ni_3Sn ($a = 5,2958 \text{ \AA}$, $c = 4,283 \text{ \AA}$) та інтерференційні максимуми від площин 511, 600, 551, 642 фази Cu_9NiSn_3 ($a = 18,02 \text{ \AA}$), що співпадає з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4). Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , кути $2\cdot\theta$, які відповідають рентгенівським лініям, відносно інтенсивності I , фази та індекси кристалічної решітки (HKL), що відповідають рентгенівським лініям) наведено в табл. 5.3. Кристалічна структура і кількісний фазовий склад досліджуваного зразка металічної зв'язки наведено в табл. 5.4.

Аналіз отриманих результатів показав, що в процесі формування металічної зв'язки відбувається активна взаємодія між елементами, яка спричиняє утворення сполук Cu_9NiSn_3 і Ni_3Sn і твердих розчинів на основі міді і заліза, що підтверджується зміною параметрів кристалічної решітки порівняно з чистими елементами для міді ($a = 3,615 \text{ \AA}$) і заліза ($a = 2,864 \text{ \AA}$).

Слід відзначити, що утворені фази Cu_9NiSn_3 і Ni_3Sn під час формування композиції сприяють підвищенню міцності та зносостійкості КАМ і інструментів на їх основі в процесі їх роботи, що важливо для розробки технології одержання композитів підвищеної зносостійкості.

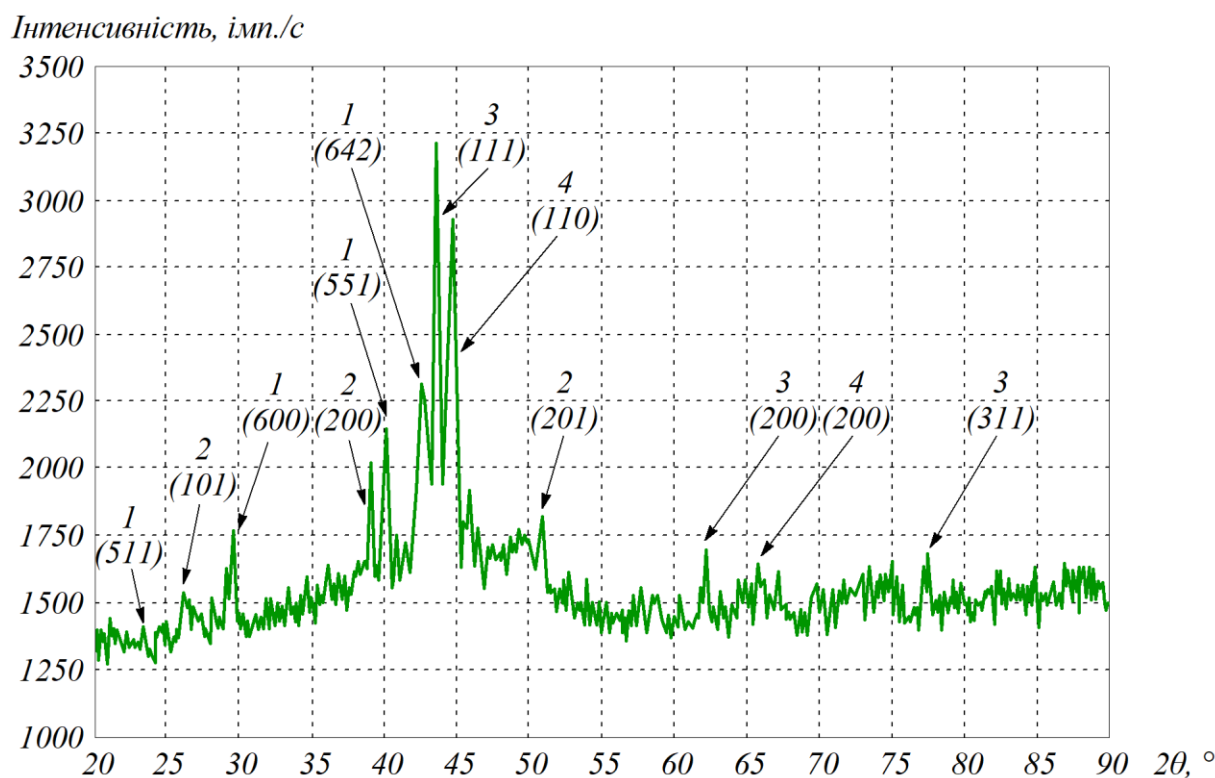


Рисунок 5.11 – Фрагмент рентгенівського спектра зразка металевої зв'язки Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%), отриманого спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв:
 1 – Cu₉NiSn₃; 2 – Ni₃Sn; 3 – Cu; 4 – α-Fe

Таблиця 5.3 – Дифракційні дані для одержаного зразка металічної зв'язки складу 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%)

Міжплощинна віддаль d , Å	$2 \cdot \theta$, градус	Інтенсивність I	Фаза	HKL
3,3594	26,5333	464,12	Cu ₉ NiSn ₃	511
3,0709	29,0788	478,83	Ni ₃ Sn	101
3,0192	29,5879	546,64	Cu ₉ NiSn ₃	600
2,3044	39,0909	622,47	Ni ₃ Sn	200
2,2482	40,1091	658,25	Cu ₉ NiSn ₃	511
2,2036	40,9576	522,45	Cu ₉ NiSn ₃	642
2,0727	43,6727	949,84	Cu	111
2,0278	44,6909	901,66	α-Fe	110
1,9780	45,8788	595,19	Ni ₃ Sn	201
1,8375	49,6121	543,15	Cu	200
1.8001	50,7152	529,04	α-Fe	200

Таблиця 5.4 – Кристалічна структура компонентів і фазовий склад металевої зв'язки

Фаза	ПГ	Параметри решітки, Å			Фази, мас.%	
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	За методом SEM	За методом рентгенівської дифракції
Cu	Fm3m	3,6087	–	–	42,2	47,2±4,6
Fe	Im3m	2,868	–	–	36,4	30,6±3,8
Cu ₉ NiSn ₃	F-43m	18,02	–	–	21,4	15,1±2,1
NiSn ₃	P6/mmc	5,2958	–	4,283		7,1±2,5

Виявлено, що в металічній зв'язці спостерігається відносно рівномірний розподіл фаз (рис. 5.12, *a*) та відсутність пор на міжфазних границях (рис. 5.12, *б*), що позитивно впливає на властивості КАМ.

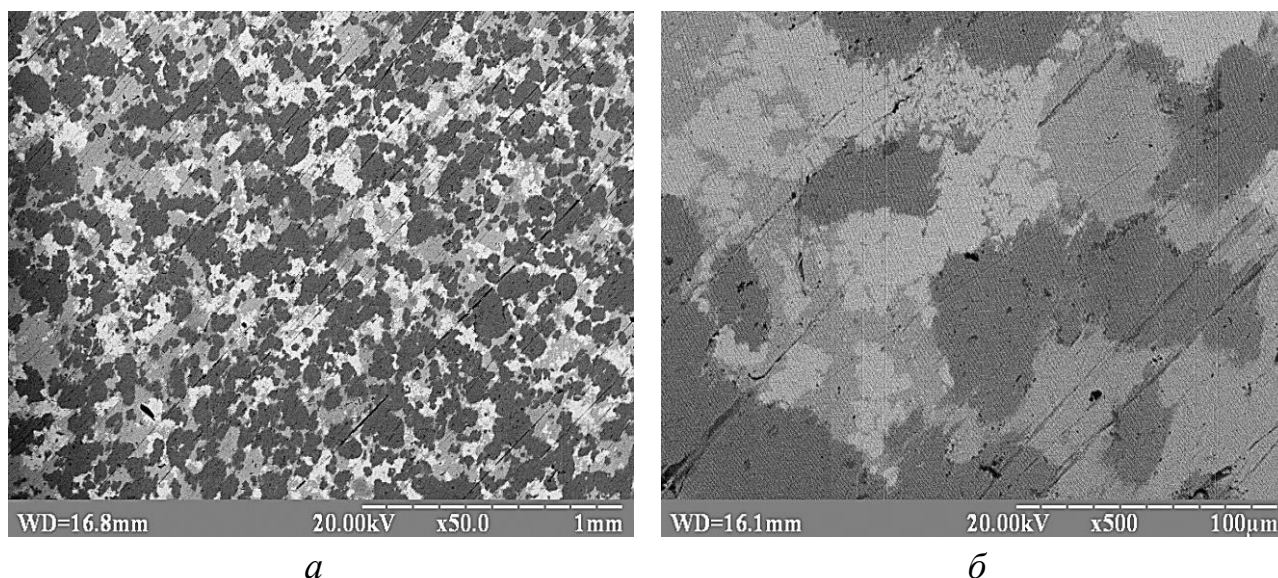
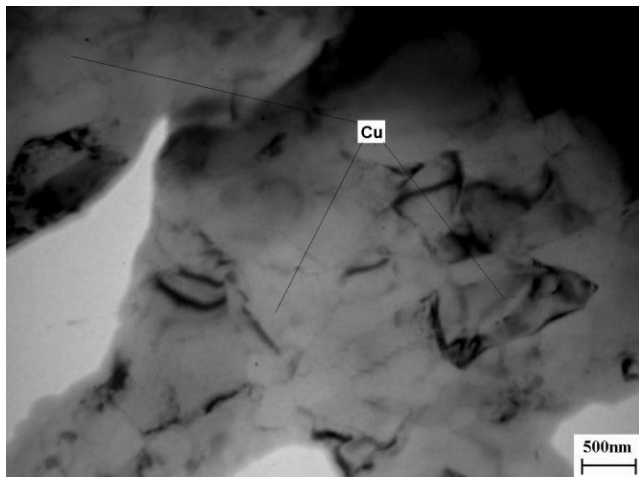
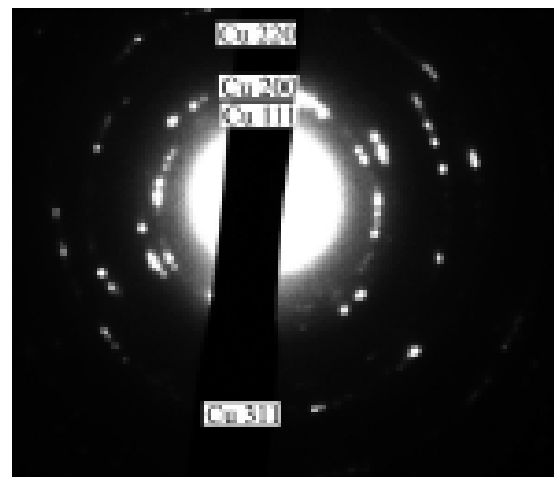


Рисунок 5.12 – Електронно-мікроскопічні зображення металічної зв'язки КАМ

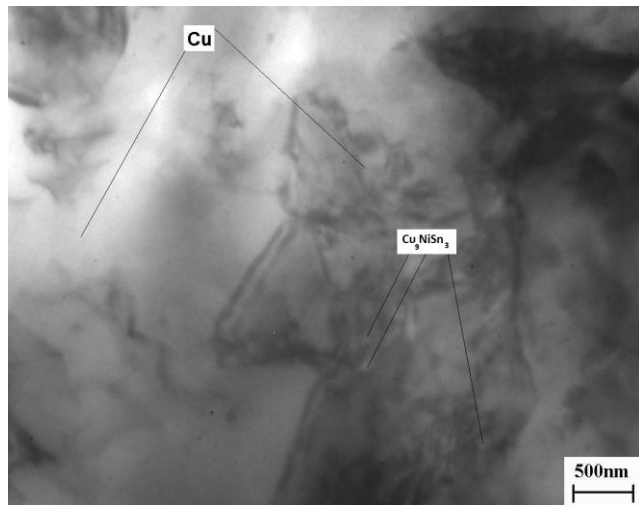
Дослідження одержаного зразка методом ПЕМ показали, що розміри основних складників структури: міді (рис. 5.13, *a, в*) і заліза (рис. 5.13, *д*) знаходяться в інтервалі 2...5 мкм [208]. Ці значення трохи менші розмірів вихідних частинок. Присутність у структурі металічної зв'язки фази Ni₃Sn (рис. 5.13, *в*) свідчить про взаємодію елементів при спіканні. В процесі формування зразка металевої зв'язки при заданих тиску гарячого допресовування росту зерен не виявлено, що пояснюється відносно низькими значеннями температури спікання (800 °С) і тривалості процесу.



a



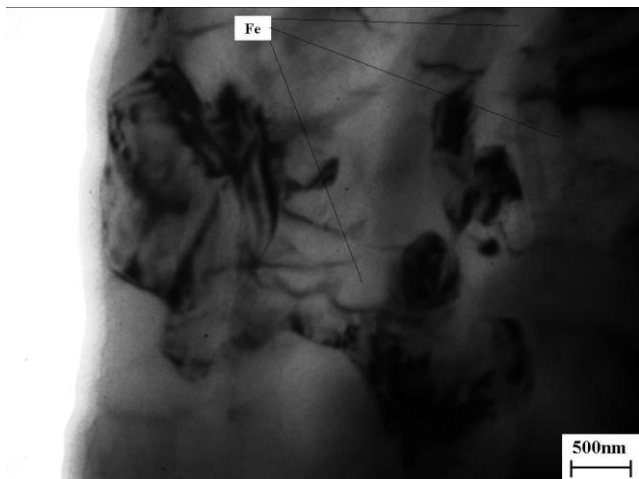
б



в



г



д



е

Рисунок 5.13 – ПЕМ-зображення ділянок металевої зв'язки (*a, в, д*) і мікроелектронограми її фрагментів (*б, г, е*) для зразка, одержаного з шихти Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв

Границі між зернами тонкі, чітко сформовані із щільним контактом, без видимих пор та сколів. Присутність на мікроелектронограмах на кільцевих відбитках рефлексів від фаз Cu (111, 200, 220, 311) (рис. 5.13, б, з), та Cu₉NiSn₃ (551) і NiSn₃ (600) (рис. 5.13, з) свідчить про гетерофазну структуру одержаних зразків. На мікроелектронограмах цих рисунків видно текстурні максимуми (220), (300), (111) (рис. 5.13, б), (220), (200), (111), (551), (600) (рис. 5.13, з) і (211̄), (211), (002̄) (рис. 5.13, е), які свідчать про наявність у металічної зв'язки текстури. Розрахунок точкових електронограм (рис. 5.13, е) проведено моделюванням в програмі DIFRACTO 4.0 VEC. 8.

Розрахунки дифракційних даних (міжплощинної віддалі) і фазового складу ділянок зразка металічної зв'язки, одержаного з шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв, наведено в табл. 5.5 і 5.6.

Таблиця 5.5 – Дифракційні дані і фазовий склад ділянок зразка металічної зв'язки (фрагменти зв'язки для рис. 5.13, в, з)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,079	2,08	Cu	111
1,81	1,808	Cu	200
1,28	1,27	Cu	220
1,09	1,09	Cu	311

Таблиця 5.6 – Дифракційні дані і фазовий склад ділянок зразка металічної зв'язки (фрагменти зв'язки для рис. 5.13, д, е)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
3,36	3,37	Cu ₉ NiSn ₃	511
3,0	3,0	Cu ₉ NiSn ₃	600
2,079	2,08	Cu	111
1,81	1,808	Cu	200
1,28	1,27	Cu	220

Зареєстровані дифракційні максимуми від вказаних площин для фаз Fe і CrB₂ узгоджуються з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними даними [209, 210]. Отже, зразок металічної зв'язки складається з фаз Cu₉NiSn₃, NiSn₃ та твердих розчинів на основі міді.

Результати досліджень зразків КАМ, одержаних за різного тиску гарячого допресовування, у характеристичному рентгенівському випромінюванні елементів свідчать про їх нерівномірний розподіл як у зоні металічної зв'язки навколо алмазного зерна, так і на міжфазних границях (рис. 5.14...5.19) [206, 211, 212]. Для зразка 1, отриманого спіканням за температурою 800 °С протягом 60 хв з гарячим допресовуванням за тиску 100 МПа протягом 1 хв, у матриці композиту навколо алмазу міститься недостатня кількість заліза, у той час як його концентрація збільшується далеко від контакту алмаз–матриця (рис. 5.14). У зразку 2, отриманому за більшого часу (5 хв), ніж зразок 5 (1 хв), концентрація як заліза, так і нікелю вирівнюється (рис. 5.15). На поверхні контакту алмаз–матриця у такому випадку міститься більше заліза і нікелю, ніж у попередньому. У зразку 3, отриманого за більшого тиску (160 МПа), ніж зразок 2 (100 МПа), концентрація твердої фази вирівнюється (рис. 5.16). При збільшенні тривалості гарячого пресування від 1 до 5 хв концентрація заліза і нікелю на поверхні контакту алмаз–матриця продовжує вирівнюватися (рис. 5.17). За подальшого збільшення тиску пресування від 160 до 200 МПа концентрація елементів продовжує вирівнюватися (рис. 5.18 і 5.19).

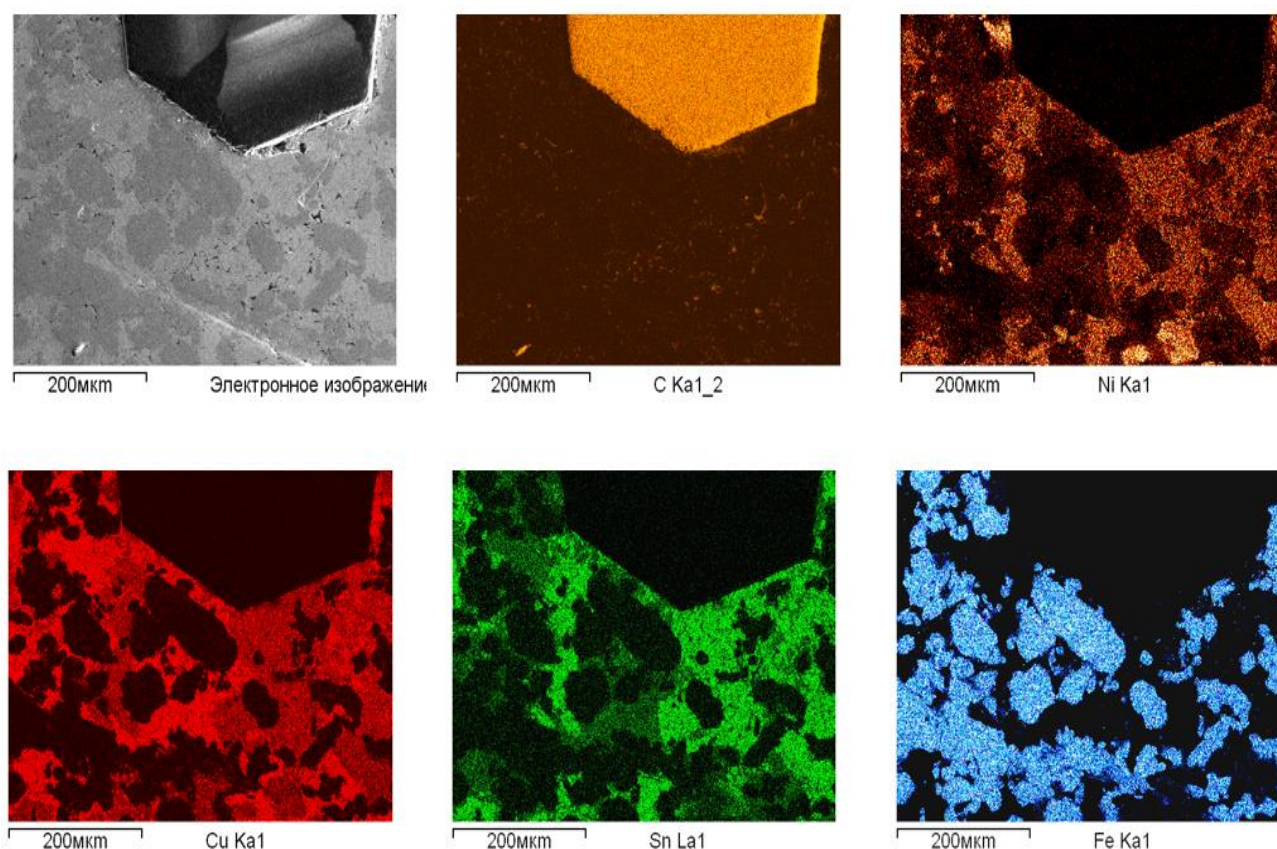


Рисунок 5.14 – Обр-зображення поверхні зразка 1 у характеристичному рентгенівському випромінюванні

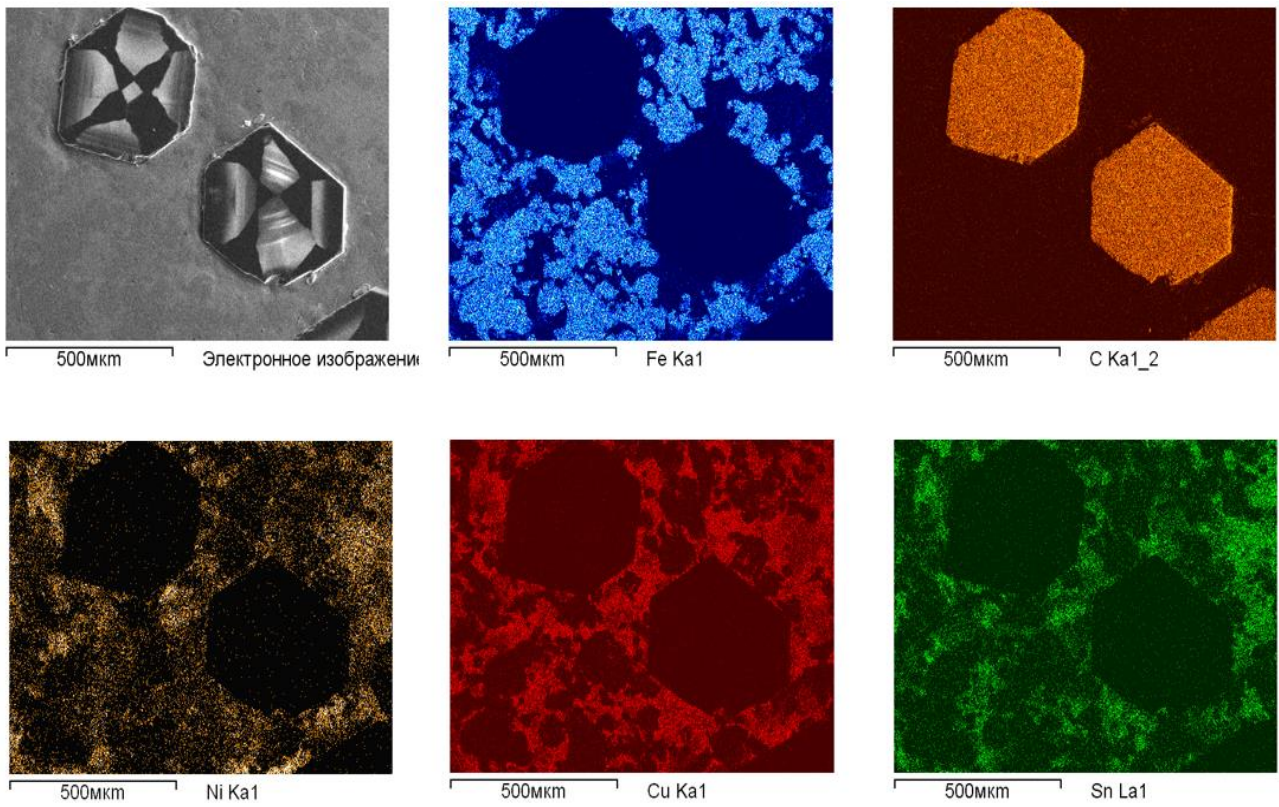


Рисунок 5.15 – Обр-зображення поверхні зразка 2 у характеристичному рентгенівському випромінюванні

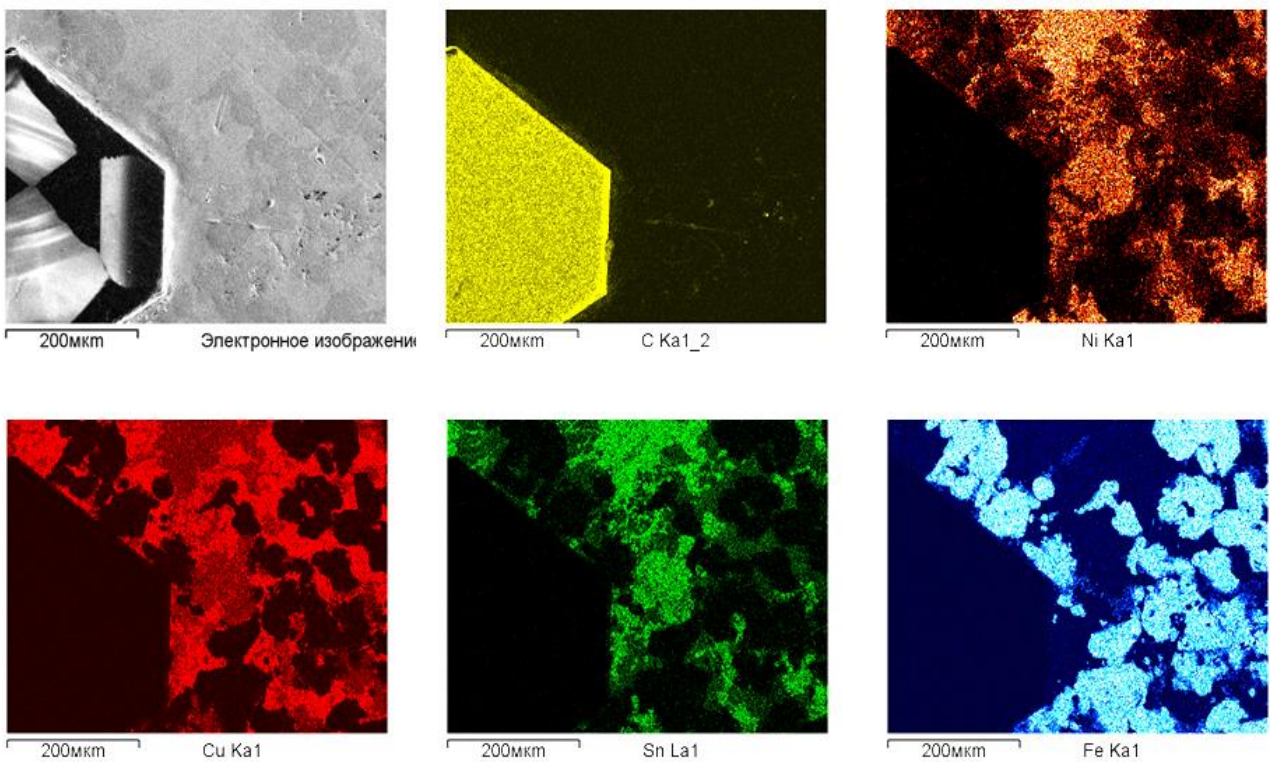


Рисунок 5.16 – Обр-зображення поверхні зразка 3 у характеристичному рентгенівському випромінюванні

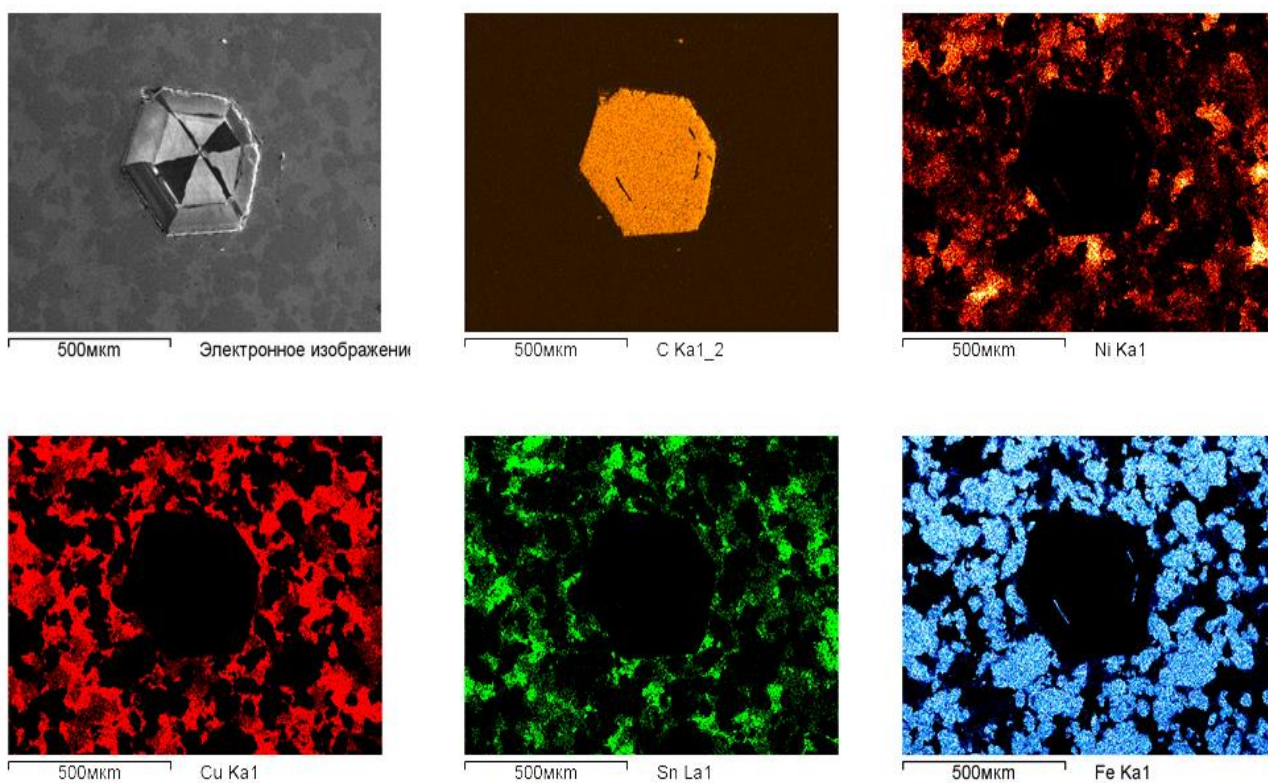


Рисунок 5.17 – Обр-зображення поверхні зразка 4 у характеристичному рентгенівському випромінюванні

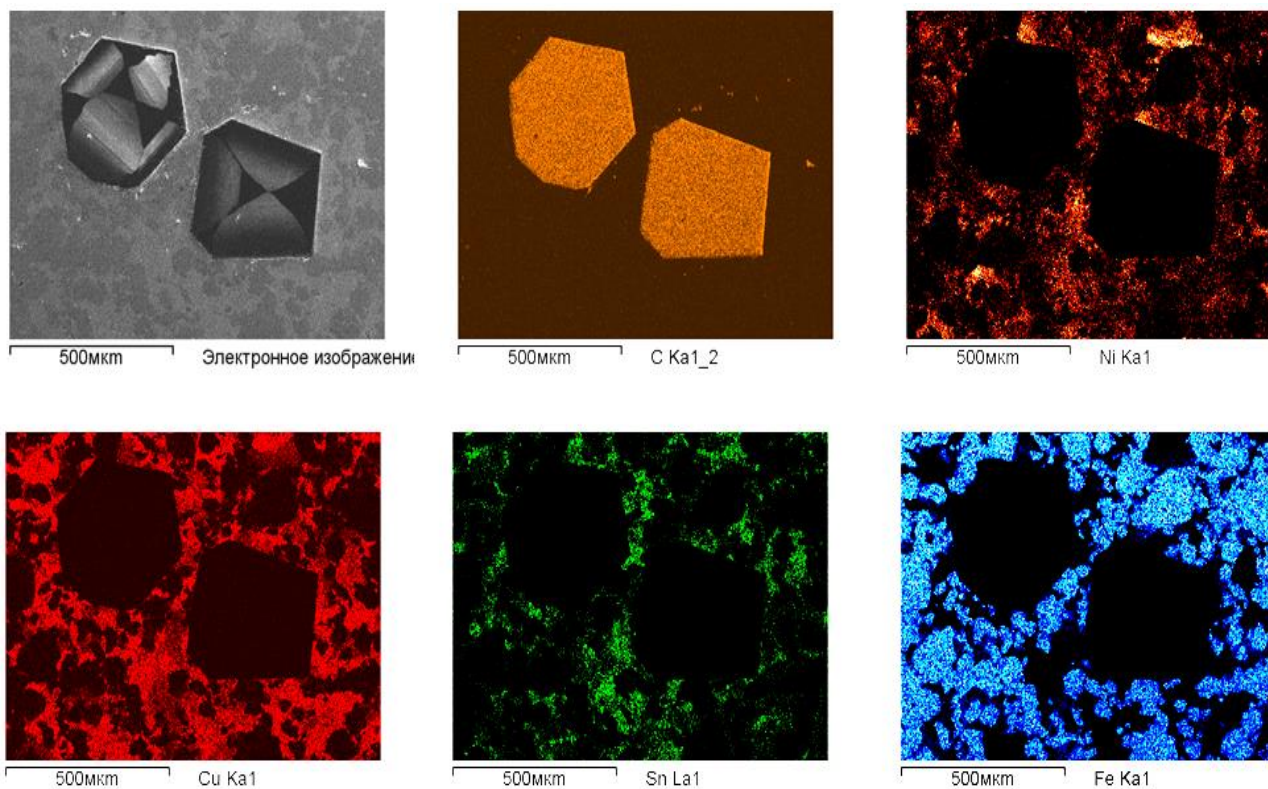


Рисунок 5.18 – Обр-зображення поверхні зразка 5 у характеристичному рентгенівському випромінюванні

При цьому концентрація заліза і нікелю на поверхні контакту алмаз–матриця найбільша при тривалості процесу 5 хв (рис. 5.19). Наведені дані свідчать, що дифузійні процеси між вихідними елементами досліджуваної системи залежить як від тиску, так і тривалості гарячої допресовки. Слід зазначити, що взаємодія елементами більш активно проходить при спіканні зразків за умовами більшого тиску і більшої тривалості гарячого пресування композиції.

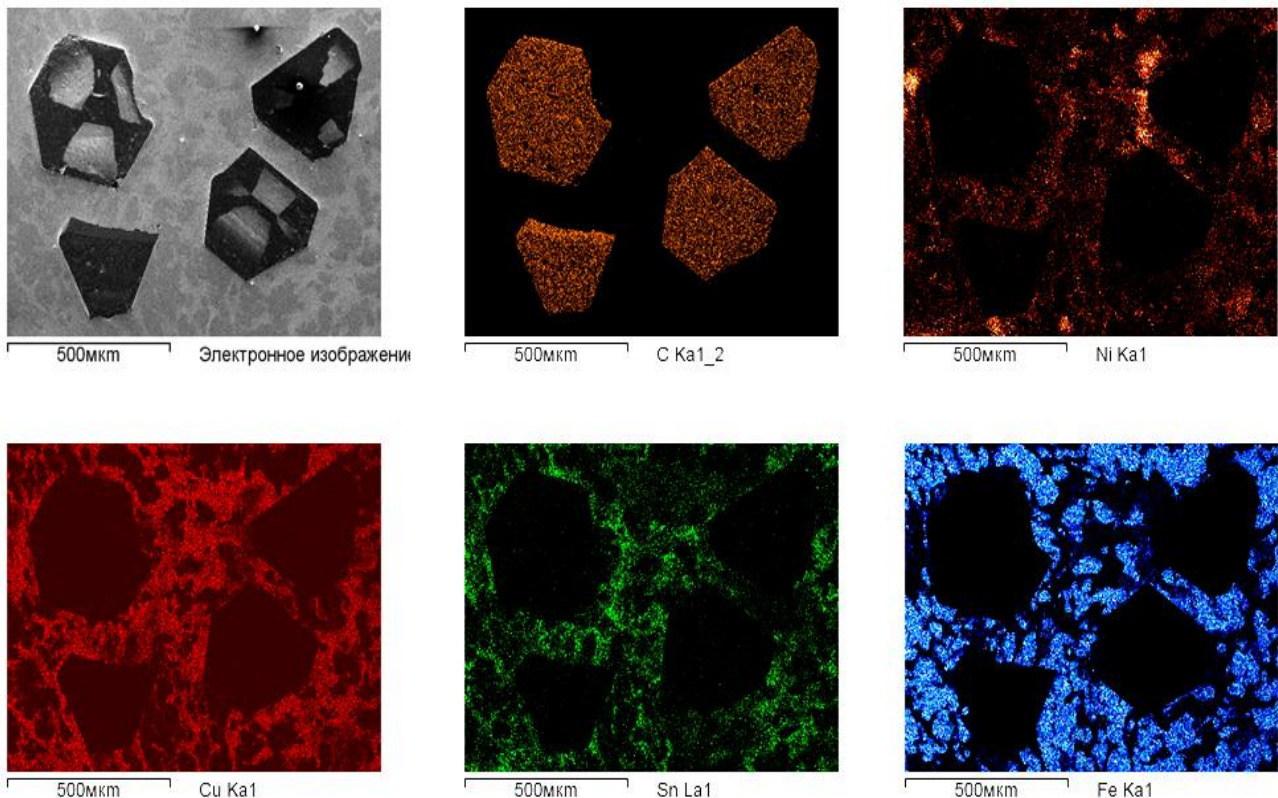


Рисунок 5.19 – Обр-зображення поверхні зразка 16 у характеричному рентгенівському випромінюванні

Отримані результати дають змогу стверджувати, що в умовах гарячого допресування композиції при тиску 160 і 200 МПа протягом 5 хв слід очікувати поліпшення структури з одночасним підвищенням показників алмазоутримання, зносостійкості та експлуатаційних властивостей КАМ. Нижче розглянемо особливості формування перехідної зони алмаз–металічна зв’язка та дослідимо її вплив на фізико-механічні властивості КАМ.

5.4.2. Аналіз структури перехідної зони алмаз–металічна зв’язка

Згідно результатам, одержаних методом ПЕМ, впливає, що перехідна зона алмаз–металічна зв’язка зразка, одержаного з шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn

(мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 5 хв складається з зерен заліза (α -Fe) і графітоподібного вуглецю (рис. 5.20). Вуглець являє собою хаотично розміщені нанодисперсні (не більше 50 нм) фрагменти (рис. 5.20, *а, в*). Основною особливістю мікроструктури перехідної зони цього зразка є присутність графіту, а також графіту зі слабкою дезорієнтацією, який розміщується переважно біля поверхні алмазних зерен. Кристали графіту складаються з орієнтованих зерен з плоскими поверхнями огранки (110, 101, 100) (рис. 5.20, *б*). На мікроелектронограмі (рис. 5.20, *б*) чітко видно текстурні максимуми (110), (101) і (100), які свідчать про наявність в перехідній зоні текстури. На мікроелектронограмі цього рисунку на кільцевих відбитках 002 графіту є два текстурні максимуми – один сильний, другий слабкий.

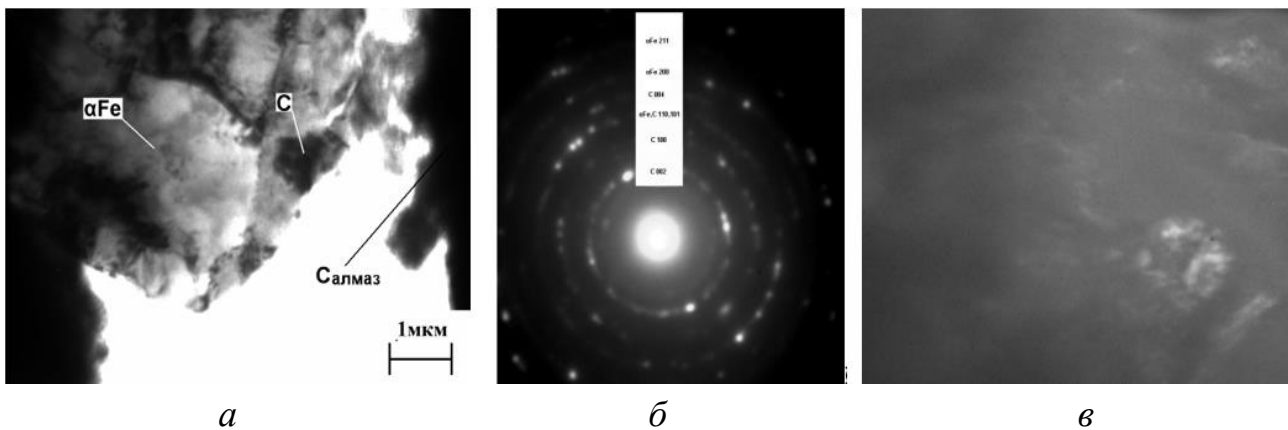


Рисунок 5.20 – Електронно-мікроскопічні зображення ділянок структури перехідної зони алмаз–зв’язка (*а, в*) і мікроелектронограма від неї (*б*) для зразка КАМ алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%), одержаного спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 5 хв:
а – світле поле; *б* – темне поле у відбитках графіту (002)

Для уточнення та з’ясування причин утворення графітових включень в перехідній зоні алмаз–металічна зв’язка нижче проведені детальні дослідження впливу технологічних параметрів гарячої допресовки на структуру і механічні властивості КАМ даної системи. Експериментальні результати цих досліджень для зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж однієї години, в залежності від параметрів гарячого допресовування наведено на рис. 5.21 [207, 208, 213].

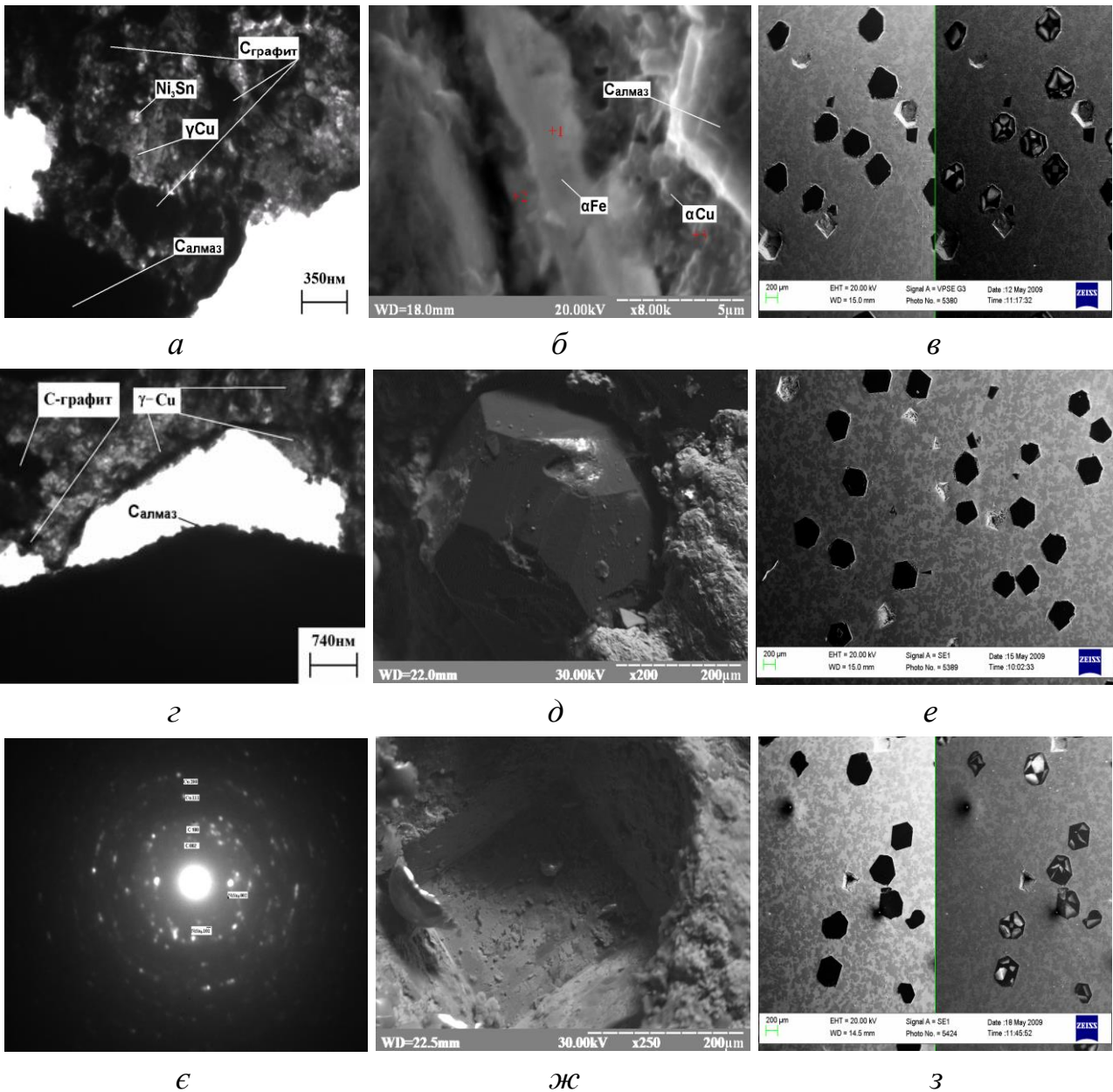


Рисунок 5.21 – Вплив умов $p-t$ гарячого допресовування на мікроструктуру зразків КАМ 1 ($a, б, в$), 2 ($г, д, е$), 3 ($ж, з$), одержаних з вихідної шихти, які підлягали спіканню в прес-формі в печі за температури $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ впродовж години: $a, г$ – ПЕМ-зображення перехідної зони; $б, д, ж$ – РЕМ-зображення зв'язки в оточенні алмаза; $в, е, з$ – катодолуміноесцентні топограми робочої поверхні; $е$ – мікроелектронограма перехідної зони для зразка 1: $1 - p = 100\text{ МПа}, t = 2\text{ хв}; 2 - p = 160\text{ МПа}, t = 2\text{ хв}; 3 - p = 160\text{ МПа}, t = 3\text{ хв}$

Видно (рис. 5.21, $a, г$), що перехідна зона алмаз–матриця на відміну від металевої зв'язки (рис. 5.13) 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 $\gamma\text{-Cu}$ і Ni_3Sn_3

(рис. 5.21, а, б, з, е) з графітовими включеннями (рис. 5.21, а, з), що є причиною її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування (рис. 5.21, а, з, д) та передчасного випадіння алмазних зерен з металічної зв'язки композиту (рис. 5.21, в, е, ж, з).

Основною особливістю мікроструктури перехідної зони досліджуваних КАМ (зразок 1) є присутність графітових включень (рис. 5.21, а, з), що розміщуються переважно біля поверхні алмазних зерен.

На мікроелектронограмі для цього зразка на кільцевих відбитках (рис. 5.21, е) чітко видно текстурні максимуми (111) і (200) для міді, (100) і (002) для графіту та (101) для Ni_3Sn , які свідчать про наявність в перехідній зоні текстури. Кристалічна структура і кількісний фазовий склад досліджуваного зразка КАМ наведено в табл. 5.7.

Таблиця 5.7 – Дифракційні дані для перехідної зони алмаз–металічна зв'язка зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 100 МПа впродовж 2 хв

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
3,32	3,38	$C_{\text{графіт}}$	002
3,06	3,07	Ni_3Sn	101
2,22	2,22	$C_{\text{графіт}}$	100
2,07	2,08	Cu	111
1,82	1,808	Cu	200

Аналіз отриманих результатів показав, що в процесі формування зразків КАМ (зразки 1–3) відбувається взаємодія між елементами, яка спричиняє утворення сполук $NiSn_3$ і твердих розчинів на основі міді, що підтверджується зміною параметрів кристалічної решітки, порівняно з чистими елементами для міді ($a = 3,615 \text{ \AA}$). Перехідна зона такого КАМ, одержаного з шихти алмаз–Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%), спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за тиску від 100 до 160 МПа впродовж 3 хв, завжди складається з фаз γ -Cu і $NiSn_3$ з графітовими включеннями (рис. 5.21, а, з, е), що є причиною її передчасного руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування (рис. 5.21, д) та випадіння частинок алмазів зі зв'язки композиту (рис. 5.21, в, е, ж, з). Таким чином, порівняння отриманих даних свідчить про те, що структура перехідної зони алмаз–металічна зв'язка зразків КАМ (рис. 5.20 і 5.21, табл. 5.5 і 5.6) суттєво відрізняється від структури

зразків металічної зв'язки (рис. 5.12–5.19, табл. 5.3, 5.4). Основною відмінністю структури перехідної зони КАМ, одержаних за тиску 200 МПа (зразки 4 і 5), від КАМ, виготовлених при більш низькому тиску гарячої допресовки (зразки 1–3), є присутність у перших прошарків Fe_3C нанорозмірної товщини (рис. 5.22, *a, z*). На мікроелектронограмі перехідної зони зразка 5 на кільцевих відбитках виявлені інтерференційні максимуми (110), (200), (211) для $\alpha\text{-Fe}$ і (021), (022) для Fe_3C та відсутність графітових включень (рис. 5.22, *e*).

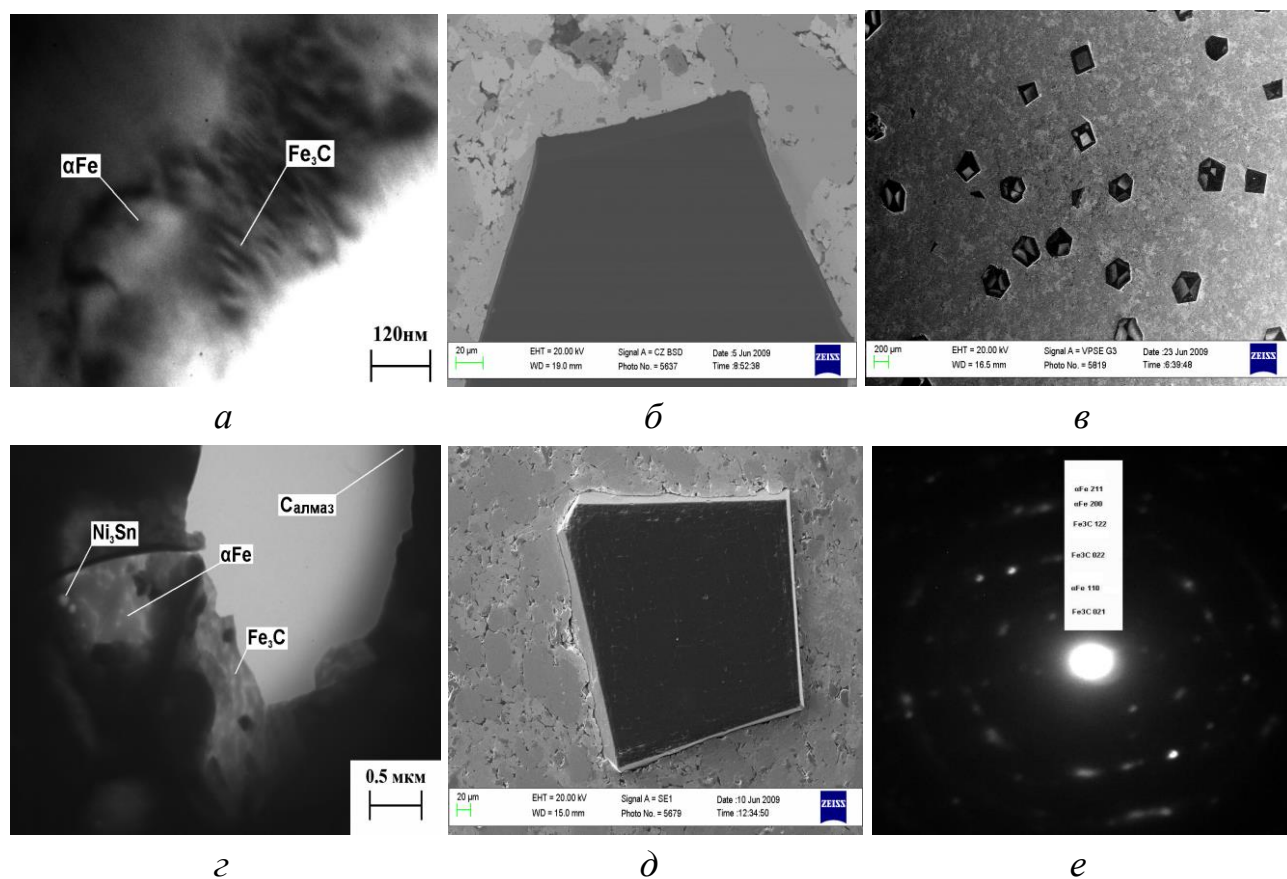


Рисунок 5.22 – ПЕМ-зображення перехідної зони алмаз–металічна зв'язка (*a, z*) і РЕМ-зображення зв'язки в оточенні алмаза (*б, д*), катодоліуміноцентрна топограма робочої поверхні зразка 4 (*в*) та мікроелектронограма перехідної зони зразка 5 (*e*):

$$4 - p = 200 \text{ МПа}, t = 2 \text{ хв}; 5 - p = 200 \text{ МПа}, t = 3 \text{ хв}$$

Крім цього, в перехідній зоні зразків 4 і 5 відсутні графітові утворення, мікротріщини і пори. Ця обставина обумовлена тим, що за дозволеного тиску та тривалості гарячого допресовування атоми вуглецю, які утворилися під час графітизації поверхні алмазних зерен на етапі спікання композиції у печі, легко продифундували в кристалічну решітку $\alpha\text{-Fe}$, утворюючи його карбіди. Значна

доля цього вуглецю знаходиться на поверхні алмазів, що є визначальним у формуванні своєрідної наноструктури в перехідній зоні (табл. 5.8).

Таблиця 5.8 – Дифракційні дані і фазовий склад перехідної зони алмаз–матриця зразка C_{ал}–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%), отриманого спіканням в прес-формі з гарячим допресовуванням

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
3,32	3,38	C _{графіт}	002
2,1	2,12	C _{графіт}	100
1,99	2,00	Fe ₃ C	022
2,02	2,01; 2,0	α -Fe, C _{графіт}	110, 101
1,6	1,69	C _{графіт}	004
1,84	1,85	Fe ₃ C	122
1,43	1,428	α -Fe	200
1,17	1,16	α -Fe	211

Отже, атомам вуглецю, утворених в результаті графітизації поверхні алмазів на етапі спікання композиції, вигідно розташовуватися біля твердих частинок заліза, ніж в оточенні рідкої фази в системі Cu–Sn. Усі зазначені ефекти відбуваються тільки за мінімально допустимої величини тиску та тривалості гарячого допресовування.

При вдалому визначенні параметрів гарячого допресовування досліджуваної композиції вуглець, який утворився в результаті графітизації поверхні алмазів під час спікання в прес-формі у печі, стає додатковим джерелом для надання КАМ нових корисних властивостей. У цьому випадку в інструменті висота зношених алмазів перевищує половину їх діаметра (рис. 5.22, б, д), що суттєво поліпшує алмазоутримання (рис. 5.22, в, е).

Слід зазначити, що при невдалому визначенні параметрів гарячого допресовування в перехідній зоні зразків 1–3 спостерігається нещільний контакт алмаз–матриця, відшарування матриці від алмазних частинок та порожнини (рис. 5.21, а, г, д), що спричиняє її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасне випадіння алмазів з матриці (рис. 5.21, в, е, ж, з).

5.4.3. Механічні характеристики композитів

Результати визначення мікротвердості, міцності на згин і стиск зразків досліджуваних зразків 1–5 КАМ наведено в табл. 5.9. Вона наочно демонструє, що оптимізація технологічних режимів гарячого допресовування композиції

алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) поліпшує показники механічних властивостей КАМ. Так, збільшення тиску гарячого допресовування з 100 до 200 МПа і тривалості процесу з 2 до 3 хв підвищило мікротвердість ділянок металічної зв'язки для фаз γ -Cu з 2,60 (зразок 1) до 2,99 ГПа (зразок 5) і відповідно для NiSn₃ 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 846 МПа і згин – з 640 до 680 МПа, що забезпечило надійну їх роботу під час різання граніту.

Підвищення показників механічних характеристик у зразках 4 і 5 порівняно 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 та їх фізико-механічні властивості.

Таким чином, отримані результати свідчать про те, що структура перехідної зони алмаз–матриця значно відрізняється від структури металевої зв'язки, внаслідок взаємодії вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, з її компонентами в процесі гарячої допресовки. Значна доля цього вуглецю знаходиться на поверхні алмазів, що є визначальним у формуванні своєрідної наноструктури в перехідній зоні.

Таблиця 5.9 – Механічні властивості отриманих зразків КАМ

Зразок	Тиск, МПа	Час гарячого допресовування, хв	Мікротвердість H_v , ГПа			Границя міцності під час стиску σ_c , МПа	Границями цності під час згину σ_z , 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	840	675
5	200	3	2,99	3,63	4,34	846	680

Встановлені закономірності є актуальними і вагомими як для теорії, оскільки вони поглиблюють вже встановлені підходи щодо прогнозування фізичного стану алмазовмісних композицій під час їх формування, так і технології – дають змогу впливати на взаємодію елементів у потрібному напрямку та одержувати КАМ з новими корисними властивостями.

5.5. Дослідження структури і властивостей композитів системи алмаз–Co–Cu–Sn

Для виготовлення ріжучих, свердлувальних, шліфувальних та полірувальних інструментів для потреб камінообробної промисловості широкого використання набули КАМ на металевих зв'язках, що містять залізо, мідь і олово [45–48, 55–59]. Ці композити забезпечують відносно високі механічні характеристики інструментів та їх надійність під час роботи. У цьому параграфі проведені дослідження впливу параметрів гарячого допресовування та введення добавки CrB_2 до складу шихти алмаз–80Co–12Cu–8Sn (мас.%) на формування структури і властивостей КАМ.

5.5.1. Аналіз впливу технологічних режимів гарячої допресовки на структуроутворення в системі алмаз–Co–Cu–Sn

Експериментальні результати дослідження поверхні контакту алмаз–металічна зв'язка зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–80Co–12Cu–8Sn (мас.%) спіканням у прес-формах у печі за температури $800\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за різних технологічних режимів наведено на рис. 5.23.

Видно, що на поверхні поділу алмаз–металічна зв'язка зразків КАМ, одержаних за тисків 100 МПа (рис. 5.23, а) (зразок 1) і 160 МПа (рис. 5.23, б) (зразок 2), спостерігається відшарування металічної зв'язки від алмазних частинок, щілини та порожнини. Усе це знижує зносостійкість КАМ. При підвищенні тиску гарячої допресовки від 160 до 200 МПа виявлено поліпшення контакту алмаз–металічна зв'язка у зразка 3 (рис. 5.23, в). Зі збільшенням тривалості процесу на поверхні контакту алмаз–металічна зв'язка зразка 4 щілини та пори зникають (рис. 5.23, г). Це обумовлено тим, що за дозволеного тиску та тривалості процесу частинки кобальту контактують з поверхнею алмазних частинок, витискуючи рідку фазу у системі Cu–Sn в середину зв'язки. У цьому разі в композиції під час її формування можуть змінюватися фазові перетворення.

Результати структурного дослідження перехідної зони алмаз–металічна зв'язка цих зразків наведено на рис. 5.24.

Порівнюючи одержані результати з даними структурного аналізу (рис. 5.23), бачимо, що перехідна зона для зразка 1, отриманого за тиску 100 МПа впродовж 3 хв, складається з фаз Cu і $\text{C}_{\text{графіт}}$ (рис. 5.24, а). У цьому випадку з алмазними зернами контактує евтектична рідина у системі Cu–Sn, що

перешкоджає провзаємодії вуглецю, утвореного за графітизації алмазів під час спікання композиції, з твердою фазою (кобальтом) в процесі її гарячої допресовки. За збільшення тиску від 100 до 160 МПа в перехідній зоні зразка 2 (рис. 5.24, б) виявлено фази Cu і Co. При подальшому підвищенні тиску від 160 до 200 МПа структура перехідної зони зразка 3, одержаного за тривалості процесу 3 хв, не змінюється (рис. 5.24, в). На мікроелектронограмі цього зразка на кільцевих відбитках (рис. 5.24, г) видно текстурні максимуми (111), (200) і (220) для міді, що вказує на наявність в перехідній зоні текстури.

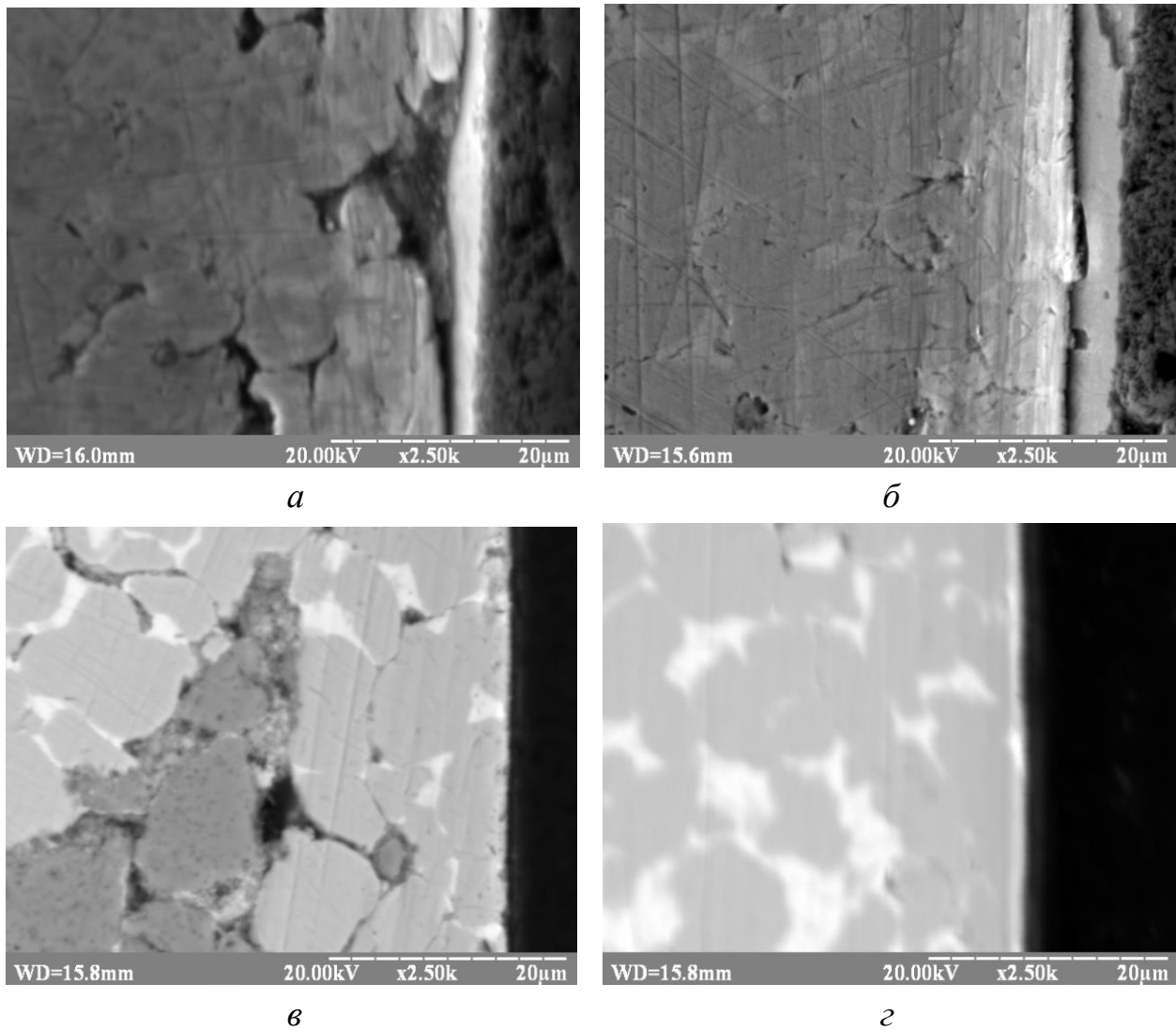


Рисунок 5.23 – СЕМ-зображення поверхні металічної зв’язки в оточенні алмаза зразків 1–4 КАМ, одержаних з шихти алмаз–80Co–12Cu–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С вповодж години з гарячим допресовуванням при:

a – $p = 100$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 1); *б* – $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 2);
в – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 3); *г* – $p = 200$ МПа, $t = 5$ хв (зразок 4)

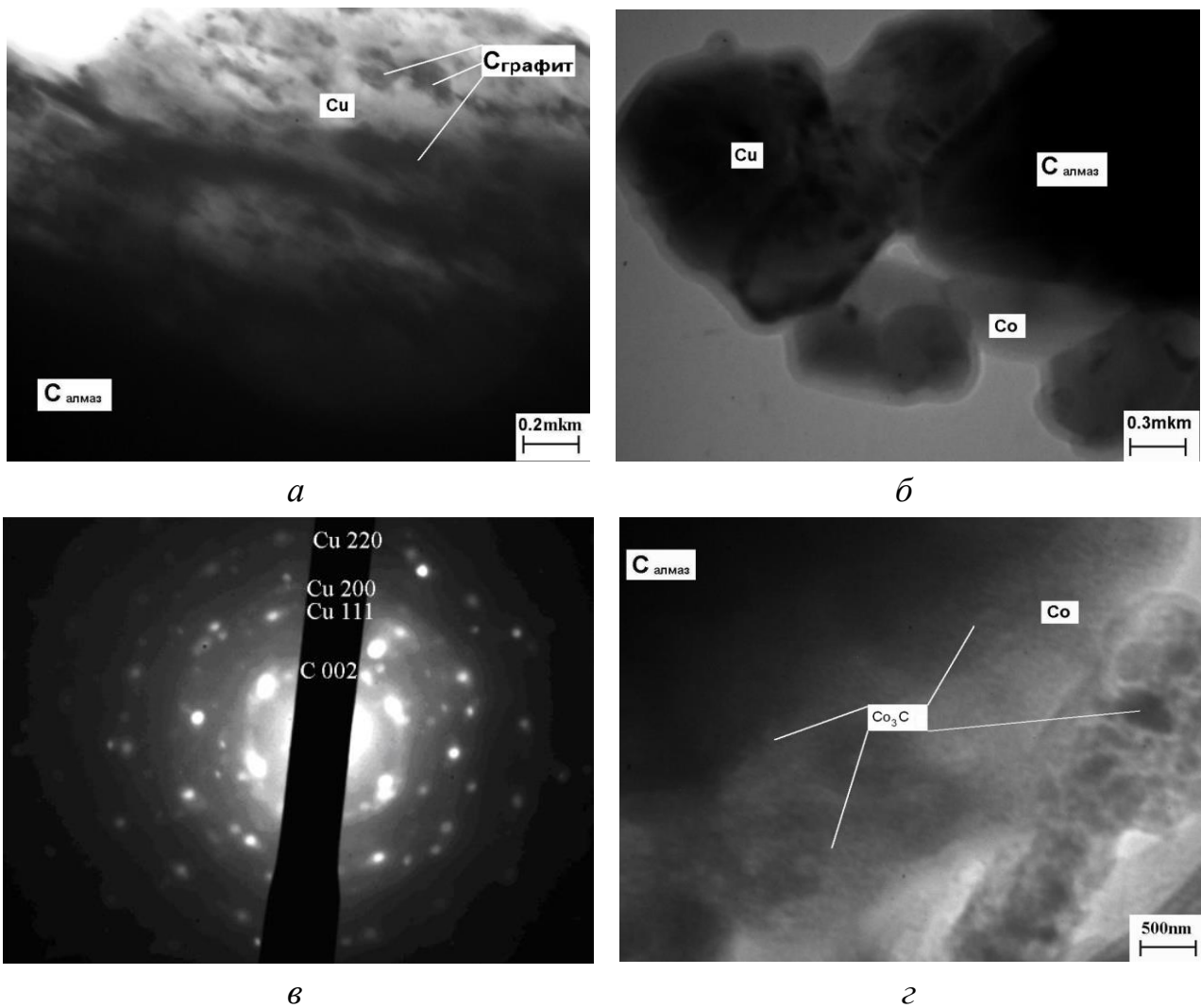


Рисунок 5.24 – Електронно-мікроскопічні зображення фаз Cu і $C_{\text{графіт}}$ (а), Cu і Co (б), Co і Co_3C (г) в перехідній зоні алмаз–зв’язка зразків КАМ (1, 2, 4) і мікроелектронограма перехідної зони зразка 3 (в), отриманих з шихти алмаз–80Co–12Cu–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж години з гарячою допресовкою за умов, що на рис. 5.23

На мікроелектронограмі на кільцевих відбитках 002 графіту виявлено як сильні, так і слабкі текстурні максимуми, які свідчать про наявність в перехідній зоні графітових утворень. Кристалічна структура і кількісний фазовий склад досліджуваного зразка КАМ наведено в табл. 5.10. Зі збільшення тривалості процесу в перехідній зоні зразка 4 виявлено фази Co і Co_3C та відсутність графітових включень і недоліків різного типу (рис. 5.24, г). Відзначимо, що в цьому разі тверді частинки кобальту повністю витискують рідку фазу в системі Cu–Sn з поверхні алмазних частинок в середину зв’язки. Проте присутність в перехідній зоні алмаз–металічна зв’язка крихкої фази Co_3C перешкоджає суттєво підвищити крихко-міцність і, як наслідок, зносостійкість таких КАМ.

Таблиця 5.10 – Дифракційні дані і фазовий склад перехідної зони зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–80Co–12Cu–8Sn (мас.%) спіканням у прес-формі у печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при тиску 200 МПа впродовж 3 хв

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
3,32	3,38	C _{графіт}	002
3,06	3,07	Ni ₃ Sn	101
2,22	2,22	C _{графіт}	100
2,07	2,08	Cu	111
1,82	1,808	Cu	200

Отже, атомам вуглецю, утворених в результаті графітизації алмазів під час спікання композиції у печі, ліпше розташовуватися біля кристалічної решітки Co, ніж в оточенні рідкої фази в системі Cu–Sn. Усі зазначені ефекти відбуваються тільки за вдалого визначення параметрів гарячого допресовування. Тоді в перехідній зоні спостерігається щільний контакт алмаз–металічна зв'язка (рис. 5.24, з), що трохи поліпшує службові властивості КАМ. За невдалого визначення параметрів гарячого допресовування в перехідній зоні зразків 1 і 2 спостерігається нещільний контакт алмаз–металічна зв'язка, відшарування зв'язки від алмазних частинок, зазори та порожнини (рис. 5.23, а, б і рис. 5.24, а, б), що спричиняє її передчасне руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та знижує зносостійкість КАМ.

Результати визначення мікротвердості, міцності на згин і стиск одержаних зразків 1–4 КАМ наведено в табл. 5.11.

Таблиця 5.11 – Механічні властивості отриманих зразків КАМ

Зразок	Тиск, МПа	Час гарячого допресовування, хв	Мікротвердість H_v , ГПа			Міцність на стиск σ_c , МПа	Міцність на згин σ_z , МПа
			γ -Cu	Ni ₃ Sn	Co		
1	100	3	0,270	2,82	0,910	770	645
2	160	3	0,286	3,03	0,950	780	665
3	200	3	0,295	3,48	0,990	810	675
4	200	5	0,299	3,63	1,024	816	690

Як бачимо, оптимізація технологічних режимів гарячого допресовування сприяє поліпшенню механічних властивостей КАМ. Так зі збільшенням тиску з

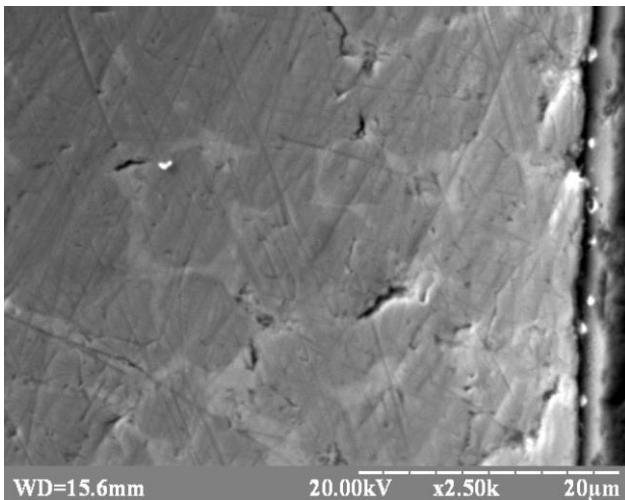
160 до 200 МПа підвищується мікротвердість ділянок зв'язки для фаз γ -Cu з 0,286 до 0,295 ГПа (зразки 2 і 3) і відповідно для Co з 0,95 до 0,99 ГПа. При цьому спостерігається підвищення показників міцності на стиск з 780 до 810 МПа і згин з 665 до 675 МПа. Зі збільшенням тривалості гарячої допресовки від 3 до 5 хв в металічній зв'язці зразка 4, на відміну від зразка 3, виявлено незначне підвищення мікротвердості, міцності на стиск і згин. Підвищення показників механічних характеристик у зразках 3 і 4 порівняно зі зразками 1 і 2 іще раз вказує на те, що взаємодія елементів при одержанні КАМ відбувається по-різному, і насамперед, вона залежить від технологічних параметрів гарячого допресовування і по-різному впливає на процеси структуроутворення та їх фізико-механічні властивості. Отримані результати свідчать про те, що на структуру перехідної зони чинить вплив взаємодія вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, з компонентами зв'язки в процесі її гарячого допресовування.

Зносостійкість досліджуваних зразків КАМ, на відміну від їх механічних характеристик, змінюється більш суттєво. Порівняльні випробування показали, що після шліфування кварцитового пісковика за однакових умов, знос зразка 4 (2,9 карат) в півтори рази перевищує знос зразка 1 (4,4 карат). Цей ефект пов'язаний з тим, що під час гарячого допресовування зразка 4 вуглець, який утворився за графітизації поверхні алмазів під час спікання в прес-формах у печі, продифундував в кристалічну решітку Co з утворенням в перехідній зоні наноструктури з Co_3C .

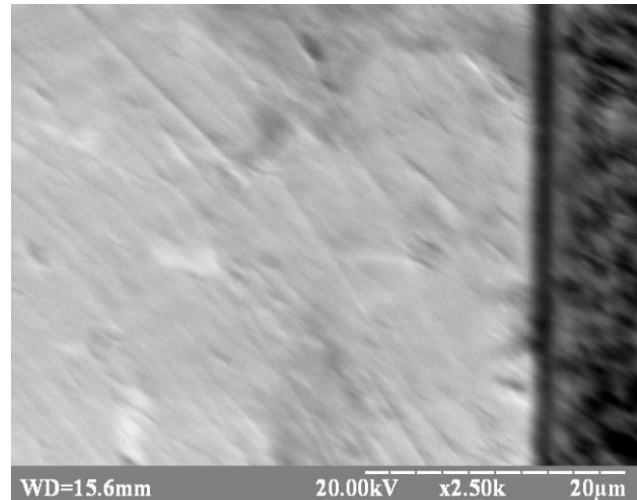
Слід відзначити, що зносостійкість зразків одержаних з шихт алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) і алмаз–80Co–12Cu–8Sn (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням за оптимізованих режимів майже не відрізняється. Але показники різальних властивостей зразків першого типу кращі, що обумовлено більшим вмістом рідкої фази в системі Cu–Sn. Нижче проведені дослідження впливу добавки CrB_2 до складу шихти алмаз–80Co–12Cu–8Sn (мас.%) на структуру перехідної зони і механічні властивості КАМ.

5.5.2. Аналіз впливу CrB_2 на структуру і механічні характеристики КАМ, одержаних комбінованим способом

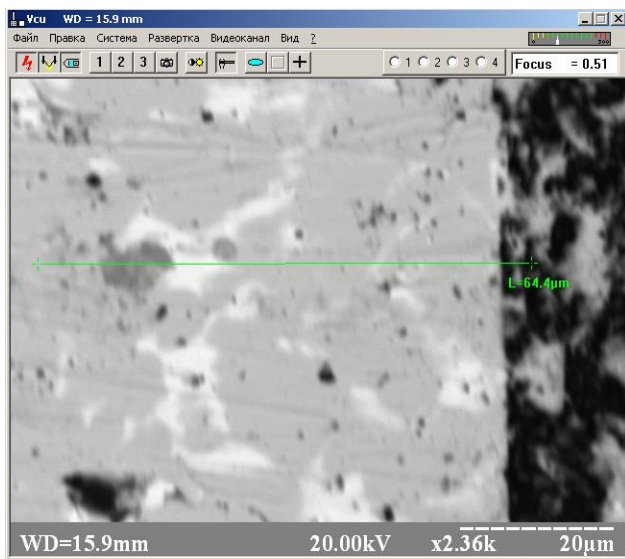
Результати дослідження структури КАМ, одержаних з шихти алмаз–78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2 CrB_2 (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж однієї години залежно від параметрів гарячого допресовування наведено на рис. 5.25.



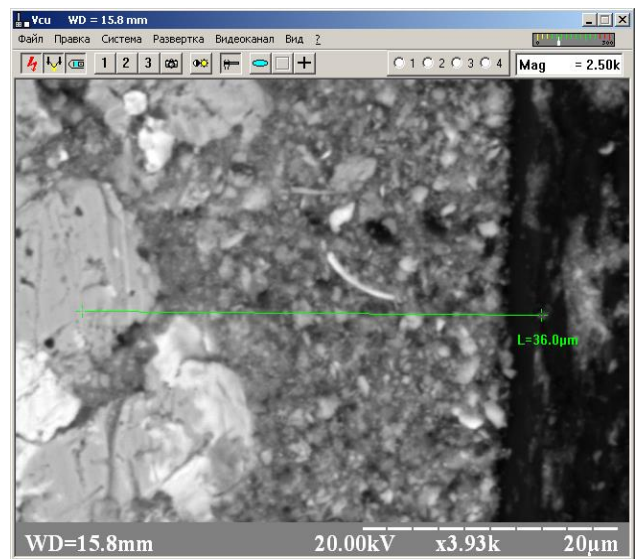
a



б



в



г

Рисунок 5.25 – СЕМ-зображення зв'язки зразків 1–4 КАМ, одержаних з шихти алмаз–78,4Со–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при:
a – $p = 100$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 1); *б* – $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 2);
в – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 3); *г* – $p = 200$ МПа, $t = 5$ хв (зразок 4)

У структурі зразка 1, одержаного за тиску гарячої допресовки 100 МПа впродовж 3 хв, спостерігається нещільний контакт алмаз–металічна зв'язка та порожнини на міжфазних границях у зв'язці (рис. 5.25, *a*). Зразки 2 і 3, одержані за більших тисків (відповідно 160 і 200 МПа), мають більш щільний контакт алмаз–металічна зв'язка (рис. 5.25, *б, в*).

За збільшенням тривалості процесу з 3 до 5 хв на поверхні контакту алмаз–металічна зв'язка зразка 4 щілини та пори зникають та відбувається здрібнення структури зв'язки в оточенні алмазного зерна (рис. 5.25, *г*). Це обумовлено тим,

що під впливом тиску частинки кобальту і дибориду хрому контактують з поверхнею алмазних частинок, а евтектична рідина у системі Cu–Sn мігрує в середину зв’язки. В композиції відбувається додаткове ущільнення компонентів, яке супроводжується перерозподілом елементів та структурно-фазовими перетвореннями.

Графічні залежності розподілу елементів Sn, Fe, Ni, Cu і Cr в одержаних зразках КАМ за товщиною матриці в оточенні алмаза наведено на рис. 5.26.

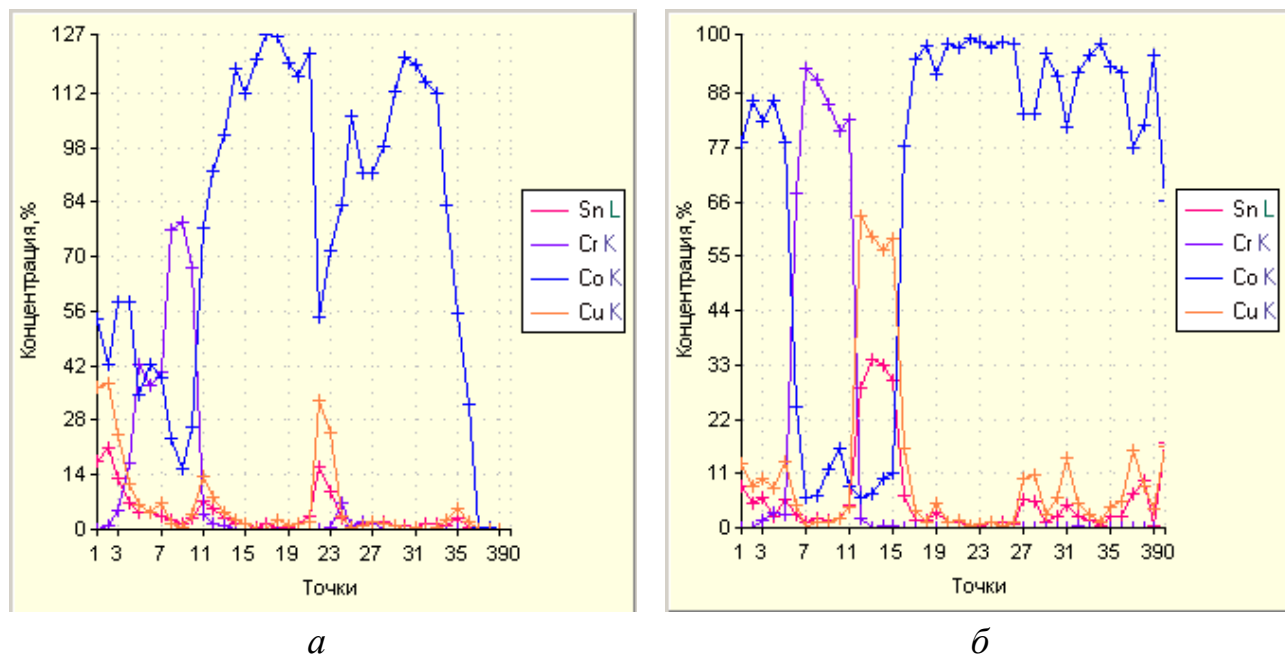


Рисунок 5.26 – Розподіл елементів в металічній зв’язці в оточенні алмазного зерна в зразках 3 (а) і 4 (б), отриманих з шихти алмаз–78,4Со–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при:
a – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв; *б* – $p = 200$ МПа, $t = 5$ хв

Аналіз отриманих залежностей вказує на те, що концентраційний розподіл елементів в металічній зв’язці навколо алмазного зерна залежить від складу вихідних речовин, тиску та тривалості гарячого допресовування. Основною рисою розподілу елементів в металічній зв’язці зразка 4, одержаного за більшого часу гарячого допресовування, від зразка 3, виготовленого за меншого часу, є присутність у першому більшої кількості кобальту та хрому (рис. 5.26, *a*, *б*).

Отже, структура і залежності розподілу елементів в металічній зв’язці навколо алмазного зерна в розглянутих зразках КАМ відрізняються, що є результатом взаємодії елементів, яка по-різному впливає на структуру та властивості.

З рис. 5.27, *a*, *б* видно, що структура перехідної зони алмаз–металічна зв'язка зразків 1 і 2, одержаних за тиску 100 МПа при тривалості гарячого допресовування відповідно 2 і 3 хв, складається з фази γ -Cu з графітовими включеннями, що є причиною її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасного випадіння алмазів із металічної зв'язки. Зазначене пов'язано з тим, що в процесі формування даної композиції на етапі спікання в печі евтектична рідина в системі Cu–Sn контактує з алмазом і перешкоджає взаємодії вуглецю, утвореного за графітизації алмазів, з твердими фазами Co і CrB₂.

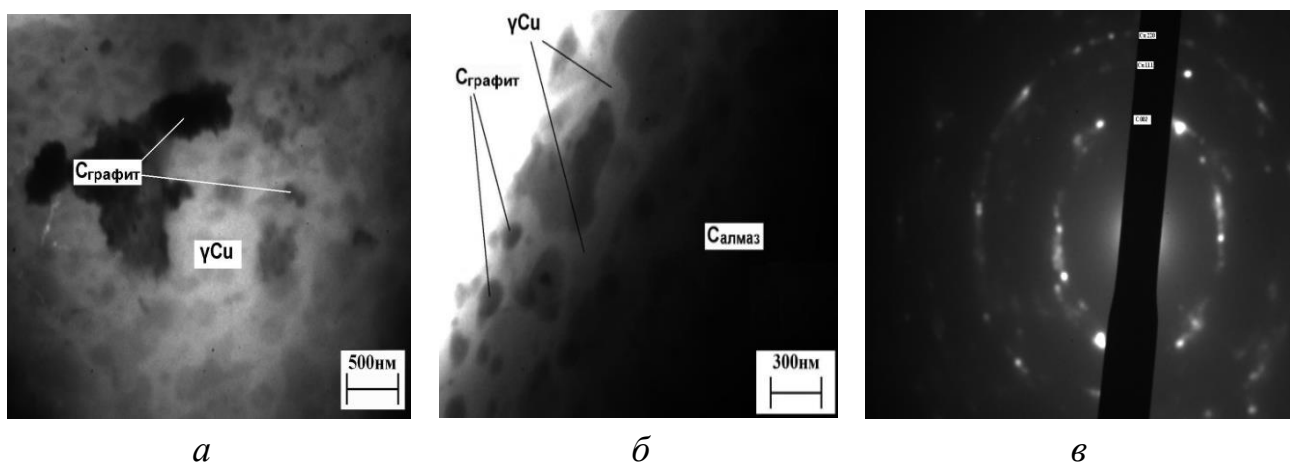


Рисунок 5.27 – Електронно-мікроскопічні зображення перехідної зони зразків 1 (*a*) і 2 (*б*) та мікроелектронограма перехідної зони для зразка 1 (*в*), одержаних з шихти алмаз–78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при $p = 100$ МПа, $t = 2$ хв (*a*), $t = 3$ хв (*б*)

Усе це є причиною виділення вуглецю у вигляді графітових включень в перехідній зоні, що погіршує механічні та експлуатаційні властивості таких композитів.

На мікроелектронограмі для зразка 1 на кільцевих відбитках (рис. 5.27, *в*) чітко видно текстурні максимуми (111) і (220) для міді, які свідчать про наявність в перехідній зоні текстури.

На мікроелектронограмі на кільцевих відбитках 002 графіту виявлено як сильні, так і слабкі текстурні максимуми, які свідчать про наявність в перехідній зоні графітових утворень.

Розрахунки міжплощинної віддалі і кількісного фазового складу зразка 1 наведено в табл. 5.12.

Таблиця 5.12 – Дифракційні дані і фазовий склад перехідної зони зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–78,4Со–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при $p = 100$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 1)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
3,32	3,38	C _{графіт}	002
2,07	2,08	Cu	111
1,82	1,808	Cu	200

У випадку підвищення тиску гарячого допресовування з 100 до 160 МПа у структурі перехідної зони алмаз–металічна зв'язка зразка 5, одержаного впродовж 2 хв, крім фази γ -Cu виявлено ще й фазу дибориду хрому у вигляді ізольованих включень (рис. 5.28, *a*). При цьому контакт алмаз–металічна зв'язка щільний, без видимих порожнин, щілин та інших дефектів.

На мікроелектронограмі для цього зразка на кільцевих відбитках (рис. 5.28, *є*) чітко видно текстурні максимуми (111), (200) для кобальту та (101) для дибориду хрому, які свідчать про наявність в перехідній зоні текстури. За збільшення тривалості гарячого допресовування з 2 до 3 і 5 хв в перехідній зоні зразків 6 і 7 виявлено фази Со і прошарків з Cr₃C₂ нанорозмірної товщини (рис. 5.28, *б*, *в*).

Механізм утворення наноструктури з Cr₃C₂ обумовлений тим, що в цьому випадку атоми вуглецю, які утворилися за графітизації поверхні алмазів на етапі спікання композиції, продифундували в кристалічну решітку CrB₂ під час її гарячого допресовування.

Як бачимо, внаслідок збільшення тиску та тривалості процесу, частинки твердих фаз композиції взаємодіють з алмазом (утвореним вуглецем), що призводить до зневуглецювання, і як наслідок, поліпшення структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка та властивостей КАМ.

Зі збільшенням тиску гарячої допресовки з 160 до 200 МПа структура перехідної зони у зразків 8–10 КАМ (рис. 5.28, *г–е*) має аналогічну будову, що й і зразки 5–7 (рис. 5.28, *а–в*). Проте взаємодія між елементами за більших значень тиску і тривалості процесу сильніша. Тут атоми вуглецю, утворені за графітизації поверхні алмазних зерен на етапі спікання композиції, легко продифундували в кристалічну решітку CrB₂ і Со під час її гарячого допресовування, що призвело до утворення наноструктурних утворень в перехідній зоні з Cr₃C₂ і Со₃С (рис. 5.28, *б–е*) і, як наслідок, підвищення адгезійних властивостей на границі поділу алмаз–металічна зв'язка та зносостійкості КАМ.

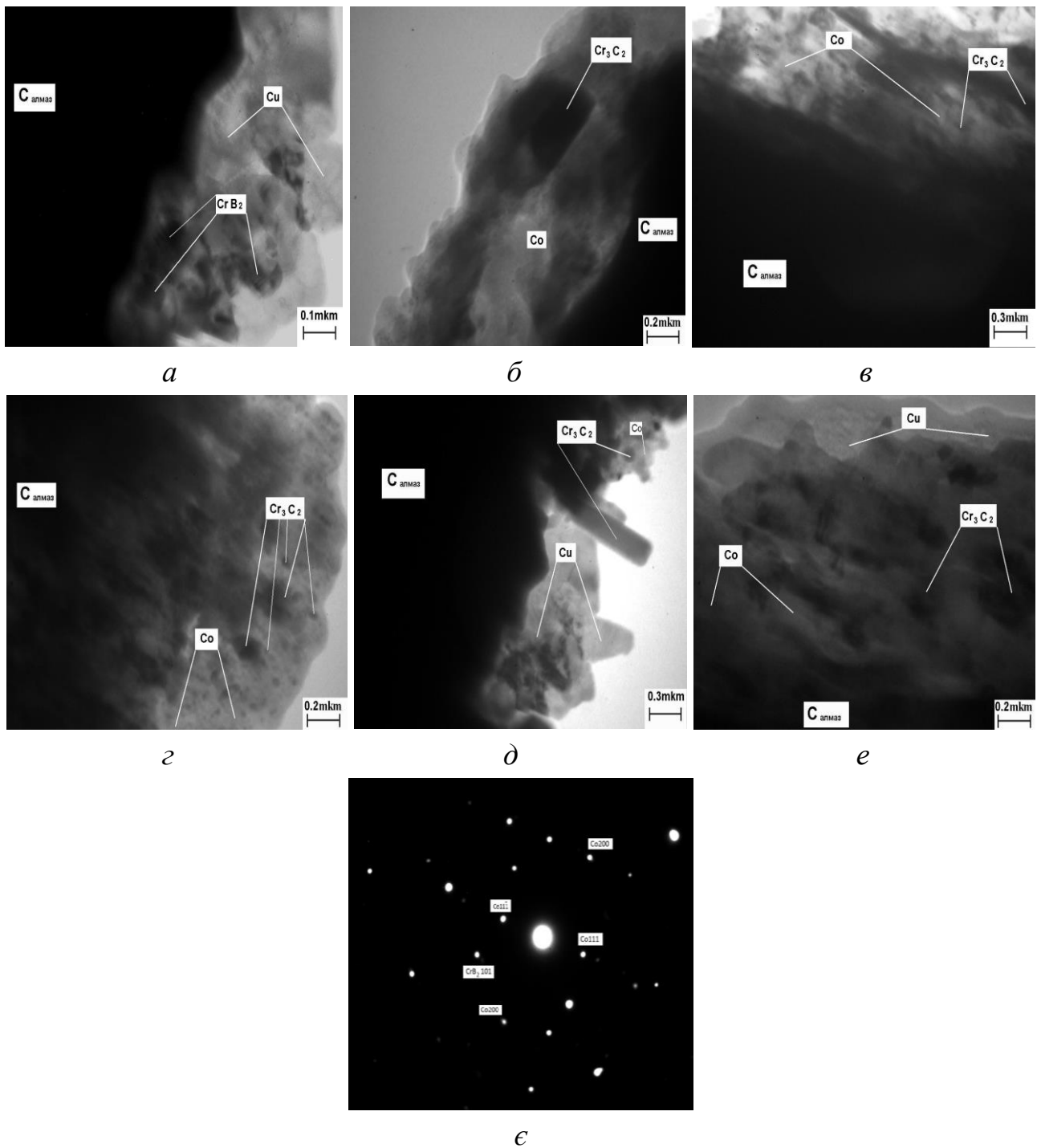


Рисунок 5.28 – Вплив технологічних режимів гарячої допресовки на структуру перехідної зони зразків 5 (а, б), 6 (в), 7 (г), 8 (д), 9 (е) і 10 (є) при $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв (а, б), $t = 3$ хв (в), $t = 5$ хв (г); $p = 200$ МПа, $t = 2$ хв (д), $t = 3$ хв (е), $t = 5$ хв (є); мікроелектронограма перехідної зони зразка 5

Отже, знаючи параметри системи та технологічні режими гарячого допресовування, які спричиняють дифузію вуглецю, утвореного за графітизації алмазів на етапі спікання, можна легко впливати на механічні та експлуатаційні характеристики алмазовмісних матеріалів.

5.6. Композиційні алмазовмісні матеріали на основі металічних зв'язок, що містять залізо, кобальт, нікель, мідь, олово і диборид хрому

У попередніх параграфах розглянуто особливості КАМ на основі металічних зв'язок, що містять значну кількість рідкої фази в системі Cu–Ni–Sn, одержаних спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з наступним гарячим допресовуванням за різних тисків. Слід відзначити, що іноді КАМ для оснащення алмазних відрізних сегментних кругів для роботи в екстремальних умовах виготовлять на основі металічних зв'язок, які містять значну кількість твердої фази заліза, кобальту та різноманітних добавок тугоплавких сполук. На даний час, зокрема, невідомо оптимальний вміст твердих фаз в системах алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂) і алмаз–(Co–Cu–Sn–CrB₂). Надлишок заліза, кобальту, нікелю і дибориду хрому та недостатня температура спікання не дозволяють отримати КАМ з високою зносостійкістю, і навпаки, висока температура та недостача твердих фаз погіршують механічні властивості таких композитів.

Нижче проведені дослідження структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка композитів складу алмаз–68,60Fe–9,8Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (зразок 1), алмаз–54,8Fe–24Co–9,6Ni–5,76Cu–3,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (зразок 2) і алмаз–63,7Fe–14,7Ni–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (зразок 3), одержаних спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 850 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 200 МПа і тривалості процесу 3 хв.

З рис. 5.29, *а* видно, що на границі поділу алмаз–металічна зв'язка у зразка 1, одержаного з шихти алмаз–68,60Fe–9,8Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 850 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 200 МПа і тривалості процесу 3 хв спостерігається відшарування металічної зв'язки від поверхні алмазного зерна, щілини та порожнини. У даному випадку ці процеси та ефекти негативно впливають на властивості КАМ, включаючи і зносостійкість. Введення порошку нікелю та зменшення рідкої фази в системі Cu–Sn призвело до зменшення товщини щілини та пор на границі поділу алмаз–металічна зв'язка у зразка 2 (рис. 5.29, *б*). Бачимо, що вилучення кобальту із складу вихідної суміші для зразка 2 і збільшення кількості нікелю, а також рідкої фази в системі Cu–Sn призвело до поліпшення структури зв'язки навколо алмазного зерна в композиті (рис. 5.29, *в*). При цьому структура зв'язки в оточенні алмазного зерна зразка 3 дещо дрібніша, порівняно зі зразками 1 і 2. Крім цього, на границі поділу

алмаз–металічна зв’язка у зразка 3 виявлено відсутність щілин та порожнин, порівняно зі зразками 1 і 2, одержаних з інших вихідних сумішей.

Бачимо, що введення дибориду хрому до вихідної шихти досліджуваних алмазовмісних композицій призвело до здрібнення структури металічної зв’язки в оточенні алмазних частинок в результаті взаємодії елементів під час формування зразків КАМ.

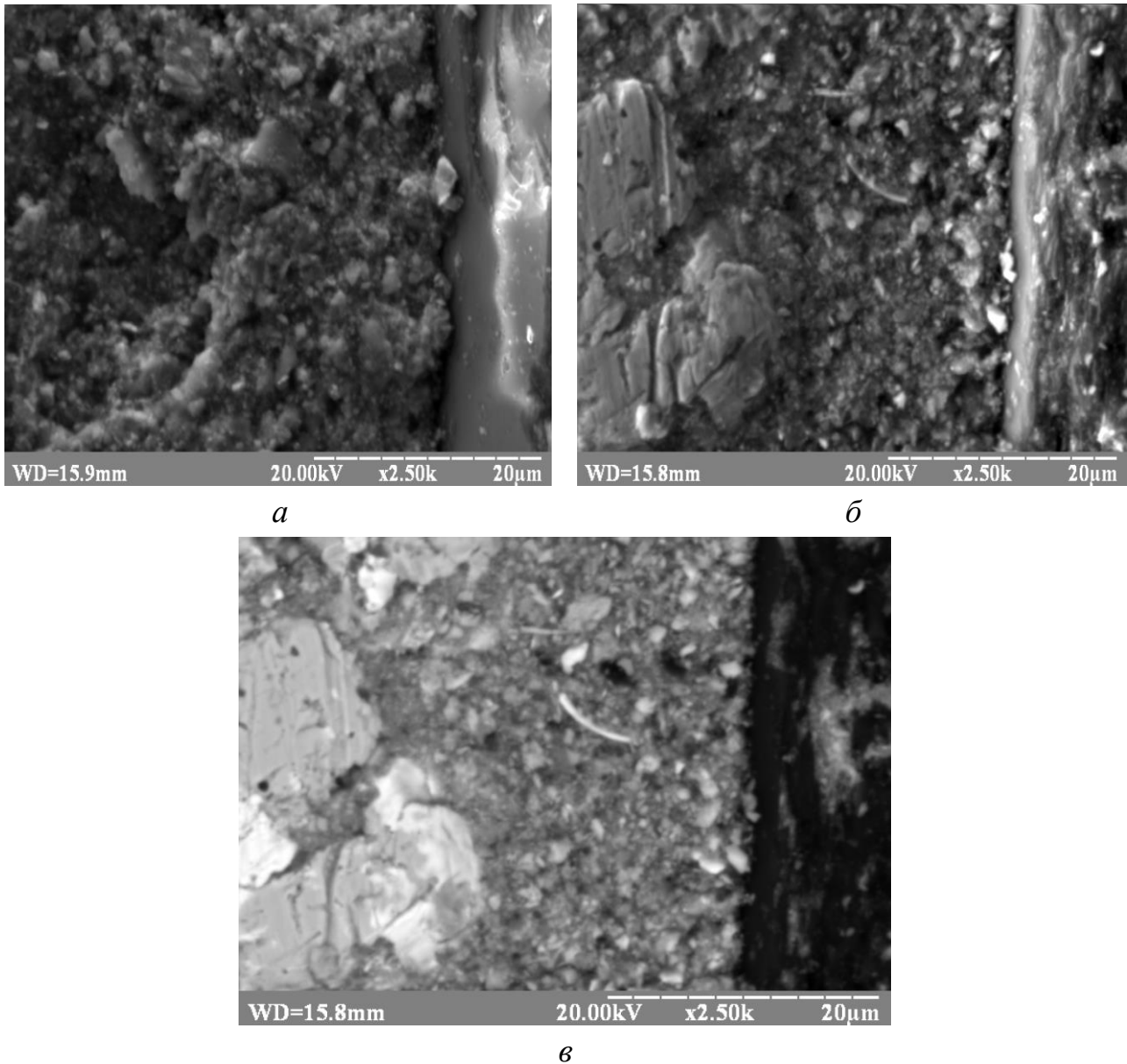


Рисунок 5.29 – СЕМ-зображення поверхні зв’язки в оточенні алмаза КАМ, одержаних з шихти алмаз–68,6Fe–9,8Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (а), алмаз–54,8Fe–24Co–9,6Ni–5,76Cu–3,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (б), алмаз–63,7Fe–14,7Ni–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%), одержаних спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 850 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 200 МПа протягом 3 хв

Слід відзначити, що ця взаємодія супроводжується структурно-фазовими перетвореннями, які впливають на фізико-механічні властивості композиційних алмазовмісних матеріалів.

Графічні залежності розподілу елементів Sn, Fe, Ni, Cu і Cr в одержаних зразках КАМ за товщиною матриці в оточенні алмаза наведено на рис. 5.30.

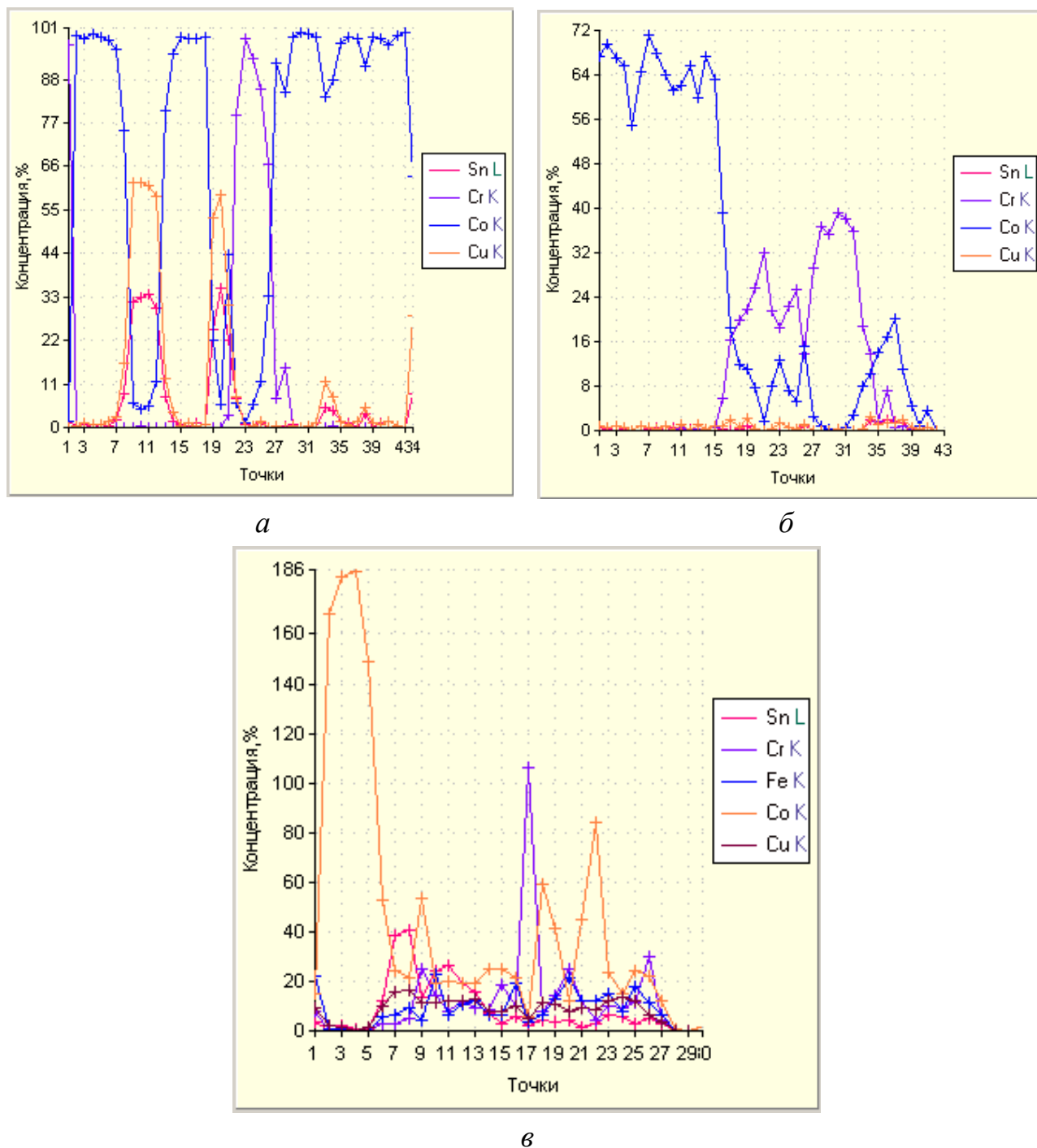


Рисунок 5.30 – Графічні залежності розподілу елементів в одержаних зразках КАМ 1 (*a*), 2 (*б*) і 3 (*в*) за товщиною металічної зв'язки в оточенні алмазного зерна (такі самі умови одержання зразків, як на рис. 5.29)

Аналіз отриманих залежностей вказує про те, що концентраційний розподіл елементів в металічній зв'язці навколо алмазного зерна залежить від складу вихідних речовин, тиску і тривалості гарячого допресовування. Основною рисою розподілу елементів в металічній зв'язці в оточенні алмазного зерна зразка 3, порівняно зі зразками 1 і 2, є присутність у першому усіх елементів, включаючи і хром (рис. 5.30, *в*, і *б*, *а* відповідно), що вказує на активну взаємодію складових композиції в процесі її спікання. Ця взаємодія під час формування металоалмазної композиції може впливати на структуру та фізико-механічні властивості КАМ, включаючи алмазоутримання, і як, наслідок зносостійкість. Питання контролювання процесами взаємодії елементів під час формування алмазовмісних композицій стосується проблеми одержання КАМ з високими технологічними властивостями різного функціонального призначення та розширення межі їх застосування.

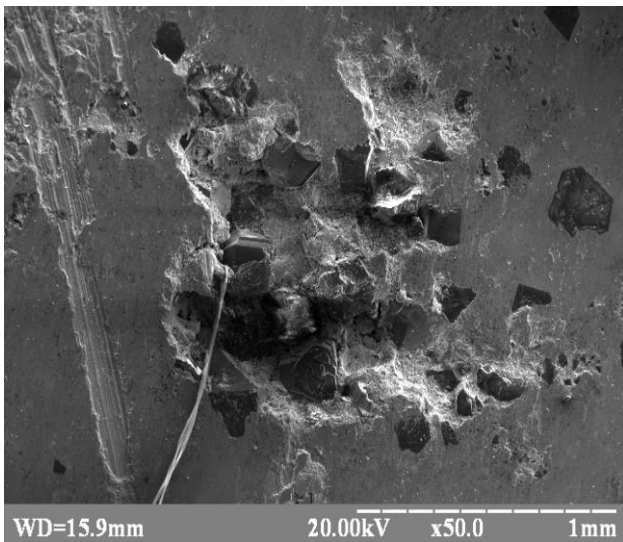
Отже, змінюючи склад вихідних речовин можна цілеспрямовано впливати на перерозподіл елементів в металічній зв'язці в оточенні алмазних частинок, і як наслідок, на алмазоутримання та зносостійкість КАМ.

Отже, змінюючи склад вихідних речовин можна цілеспрямовано впливати на перерозподіл елементів в металічній зв'язці в оточенні алмазних частинок, і як наслідок, на алмазоутримання і зносостійкість КАМ. Нижче акцентували увагу на природу підвищеного алмазоутримання в одержаних вище КАМ.

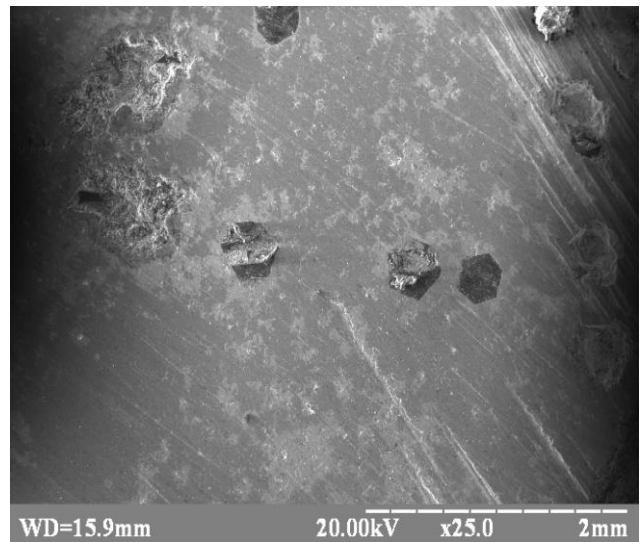
Методами структурного аналізу встановлено, що у зразків 1 і 2 (рис. 5.31, *а* і *б* відповідно) спостерігається передчасне випадіння алмазів із металічної зв'язки, що знижує їх зносостійкість.

Контакт алмаз металічна зв'язка у цих ситуаціях нещільний (рис. 5.25, *а* і *б*), що може бути наслідком взаємодії елементів даних композицій під час їх формування. Видно (рис. 5.31, *в*), що показники алмазоутримання у зразка 3 мають вищий рівень, ніж у зразків 1 і 2. Контакт алмаз–металічна зв'язка тут щільний (рис. 5.29, *б* і рис. 5.29, *в*), без видимих порожнин та відшарувань зв'язки від поверхні алмазного зерна. Зазначені ефекти відбуваються тільки при вдалому визначенні складу вихідної шихти та технологічних режимів гарячого допресовування.

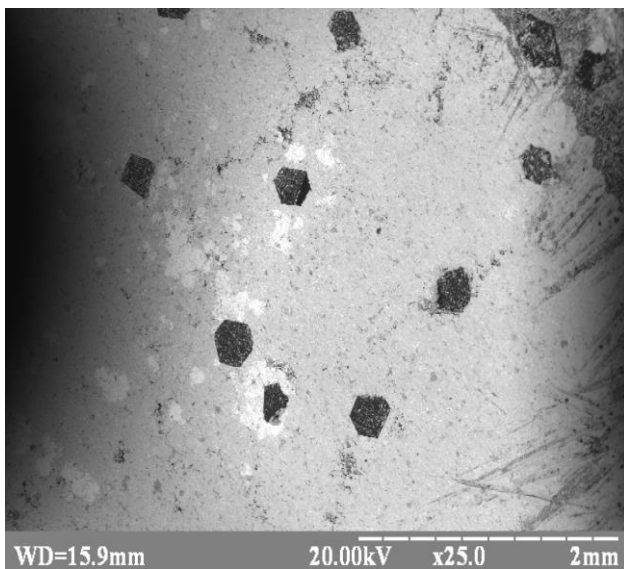
Порівнюючи одержані результати (рис. 5.31) з даними структурного аналізу (рис. 5.32, *а*), бачимо, що перехідна зона для зразка 1, отриманого з шихти алмаз–68,60Fe–9,8Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂) (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж однієї години з наступним гарячим допресовуванням при тиску 200 МПа і тривалістю процесу 3 хв, складається з фаз Со, Со₃С з графітовими включеннями.



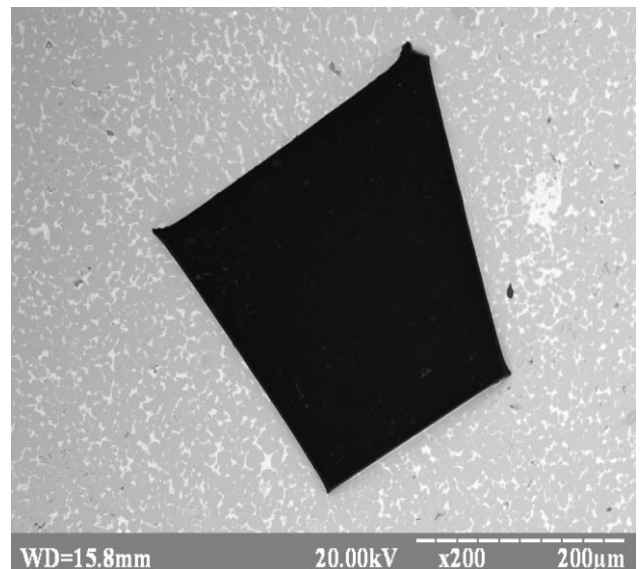
a



б



в



г

Рисунок 5.31 – Катодолюміноцентні зображення поверхні зразків КАМ 1 (*a*), 2 (*б*) і 3 (*в*, *г*)

В перехідній зоні алмаз–металічна зв’язка зразка 2, одержаного з шихти алмаз–54,8Fe–24Co–9,6Ni–5,76Cu–3,84Sn–2CrB₂ (мас.%) виявлені фази Co і Cu. Структура перехідної зони КАМ зразка 3, одержаного з шихти алмаз–63,7Fe–14,7Ni–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%), на відміну від зразків 1 і 2, складається з фази α-Fe і складної боридної фази Cr_{1.65}Fe_{0.35}B_{0.96} нанорозмірної товщини (рис. 5.32, *в*), що призводить до покращення властивостей цих КАМ. Проте в структурі перехідної зони цього зразка виявлено ще й графітові включення (рис. 5.32, *в*). Це означає, що під час формування таких композицій атоми вуглецю, утворені внаслідок графітизації поверхні алмазних зерен на етапі спікання, не змогли повністю продифундувати в кристалічну решітку заліза,

кобальту і дибориду хрому, що є причиною утворення графітових включень, і як наслідок, передчасного руйнування перехідної зони під час роботи КАМ за механізмом інтенсивного розтріскування та випадіння алмазів з металічної зв'язки.

При підвищенні тривалості гарячої допресовки від 3 до 5 хв в структурі перехідної зони алмаз–металічна зв'язка виявлено фазу кобальта (рис. 5.32, *з*) та відсутність прошарків з нових фаз. Це пояснюється тим, що на границі поділу алмаз–металічна зв'язка, скоріше усього, відсутній атомарний вуглець (відсутність дислокацій і мікропорожнин на поверхні алмазного зерна, що є джерелом для графітизації алмазів).

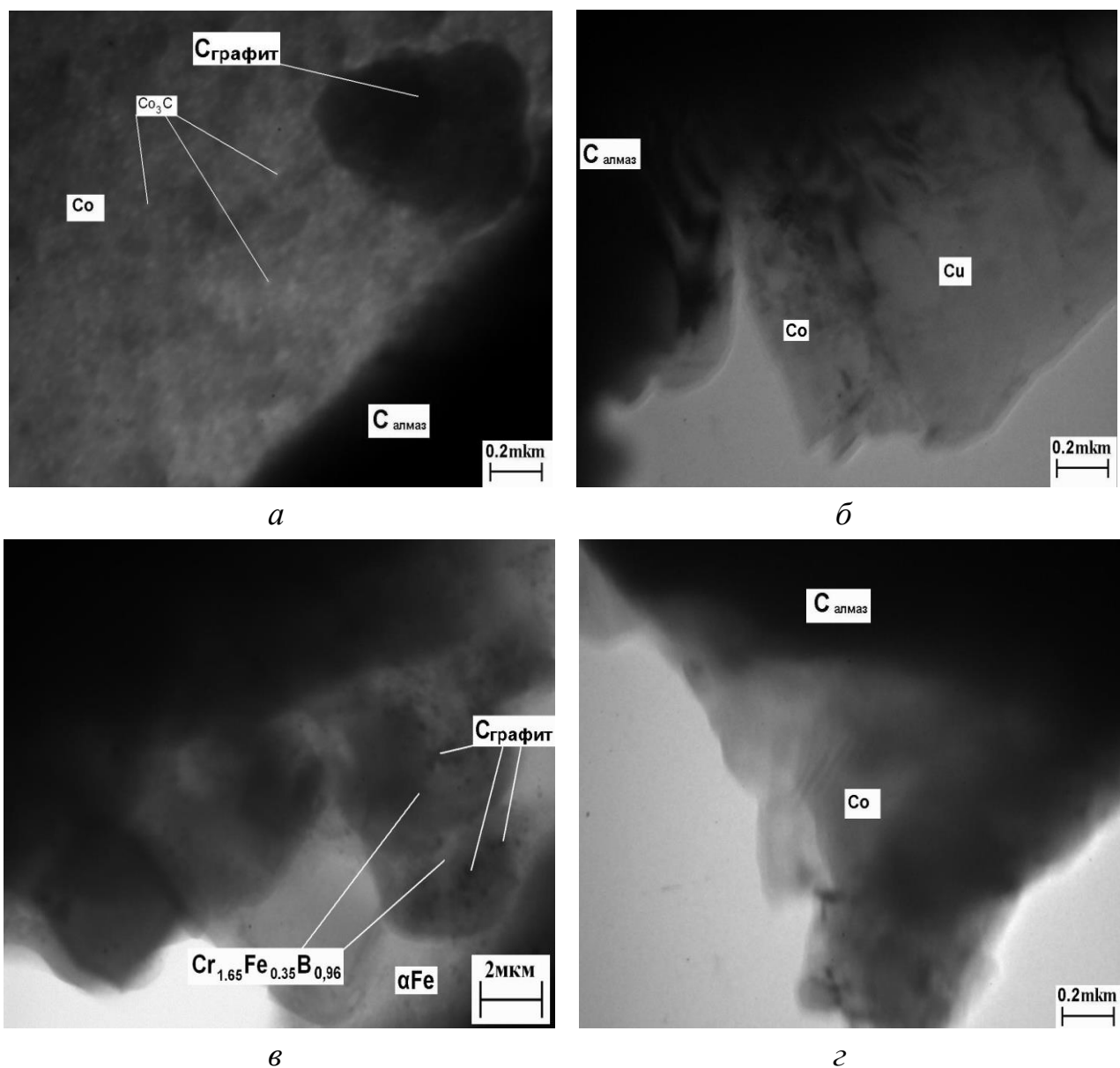


Рисунок 5.32 – Електронно-мікроскопічні зображення утворених фаз в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка зразків КАМ 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*) і 4 (*з*)

Таким чином, отримані результати показали, що структура перехідної зони КАМ на основі гетерогенних металічних зв'язок, що містять залізо, кобальт, нікель, мідь, олово і диборид хрому за присутності значної кількості твердих фаз, відрізняється від структури перехідної зони композитів систем алмаз–(Fe–Co–Ni–Sn–CrB₂) і алмаз–(Co–Cu–Sn–CrB₂). Ця взаємодія залежить від складу вихідних речовин і по-різному впливає на зносостійкість КАМ та експлуатаційні властивості інструментів на їх основі.

5.7. Зносостійкість композиційних алмазовмісних матеріалів

Проводилися дослідження зносостійкості КАМ діаметром 10 мм і товщиною 10 мм в процесі шліфування кварцитового пісковіку. КАМ виготовлено на основі сумішей алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) (зразок 1), алмаз–80Co–12Cu–8Sn (мас.%) (зразок 2), алмаз–78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (зразок 3), алмаз–68,60Fe–9,8Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (зразок 4), алмаз–54,8Fe–24Co–9,6Ni–5,76Cu–3,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (зразок 5), алмаз–63,7Fe–14,7Ni–11,76Cu–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) (зразок 6) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 200 МПа впродовж 3 хв. Для виготовлення зразків КАМ використовували алмази марки АС160Т зернистістю 400/313. Відносна концентрація алмазів в композиті $K = 35\%$. Випробування зразків КАМ на зносостійкість проводили на спеціальному стенді при шліфуванні кварцитового пісковіку при вертикальному навантаженні на зразок 10 кг, швидкості ковзання 4 м/с впродовж 600 с. В якості охолоджувальної рідини використовували звичайну воду. Зносостійкість зразків визначали ваговим методом. Результати стендових випробувань наведено в табл. 5.13.

Таблиця 5.13 – Результати стендових випробувань досліджуваних зразків КАМ на зносостійкість при шліфуванні кварцитового пісковіку

Зразок	Склад вихідної шихти (мас.%)	Витрати алмазів, карат
1	алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn	3,2
2	алмаз–80Co–12Cu–8Sn	2,9
3	алмаз–78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB ₂	2,1
4	алмаз–68,60Fe–9,8Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB ₂	2,7
5	алмаз–54,8Fe–24Co–9,6Ni–5,76Cu–3,84Sn–2CrB ₂	2,6
6	алмаз–63,7Fe–14,7Ni–11,76Cu–7,84Sn–2CrB ₂	2,4

Їх аналіз показав, що зносостійкість отриманих зразків КАМ залежить від складу вихідних речовин. Бачимо, що питомі витрати алмазів для зразка 2 мають менші значення (2,9 карат), ніж для зразка 1 (3,2 карат), тобто стійкість проти абразивного зношення у зразка 2 вища, ніж у зразка 1. Введення добавки дибориду хрому (2 мас.%) до складу вихідної шихти алмаз–80Со–12Cu–8Sn призвело до зменшення зносу з 2,9 до 2 карат, що суттєво для розробки технології одержання КАМ підвищеної зносостійкості. Зміна складу вихідних речовин у зразків 4–6 не привело до значного ефекту, хоча для них спостерігається тенденція до підвищення зносостійкості порівняно зі зразком 2.

Проведені дослідження показали, що зносостійкість КАМ на основі металічних зв'язок залежить від складу вихідних речовин. Слід відзначити, що зміна марки алмазів, їх зернистості і концентрації, складу металічної зв'язки, способу та технологічних режимів одержання композитів призводить до інших структур та властивостей КАМ. Усе це потребує великої кількості експериментальних досліджень та використання дорогокоштовних пристроїв і обладнання. Реальна проблема, яка стоїть за всіма цими явищами, що відбуваються під час одержання і зношуванні КАМ, дуже складна. Для розуміння цих явищ необхідно розробити нові підходи, які охоплювали б поведінку металоалмазних композицій під час їх спікання та зношування.

5.8. Аналіз процесів та механізмів, які сприяють поліпшенню структури і властивостей композиційних алмазовмісних матеріалів

Енергію активації можливого процесу E_a в досліджуваній системі під час її гарячого допресовування визначали за допомогою узагальненого кінетичного рівняння, одержаного з урахуванням фізичних положень [101, 207]:

$$\ln\left(\frac{1}{K_0} \cdot \frac{d\alpha}{dt}\right) = m \cdot l \cdot \alpha + n \cdot \ln(1 - \alpha) - \frac{E_a}{R \cdot T}, \quad (5.1)$$

де K_0 – частотний фактор за порядком величини рівний частоті Дебая (10^{14} c^{-1}); $d\alpha/dt$ – швидкість відносної усадки; m і n – кінетичні параметри процесу, які характеризують відповідно дифузійні і хімічні процеси; α – відносна усадка, $\alpha = l(t)/l_0$; $l(t)$ і l_0 – лінійні розміри композиції в поточний і початковий моменти часу t ; T – поточна температура; R – газова стала.

Розраховані значення енергії активації можливих процесів в алмазовмісних композиціях в поточні моменти часу гарячого допресовування порівнювали з відповідними значеннями для металевих зв'язок та відомими експериментальними даними, що дало можливість з'ясувати природу алмазоутримання та механізми, які спричиняють поліпшення властивостей КАМ. Розраховані значення енергії активації можливих процесів (E_a) та кінетичні параметри (m і n) в системі складу алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) (зразки 1–5) на різних етапах гарячого допресовування залежно від прикладеного тиску наведено в табл. 5.14.

Таблиця 5.14 – Кінетичні константи в алмазовмісних композиціях під час їх гарячого допресовування на заключних етапах процесу

Зразок	Умови		Кінетичні константи			Експериментальні дані E_a , кДж/моль
	p , МПа	t , с	E_a , кДж/моль	m	n	
1	160	90	$254 \pm 6,2\%$	0,24	0,21	236,4; 240; 246; 242; 233
2	160	120	$256 \pm 7,0\%$	0,24	0,22	236,4; 240; 246; 242; 233; 238
3		180	$251 \pm 4,9\%$	0,26	0,23	
4	200	120	$250 \pm 4,5\%$	0,25	0,23	88
5		180	$97 \pm 10,2\%$	0,29	0,28	

Як бачимо, лише за певного тиску і тривалості гарячого допресовування кінетичні константи в досліджуваній системі відрізняються суттєво. Так, під час гарячого допресовування алмазовмісної композиції за тиску 160 МПа (зразки 2 і 3) кінетичні константи в інтервалі часу 120...180 с практично не відрізняються від аналогічних констант для металеві зв'язки (51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) (зразок 1).

Розрахована енергія активації $E_a = 256$ кДж/моль добре узгоджується з експериментально визначеними енергіями активації дифузії міді по нікелю $E_a = 236,4$ кДж/моль [166], дифузії міді в α -Fe $E_a = 240$ кДж/моль [210], гетеродифузії нікелю в α -Fe $E_a = 246$ кДж/моль [214] і взаємної дифузії в сплаві Ni–Sn $E_a = 242$ кДж/моль [215], а також з енергією активації дифузії заліза в α -Fe $E_a = 233$ кДж/моль [210] і граничної дифузії міді по залізу $E_a = 238$ кДж/моль [210]. Отримані результати для E_a під час гарячого допресовування зразка 4 в інтервалі часу 0...120 с свідчать про те, що підвищення тиску від 160 до 200 МПа практично не впливає на перебіг цих процесів. Проте зі збільшенням тривалості

гарячого допресовування в системі на заключному етапі процесу (≈ 180 с) спостерігають різке зменшення E_a з 250 до 97 кДж/моль з одночасним зростанням кінетичних констант m і n (табл. 5.14, зразок 5). Це означає, що в системі у цьому інтервалі гарячого допресовування відбуваються нові процеси з одночасним поліпшенням структури і властивостей КАМ.

Тут розрахована енергія активації $E_a = 97$ кДж/моль добре узгоджується з експериментально визначеною енергією активації гетеродифузії вуглецю в α -Fe $E_a = 88$ кДж/моль [216, 217]. Отже, отримані результати дають можливість стверджувати, що в досліджуваній алмазовмісній системі за тиску 200 МПа в моменти часу не менше 180 с відбувається гетеродифузія атомів вуглецю, що утворилися в результаті графітизації поверхні алмазних зерен на етапі спікання композиції в прес-формах у печі за температури 800 °С, в кристалічну решітку α -Fe, яка супроводжується утворенням нової фази Fe₃C. Тому тут слід очікувати вдосконалення структури перехідної зони алмаз–матриця з одночасним поліпшенням фізико-механічних властивостей КАМ, включаючи і зносотривкість. Результати структурного аналізу підтверджують ці теоретичні висновки.

Видно (рис. 5.21, *a* і *г*), що перехідна зона алмаз–матриця зразків 2 і 3 однакового складу, одержаних за тиску 160 МПа незалежно від тривалості процесу, складається з фаз γ -Cu і Ni₃Sn з графітовими включеннями. З підвищенням тиску гарячого допресовування від 160 до 200 МПа структура перехідної зони зразка 4, отриманого впродовж 120 с, складається з фаз α -Fe і Fe₃C (рис. 5.22, *a*). Тут спостерігається відсутність графітових включень, тріщин і пор ділянки матриці, що спричиняє поліпшення алмазоутримання. Однією з головних причин, які зумовлюють відмінності у структурі перехідної зони КАМ, одержаних за оптимізованими технологічними режимами (зразок 5), від КАМ, виготовлених за промисловими технологіями, є присутність у перших прошарків Fe₃C товщиною 5...40 нм (рис. 5.22, *a* і *г*).

Крім цього, в перехідній зоні зразка 5 відсутні графітові утворення, мікротріщини і пори. Механізм цих процесів обумовлений тим, що за дозволених тиску і тривалості гарячого допресовування атоми вуглецю, які утворилися під час графітизації алмазів на етапі вільного спікання композиції, легко дифундують в кристалічну решітку α -Fe, що і було встановлено за рахунок розрахунку кінетичних констант у досліджуваній алмазовмісній системі (табл. 5.14).

Результати визначення мікротвердості, міцності на згин і стиск зразків досліджуваних зразків 1–5 КАМ (табл. 5.9) наочно демонструють, що

оптимізація технологічних режимів гарячого допресовування композиції алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn поліпшує показники механічних властивостей КАМ. Так, збільшення тиску гарячого допресовування з 100 до 200 МПа і тривалості процесу з 2 до 3 хв підвищило мікротвердість ділянок металічної зв'язки для фаз γ -Cu з 2,60 ГПа (зразок 1) до 2,99 ГПа (зразок 5) і відповідно для NiSn₃ та α -Fe з 2,76 до 3,63 ГПа, з 2,93 до 4,34 ГПа. При цьому спостерігається підвищення показників міцності на стиск з 730 до 846 МПа і згин – з 640 до 680 МПа, що забезпечило надійну їх роботу під час різання граніту.

Підвищення показників механічних характеристик у зразках 4 і 5 порівняно зі зразками 1 і 2 свідчить про те, що взаємодія елементів при одержанні КАМ відбувається по-різному, і насамперед, вона залежить від технологічних параметрів гарячого допресовування і по-різному впливає на процеси структуроутворення та їх фізико-механічні властивості.

Таким чином, отримані результати свідчать про те, що структура перехідної зони алмаз–матриця значно відрізняється від структури металевої зв'язки, внаслідок взаємодії вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, з її компонентами в процесі гарячої допресовки. Значна доля цього вуглецю знаходиться на поверхні алмазів, що є визначальним у формуванні своєрідної наноструктури в перехідній зоні.

Встановлені закономірності є актуальними і вагомими як для теорії, оскільки вони поглиблюють вже встановлені підходи щодо прогнозування фізичного стану алмазовмісних композицій під час їх формування, так і технології – дозволяють впливати на взаємодію елементів у потрібному напрямку та одержувати КАМ з новими корисними властивостями.

На основі системних досліджень впливу компонентів системи алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn під час її гарячого допресовування на кінетику усадки встановлені особливості багатостадійного механізму ущільнення з різною енергією активації з урахуванням структурного стану перехідної зони на кожній стадії.

Встановлено, що структуроване фазоутворення в алмазовмісних композиціях відбувається за іншої послідовності, ніж передбачається відомими на цей час фазовими діаграмами для складників зв'язки, і за інших інтервалів тиску і тривалості гарячого допресовування.

Доведено, що ключовим для отримання промислово перспективних КАМ є контрольованість дифузії вуглецю, утвореного під час графітизації алмазів, у кристалічну решітку α -Fe. При цьому енергія активації цього процесу знижується з 250 до 97 кДж/моль. Доведено, що для цього необхідною умовою є

вдало вибраний технологічний режим гарячого допресовування композиції. Встановлено очевидний зв'язок енергії активації дифузійних процесів, що відбуваються під час формування композитів, зі структурою і властивостями КАМ. Отримані кінетичні константи відображають ключові моменти взаємодії елементів та відповідні структурні зміни, що надзвичайно важливо для теорії і технології одержання КАМ із заданими властивостями.

Тому для технології одержання таких КАМ із наперед заданими властивостями необхідні методи, які б дали можливість контролювання процесами дифузійного формування перехідної зони алмаз–матриця в умовах їх одержання. Радикальним розв'язанням цієї проблеми може бути ґрунтовне дослідження впливу добавок сполук перехідних металів до складу вихідної шихти та технологічних режимів гарячого пресування, які можуть спричинити утворення в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка фаз більш стійких, ніж Fe_3C , значне підвищення механічних і експлуатаційних властивостей КАМ.

РОЗДІЛ 6

ВПЛИВ СКЛАДУ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ГАРЯЧОЇ ДОПРЕСОВКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ АЛМАЗ–(Fe–Cu–Ni–Sn)–CrB₂, CrSi₂, NbN

Досліджено еволюцію структури металічної зв'язки та перехідної зони алмаз–металічна зв'язка композиційних матеріалів алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn, що містять добавки CrB₂, CrSi₂ і NbN, одержаних спіканням в прес-формах в муфельній печі з гарячим допресовуванням. Особливу увагу звернено на з'ясування механізмів впливу компонентів системи і продуктів їх взаємодії на формування мікро- і наноструктури та механічні властивості композитів та розкриття природи алмазоутримання.

6.1. Уточнення структури частинок CrB₂, CrSi₂, NbN методом Рітвелда та їх хімічний аналіз

Диборид хрому (CrB₂). Згідно рентгеноструктурного аналізу (рис. 6.1) [218] частинкам дибориду хрому (CrB₂) властива одна фаза з періодом кристалічної решітки $a = 2,972 \text{ \AA}$, $c = 3,069 \text{ \AA}$, $V = 23,48 \text{ \AA}^3$ (табл. 6.1).

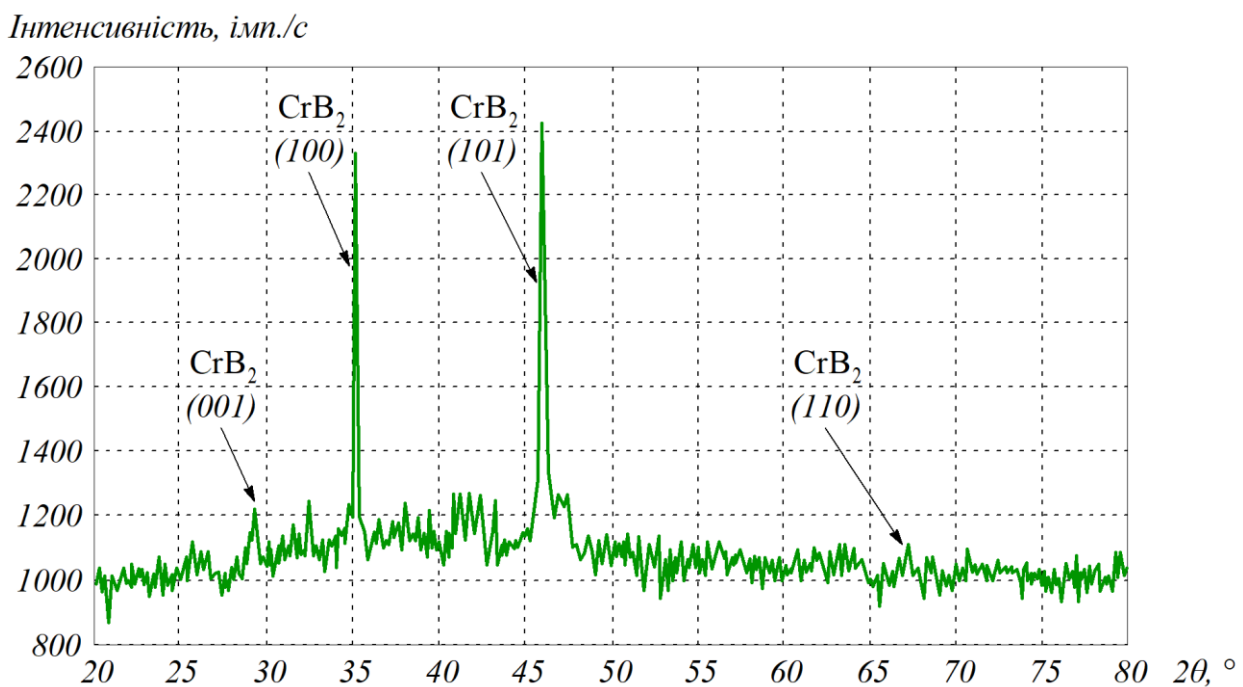


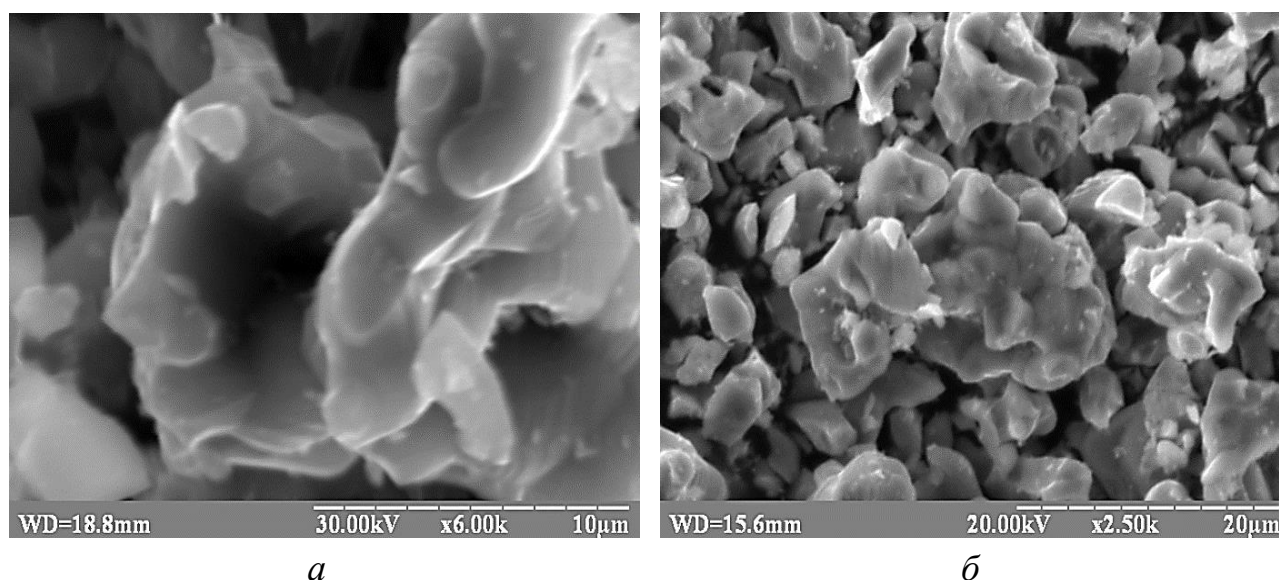
Рисунок 6.1 – Фрагмент рентгенівського спектра CrB₂ у початковому стані

Таблиця 6.1 – Параметри кристалічної решітки CrB₂

Розрахункові значення			ПГ	$a, \text{Å}$	$c, \text{Å}$	$V, \text{Å}^3$
$d, \text{Å}$	2θ	Int.				
3,0399	29,3819	499,55	P6/mmm	2,972	3,069	23,48
2,5548	35,1273	952,90				
1,9745	45,9636	866,30				
1,4913	62,2545	446,04				

Зареєстровані інтерференційні максимуми від площин (100), (101), (110) фази CrB₂ ($a = 2,972 \text{ Å}$; $c = 3,069 \text{ Å}$) та розраховані параметри кристалічної решітки добре узгоджуються з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними даними [209, 210]. Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , кути $2 \cdot \theta$, які відповідають рентгенівським лініям, відносно інтенсивності I та параметри кристалічної решітки дибориду хрому наведено в табл. 6.1.

Методом фрактографічного аналізу встановлено, що частинки CrB₂ мають неправильну форму з середнім розміром 5...8 мкм (рис. 6.2, б), хоча зустрічаються частинки більш правильної форми розмірами до 10 мкм (рис. 6.2, а).

Рисунок 6.2 – Структура фази CrB₂: $a - \times 6000$; $b - \times 2500$

Силіцид хрому (CrSi₂). Дифрактограму частинок порошку CrSi₂ показано на рис. 6.3 [196], де зареєстровані інтерференційні максимуми від площин (101),

(003), (111), (112) для фази CrSi_2 (параметри решітки: $a = 4,428 \text{ \AA}$; $c = 4,428 \text{ \AA}$; $V = 108,5 \text{ \AA}^3$); інтерференційні максимуми від площин (002), (210), (102), (211), (300) фази $\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$ (хромокремнієвий карбід змінної маси) з періодом кристалічної решітки $a = 6,995 \text{ \AA}$, $c = 4,72 \text{ \AA}$, $V = 200,01 \text{ \AA}^3$, що співпадає з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними даними [219].

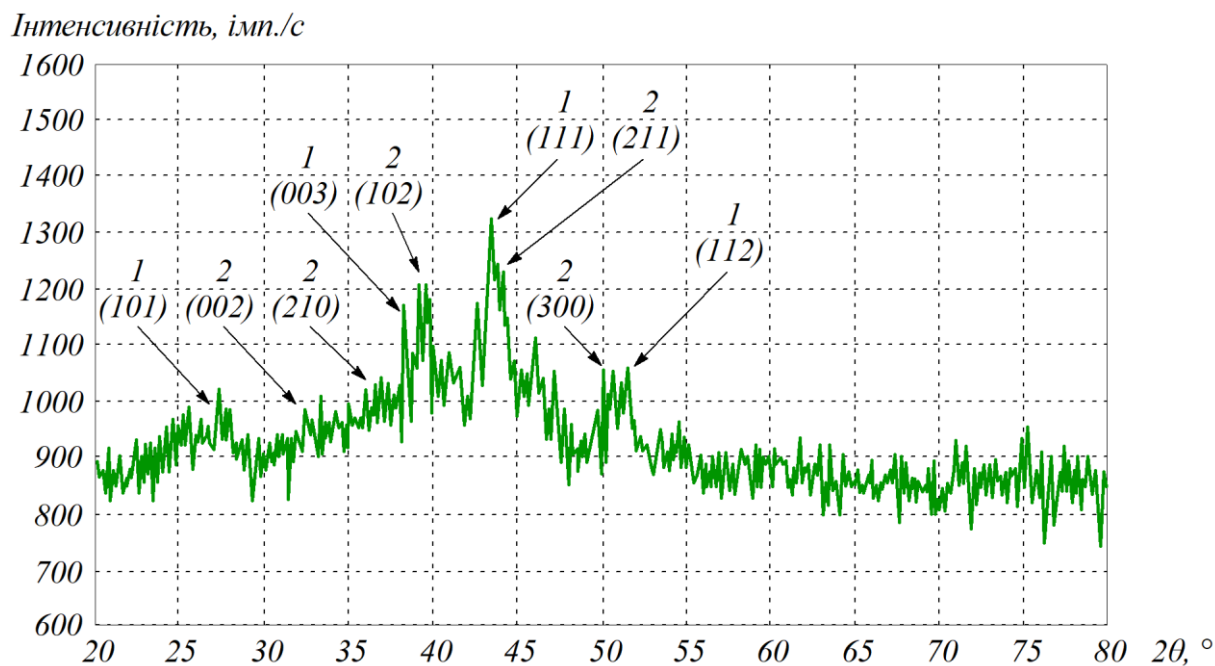


Рисунок 6.3 – Фрагмент рентгенівського спектра CrSi_2 у початковому стані:
1 – CrSi_2 ; 2 – $\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$

Структура і параметри кристалічної решітки силіциду хрому (CrSi_2), що має двофазну структуру, наведено в табл. 6.2.

Таблиця 6.2 – Структура і параметри кристалічної решітки CrSi_2

Фази									
CrSi_2					$\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$				
ПГ	$a, \text{ \AA}$	$c, \text{ \AA}$	$V, \text{ \AA}^3$	Z	ПГ	$a, \text{ \AA}$	$c, \text{ \AA}$	$V, \text{ \AA}^3$	Z
P6222	4,428	6,369	108,5	3	P63/mcm	6,995	4,72	200,01	2

Двофазну структуру силіцид хрому можна пояснити складністю технології його отримання. Фрактографічний аналіз показав, що частинки CrSi_2 сформовані у вигляді розгалужених папоротеподібних різноманітних кристалів з середнім розміром 5...10 мкм (рис. 6.4, а), хоча є частинки менших розмірів як

правильної, так і неправильної форми (рис. 6.4, *a*, *б*) з розвиненою площею. Зустрічаються поодинокі кристали у вигляді вторинних надбудов пентагональних пірамід, з тетра- і гексагональною симетрією відносно осі росту. Основна їх маса у полі мікроскопа має розміри 2...4 мкм (рис. 6.4, *б*).

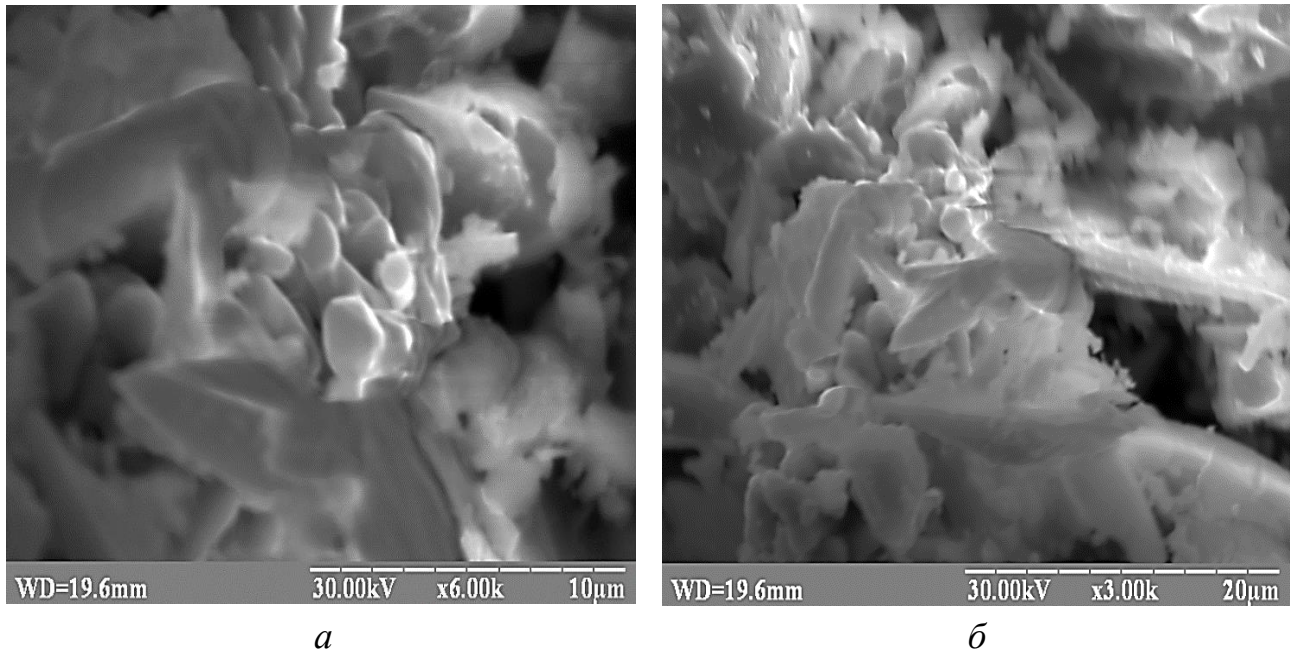


Рисунок 6.4 – Структура фази CrSi₂:
a – ×6000; *б* – ×3000

Нітрид ніобію (NbN). Згідно дифрактограми (рис. 6.5) зареєстровано інтерференційні максимуми від площин (111), (200), (002), (220), (311), (113) для фази Nb₄N₃ (тетрагональний) з періодом кристалічної решітки $a = 4,382 \text{ \AA}$, $c = 4,316 \text{ \AA}$, $V = 82,88 \text{ \AA}^3$ та інтерференційні максимуми від площин (004), (100), (102), (006), (304) для фази NbN (гексагональний) з періодом кристалічної решітки $a = 2,956 \text{ \AA}$, $c = 11,274 \text{ \AA}$, $V = 85,31 \text{ \AA}^3$, що співпадає з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними даними [219].

Структура і параметри кристалічної решітки нітриду ніобію наведено в табл. 6.3. Аналіз цієї таблиці показав, що частинкам нітриду ніобію як і частинкам силіциду хрому також властиві дві фази (Nb₄N₃) і (NbN) з різними параметрами кристалічної решітки.

Частинки нітриду ніобію із середнім розміром розмірами 30...40 мкм (рис. 6.6, *б*) являють собою дендрити округлої форми (рис. 6.6, *a*) зі слабо вираженими осями другого і третього порядків та щільною структурою і більших за розмірами кристалів правильної геометричної форми.

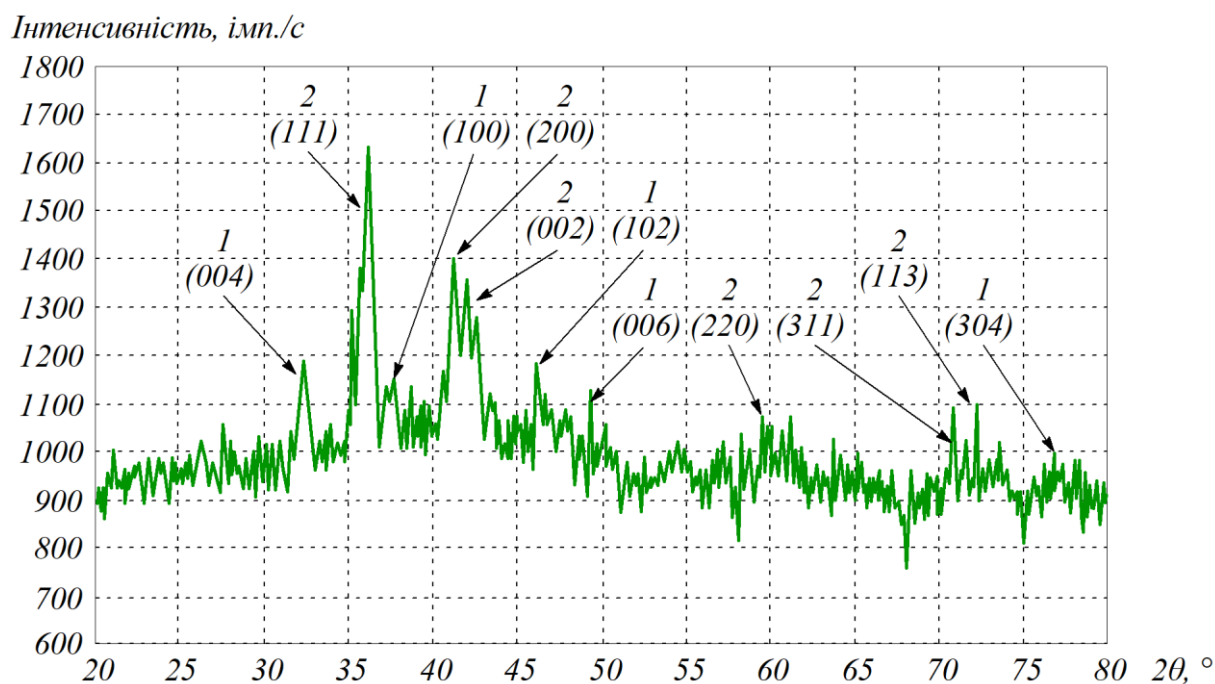
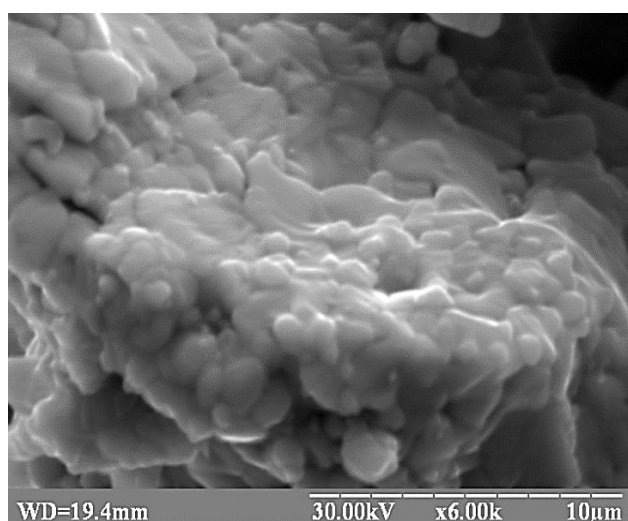


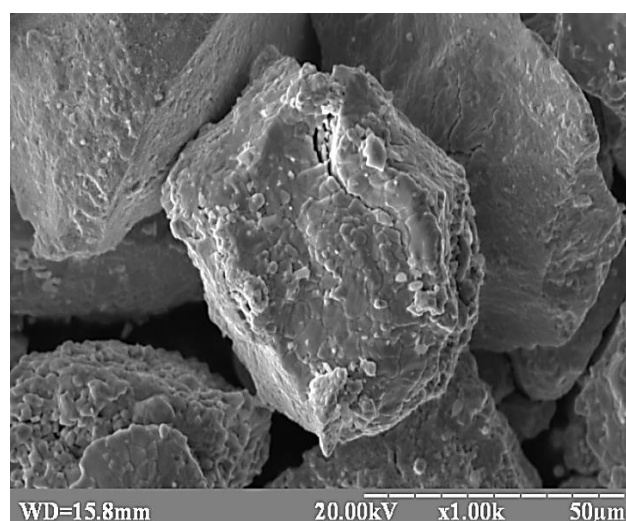
Рисунок 6.5 – Фрагмент рентгенівського спектра NbN у початковому стані:
1 – NbN; 2 – Nb₄N₃

Таблиця 6.3 – Структура і параметри кристалічної решітки NbN

Фази							
Nb ₄ N ₃			NbN				
<i>a</i> , Å	<i>c</i> , Å	<i>V</i> , Å ³	ПГ	<i>a</i> , Å	<i>c</i> , Å	<i>V</i> , Å ³	<i>Z</i>
4,382	4,316	82,88	63/mmc	2,956	11,274	85,31	4



a



б

Рисунок 6.6 – Мікрофотографічні зображення частинок NbN:
a – ×6000; *б* – ×1000

Розміри великих частинок NbN з розвиненою площею мають тетра- і гексагональну симетрію (рис. 6.6, б).

Виконаний хімічний аналіз засвідчив високу якість порошків CrB₂, CrSi₂ та NbN для одержання КАМ та дослідження їх властивостей. Нижче досліджено механізми забезпечення міцності неспечених пресовок, одержаних за різного тиску холодного пресування.

6.2. Фрактографічний аналіз частинок порошку CrB₂, CrSi₂, NbN та неспечених пресовок для спікання зразків композитів

Щоб поліпшити властивості КАМ на основі металевих зв'язок, що містять залізо, мідь, нікель і олово, до їх складу вводять добавки диборид хрому (CrB₂), силіциду хрому (CrSi₂), нітрид ніобію (NbN) та інші тугоплавкі сполуки перехідних металів [194, 209, 210]. Стан, форма і розміри частинок цих сполук суттєво впливає на властивості і експлуатаційні характеристики КАМ.

Диборид хрому (CrB₂). Виявлено (рис. 6.7, а, б), що частинки CrB₂ мають переважно неправильну форму, хоча зустрічаються частинки видовженої і округлої форм [218]. Основна їх маса у полі зору мікроскопа має розміри 5...8 мкм. Також є крупні частинки з розміром 25 мкм (рис. 6.7, а).

На відміну від порошків зв'язки (частинки заліза, міді, нікелю і олова) (рис. 5.2 і 5.3), частинки дибориду хрому дуже важко пресуються.

Вони починають ущільнюватися при тиску 400 МПа (рис. 6.7, б), а порошки металічної зв'язки легко ущільнювалися навіть при тиску 100 МПа (рис. 5.2 і 5.3).

У пресовці (рис. 6.7, б), одержаної за тиску 400 МПа, частинки дибориду хрому контактують між собою, хоча між більш дрібнішими частинками спостерігаються щілини. Ця обставина пояснюється тим, що пружні властивості CrB₂ мають дуже високі значення [209, 210].

Ущільнення порошків CrB₂ відбувається за рахунок деформації частинок внаслідок прикладеного досить великого тиску. Ця обставина пояснюється тим, що пружні властивості CrB₂ мають дуже високі значення [209, 210].

Порошок CrSi₂ має частинки з розмірами 3...15 мкм (рис. 6.7, в) як правильної, так і неправильної форми з розвиненою площею. Зустрічаються поодинокі кристали у вигляді вторинних надбудов пентагональних пірамід, з тетра- і гексагональною симетрією відносно осі росту. Основна їх маса у полі мікроскопа має розміри 2...4 мкм (рис. 6.7, г).

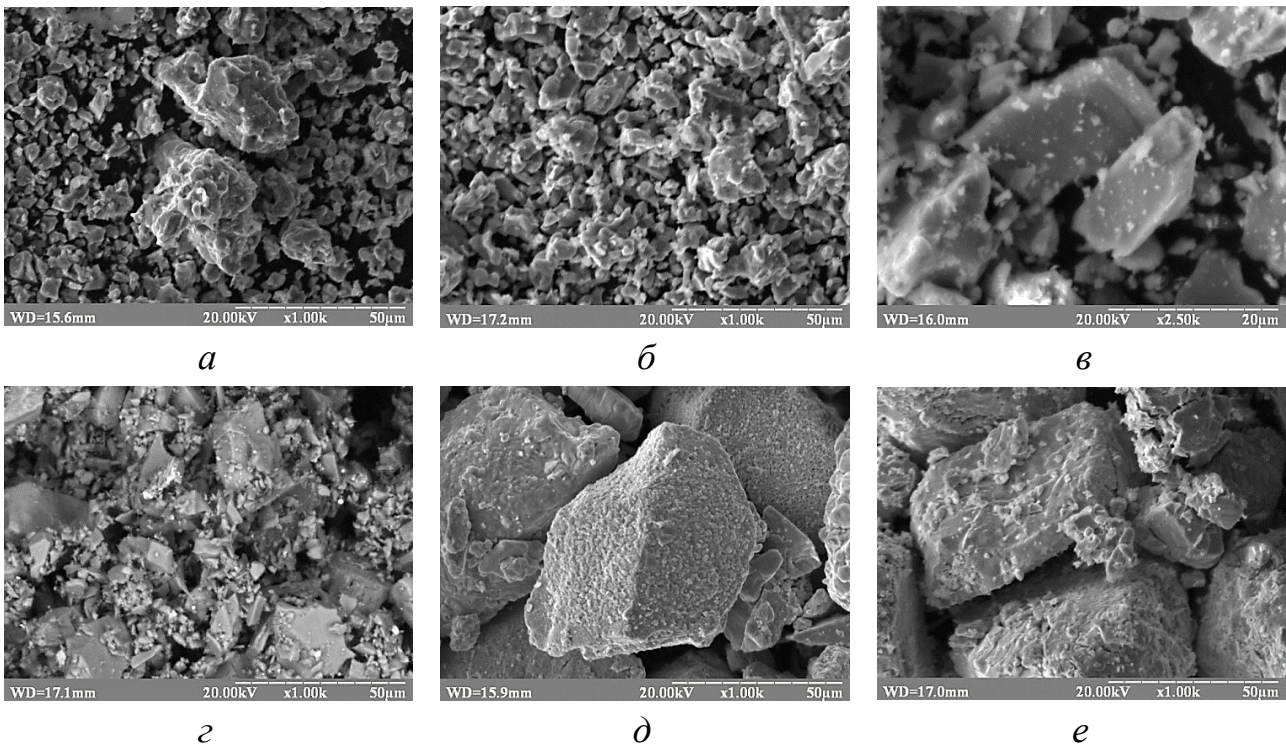
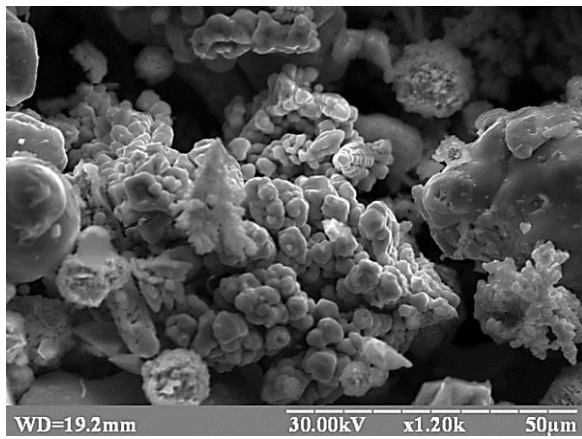


Рисунок 6.7 – СЕМ-зображення частинок CrB_2 , (а) CrSi_2 , (в) NbN (д) та неспечених пресовок з порошків CrB_2 , (б) CrSi_2 , (з) NbN (е):
 б, з, е – $p = 400$ МПа

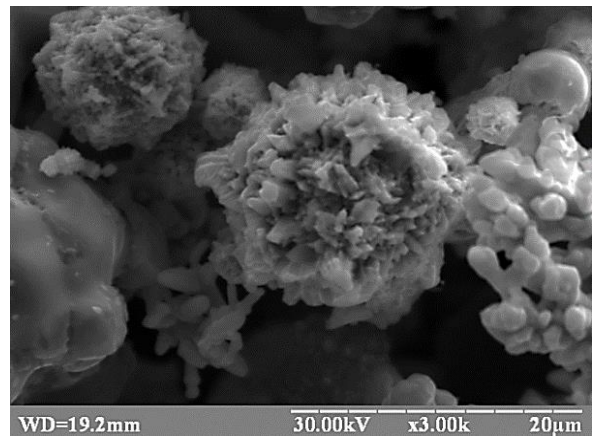
Важко оцінити ступінь деформації самих частинок CrSi_2 , але, зважаючи на відсутність прямих чітких граней між сусідніми частинками (рис. 6.7, з), можна сказати, що вона суттєво менша, ніж для порошків олова і міді. Щілини між сусідніми частинками не можуть спричинити залишкової пористості 13 %, тому, напевне, вона обумовлюється великими розмірами пор, що утворилися при ущільненні між окремими крупними частинками (рис. 6.7, з). Міцність пресовки забезпечується зачепленням та затисненням окремих частинок CrSi_2 .

Нітрид ніобію (NbN). Частинки NbN із середнім розмірами 30...40 мкм (рис. 6.7, д) мають округлу та неправильну форму зі слабо вираженими осями другого і третього порядків та щільною структурою. Частинки порошку NbN важко пресуються навіть при досить великому тиску, про що свідчить зображення, представлене на рис. 6.7, е. Розміри частинок NbN з розвиненою площею мають тетра- і гексагональну симетрію, між частинками виявлено щілини (рис. 6.7, е). Міцність пресовки забезпечується затисненням частинок.

П'ятикомпонентні системи. На мікрофотографіях сумішей для зв'язок Fe–Cu–Ni–Sn– CrB_2 (рис. 6.8, а, б), Fe–Cu–Ni–Sn– CrSi_2 (рис. 6.8, в, з) і Fe–Cu–Ni–Sn– CrSi_2 (рис. 6.8, д, е) виявлено відносно рівномірний розподіл компонентів [218].



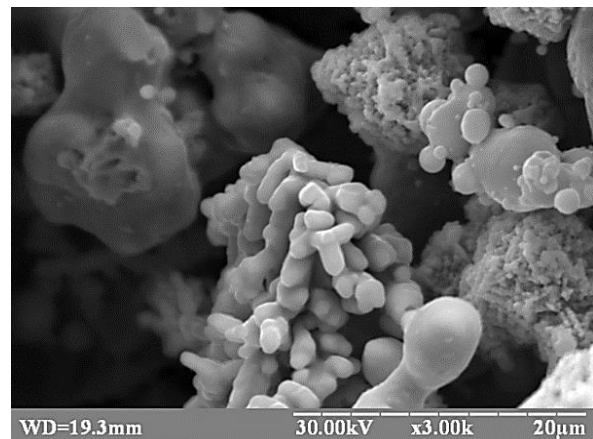
a



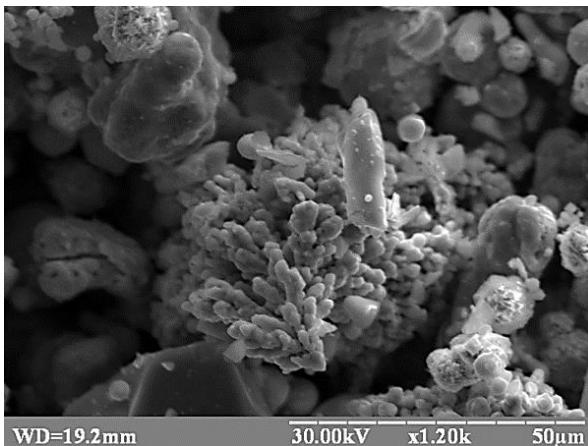
б



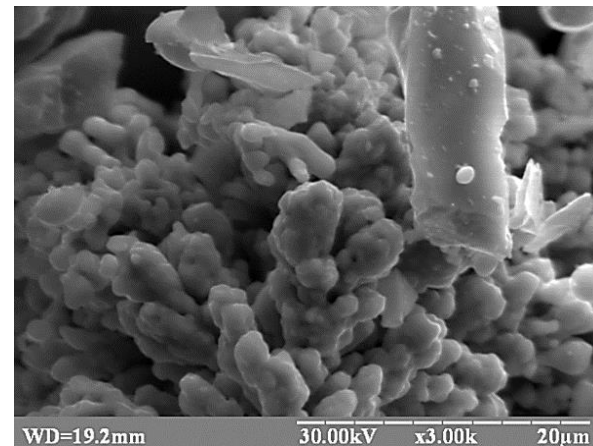
в



г



д

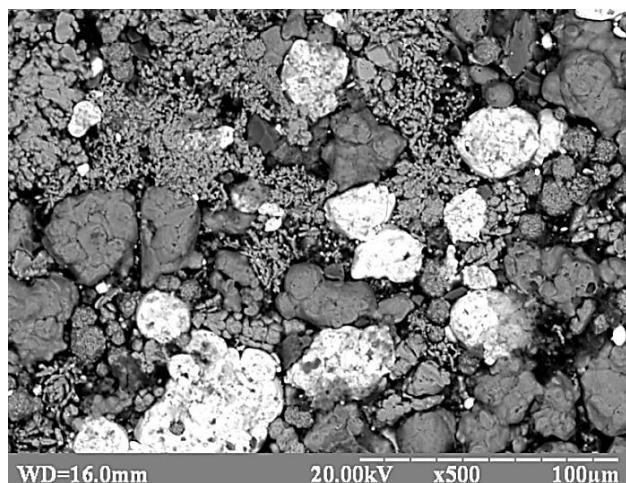


е

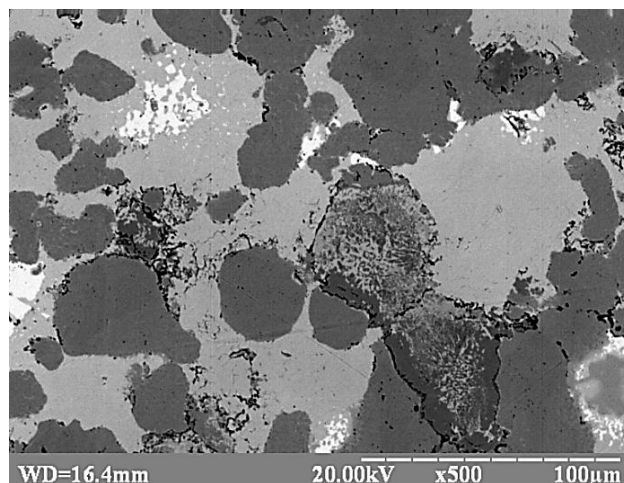
Рисунок 6.8 – Мікрофотографії сумішей для металічних зв'язок Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ (*a, б*), Fe–Cu–Ni–Sn–CrSi₂ (*в, г*), Fe–Cu–Ni–Sn–CrSi₂ (*д, е*) у вільно насипному стані:
a – ×1200; *б–е* – ×3000

Їх аналіз чітко вказує на усі особливості частинок порошків Fe, Cu, Ni, Sn, CrB₂, NbN у насипному стані, що розглядалися вище, та якість приготовлених сумішей для спікання зразків металічних зв'язок КАМ.

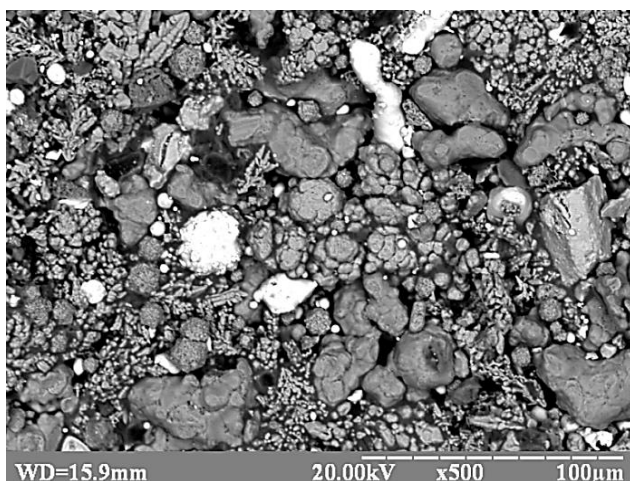
П'ятикомпонентні металічні пресовки та сплави. На рис. 6.9 наведено зображення поверхні пресовок, одержаних з шихти Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrSi₂ (мас.%) (а) і Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2NbN (мас.%) (в) при тиску 100 МПа, та показана мікроструктура їх сплавів (зв'язок) (б і г відповідно) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж однієї години.



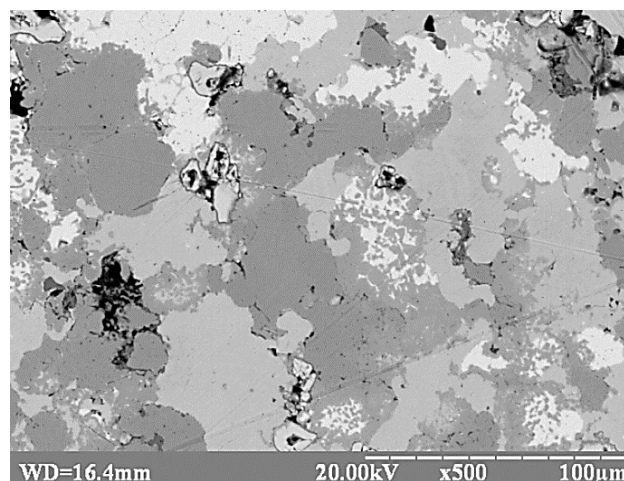
a



б



в



г

Рисунок 6.9 – СЕМ-зображення поверхні пресовки (а) і її сплаву (металічної зв'язки) (б), отриманого з шихти Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrSi₂ (мас.%), та поверхні пресовки (в) і її сплаву (г), отриманого з шихти Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2NbN (мас.%) спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години

Видно (рис. 6.9, б, г), що на міжфазних границях зразків металічних зв'язок порівняно із пресовками (рис. 6.9, а, в), відсутні пори, границі між зернами тонкі, чітко сформовані. Це означає, що під час спікання цих композицій за температури 800 °С впродовж години відбулися процеси, які спричинили

міжмолекулярну взаємодію і змінили структуру та властивості композитів. Порівняння одержаних результатів з даними (рис. 5.7 і рис. 5.10), чітко показує, що введення силіциду хрому та нітриду ніобію до складу металічної зв'язки 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) впливає на структуроутворення під час спікання композицій. Отже, отримані закономірності в розглянутій системі відрізняються, що може бути наслідком взаємодії елементів, яка по-різному впливає на структуру і властивості КАМ. Відзначимо, що ця взаємодія ще й залежить від способу та технологічних режимів їх одержання. Нижче проведені дослідження впливу основних параметрів металоалмазної системи та технологічних режимів гарячого допресовування на структуру і властивості КАМ.

6.3. Дослідження структуроутворення в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn)–CrB₂ після дії температури та тиску

6.3.1. Дослідження основних параметрів системи, які спричиняють поліпшення структури і властивостей композитів

Вплив добавок CrB₂, TiB₂, WC, CrSi₂ і NbN на зносостійкість композиційних матеріалів системи алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn. Досліджували вплив введення добавок дибориду хрому (CrB₂), дибориду титану (TiB₂), карбіду вольфраму (WC), силіциду хрому (CrSi₂) і нітриду ніобію (NbN) до складу вихідної шихти алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) на зносостійкість КАМ [218]. Зразки КАМ діаметром 10 мм і висотою 10 мм одержали спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з наступним гарячим допресовуванням. Для одержання зразків КАМ використовували алмази марки АС160Т зернистості 400/315 (ТУ 2-37-344-85) з відносною концентрацією $K = 35$ %. Характеристика і склад одержаних зразків КАМ: алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (зразки 1–5); алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (зразки 6–9); алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2TiB₂ (зразок 10); алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2WC (зразок 11); алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrSi₂ (зразок 12); алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2NbN (зразок 13). Випробування зразків КАМ на зносостійкість проводили при шліфуванні кварцитового пісковику на спеціальному стенді за наступних умов: вертикальна складова навантаження на зразок – 10 кг; швидкість ковзання – 4 м/с; тривалість випробування – 600 с. Як охолоджувана рідина використовувалась звичайна вода. Зносостійкість зразків КАМ визначали ваговим методом.

Результати випробувань досліджуваних зразків КАМ на зносостійкість наведено в табл. 6.4. Її аналіз показав, що зносостійкість КАМ системи алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) залежить від технологічних режимів гарячого допресовування.

Так, зі збільшенням тиску від 100 до 200 МПа і 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, продифундували в кристалічну решітку α -Fe з утворенням в перехідній зоні наноструктури з Fe_3C (рис. 5.21, *a, z*), що призвело до знеуглецювання та покращення механічних властивостей КАМ, включаючи і алмазоутримання.

Введення CrB_2 до складу КАМ та оптимізація параметрів гарячого допресовування забезпечило найбільшу їх стійкість проти зношування (зразок 9). Таке значне підвищення зносостійкості, скоріше усього, пов'язане із тим, що в цьому випадку в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка утворилися більш стійкі фази ніж Fe_3C внаслідок активної взаємодії утвореного вуглецю з твердими фазами α -Fe і CrB_2 . При введенні добавок TiB_2 і WC до складу КАМ спостерігається зменшення їх зносостійкості (зразки 10 і 11).

Таблиця 6.4 – Вплив CrB_2 , TiB_2 , WC, $CrSi_2$ NbN та параметрів гарячого допресовування на зносостійкість КАМ алмаз–51Fe–32Cu–9 Ni–8Sn (мас.%)

Зразок	Добавка	Параметри гарячого допресовування		Масовий знос, карат
		Тиск, МПа	Тривалість, хв	
1	–	100	2	5,0
2	–	160	2	4,2
3	–	160	3	4,0
4	–	200	2	3,4
5	–	200	3	3,0
6	CrB_2	160	2	3,6
7	CrB_2	160	3	3,5
8	CrB_2	200	2	2,9
9	CrB_2	200	3	2,0
10	TiB_2	200	3	3,7
11	WC	200	3	4,0
12	$CrSi_2$	200	3	3,0
13	NbN	200	3	2,4

В цьому разі атоми вуглецю, які утворилися в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання в печі, не можуть увійти в кристалічну решітку TiB_2 і WC (рис. 2.7, *д, е*), що обумовлено їх високими пружними характеристиками. При введенні добавок $CrSi_2$ і NbN до складу композиції виявлено підвищення зносостійкості КАМ (зразки 12 і 13) порівняно зі зразками серійного складу (зразок 5).

Отже, отримані результати показали, що підвищення зносостійкості зразків 4–9, 12 і 13 порівняно зі зразками 1–3 і 10, 11, залежить від взаємодії елементів під час спікання композиції. Ця взаємодія відбувається не однаково, і, перед усім, вона залежить від складу шихти та технологічних параметрів гарячої допресовки та впливає на структуру перехідної зони алмаз–матриця. Оскільки значна доля вуглецю, утвореного під час графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, знаходиться на поверхні алмазів, – це є визначальним у формуванні наноструктури в перехідній зоні та в технології одержання КАМ з новими корисними властивостями.

Вплив параметрів гарячого допресовування на структуроутворення в системі алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%). На рис. 6.10 наведено зображення робочої поверхні алмазного відрізного сегментного круга діаметром 320 мм після різання граніту Яневського родовища на стаціонарному верстаті.

Робочі елементи (сегменти) розмірами $40,0 \times 12,0 \times 3,2$ мм було одержано з шихти алмаз–51Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з наступним гарячим допресовуванням при тиску 100 МПа та різної тривалості процесу (зразок 1). Видно (рис. 6.10, *а, б*), що алмази майже не змінили свою форму та геометричні розміри, а металічна зв'язка в оточенні алмазних частинок зруйнована. У цьому випадку в металічній зв'язці спостерігається переміщення алмазів як в поздовжньому, так і в кутовому напрямках внаслідок значного навантаження під час роботи інструменту, що спричиняє її передчасне руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування (рис. 6.10, *а, б*) та випадіння алмазів із зв'язки композита (рис. 6.10, *в, г*). Контакт алмаз–металічна зв'язка у цих ситуаціях нещільний, що може бути наслідком взаємодії елементів під час формування композиції.

На рис. 6.11 наведено мікроструктурні зображення попередньо відшліфованої поверхні зразків КАМ, одержаних з цієї самої шихти спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з наступним гарячим допресовуванням. Дослідження виконано за допомогою

растрового електронного мікроскопа BS-340, оснащеного енергетичним аналізатором рентгенівських спектрів «Link-860».

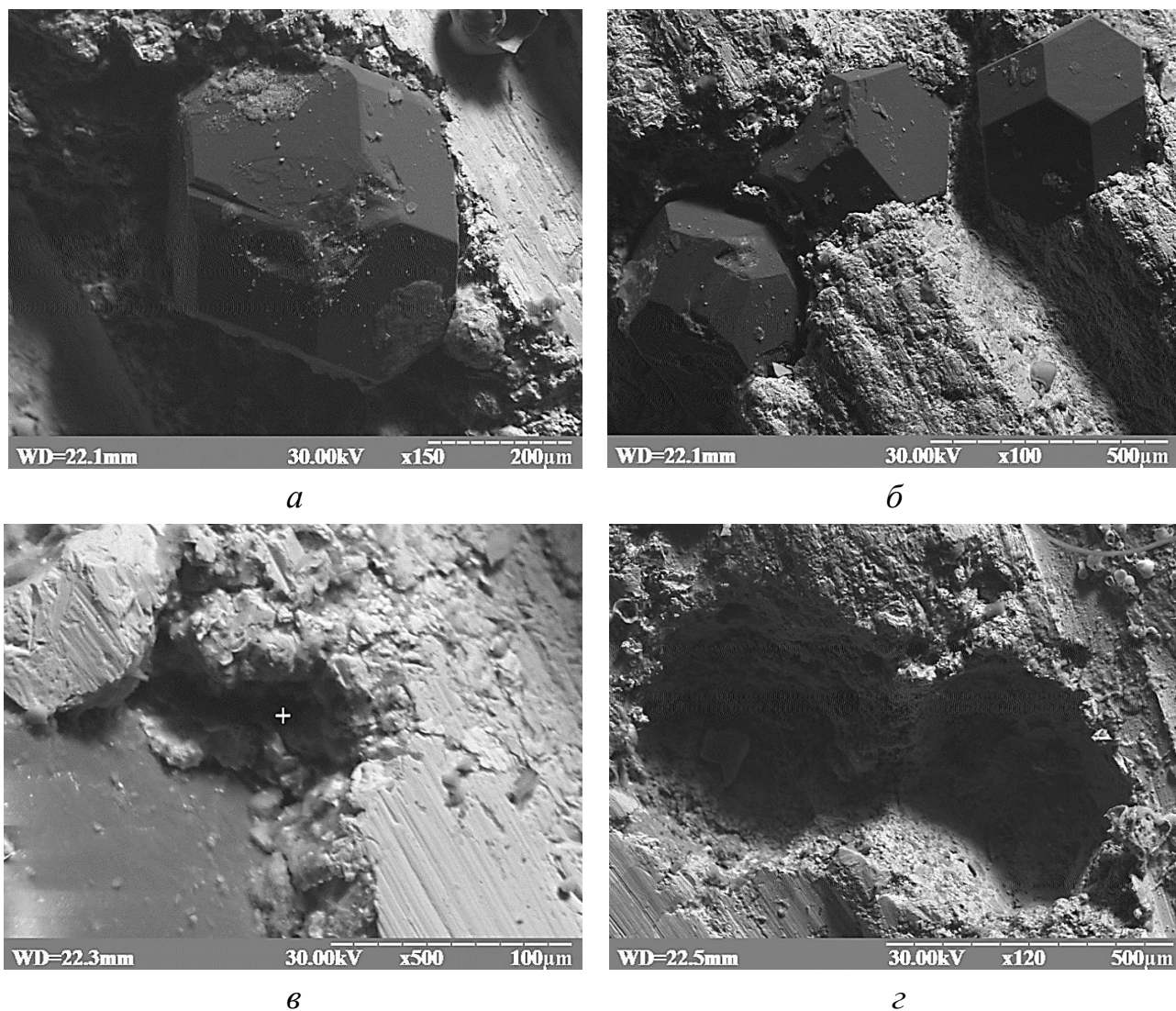


Рисунок 6.10 – Зображення поверхні сегментів (зразки 1) після їх роботи, одержаних з шихти алмаз–51Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у печі за температури 800 °С впродовж 60 хв з гарячим допресовуванням:

a, в – $p = 100$ МПа, $t = 2$ хв.; *б, г* – $p = 100$ МПа, $t = 3$ хв

Видно (рис. 6.11, *a*), що на границі алмаз–металічна зв’язка на відміну від зразків, одержаних вільним спіканням (рис. 5.7, *a*), щілини і пори відсутні [181]. При збільшенні тривалості гарячого допресовування композиції з 2 до 3 хв контакт алмаз–металічна зв’язка стає більш щільним (рис. 6.11, *б*), пори на міжфазних границях практично відсутні, а структура металічної зв’язки поза межі поділу алмаз–металічна зв’язка стає більш здрібненою. При підвищенні

тиску гарячого допресовування від 160 до 200 МПа і тривалості процесу спостерігається поліпшення контакту алмаз–металічна зв’язка та структури металічної зв’язки (рис. 6.11, в, з).

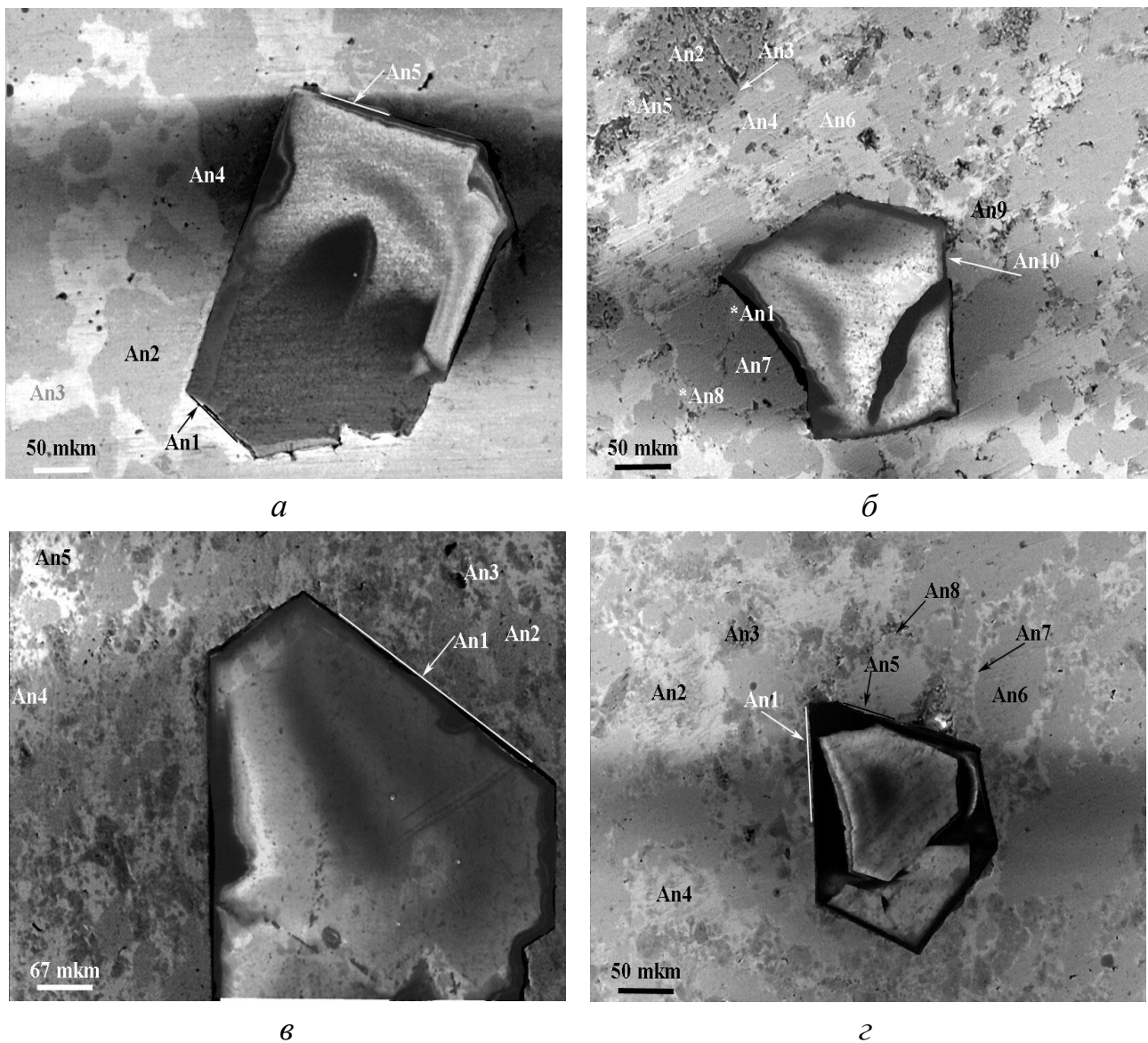


Рисунок 6.11 – Вплив технологічних режимів гарячої допресовки на структуру зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (мас.%), які підлягали спіканню в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж години:

a – $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 2); *б* – $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 3);
в – $p = 200$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 4); *з* – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 5)

В цьому випадку крупні включення CrB₂ в зразках 2 і 3 (рис. 6.11, а, б) стають дрібнішими в зразках 4 і 5 (рис. 6.11, в, з), що видно на фоні евтектики (зразок 5, рис. 6.11, з).

В той час як для зразків 2 і 3, одержаних при меншому тиску і тривалості процесу на поверхні поділу домінують частинки міді і олова (рис. 6.12, *а, б*), зображення поверхні зразків у характеристичному рентгенівському випромінюванні показує, що оптимізація технологічних режимів гарячого допресовування композиції призводить до рівномірного розподілу елементів біля границі поділу алмаз–металічна зв’язка у зразках 4 і 5 (рис. 6.12, *в, г*).

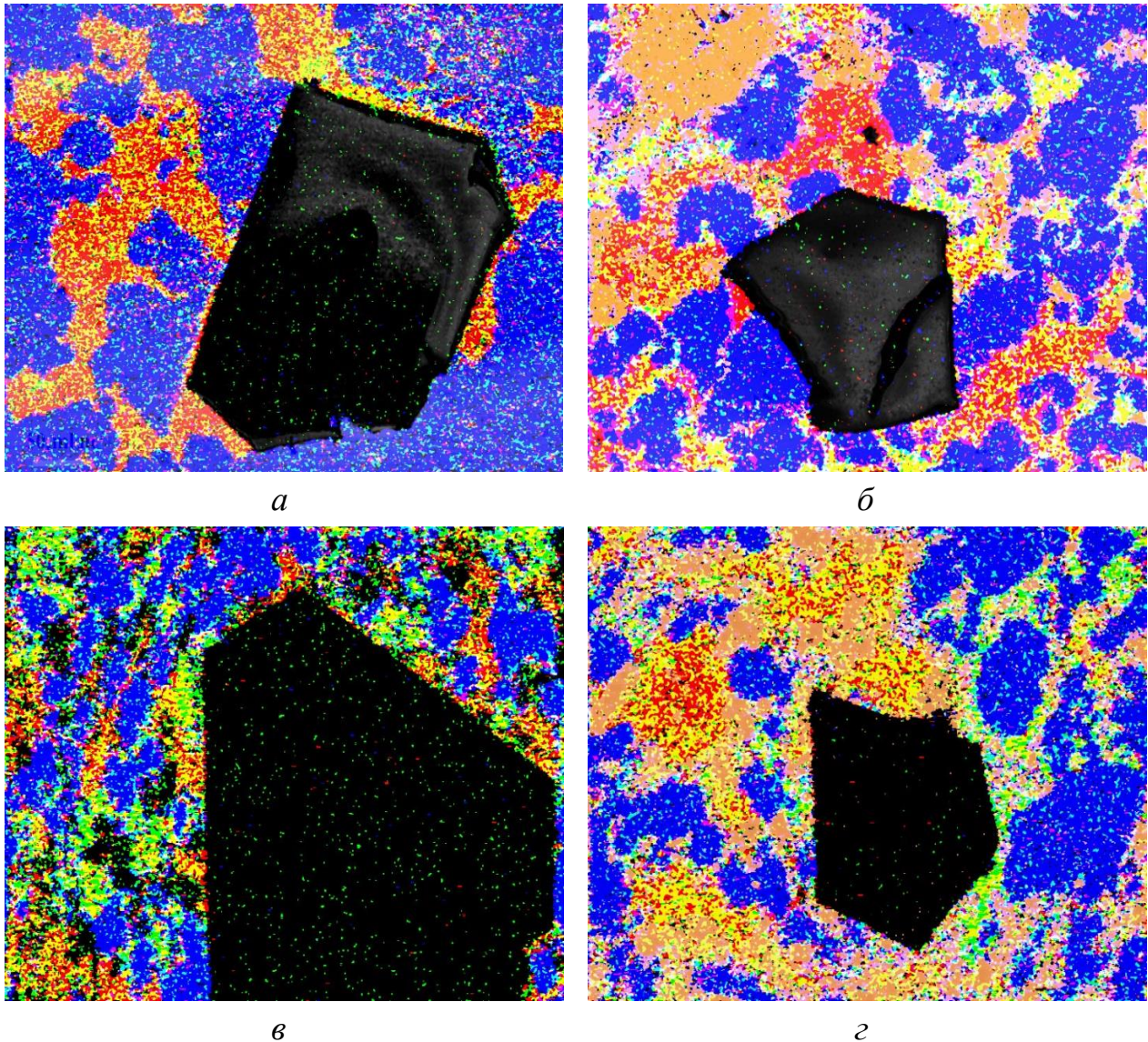


Рисунок 6.12 – Зображення поверхні зразків КАМ у характеристичному рентгенівському випромінюванні елементів:

а – зразок 2; *б* – зразок 3; *в* – зразок 4; *г* – зразок 5

У цьому випадку з алмазом контактує евтектична рідина у системі Cu–Sn, а тверді частинки CrB_2 і Fe зміщені в глибину металічної зв’язки, що добре видно із даних мікрорентгеноспектрального аналізу (табл. 6.5).

Таблиця 6.5 – Мікрорентгеноспектральний аналіз зразків КАМ

Зразок	Позначення виміру	Вміст елементів, мас.%					Фаза
		Fe	Ni	Cu	Sn	Cr	
1	2	3	4	5	6	7	8
2	An1	1,8	71,2	20	6,4	–	γ_{Ni}
	An2	77,7	8,7	11,4	2,2	–	γ_{Fe}
	An3	1,7	80,9	9,9	7,5	–	γ_{Ni}
	An4	33,1	40,3	19,8	6,8	–	γ_{Ni}
	An5	2,2	63,4	7,8	26,6	–	θ
3	An1	16,4	5,7	74,0	1,8	2,1	γ_{Cu}
	An2	3,9	0,8	2,7	0,8	91,8	CrB_2
	An3*	5,2	19,0	44,2	8,1	23,5	–
	An4	98,0	1,0	1,0	–	–	α_{Fe}
	An5	45,8	4,6	39,2	6,2	4,2	α_{Fe}
	An6	–	1,5	96,3	2,2	–	γ_{Cu}
	An7	95,3	1,5	2,6	–	0,6	α_{Fe}
	An8	10,4	8,5	71,4	7,9	1,8	γ_{Cu}
	An9	18,8	8,5	37,5	15,0	20,2	γ_{Cu}
	An10	6,9	4,2	69,2	12,8	7,1	γ_{Cu}
4	An1	2,4	10,6	69,3	11,0	6,7	γ_{Cu}
	An2	96,8	1,7	0,9	–	0,6	α_{Fe}
	An3*	1,3	16,5	34,7	5,8	41,7	–
	An4*	12,3	12,7	39,6	13,3	22,1	–
	An5*	21,5	10,7	30,0	21,8	16,0	–
	An6	1,9	–	1,3	–	96,8	CrB_2
	An7	0,7	14,7	45,6	37,9	1,1	γ_{Cu-Sn}
	An8	0,6	58,6	17,1	13,8	9,9	γ_{Ni}
5	An1*	2,2	24,9	24,0	6,9	42,0	–
	An2	–	4,2	85,4	6,4	4,0	γ_{Cu}
	An3	2,7	5,6	5,5	1,0	85,2	CrB_2
	An4	4,1	5,4	73,2	11,8	5,5	γ_{Cu}
	An5*	39,8	7,1	41,2	8,9	3,0	–
	An6	99,3	0,7	–	–	–	α_{Fe}
	An7	5,6	16,5	39,7	38,2	–	γ_{Cu-Sn}

Продовження таблиці 6.5

1	2	3	4	5	6	7	8
5	An8*	1,2	15,2	39,4	7,7	36,5	–
	An9	–	3,1	82,0	12,8	2,1	γ_{Cu}
	An10	1,5	–	2,6	–	95,9	CrB ₂
* Результати аналізу, які відмічені зірочками, допускають неоднозначне трактування. Можливо сканування виконувалося області, яка містить суміш фаз.							

Результати аналізу табл. 6.5 свідчать про те, що структура металічної зв'язки зразка 2 складається з ГЦК твердих розчинів, що містять залізо, мідь і олово (An1...An4) і θ -фази на основі подвійної сполуки нікелю і олова (An5), яка розчиняє залізо і мідь.

На відміну зразка 2, під час одержання зразка 3 утворюються ОЦК твердий розчин на основі α -фази заліза, що містить незначну кількість нікелю, міді і олова (An1, табл. 6.5), ГЦК твердий розчин на основі міді (An2) і твердого розчину нікелю і заліза в системі Cu–Sn (γ -фази, An3). При спіканні зразків 4 і 5 при більших значеннях тиску спостерігається ще й утворення β - і γ -фаз на основі подвійних сполук системи Cu–Sn, відповідно An5 і An7. Фазовий склад зразка 5, одержаного за більшого часу, аналогічний складу зразка 4 і відрізняється лише вмістом компонентів в твердих розчинах [1, 181]. Таким чином, взаємодія елементів в композиції під час її спікання за більшого тиску проходить активніше. Для підвищення зносостійкості розглядуваних КАМ в металічній зв'язці композиту необхідно забезпечити рівномірний розподіл компонентів і продуктів їх взаємодії та однорідний напружений стан. Крім цього, на границі поділу алмаз–металічна зв'язка не повинно бути графітових включень, відколів, мікротріщини та порожнин. Графітизація поверхні алмазних зерен під час формування композитів та відсутність адгезії зв'язка–алмаз – загальна проблема КАМ. Це спричиняє виділення в перехідній зоні вуглецю у вигляді графітових включень, а можливості цьому перешкодити доволі обмежені, що призводить до погіршення властивостей КАМ. Разом з тим графітизацію поверхні зерен алмазів можна використати як засіб поліпшення структури перехідної зони і механічних властивостей КАМ. Зазначену проблему можна розв'язати за рахунок застосування технологічних режимів гарячої допресовки, що забезпечать взаємодію (їй перешкоджає поява на межі поділу алмаз–зв'язка рідкої фази (Cu–Sn)) вуглецю, утвореного за графітизації поверхні алмазів, з α -Fe. Ця взаємодія супроводжується утворенням прошарків з Fe₃C нанорозмірної

товщини з одночасним поліпшенням фізико-механічних властивостей КАМ. На даний час не існує методики контролю цих фаз під час виготовлення КАМ, а також не визначені закономірності впливу параметрів гарячої допресовки на утворення фази Fe_3C на межі поділу алмаз–металічна зв'язка та на їх властивості, включаючи і зносостійкість. У зв'язку з цим актуальним завданням представляється розроблення таких методів контролю утворення Fe_3C у перехідній зоні під час одержання КАМ. Мікроструктурні зображення поверхні зламу (рис. 6.13) досліджуваних зразків наочно демонструють, що забезпечення щільного контакту алмаз–металічна зв'язка з високою ступінем змочування алмазних частинок розплавом є необхідною, і, в той же час, недостатньою умовою міцного зчеплення алмазів із зв'язкою.

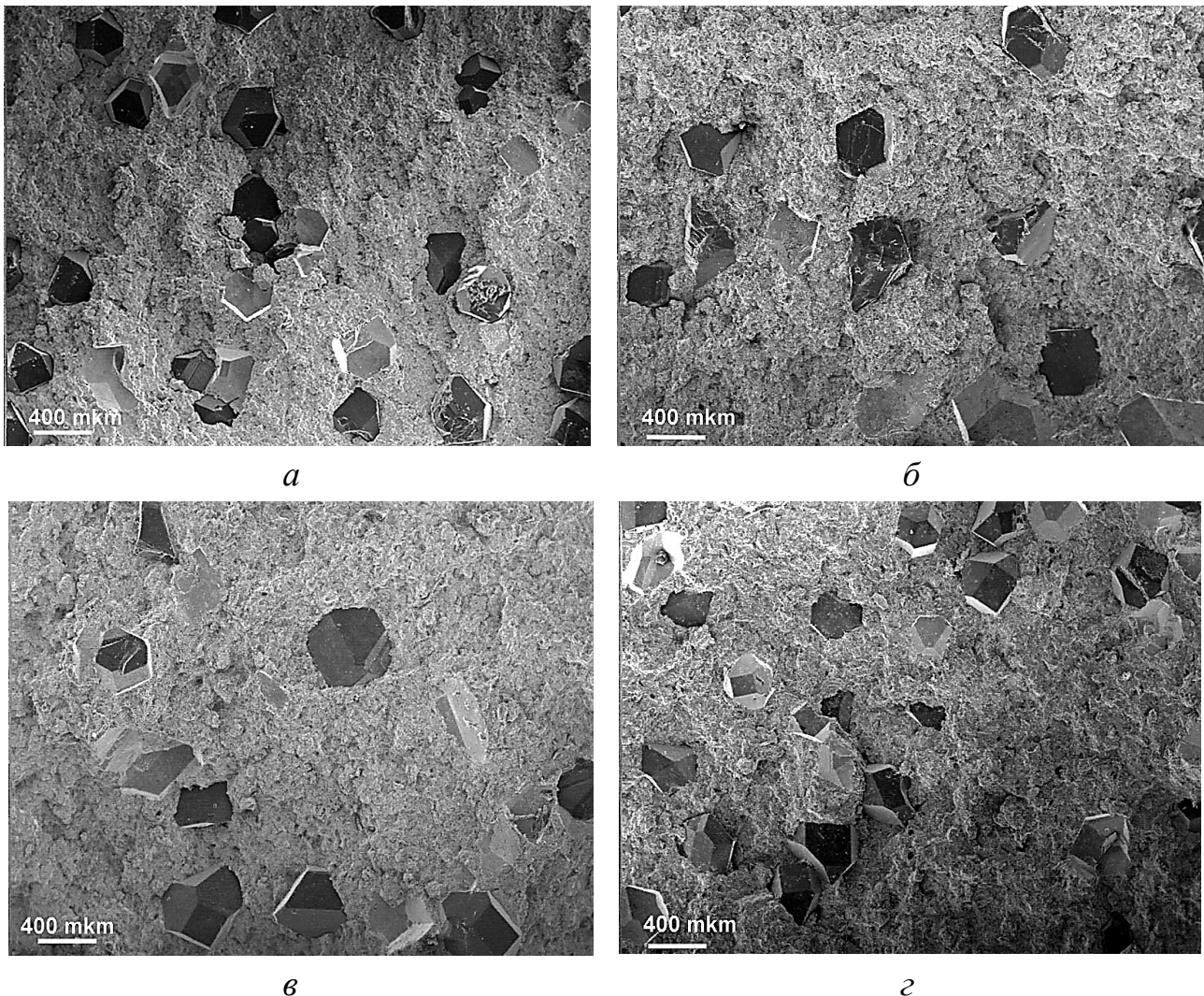


Рисунок 6.13 – Електронно-мікроскопічні зображення поверхні зламу зразків КАМ:
а – зразок 2; б – зразок 3; в – зразок 4; г – зразок 5 (такі самі умови одержання, як і на рис. 6.11)

Так, на відміну від зразків 2 і 3, у яких часто спостерігається передчасне випадіння алмазних частинок із металічної зв'язки (рис. 6.13, *a* і *б*), у зразках 4 і 5 не виявлено випавших із металічної зв'язки алмазів (рис. 6.13, *в* і *г*).

Підвищення міцності контакту алмаз–металічна зв'язка у зразків 4 і 5 свідчить про утворення міцних хімічних зв'язків, які забезпечуються як присутністю CrB_2 , так і необхідними технологічними режимами спікання. У цьому випадку в металічній зв'язці в оточенні алмазних частинок відбувається зміна механізмів масопереносу та перерозподіл компонентів. З алмазними частинками починають контактувати тверда фаза (частинки заліза і дибориду хрому), а рідка фаза у системі Cu-Sn поступово мігрує в середину металевої зв'язки.

Про нерівномірний розподіл елементів на контакті алмаз–матриця і в матриці поза алмазом свідчать зображення поверхні отриманих зразків (Обр-зображення) у характеристичному рентгенівському випромінюванні (рис. 6.14–6.15).

Так, для зразка 3 (рис. 6.14, *a*) порівняно зі зразком 4 (рис. 6.14, *б*) на поверхні контакту алмаз–матриця спостерігається менша кількість рідкої фази.

У зразку 5, одержаного за більшого тиску, в матриці в оточенні алмазного зерна концентрація твердих елементів більша (рис. 6.15), порівняно зі зразками 3 і 4 (рис. 6.14), отриманих при меншому тиску гарячого допресовування.

При подальшому збільшенні кількості CrB_2 у складі суміші структура матриці навколо алмазу погіршується, а на поверхні контакту алмаз–матриця спостерігаються щілини, пори і мікротріщини (рис. 6.16).

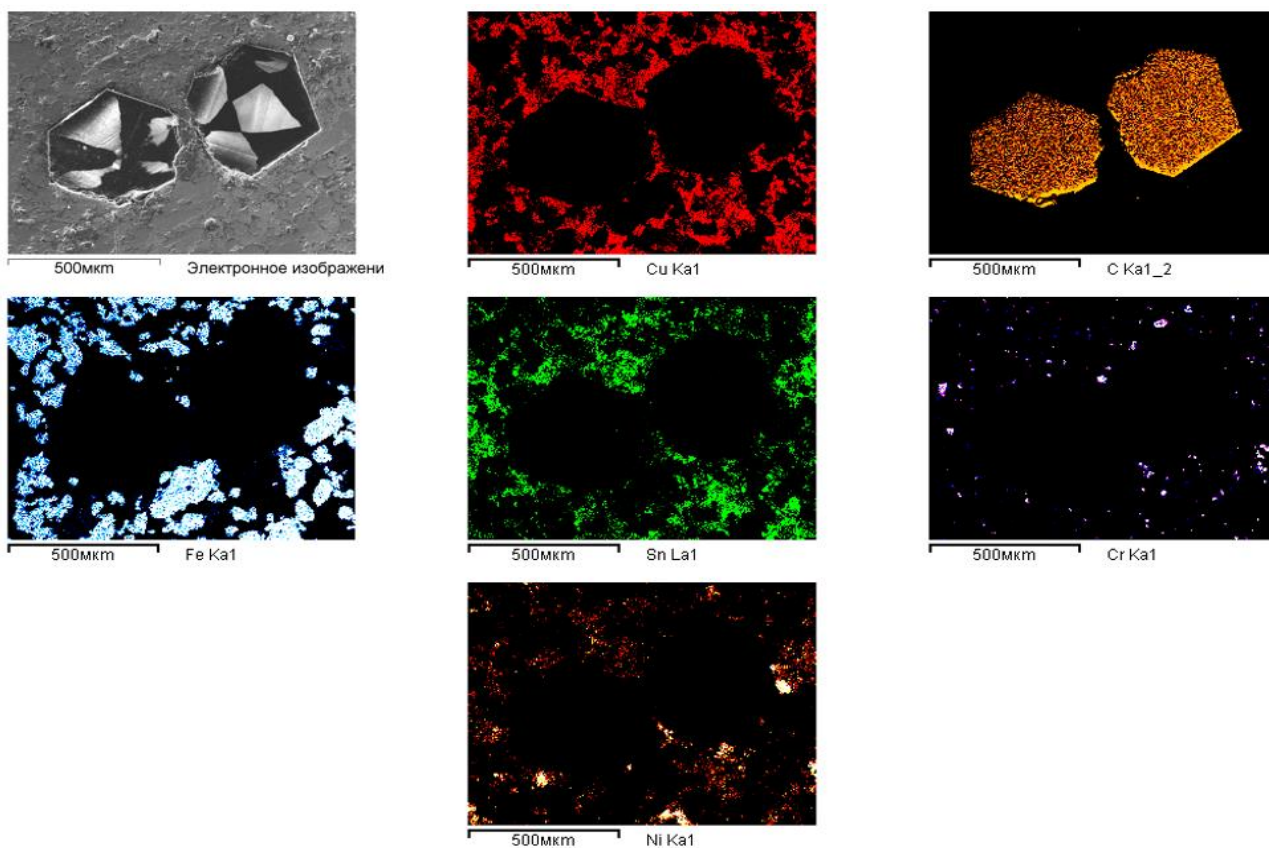
Це зумовлено міграцією твердих речовин (заліза і дибориду хрому) до поверхні алмазних частинок та міграцією рідкої фази від алмазу у глибину металічної зв'язки.

Видно (рис. 6.16, *a*), що на поверхні контакту алмаз–матриця зразка 6, отриманого з шихти алмаз–47,94Fe–30,08Cu–8,46Ni–7,52Sn–6CrB₂ (мас.%) при тиску 100 МПа впродовж 2 хв, спостерігаються щілини, пори та тріщини.

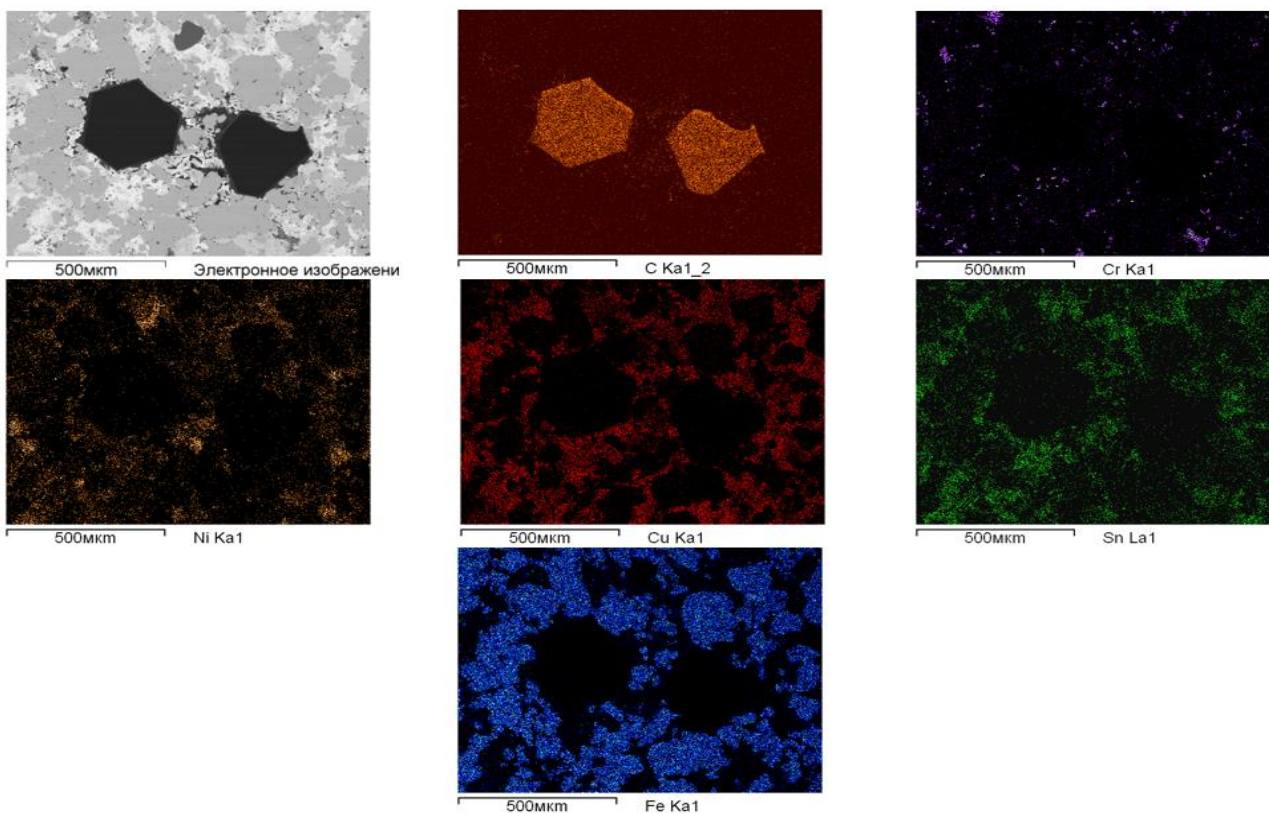
При підвищенні тиску від 100 до 200 МПа на контакті алмаз–матриця зразка 7 виявлено тріщини та викрашування матриці в оточенні алмазу (рис. 6.16, *б*).

За подальшого збільшення кількості CrB_2 у складі КАМ їх структура погіршується (рис. 6.16, *в* і *г* відповідно).

Отже, отримані дані показали, що надлишок CrB_2 у складі вихідних речовин та перевищення тиску гарячого допресовування не дозволяє отримати КАМ високими технологічними характеристиками.



a



б

Рисунок 6.14 – Зображення поверхні зразків 3 (*a*) і 4 (*б*) у характерному рентгенівському випромінюванні

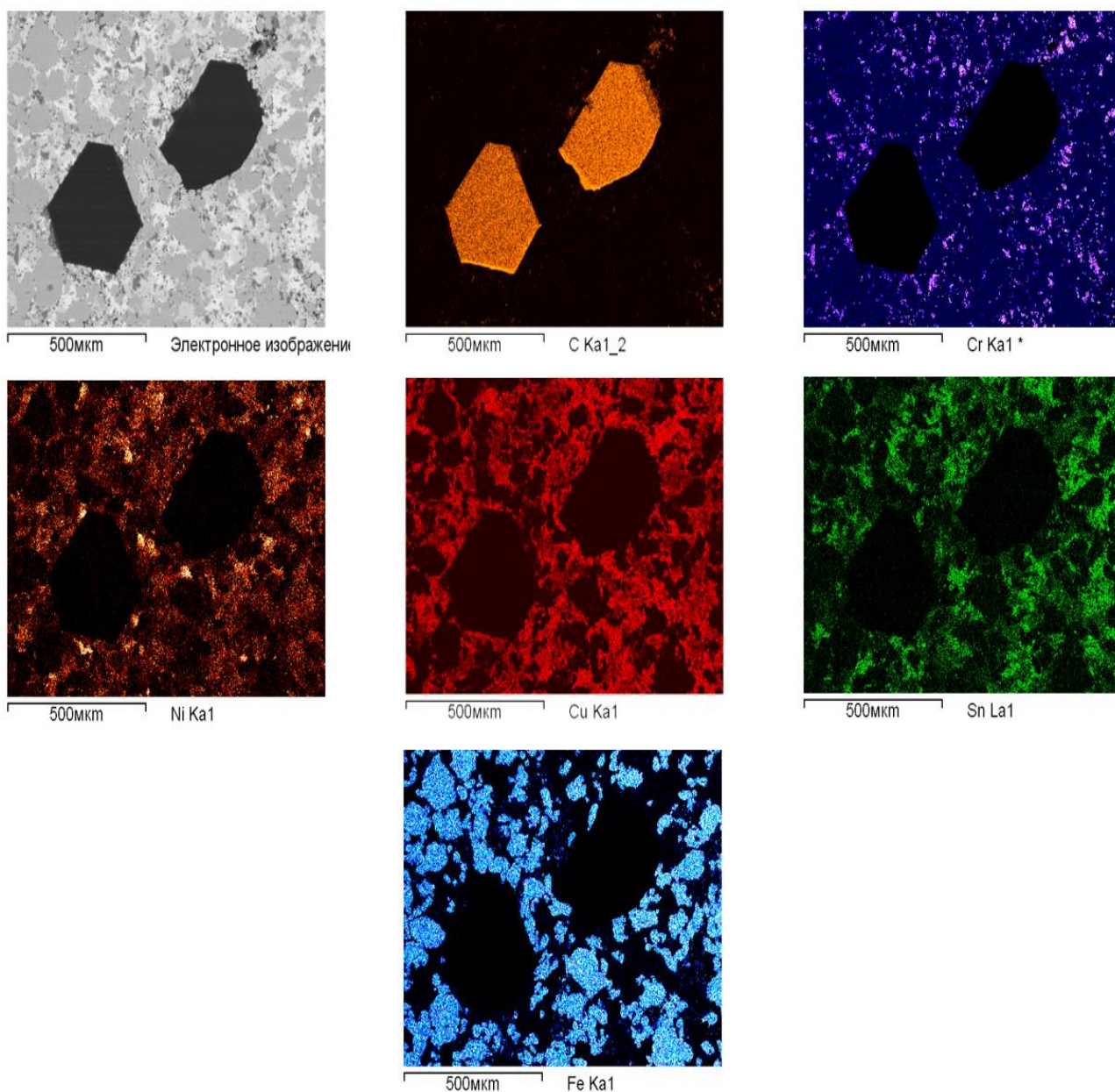
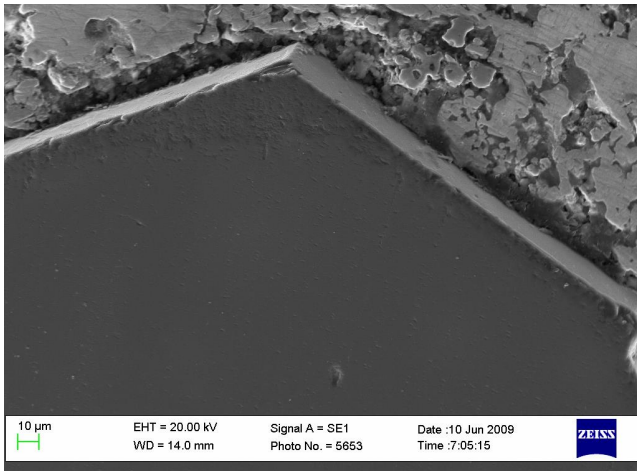


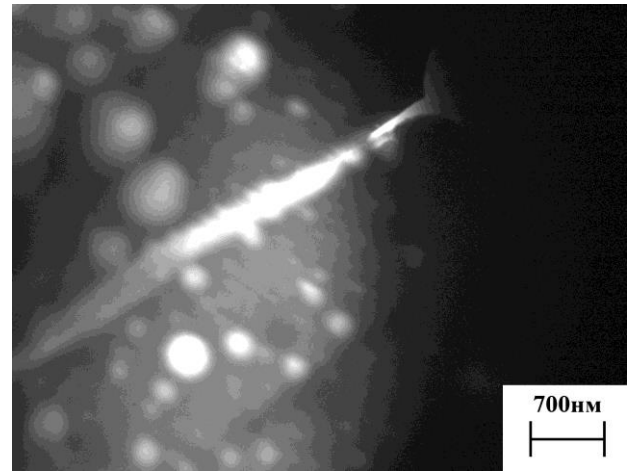
Рисунок 6.15 – Обр-зображення поверхні зразка 5 у характеристичному рентгенівському випромінюванні

В цьому випадку на границі поділу алмаз–матриця домінує тверда фаза (α -Fe та CrB_2), а рідка фаза в системі Cu–Sn–Ni мігрує від поверхні алмазу у глибину матриці, що є причиною утворення мікротріщин та її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування. Це призводить до передчасного випадіння алмазів з матриці.

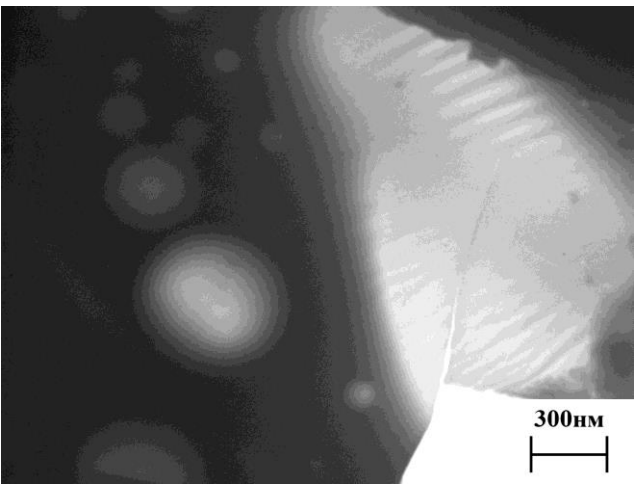
У випадку недостатнього тиску та недостачі CrB_2 ця евтектична рідина навпаки контактує з алмазом (рис. 6.16, *a*), що перешкоджає провзаємодіяти вуглецю, який утворився на етапі спікання, з твердою фазою, що є причиною утворення фаз γ -Cu та Ni_3Sn та недостатньої міцності контакту алмаз–матриця.



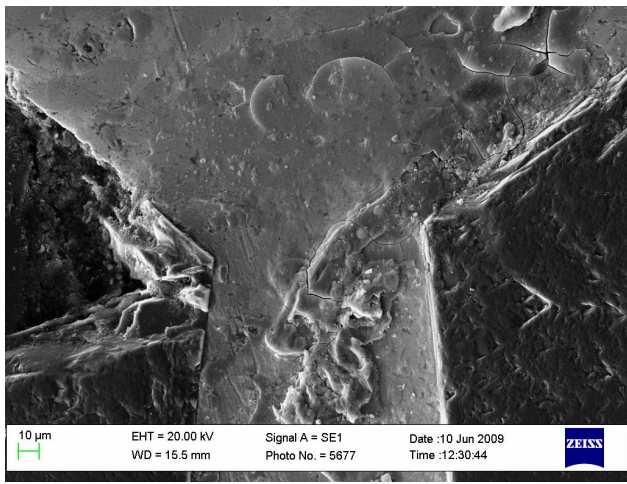
a



б



в



г

Рисунок 6.16 – Електронно-мікроскопічні зображення поверхні зразків 14 (*a*), 15 (*б*), 16 (*в*) і 17 (*г*), отриманих на основі шихти алмаз–47,94Fe–30,08Cu–8,46Ni–7,52Sn–6CrB₂ (мас.%) гарячим пресуванням при:
 $p = 100$ МПа, $t = 1$ хв (зразок 14); $p = 100$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 15);
 $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 16); $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 17)

Для розроблення технології одержання КАМ даної системи з високими зносостійкістю та експлуатаційними властивостями необхідно знати структуру і фазовий склад як металічної зв'язки, так і перехідної зони алмаз–металічна зв'язка залежно від технологічних режимів гарячого допресування.

6.3.2. Структура і фазовий склад металічної зв'язки

Дифрактограму гетероструктури зразка металічної зв'язки складу 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (мас.%), отриманого спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресуванням за тиску 160 МПа впродовж 3 хв, показано на рис. 6.17 [218, 220].

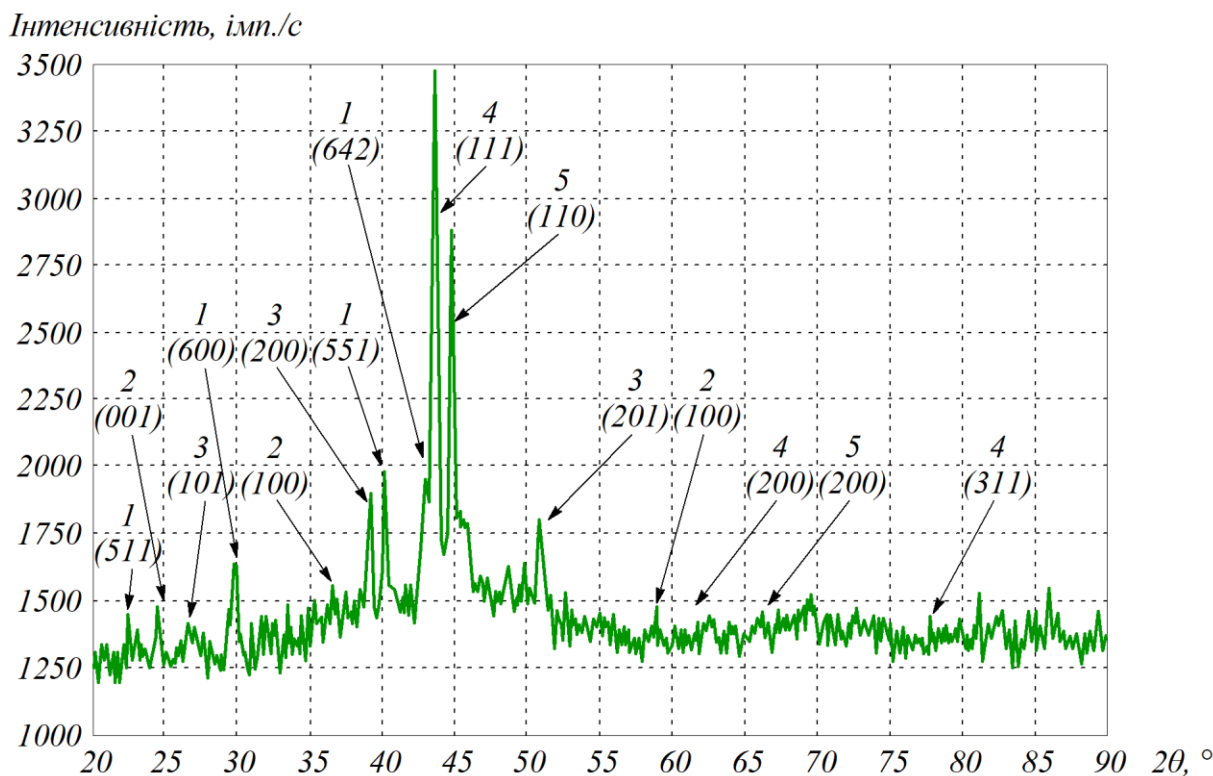


Рисунок 6.17 – Фрагмент рентгенівського спектра зразка металічної зв'язки:
 1 – Cu_9NiSn_3 ; 2 – CrB_2 ; 3 – Ni_3Sn ; 4 – Cu ; 5 – $\alpha\text{-Fe}$

Було зареєстровано на дифрактограмі інтерференційні максимуми від площин (111), (200), (311) міді (параметр решітки $a = 3,6089 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (110), (200) заліза ($a = 2,877 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (101), (200), (201) фази NiSn_3 ($a = 5,2958 \text{ \AA}$, $c = 4,281 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (511), (600), (551), (642) фази Cu_9NiSn_3 ($a = 18,02 \text{ \AA}$) та інтерференційні максимуми від площин (001), (100), (110) фази CrB_2 , що співпадає з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними даними [209, 210].

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , кути $2 \cdot \theta$, які відповідають рентгенівським лініям, відносно інтенсивності I , фази та індекси кристалічної решітки НКЛ, що відповідають рентгенівським лініям) наведено в табл. 6.6.

Кристалічна структура і кількісний фазовий склад досліджуваного зразка металічної зв'язки наведено в табл. 6.7. Аналіз отриманих результатів показав, що в процесі формування металічної зв'язки відбувається активна взаємодія між елементами, яка спричиняє утворення сполук Cu_9NiSn_3 і NiSn_3 та твердих розчинів на основі міді і заліза та дибориду хрому, що підтверджується зміною параметрів кристалічної решітки порівняно з чистими елементами для міді ($a = 3,615 \text{ \AA}$) і заліза ($a = 2,864 \text{ \AA}$).

Таблиця 6.6 – Дифракційні дані для одержаного зразка металічної зв'язки

Міжплощинна віддаль d , Å	$2 \cdot \theta$, градус	Інтенсивність	Фаза	HKL
3,40	26,5333	464,12	Cu ₉ NiSn ₃	511
3,30	24,4121	423,15	CrB ₂	001
3,070	29,0788	478,83	Ni ₃ Sn	101
3,0192	29,5879	546,64	Cu ₉ NiSn ₃	600
2,32	39,0909	510,97	CrB ₂	100
2,3044	39,0909	622,47	Ni ₃ Sn	200
2,2482	40,1091	658,25	Cu ₉ NiSn ₃	511
2,2036	40,9576	522,45	Cu ₉ NiSn ₃	642
2,0727	43,6727	949,84	Cu	111
2,0278	44,6909	901,66	α -Fe	110
1,9780	45,8788	595,19	Ni ₃ Sn	201
1,90	57,867	420,08	CrB ₂	110
1,8375	49,6121	543,15	Cu	200
1,8001	50,7152	529,04	α -Fe	200

Таблиця 6.7 – Кристалічна структура компонентів і концентрація фаз зразка металеві зв'язки

Фаза	ПГ	Параметри решітки, Å			Концентрація фаз, мас.%	
		a	b	c	За методом SEM	За методом рентгенівської дифракції
Cu	Fm3m	3,6089	–	–	73,3	75,2 ± 5,9
Fe	Im3m	2,877	–	–	16,4	12,6 ± 4,9
Cu ₉ NiSn ₃	F-43m	18,01	–	–	11,3	4,1 ± 1,9
NiSn ₃	P6/mmc	5,2949	–	4,281		5,5 ± 2,9
CrB ₂	P6/mmm	2,972	–	3,0708		2,8 ± 1,7

В металічній зв'язці спостерігається відносно рівномірний розподіл фаз (рис. 6.18, *a*) та відсутність пор на міжфазних границях (рис. 6.18, *b*), що позитивно впливає на властивості КАМ. Слід зазначити, що структура зразків металічної зв'язки, одержаних з цієї самої шихти за тисків 100 і 200 МПа гарячого допресовування, складається із таких самих фаз, як і розглядааний вище зразок.

Порівняння одержаних результатів (табл. 6.6, рис. 6.17 і табл. 6.7) з даними (рис. 5.11, табл. 5.3 і 5.4) свідчить про те, що введення дибориду хрому до шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) змінює фазовий склад металічної зв'язки одержаного зразка, що впливає на його фізико-механічні властивості. Проте, оптимальні варіанти металічної зв'язки повинні мати таку структуру, яка б забезпечила високий рівень алмазоутримання і зносостійкості композиційних алмазовмісних матеріалів та високі різальні властивості інструменту під час роботи у різних ситуаціях.

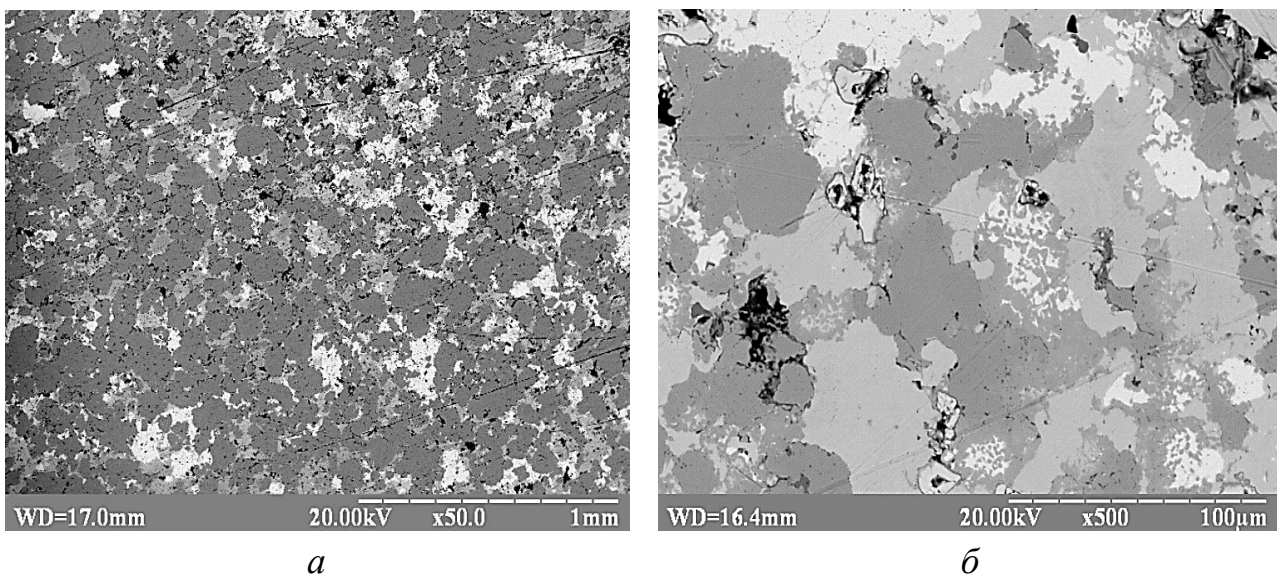


Рисунок 6.18 – СЕМ-зображення поверхні зразка металічної зв'язки:

a – $\times 50$; *б* – $\times 500$

Для цього нижче проведені дослідження структурно-фазового стану досліджуваного зразка металічної зв'язки за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа SELMI TEM.

На рис. 6.19 показано характерну мікроструктуру (ПЕМ-зображення) ділянок металевої зв'язки для зразка, одержаного з вихідної шихти спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за тиску 160 МПа впродовж 3 хв. Видно (рис. 6.19, *a*, *в*, *д*), що на цих ділянках повністю відсутні щілини, сколи і пори, границі між зернами тонкі, чітко сформовані. Присутність на мікроелектронограмах рефлексів від фаз Fe (110), (200) та від фаз CrB₂ (110), (002) (рис. 6.19, *б*, *г*) свідчить про те, що зерна даних фаз орієнтовані в кристалічному напрямку $\langle 100 \rangle$. Присутність текстурних максимумів (110), (200), (002) на кільцевих електронограмах (рис. 6.19, *б*, *г*) вказує про наявність у зразка металічної зв'язки текстури.

Зареєстровані дифракційні максимуми від вказаних площин для фаз Fe і CrB₂ узгоджуються з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними даними [209, 210].

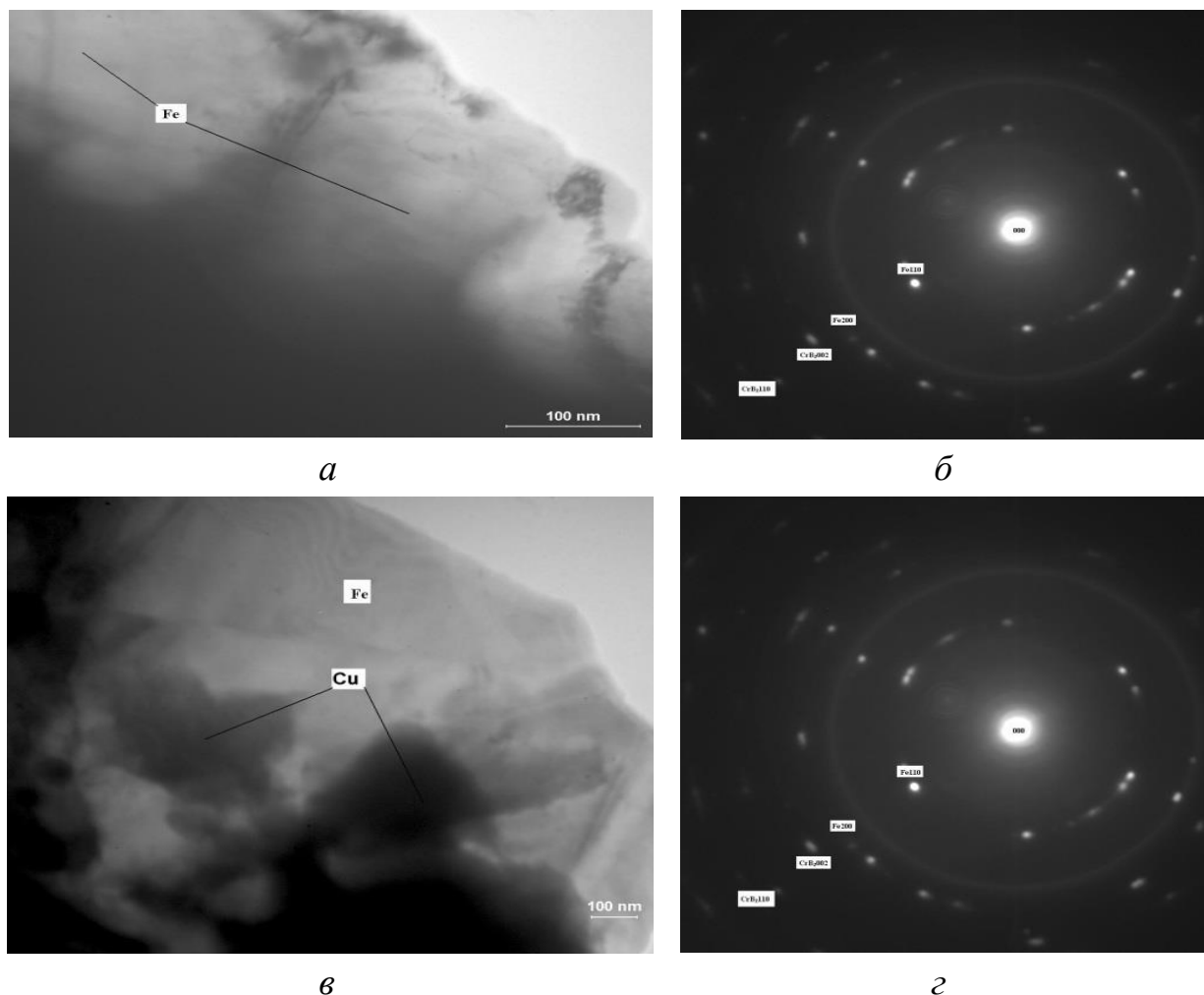


Рисунок 6.19 – ПЕМ-зображення ділянок зразка металічної зв'язки (а, в, д) і мікроелектронограми її фрагментів (б, г), одержаного з шихти 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (мас.%), спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , фази та індекси кристалічної решітки НКЛ, що відповідають рентгенівським лініям), для зразка металічної зв'язки наведено в табл. 6.8. Її аналіз показав, що зразок металічної зв'язки, одержаний з шихти 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв складається з твердих розчинів на основі заліза і дибориду хрому.

Таблиця 6.8 – Дифракційні дані для одержаного зразка металічної зв'язки

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,02	2,01	α Fe	110
1,43	1,428	α Fe	200
1,33	1,40	CrB2	002
1,28	1,27	CrB2	110

Особливістю мікроструктури зразка металічної зв'язки, одержаного при більшому тиску (рис. 6.20, *а*) є присутність нових фаз Cu_9NiSn_3 і NiSn_3 , які утворилися в даних умовах внаслідок активної взаємодії компонентів.

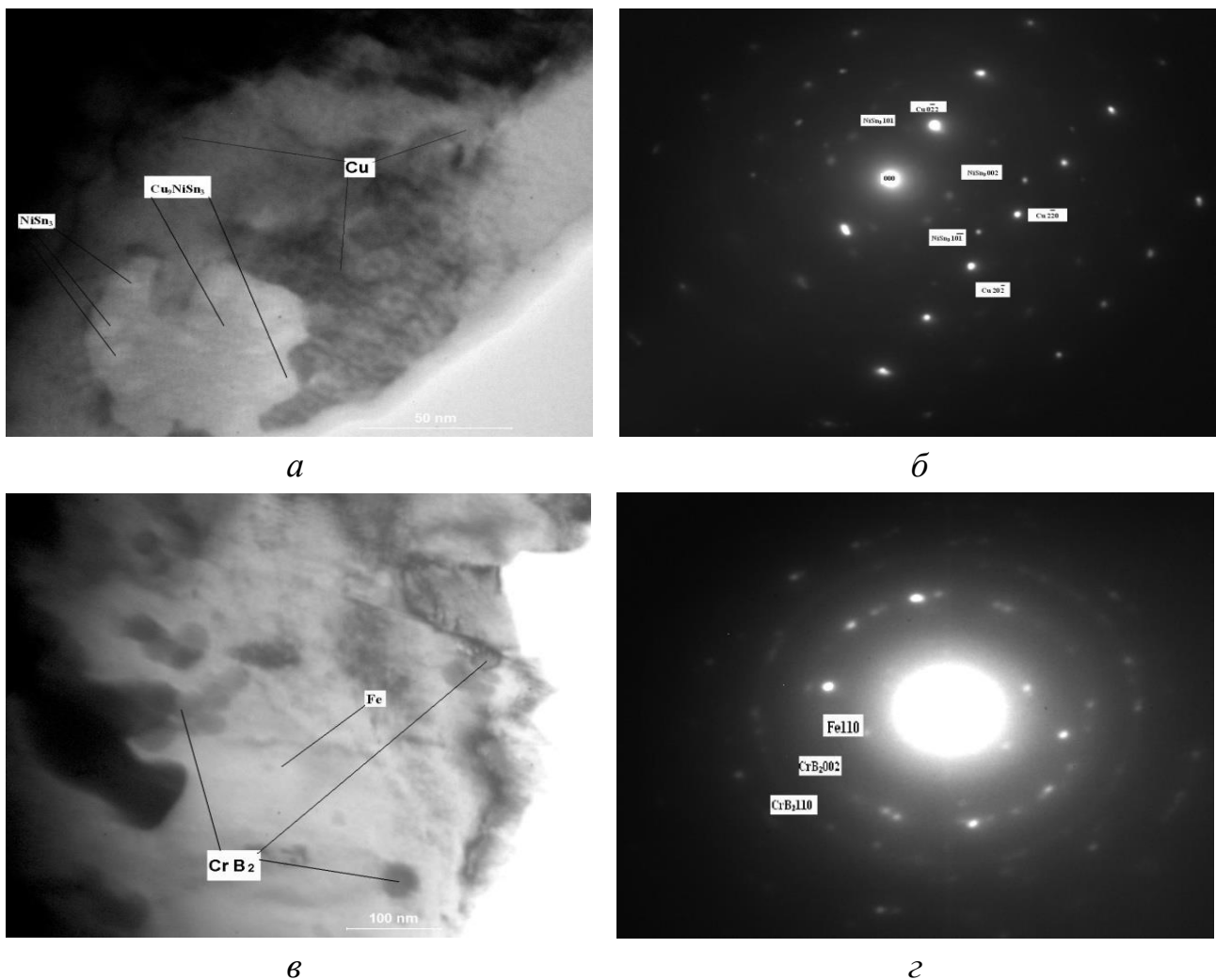


Рисунок 6.20 – ПЕМ-зображення ділянок зразка металічної зв'язки (*а, в*) і мікроелектронограми її фрагментів (*б, г*), одержаного з шихти $49,98\text{Fe}-31,36\text{Cu}-8,82\text{Ni}-7,84\text{Sn}-2,0\text{CrB}_2$ (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури $800\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж години з гарячим допресовуванням при:
а, б – $p = 160\text{ МПа}$, $t = 3\text{ хв}$; *в, г* – $p = 160\text{ МПа}$, $t = 3\text{ хв}$

Видно (рис. 6.20, *a, в*), що границі між зернами фаз Cu, Cu₉NiSn₃, NiSn₃, α-Fe і CrB₂ тонкі, чітко сформовані із щільним контактом, без видимих сколів, пор, що обумовлене, скоріше за все, правильно підібраними складом вихідних речовин та технологічних режимів гарячої допресовки.

Присутність інтерференційних рефлексів від фаз Cu (0 $\bar{2}$ 2), (2 $\bar{2}$ 0), (20 $\bar{2}$) і від фаз NiSn₃ (101) (10 $\bar{1}$), (002) (рис. 6.20, *б*) та присутність інтерференційних рефлексів від фаз Fe (110) і CrB₂ (002), (20 $\bar{2}$ 110) (рис. 6.20, *з*) вказує на те, що зерна цих фаз орієнтовані в кристалографічному напрямку <100> та наявність у зразка металічної зв'язки текстури. Як бачимо з отриманих вище даних, для розроблення КАМ з високими технологічними характеристиками та зносостійкістю необхідно враховувати процеси, які відбуваються під час їх одержання.

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль *d*, фази та індекси кристалічної решітки HKL, що відповідають кільцевій електронограмі для рис. 6.20, *з*), для одержаного спіканням в прес-формі в муфельній печі за температури 800 °С впродовж години з гарячим допресовуванням при *p* = 160 МПа, *t* = 3 хв зразка металічної зв'язки наведено в табл. 6.9.

Таблиця 6.9 – Дифракційні дані для одержаного зразка металічної зв'язки

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,02	2,01	α-Fe	110
1,33	1,40	CrB ₂	002
1,28	1,27	CrB ₂	110

Зареєстровані дифракційні максимуми від вказаних площин для фаз Fe і CrB₂ узгоджуються з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними даними [209, 210]. Отже, зразок металічної зв'язки складається з фаз Cu₉NiSn₃, NiSn₃ та твердих розчинів на основі міді, заліза і дибориду хрому.

Таким чином, з аналізу отриманих даних випливає, що використання дибориду хрому у шихті 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) сприяє поліпшенню структури металеві зв'язки композиту під час його формування, що є наслідком взаємодії елементів.

У зв'язку з цим проаналізуємо вплив можливої взаємодії дибориду хрому із складниками системи на формування структури перехідної зони алмаз–матриця і спробуємо з'ясувати, що корисного для КАМ і технології їх отримання може дати здобута інформація.

6.3.3. Вплив технологічних режимів гарячої допресовки на структуру перехідної зони алмаз–металічна зв'язка та механічні властивості композитів

Результати структурного дослідження перехідної зони алмаз–металічна зв'язка зразків КАМ, отриманих з вихідної шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за різних технологічних режимів наведено на рис. 6.21 [218, 221].

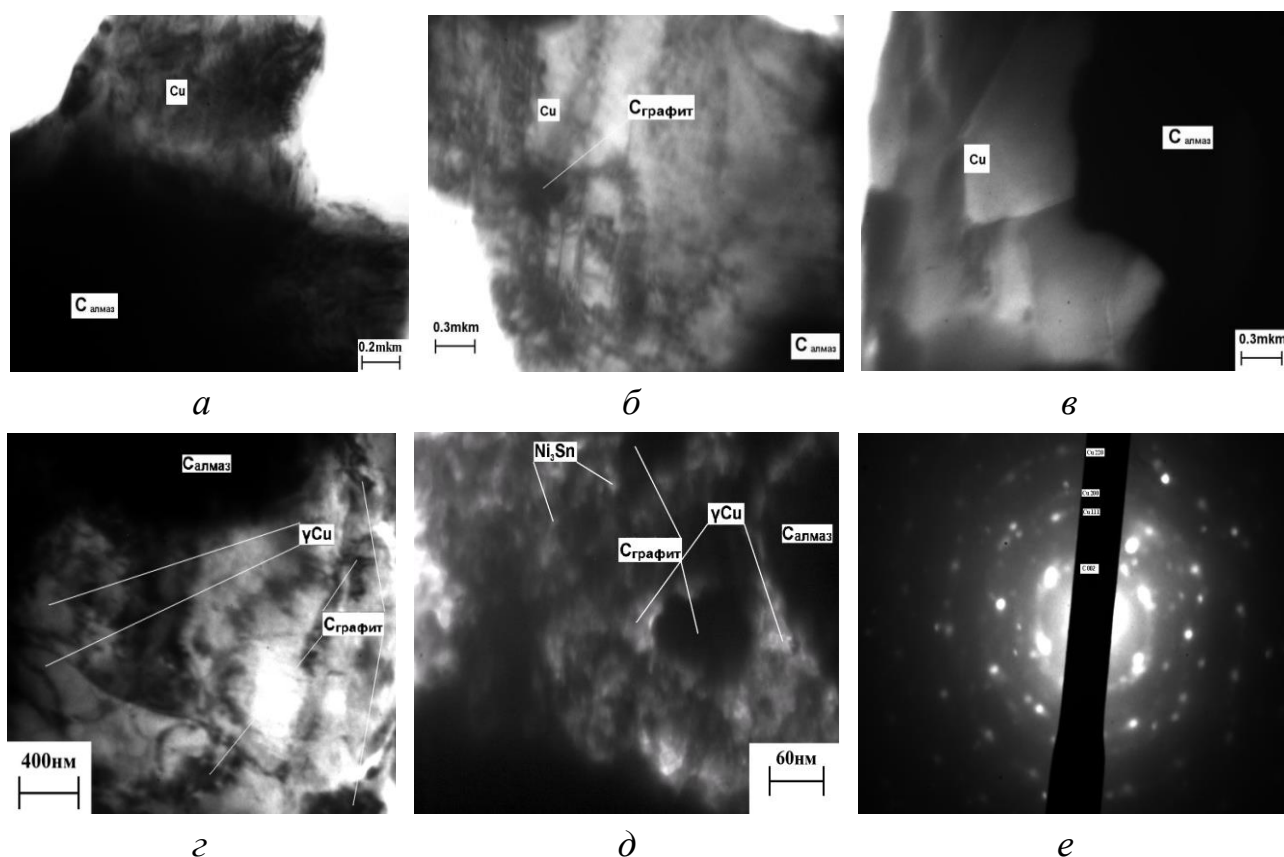


Рисунок 6.21 – ПЕМ-зображення перехідної зони алмаз–металічна зв'язка зразків, одержаних з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С

впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при:

- a* – $p = 100$ МПа, $t = 1$ хв (зразок 1); *б* – $p = 100$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 2);
- в* – $p = 100$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 3); *г* – $p = 160$ МПа, $t = 1$ хв (зразок 4);
- д* – $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 5); *е* – мікроелектронограма для зразка 5

Порівняння одержаних результатів з даними для металічної зв'язки (рис. 6.19 і 6.20) показало, що структура перехідної зони алмаз–металічна зв'язка має зовсім іншу будову, ніж структура металевої зв'язки. Так, перехідна зона

зразків КАМ 1–5, одержаних за тисків 100 і 160 МПа незалежно від тривалості процесу, складається γ -Cu і Ni_3Sn з графітовими включеннями (рис. 6.21, *a–d*). Зазначене пов'язано з тим, що під час спікання композиції евтектична рідина в системі Cu–Sn контактує з алмазом і перешкоджає взаємодії вуглецю, що утворюється внаслідок графітизації поверхні зерен алмазів, з твердими фазами α -Fe та CrB_2 .

Усе це є причиною утворення графітових включень в перехідній зоні, що погіршує експлуатаційні властивості таких КАМ. Основною особливістю мікроструктури перехідної зони цих зразків є присутність графіту, який розміщується переважно біля поверхні алмазних зерен. Кристали графіту складаються з орієнтованих зерен з плоскими поверхнями огранки (100) (рис. 6.21, *e*). Присутність на мікроелектронограмах рефлексів від фаз Cu (200), (220), (111) та інтерференційних рефлексів від фаз графіту (002), свідчить про те, що зерна даних фаз орієнтовані в кристалічному напрямку $\langle 100 \rangle$. Утворення твердого розчину на основі міді на границі поділу алмаз–металічна зв'язка і є причиною виділення вуглецю у вигляді графітових включень, що призводить до передчасного руйнування перехідної зони та випадіння алмазних зерен з металічної зв'язки композиту. На мікроелектронограмі цього рисунку на кільцевих відбитках 002 графіту чітко спостерігаються як сильні, так і слабкі текстурні максимуми.

Видно (рис. 6.22), що на робочій поверхні відрізних сегментних кругів, зроблених з цих КАМ, має місце ефект як кутових, так і поздовжніх переміщень алмазів в зв'язці, що обумовлено впливом великих динамічних навантажень в процесі різання граніту.

Це спричиняє передчасне руйнування перехідної зони алмаз–металічна зв'язка за механізмом інтенсивного розтріскування (рис. 6.22, *a–e*) та випадіння алмазних зерен зі зв'язки композиту (рис. 6.22, *z, d*). Контакт алмаз–матриця в цих ситуаціях завжди нещільний (рис. 6.22, *e*), що є наслідком взаємодії елементів даної композиції під час її формування. При збільшенні тривалості гарячої допресовки з 2 до 4 хв в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка виявлено утворення прошарків з $\text{Cr}_{1.65}\text{Fe}_{0.35}\text{B}_{0.96}$ нанорозмірної товщини (рис. 6.23, *a*). У цьому випадку з алмазом починають контактувати частинки заліза і дибориду хрому, що сприяє поліпшенню структури перехідної зони і, як наслідок, підвищенню зносостійкості та експлуатаційних властивостей КАМ. Проте вуглець, який утворився за графітизації поверхні алмазних частинок, під час формування композиції, не встигає повністю провзаємодіяти з твердою фазою (частинками заліза і дибориду хрому).

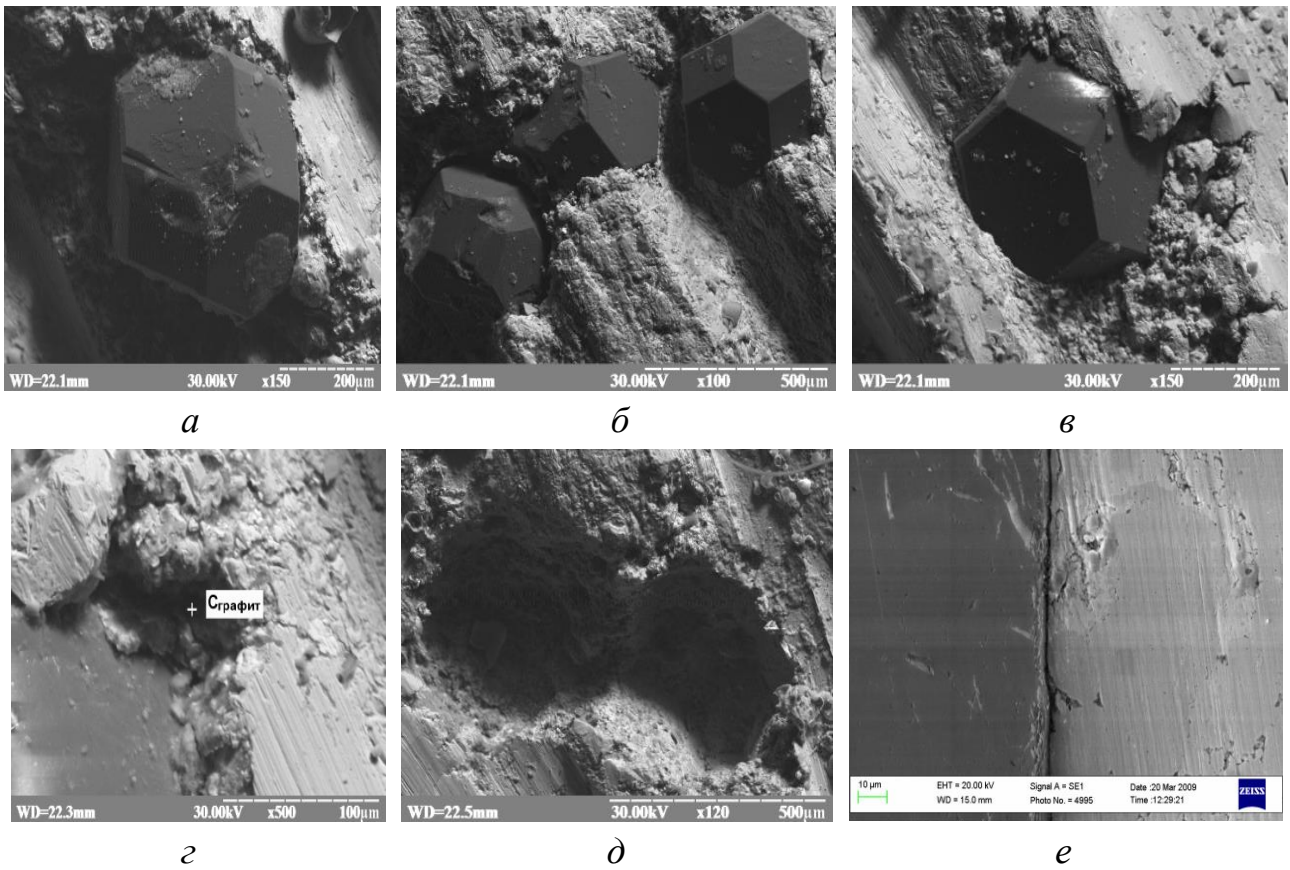


Рисунок 6.22 – Мікроскопічні РЕМ-зображення робочої поверхні зразків 1–5 (а–е) після їх працювання

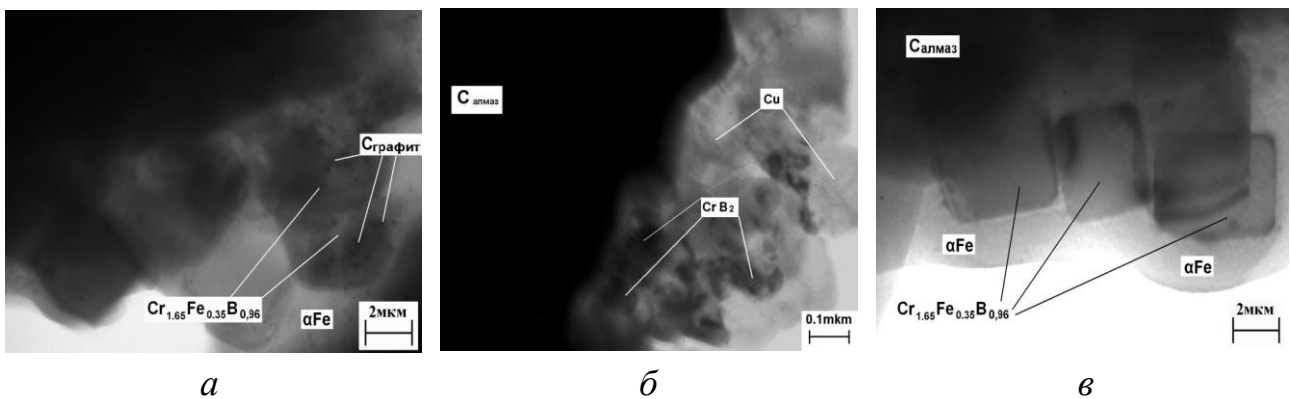


Рисунок 6.23 – ПЕМ-зображення перехідної зони алмаз–металічна зв’язка зразків, одержаних з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа:
a – *t* = 4 хв; *б*, *в*, *г* – *t* = 5 хв

Тому в композиції має місце виділення вуглецю у вигляді графітових включень (рис. 6.23, *a*), що може спричинити передчасне руйнування перехідної

зони за механізмом інтенсивного розтріскування та випадіння алмазів із зв'язки КАМ. При подальшому збільшенні тривалості процесу з алмазом починають контактувати частинки дибориду хрому (рис. 6.23, б, в), що сприяє поліпшенню структури перехідної зони і, як наслідок, підвищенню зносостійкості та експлуатаційних властивостей КАМ.

Щоб запобігти цим небажаним процесам необхідно продовжити пошук оптимальних технологічних параметрів одержання КАМ.

У випадку підвищення тиску гарячого допресовування від 160 до 200 МПа у структурі перехідної зони зразка 6, одержаного впродовж 2 хв, виявлено складні бориди $\text{Cr}_{1.65}\text{Fe}_{0.35}\text{B}_{0.96}$ (рис. 6.24, а, б).

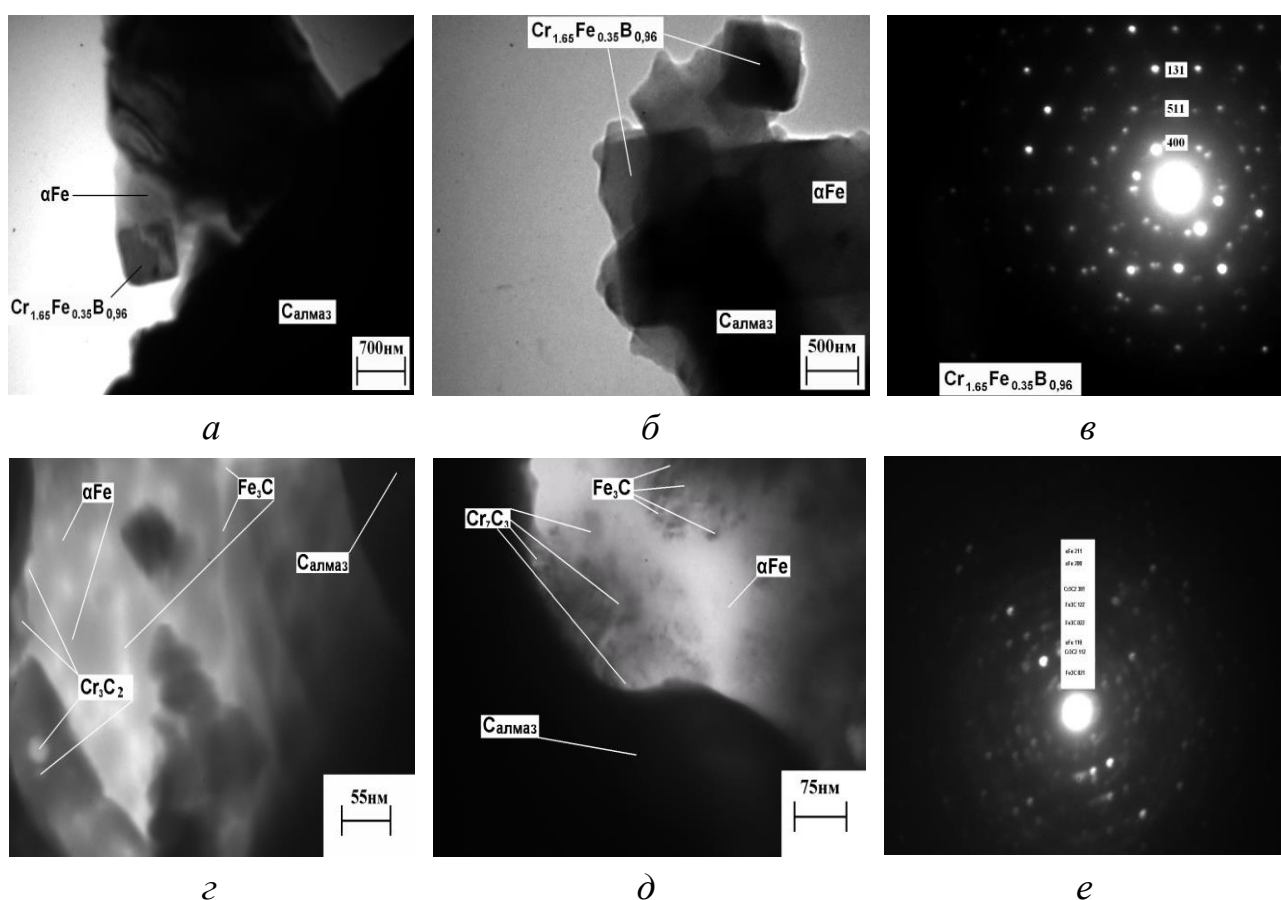


Рисунок 6.24 – ПЕМ-зображення ділянок перехідної зони (а, б, г, д) і мікроелектронограми її фрагментів (в, е) зразків 6 (а–в) і 7 (г–е), отриманих спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж години з гарячою допресовкою при: б – $p = 200$ МПа, $t = 2$ хв; 7 – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв

В перехідній зоні зразка 6 відсутні графітові утворення, мікротріщини і пори. Механізм утворення цих прошарків обумовлений тим, що в цьому випадку атоми вуглецю, які утворилися під час графітизації поверхні алмазних частинок

на етапі спікання композиції, продифундували в кристалічну решітку α -Fe і CrB_2 під час її гарячого допресовування. Присутність на мікроелектронограмі рефлексів (131), (400), (511) від фази $\text{Cr}_{1.65}\text{Fe}_{0.35}\text{B}_{0.96}$ (рис. 6.24, в) свідчить про активну взаємодію елементів під час гарячого допресовування досліджуваної композиції, яка спричинила утворення складної сполуки. Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , фази та індекси кристалічної решітки HKL, що відповідають кільцевій електронограмі для рис. 6.24, в) для одержаного зразка КАМ (зразок 6) спіканням в прес-формі в муфельній печі за температури 800 °C впродовж години з гарячим допресовуванням при $p = 200$ МПа, $t = 2$ хв наведено в табл. 6.10.

Таблиця 6.10 – Дифракційні дані для одержаного зразка КАМ (зразок 6)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
3,66	3,65	$\text{Cr}_{1.66}\text{Fe}_{0.35}\text{B}_{0.96}$	400
2,29	2,28	$\text{Cr}_{1.66}\text{Fe}_{0.35}\text{B}_{0.96}$	511
2,10	2,0	$\text{Cr}_{1.66}\text{Fe}_{0.35}\text{B}_{0.96}$	131

Зі збільшенням тривалості процесу з 2 до 3 хв в перехідній зоні зразка 7 виявлено прошарки Fe_3C , Cr_3C_2 і Cr_7C_3 завтовшки 5...50 нм (рис. 6.24, з, д). Механізм цих процесів такий самий як і для зразка 6. Проте взаємодія між елементами протікає інтенсивніше. Присутність на мікроелектронограмі рефлексів від фаз Fe (211), (200), (111), Fe_3C (121), (002) і Cr_3C_2 (112), (301) свідчить про наявність утворених фаз. Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , фази та індекси кристалічної решітки HKL, що відповідають кільцевій електронограмі для рис. 6.24, е) для зразка 7 наведено в табл. 6.11.

Таблиця 6.11 – Дифракційні дані для одержаного зразка КАМ (зразок 7)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,32	2,38	Fe_3C	021
2,28	2,3	Cr_3C_2	112
2,02	2,01	αFe	110
1,99	2,00	Fe_3C	022
1,84	1,85	Fe_3C	122
1,82	1,81	Cr_3C_2	301
1,43	1,428	αFe	200
1,17	1,16	αFe	211

Зазначені ефекти максимально виражені при оптимальному вмісті CrB_2 у складі вихідної шихти та параметрах гарячого допресовування. У цьому випадку висота зношених алмазів в інструменті перевищує половину їх діаметра (рис. 6.25, *а, б*), а матриця в оточенні алмаза навіть не розрізняється зернистістю, що суттєво поліпшує механічні властивості КАМ. При невеликому визначенні одного з параметрів службові властивості КАМ погіршуються.

У зв'язці в оточенні алмазного зерна зразків КАМ, одержаних з вихідної шихти, що містить більшу кількість CrB_2 , спіканням по технологічному режиму як і зразок 7, спостерігаються тріщини по усій висоті алмазовмісного шару.

У цих випадках спостерігається нещільний контакт алмаз–металічна зв'язка, відшарування зв'язки від алмазних частинок, зазори та порожнини, що погіршує механічні властивості КАМ.

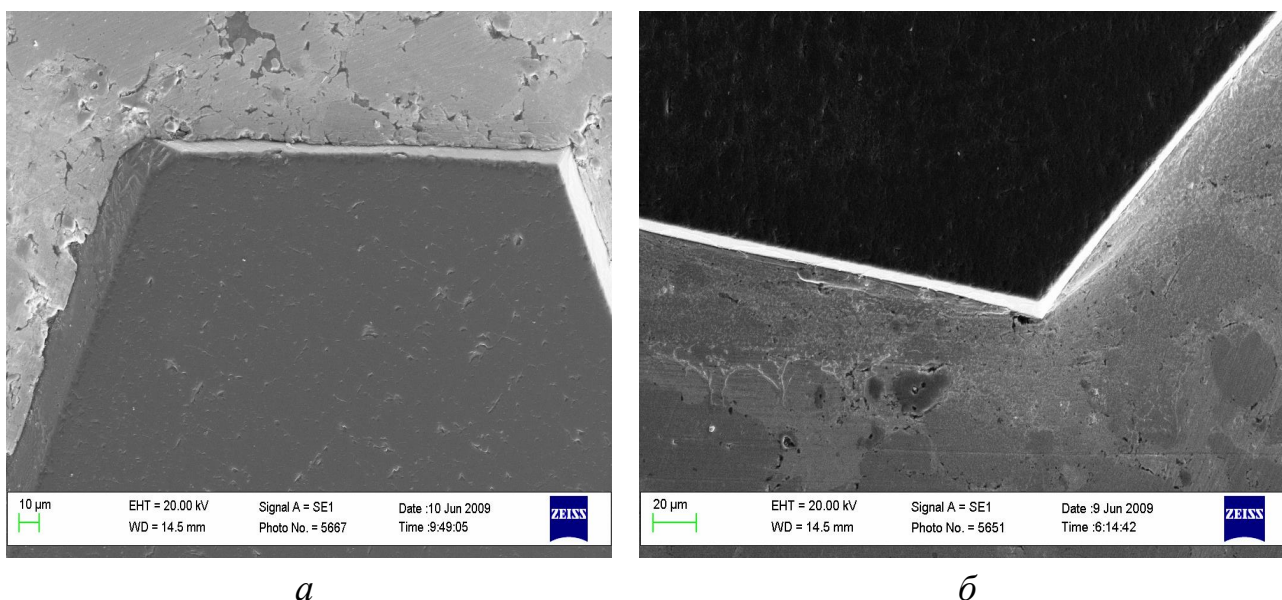


Рисунок 6.25 – Мікроскопічні РЕМ-зображення робочої поверхні зразків КАМ 6 (*а*), 7 (*б*), отриманих з вихідної шихти та аналогічної шихти, що містить 6 мас.% CrB_2

Таким чином, процес формування цих прошарків є результатом дифузії атомів вуглецю, утворених за графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції в прес-формі у муфельній печі, в кристалічну решітку твердих компонентів металічної зв'язки. Причому цей процес супроводжується повним зневуглицюванням під час формування композиту з одночасним поліпшенням структури перехідної зони алмаз–металічна зв'язка і, як наслідок, підвищенням показників утримання алмазів зв'язкою та зносостійкості КАМ. Отже, отримані результати важливі для технології одержання КАМ

досліджуваної системи з високими технологічними та експлуатаційними характеристиками.

Розраховані значення енергії активації можливих процесів (E_a) та кінетичних параметрів (m і n) в зв'язці Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (зразок 3) і алмазовмісних композиціях алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (зразки 5–8), які підлягали спіканню в прес-формах в муфельній печі за температури 800 °С протягом однієї години, на заключних етапах гарячої допресовки для різного тиску наведено в табл. 6.9 [221].

Аналіз цієї таблиці показує, що механізм масопереносу під час гарячого допресовування зв'язки (зразок 3) при тиску 160 МПа визначається дифузією ($m = 0,24$) і хімічною реакцією ($n = 0,21$) з енергією активації $E_a \sim 254$ кДж/моль.

Розраховане значення енергії активації узгоджується з експериментально визначеними енергією активації дифузії міді по нікелю $E_a = 236,4$ кДж/моль [166], дифузії міді в α -Fe $E_a = 240$ кДж/моль [210], гетеродифузії нікелю в α -Fe $E_a = 246$ кДж/моль [214] і взаємної дифузії в сплаві Ni-Sn $E_a = 242$ кДж/моль [215], а також з енергією активації дифузії заліза в α -Fe $E_a = 233$ кДж/моль та граничної дифузії міді по залізу $E_a = 238$ кДж/моль [210].

Порівняння отриманих результатів з даними для зразка 5 показало, що введення алмазних частинок до зв'язки Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrB₂ (мас.%) не впливає на перебіг даних процесів. Це означає, що під час гарячого допресовування алмазовмісної композиції (зразок 5) при тиску 160 МПа протягом 2 хв відбулися такі самі процеси, як і під час гарячої допресовування зв'язки (зразок 3).

Проте при збільшенні тривалості гарячої допресовки в моменти часу щонайменше 180 с в даній композиції спостерігається різке зменшення E_a з 240 до 100 кДж/моль з одночасним зростанням кінетичних констант m і n (табл. 6.12, зразок б).

Це означає, що в системі в зазначені моменти часу відбулися процеси, яких не було у попередньо розглянутих випадках.

У цьому разі розраховане значення енергії активації $E_a = 100$ кДж/моль добре узгоджується з експериментально визначеною енергією активації гетеродифузії вуглецю в α -Fe $E_a = 88$ кДж/моль [216, 217], та Cr чи (або) CrB₂ $E_a = 117$ кДж/моль [210], а також граничної дифузії для заліза $E_a = 105$ кДж/моль [166].

Таблиця 6.12 – Значення кінетичних констант в зв'язці та алмазовмісних композиціях під час їх гарячої допресовки на заключних етапах процесу

Зразок	Умови		Кінетичні константи			Експериментальні дані E_a , кДж/моль
	p , МПа	t , с	E_a , кДж/моль	m	n	
3	160	90	$254 \pm 6,2 \%$	0,24	0,21	236; 240; 246; 242;233;238
5	160	120	$240 \pm 4,2 \%$	0,30	0,28	236; 240; 246; 242;233;238
6	160	180	$100 \pm 8,4 \%$	0,39	0,41	88; 117; 105
7	200	120	$210 \pm 13 \%$	0,32	0,42	236; 240; 246; 242;233;238
8	200	180	$98 \pm 5,5 \%$	0,46	0,45	88; 117; 105

Отже отримані дані дають змогу сподіватися, що в досліджуваній алмазовмісній системі під час її гарячого допресовування при тиску 160 МПа в моменти часу щонайменше 180 с має місце процес гетеродифузії вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції в прес-формах в печі за температури 800 °С протягом години, в кристалічну решітку α -Fe та CrB₂. Зауважимо, що цей процес супроводжується утворенням карбідних прошарків Fe₃C, Cr₃C₂ і Cr₇C₃, а можливо і більш складних фаз, нанорозмірної товщини [166, 210]. Тому тут слід очікувати поліпшення структури перехідної зони та покращенням властивостей КАМ.

Зростання кінетичних параметрів m і n для зразка 8 порівняно зі зразками 5 і 7 свідчить про те, що під час гарячого допресовування досліджуваної алмазовмісної композиції в умовах більших тиску і тривалості видержування під тиском зазначені процеси проходять сильніше, що позитивно відображується на структурі і властивостях КАМ.

Порівняння одержаних результатів з даними структурного аналізу (рис. 6.21, а) показало, що перехідна зона для зразка 5, отриманого за тисків 100 і 160 МПа протягом 2 хв, складається з фаз γ -Cu і Ni₃Sn з графітовими включеннями. Зі збільшенням тривалості процесу в перехідній зоні зразка 6 (рис. 6.24, а, з) виявлено карбідні прошарки Cr_{1.65}Fe_{0.35}B_{0.96} товщиною 10...40 нм. У випадку підвищення тиску від 160 до 200 МПа структура перехідної зони зразків 7 і 8 складається з наноструктури Cr_{1.65}Fe_{0.35}B_{0.96} і колонії карбідних прошарків з Cr₃C₂ і Fe₃C за відсутності графітових включень і

недоліків різного типу (рис. 6.24, б, д). У цьому разі атоми вуглецю, утворені в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, легко продифундували в кристалічну решітку CrB_2 та $\alpha\text{-Fe}$, що і є причиною зневуглецювання в перехідній зоні та поліпшення структури КАМ.

Механізм цих процесів такий самий як і для зразка 6. Проте взаємодія між елементами при більших значеннях тиску і тривалості процесу відбувається сильніше. Відзначимо, що в цих ситуаціях в гетерофазній системі дифузія елементів має кооперативний характер, тому перехідна зона алмаз–матриця по її периметру складається не з одного типу наноструктури, а з декількох, зокрема, складних боридів (рис. 6.24, а, б) та колоній карбідних фаз Cr_7C_3 і $\alpha\text{-Fe}$ (рис. 6.24, г, д). Отже, атомам вуглецю, утворених в результаті графітизації алмазів на етапі спікання композиції у печі, вигідно розташовуватися біля кристалічної решітки CrB_2 та $\alpha\text{-Fe}$, ніж в оточенні рідкої фази в системі Cu-Sn-Ni . Усі зазначені ефекти відбуваються тільки при вдалому визначенні кількості CrB_2 у складі вихідної шихти та параметрів гарячого допресовування. У цьому випадку висота виступу зношених алмазів значно перевищує половину їх діаметра, а матриця в оточенні алмаза навіть не розрізняється зернистістю (рис. 6.25, а, б), що суттєво поліпшує службові властивості КАМ. При невдалому визначенні параметрів гарячого допресовування в перехідній зоні зразків 1–5 спостерігається нещільний контакт алмаз–матриця, відшарування матриці від алмазних частинок, зазори та порожнини (рис. 6.22, а–в), що спричиняє її руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасне випадіння алмазів з матриці (рис. 6.22, г, д). Усе це знижує зносостійкість КАМ та інструментів на їх основі. Тому для розробки ефективних алмазних інструментів необхідно врахувати вплив процесів, що відбуваються в композиції при спіканні, на структуру і властивості КАМ.

Результати визначення мікротвердості, міцності на згин та стиск досліджуваних зразків 4–7 наведено в табл. 6.13. Аналіз цієї таблиці наочно демонструє, що оптимізація технологічних режимів гарячого допресовування сприяє поліпшенню механічних властивостей КАМ. Так, при збільшенні тиску з 160 до 200 МПа та тривалості процесу з 1 до 3 хв спостерігається підвищення мікротвердості ділянок зв'язки для фаз $\gamma\text{-Cu}$ з 2,60...2,70 ГПа (зразки 4 і 5) до 2,80...2,92 ГПа (зразки 6 і 7) і відповідно для $\alpha\text{-Fe}$ з 2,93...3,46 ГПа до 3,98...4,12 ГПа. При цьому спостерігається підвищення показників мікротвердості для фаз Ni_3Sn та міцності на стиск з 730...750 МПа до 780...840 МПа і згин – з 640...645 до 655...675 МПа. Зносостійкість досліджуваних зразків КАМ на відміну від їх механічних характеристик зростає

значніше. Отже одержані результати кінетичного аналізу поведінки алмазовмісних композицій під час їх гарячої допресовки добре узгоджуються з даними структурного аналізу. Отримані кінетичні константи відображують ключові моменти взаємодії елементів та відповідні структурні зміни, що надзвичайно важливо для теорії і технології одержання КАМ з високими технологічними характеристиками.

Таблиця 6.13 – 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_3 , МПа
			γ -Cu	Ni ₃ Sn	α -Fe		
4	160	1	2,60	2,76	2,93	730	640
5	160	2	2,70	2,82	3,46	750	645
6	200	2	2,80	3,03	3,98	780	655
7	200	3	2,92	3,48	4,12	840	675

Так порівняльні випробування показали, що після шліфування кварцитового пісковика в однакових умовах зносостійкість зразка 7 (0,5 карат) в тричі разів перевищує зносостійкість зразка 4 (1,5 карат). Цей ефект пов'язаний з тим, що під час гарячого допресовування композиції, вуглець, який утворився в результаті графітизації поверхні алмазів на етапі спікання в прес-формах в печі, продифундував в кристалічну решітку α -Fe та CrB₂ з утворенням в перехідній зоні наноструктури з Fe₃C, Cr₇C₃ і Cr_{1.65}Fe_{0.35}B_{0.96} (рис. 6.24).

Підвищення показників мікротвердості, міцності на стиск і згин та зносостійкості у зразків 6 і 7 порівняно зі зразками 4 і 5 свідчить про те, що взаємодія між елементами під час їх одержання відбувається не однаково, і перед усім, вона залежить від складу вихідної шихти і технологічних параметрів гарячого допресовування та по-різному впливає на структуру і властивості КАМ.

З аналізу отриманих даних випливає, що використовуючи комплексний підхід, запропонований в роботах [218, 221], можна не тільки оцінювати фізичний стан багатокomпонентних алмазовмісних систем в поточні моменти часу їх гарячого допресовування, а й впливати на структуру і властивості КАМ. Ключовим для отримання промислово-перспективних композиційних матеріалів алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂ є контрольованість процесу дифузії вуглецю, утвореного в результаті графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції в печі, в кристалічну решітку α -Fe та CrB₂ під час її гарячого

допресовування. При правильному визначенні складу вихідних речовин та технологічних режимів гарячої допресовки вуглець, що утворився на етапі спікання композиції в печі, стає додатковим потужним джерелом для підвищення службових властивостей КАМ.

Таким чином, отримані результати свідчать про те, що структура перехідної зони алмаз–матриця суттєво відрізняється від структури металевій зв'язки, оскільки на її формування чинить вплив взаємодія вуглецю, утвореного внаслідок графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, з α -Fe і CrV₂ під час її гарячого допресовування. При правильному визначенні складу вихідних речовин та параметрів гарячого допресовування спричиняє значне поліпшення структури і механічних характеристик КАМ.

Встановлені закономірності є цікавими, оскільки вони поглиблюють наші уявлення, щодо взаємодії елементів композицій під час їх формування, та дозволяють одержати КАМ з новими корисними властивостями.

6.4. Дослідження структуроутворення в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn)–CrSi₂ після дії температури та тиску

Фізико-механічні властивості КАМ на основі металічних зв'язок, що містять залізо, міді, нікель і олово, залежать від різного типу добавок перехідних металів, а також технологічних режимів їхнього одержання. Було досліджено вплив CrSi₂ на структуру і властивості КАМ алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%).

6.4.1. Структура і фазовий склад металічної зв'язки

Дифрактограму гетероструктури зразка металічної зв'язки 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrSi₂ (мас.%), отриманого спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °C впродовж однієї години з гарячим допресовуванням за тиску 160 МПа впродовж 3 хв, показано на рис. 6.26.

Зареєстровано на дифрактограмі інтерференційні максимуми від площин (111), (200), (311) міді (параметр решітки $a = 3,6089 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (110), (200) заліза ($a = 2,877 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (511), (600), (551), (642) фази Cu₉NiSn₃ ($a = 18,02 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (101), (003), (111) фази CrSi₂ ($a = 4,428 \text{ \AA}$, $c = 6,369 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (002), (210) фази Cr_{5-x}Si_{3-z}C_{x+z} (хромокремнієвий карбід змінної маси) ($a = 6,995 \text{ \AA}$, $c = 4,72 \text{ \AA}$, $V = 200,01 \text{ \AA}^3$), інтерференційні максимуми від площин (222), (631) фази Cr₃C₂

($a = 5,5329 \text{ \AA}$, $b = 2,829 \text{ \AA}$, $c = 11,4719 \text{ \AA}$, $V = 200,01 \text{ \AA}^3$) (табл. 6.14), що співпадає з даними картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними значеннями [210].

Інтенсивність, імп./с

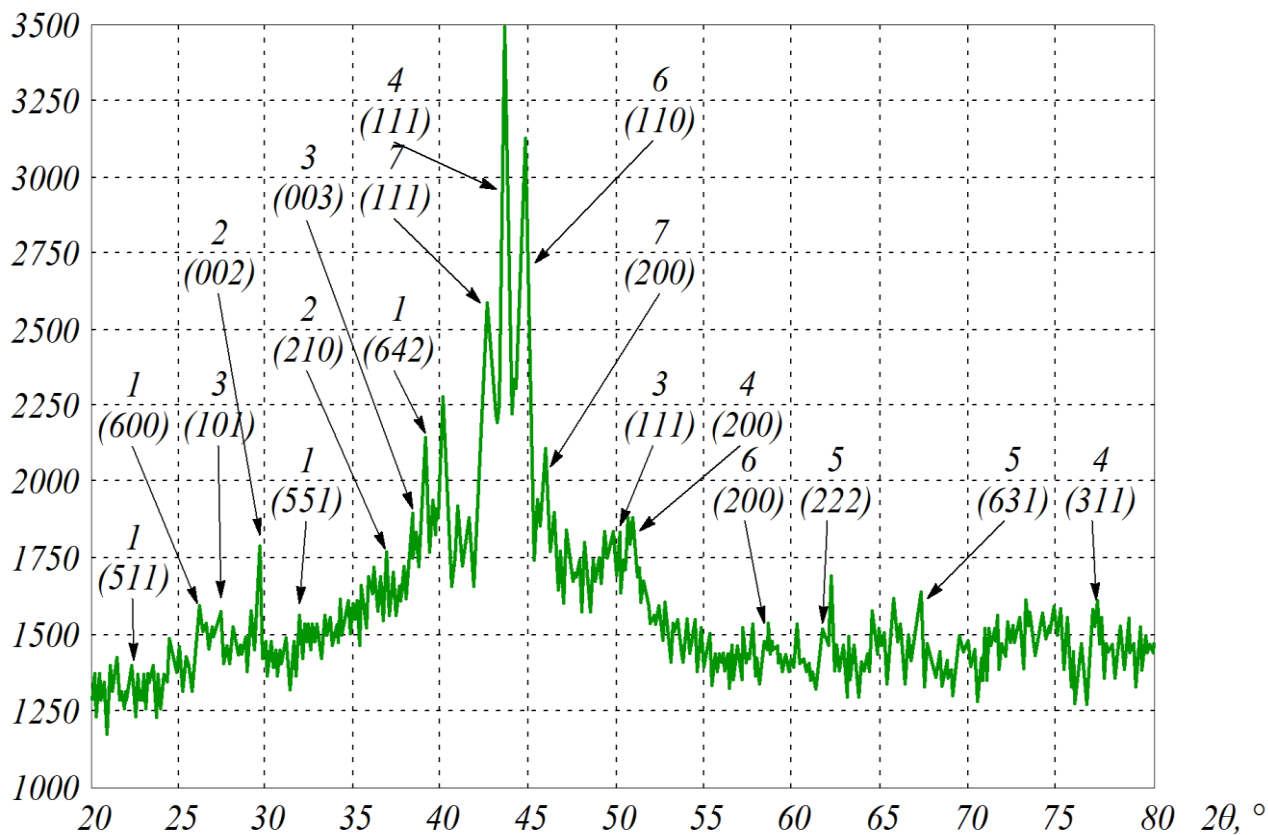


Рисунок 6.26 – Фрагмент рентгенівського спектра зразка металічної зв'язки, одержаного з шихти 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrSi₂ (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовування при тиску 160 МПа впродовж 3 хв: 1 – Cu₉NiSn₃; 2 – Cr_{5-x}Si_{3-z}C_{x+z}; 3 – CrSi₂; 4 – Cu; 5 – Cr₃C₂; 6 – α-Fe; 7 – γ-Fe

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , кути $2\cdot\theta$, які відповідають рентгенівським лініям, відносно інтенсивності I , фази та індекси кристалічної решітки НКЛ, що відповідають рентгенівським лініям) наведено в табл. 6.14.

Параметри кристалічної решітки елементів та сполук для зразка зв'язки наведено в табл. 6.15, що добре узгоджуються з даними [220].

Отже, в процесі формування досліджуваної металічної композиції відбувається активна взаємодія між елементами, яка спричиняє утворення фаз: α-Fe, γ-Fe, Cr₃C₂, і Cu₉NiSn₃, Cr_{5-x}Si_{3-z}C_{x+z} та впливає на фізико-механічні властивості КАМ.

Таблиця 6.14 – Розрахункові значення міжплощинної віддалі елементів металічної зв'язки

Міжплощинна віддаль d , Å	$2 \cdot \theta$, градус	Інтенсивність	Фаза	HKL
3,4993	25,4545	406,71	Cu_9NiSn_3	511
3,0392	29,5879	546,64	Cu_9NiSn_3	600
3,0299	29,3819	441,52	CrSi_2	101
2,5548	35,1273	438,95	$\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$	002
2,2482	40,1091	658,25	Cu_9NiSn_3	511
2,2201	40,0727	642,31	$\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$	210
2,21	40,03	237	CrSi_2	003
2,2036	40,9576	522,45	Cu_9NiSn_3	642
2,08	41,28	627	$\gamma\text{-Fe}$	111
2,0737	43,6727	949,84	Cu	111
2,0278	44,6909	901,66	$\alpha\text{-Fe}$	110
1,8375	49,6121	543,15	Cu	200
1,8001	50,7152	529,04	$\alpha\text{-Fe}$	200
1,2945	64,5818	439,78	Cr_3C_2	222
1,1804	67,2724	457,54	Cr_3C_2	631
1,0931	64,5818	450,85	Cu	311

Таблиця 6.15 – Параметри кристалічної решітки утворених фаз одержаного зразка

№ з/п	Фаза	ПГ	Параметри решітки, Å		
			a	b	c
1	Cr_3C_2	Pnma	5,5329	2,829	11,4719
2	Cu	Fm3m	3,6081	–	–
3	Fe	Im3m	2,864	–	–
4	Cu_9NiSn_3	F-43m	18,01	–	–
5	CrSi_2	P6 ₂ 22	4,428	–	6,369
6	$\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-y}\text{C}_{x+y}$	P63/mcm	6,995	–	4,720

В металічній зв'язці спостерігається відносно рівномірний розподіл фаз (рис. 6.27, *a*) та відсутність пор на міжфазних границях (рис. 6.27, *б*), що позитивно впливає на властивості КАМ. Слід зазначити, що структура зразків металічної зв'язки, одержаних з цієї самої шихти за тисків 100 і 200 МПа

гарячого допресовування, складається із таких самих фаз, як і розглядаєть вище зразок (рис. 6.27).

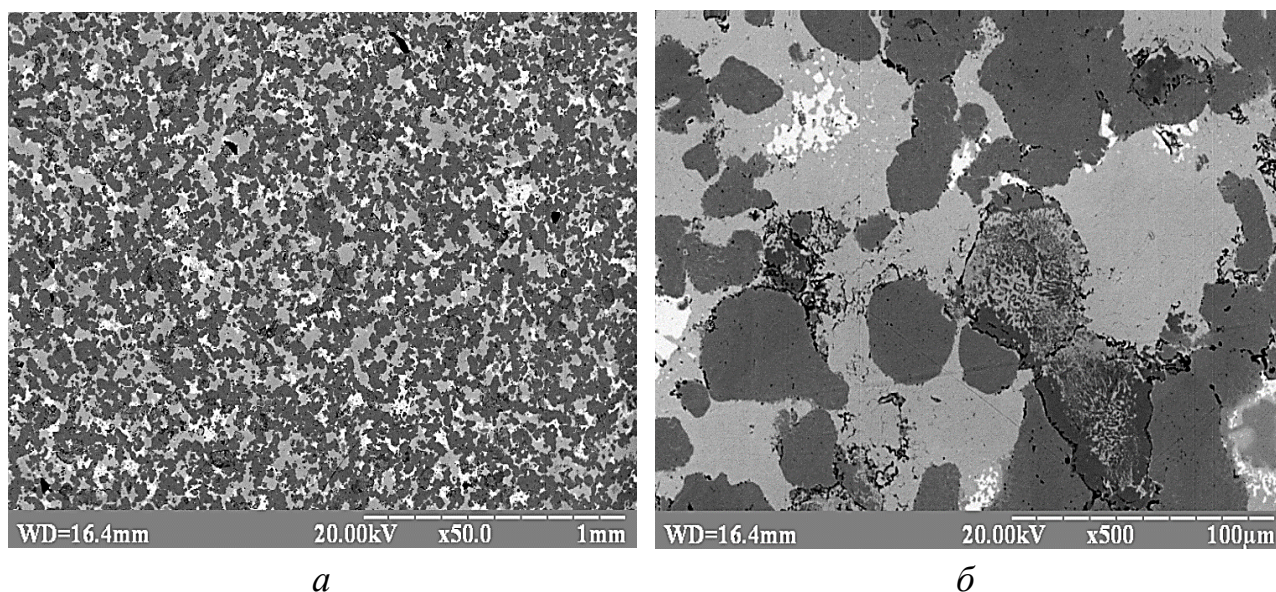


Рисунок 6.27 – СЕМ-зображення поверхні зразка металічної зв'язки:
a – $\times 50$; *б* – $\times 500$

Питання про вплив взаємодії елементів та параметрів гарячої допресовки на структуроутворення в алмазовмісній композиції досліджуваної системи розглянуто нижче.

6.4.2. Вплив параметрів гарячого допресовування на структуру перехідної зони алмаз–металічна зв'язка отриманих композитів

Дифрактограму рентгенівського спектра зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrSi₂ (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж 60 хв з гарячим допресовування при тиску 160 МПа впродовж 3 хв, наведено на рис. 6.28.

Зареєстровано на дифрактограмі інтерференційні максимуми від площин (111), (200), (311) міді (параметр решітки $a = 3,6089 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (110), (200), (111) заліза ($a = 2,877 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (511), (600), (551), (642) фази Cu₉NiSn₃ ($a = 18,02 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (101), (003), (111) фази CrSi₂ ($a = 4,428 \text{ \AA}$, $c = 6,369 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (002), (210) фази Cr_{5-x}Si_{3-z}C_{x+z} (хромокремнієвий карбід змінної маси) ($a = 6,995 \text{ \AA}$, $c = 4,72 \text{ \AA}$, $V = 200,01 \text{ \AA}^3$), інтерференційні максимуми від площин (533), (622) фази Cr₂₃C₆ ($a = 10,656 \text{ \AA}$) і інтерференційні максимуми від площин (111), (220) фази C_{diamond}

(табл. 6.16), що співпадає з даними картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними значеннями [210].

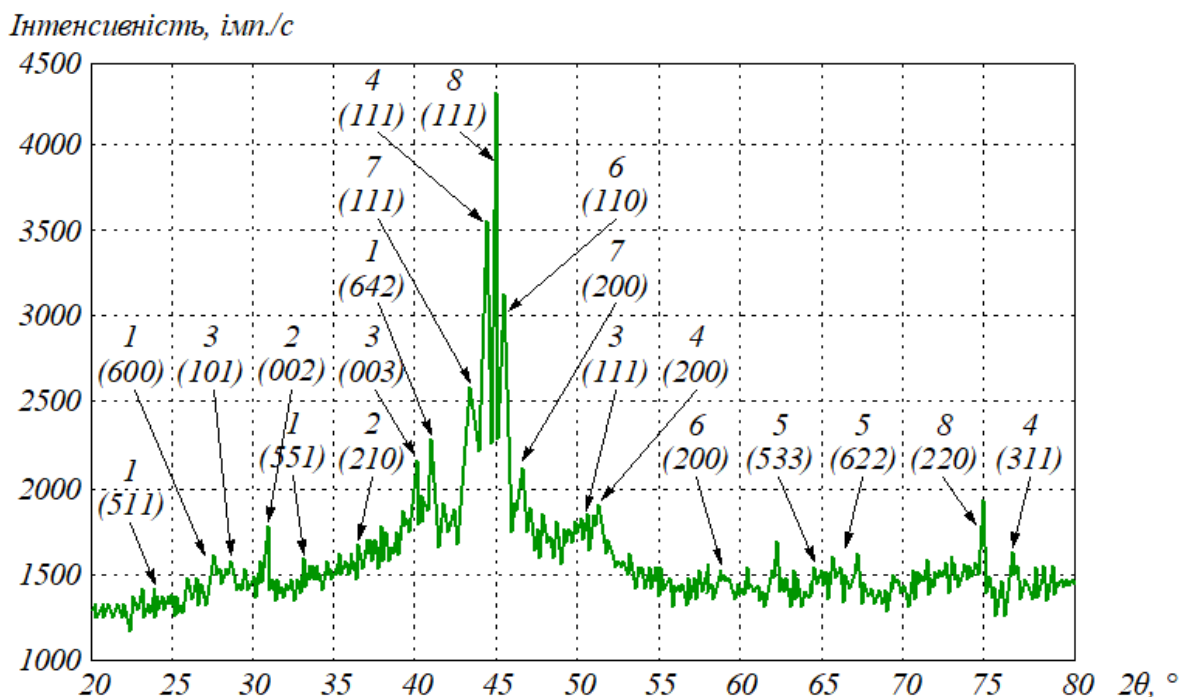


Рисунок 6.28 – Фрагмент рентгенівського спектра зразка композиційного матеріалу, одержаного з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrSi₂ (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 60 хв з гарячим допресовування при тиску 160 МПа впродовж 3 хв:

1 – Cu₉NiSn₃; 2 – Cr_{5-x}Si_{3-z}C_{x+z}; 3 – CrSi₂; 4 – Cu; 5 – Cr₂₃C₆; 6 – α-Fe;
7 – γ-Fe; 8 – C_{алмаз}

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , кути $2 \cdot \theta$, які відповідають рентгенівським лініям, відносно інтенсивності I , фази та індекси кристалічної решітки НКЛ, що відповідають рентгенівським лініям), наведено в табл. 6.16.

Таблиця 6.16 – Розрахункові значення міжплощинної віддалі в одержаному композиті

Міжплощинна віддаль d , Å	$2 \cdot \theta$, градус	Інтенсивність	Фаза	НКЛ
1	2	3	4	5
3,4122	26,1160	343,53	Cu ₉ NiSn ₃	511
3,0392	29,5879	546,64	Cu ₉ NiSn ₃	600
3,0290	29,4903	392,09	CrSi ₂	101

Продовження таблиці 6.16

1	2	3	4	5
2,5548	35,1273	438,95	$\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$	002
2,2482	40,1091	658,25	Cu_9NiSn_3	511
2,2201	40,0727	642,31	$\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$	210
2,21	40,03	237	CrSi_2	003
2,2036	40,9576	522,45	Cu_9NiSn_3	642
2,08	41,28	627	$\gamma\text{-Fe}$	111
2,0737	43,6727	949,84	Cu	111
2,0561	44,0422	587,72	C_{dimand}	111
2,0278	44,6909	901,66	$\alpha\text{-Fe}$	110
1,8375	49,6121	543,15	Cu	200
1,8001	50,7152	529,04	$\alpha\text{-Fe}$	200
1,4945	58,5818	439,78	Cr_{23}C_6	222
1,3804	59,2724	457,54	Cr_{23}C_6	631
1,2612	75,3603	444,86	C_{dimand}	220
1,0931	64,5818	450,85	Cu	311

Параметри кристалічної решітки елементів та сполук для зразка КАМ наведено в табл. 6.17, що добре узгоджуються з даними [210]. Отже, в процесі формування досліджуваної алмазовмісної композиції відбувається активна взаємодія між елементами, яка спричиняє утворення фаз: $\alpha\text{-Fe}$, $\gamma\text{-Fe}$, Cr_{23}C_6 , і Cu_9NiSn_3 , $\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$, $\text{C}_{\text{графіт}}$ та впливає на фізико-механічні властивості КАМ.

Таблиця 6.17 – Параметри кристалічної решітки утворених фаз одержаного зразка

№ з/п	Фаза	ПГ	Параметри решітки, Å		
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
1	Cr_{23}C_6	Fm3m	10,656	–	–
2	Cu	Fm3m	3,6081	–	–
3	Fe	Im3m	2,864	–	–
4	Cu_9NiSn_3	F-43m	18,01	–	–
5	CrSi_2	P6 ₂ 22	4,428	–	6,369
6	$\text{Cr}_{5-x}\text{Si}_{3-z}\text{C}_{x+z}$	P63/mcm	6,995	–	4,720
7	$\text{C}_{\text{графіт}}$	P6 ₃ /mmc	2,4612	–	6,7078
8	$\text{C}_{\text{алмаз}}$	Fd3m	3,5667	–	–

Встановлено, що в металічній зв'язці спостерігається відносно рівномірний розподіл фаз (рис. 6.29, *а, б*) та відсутність видимих щілин, пор та інших недоліків на міжфазних границях, що має позитивно впливати на зносостійкість і експлуатаційні властивості КАМ.

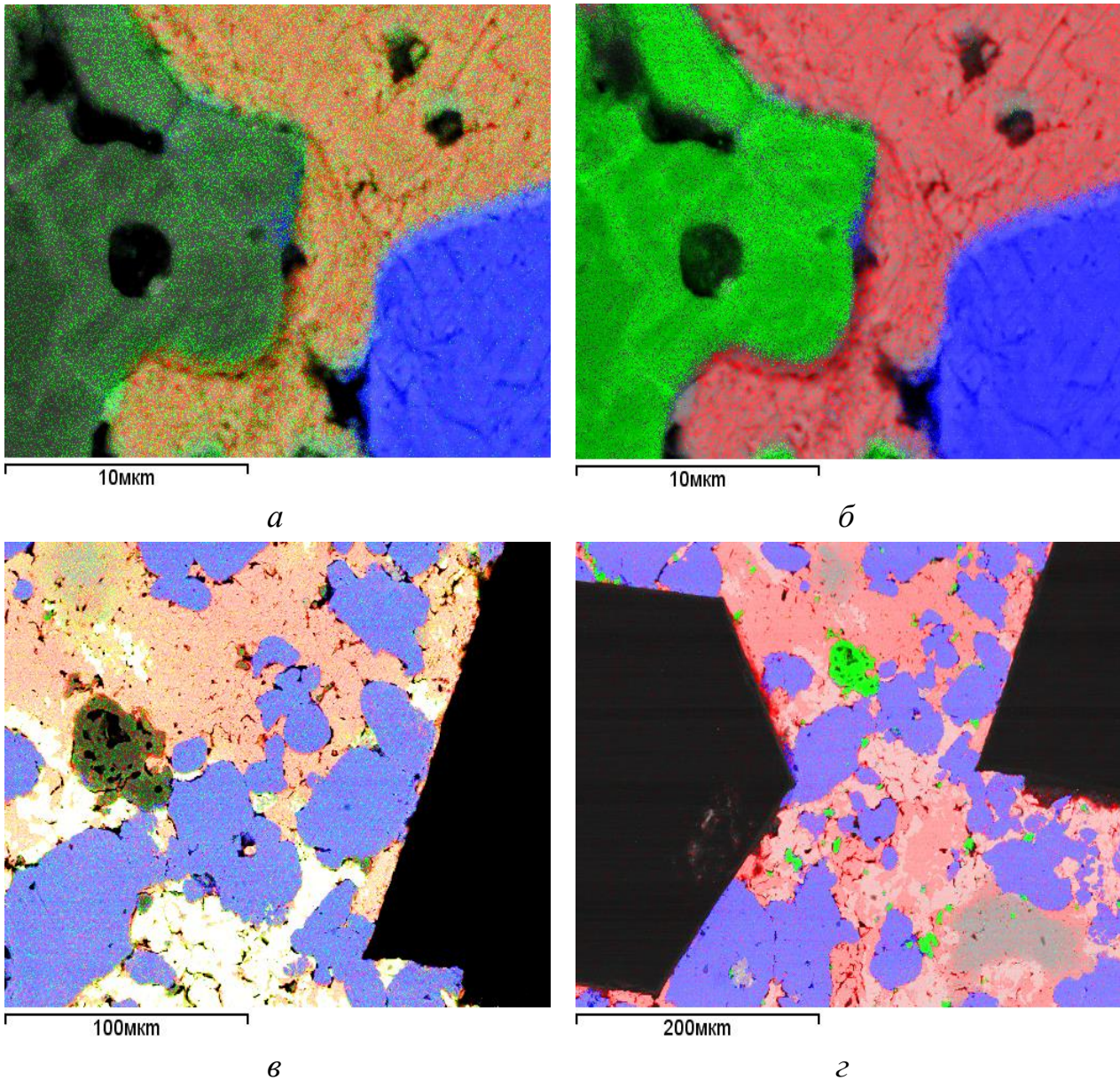


Рисунок 6.29 – Електронно-мікроскопічні зображення поверхні КАМ в середині металічної зв'язки (*а, б*) та границі поділу алмаз–металічна зв'язка (*в, г*), одержаного з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrSi₂ (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовування при тиску 160 МПа впродовж 3 хв

Електронно-мікроскопічні зображення (рис. 6.29, *в, г*) наочно демонструють, що на контакті алмаз–металічна зв'язка спостерігаються

присутність переважно рідких фаз у системі Cu–Ni–Sn, а тверді частинки заліза і силіциду хрому зміщені у середину зв'язки подальше від цієї границі. У свою чергу, це спричиняє виділення в перехідній зоні вуглецю у вигляді графітових включень, а можливості цьому перешкодити доволі обмежені, що призводить до погіршення фізико-механічних властивостей КАМ. У цьому випадку в процесі роботи таких КАМ може бути руйнування перехідної зони за механізмом інтенсивного розтріскування, що спричиняє передчасне випадіння алмазних частинок із зв'язки та зношування композиту.

Результати структурного аналізу перехідної зони алмаз–матриця зразків КАМ, отриманих з вихідної шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrSi₂ (мас.%) спіканням в прес-формах у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням, наведено на рис. 6.30. Порівняння одержаних результатів з даними для металічної зв'язки (рис. 6.29) показало, що структура перехідної зони алмаз–металічна зв'язка має іншу будову, ніж структура металевої зв'язки. Так, перехідна зона зразків КАМ 1 і 2, одержаних за тиску 100 і 160 МПа незалежно від тривалості процесу, складається α-Fe і CrSi₂ з графітовими включеннями нанорозмірної товщини (рис. 6.30, а, в). Зазначене пов'язано з тим, що під час спікання композиції атоми вуглецю, що утворилися внаслідок графітизації алмазних частинок, не можуть продифундувати в кристалічну решітку CrSi₂. Ця обставина обумовлена досить великими значеннями пружних модулів [165], а частинки заліза в даній ситуації знаходяться відносно далеко від границі поділу алмаз–металічна зв'язка. Усе це є причиною утворення графітових включень в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка, що погіршує механічні та експлуатаційні властивості таких композитів. Таким чином, з аналізу одержаних даних випливає, що введення силіциду хрому до складу КАМ досліджуваної системи не призводить до суттєвого поліпшення структури перехідної зони та підвищення фізико-механічних властивостей КАМ порівняно з КАМ, одержуваних за промисловими технологіями.

Присутність на мікроелектронограмах інтерференційних рефлексів (111), (200), (220), (311) від фази Cu та рефлексів (101) від фази Cr₃C₂ (рис. 6.30, б) свідчить про наявність в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка розглядуваного зразка КАМ даної фази.

Основною особливістю мікроструктури перехідної зони є наявність на кільці (002) графіту. При збільшенні тривалості гарячої допресовки з 2 до 3 хв на мікроелектронограмі перехідної зони зразка 2 крім рефлексів (111), (200) від фази Cu і (101) від фази Cr₃C₂ (рис. 6.30, г) чітко видно ще й рефлекси (200), (211) від фази Fe і (420) від Cr₃C₂.

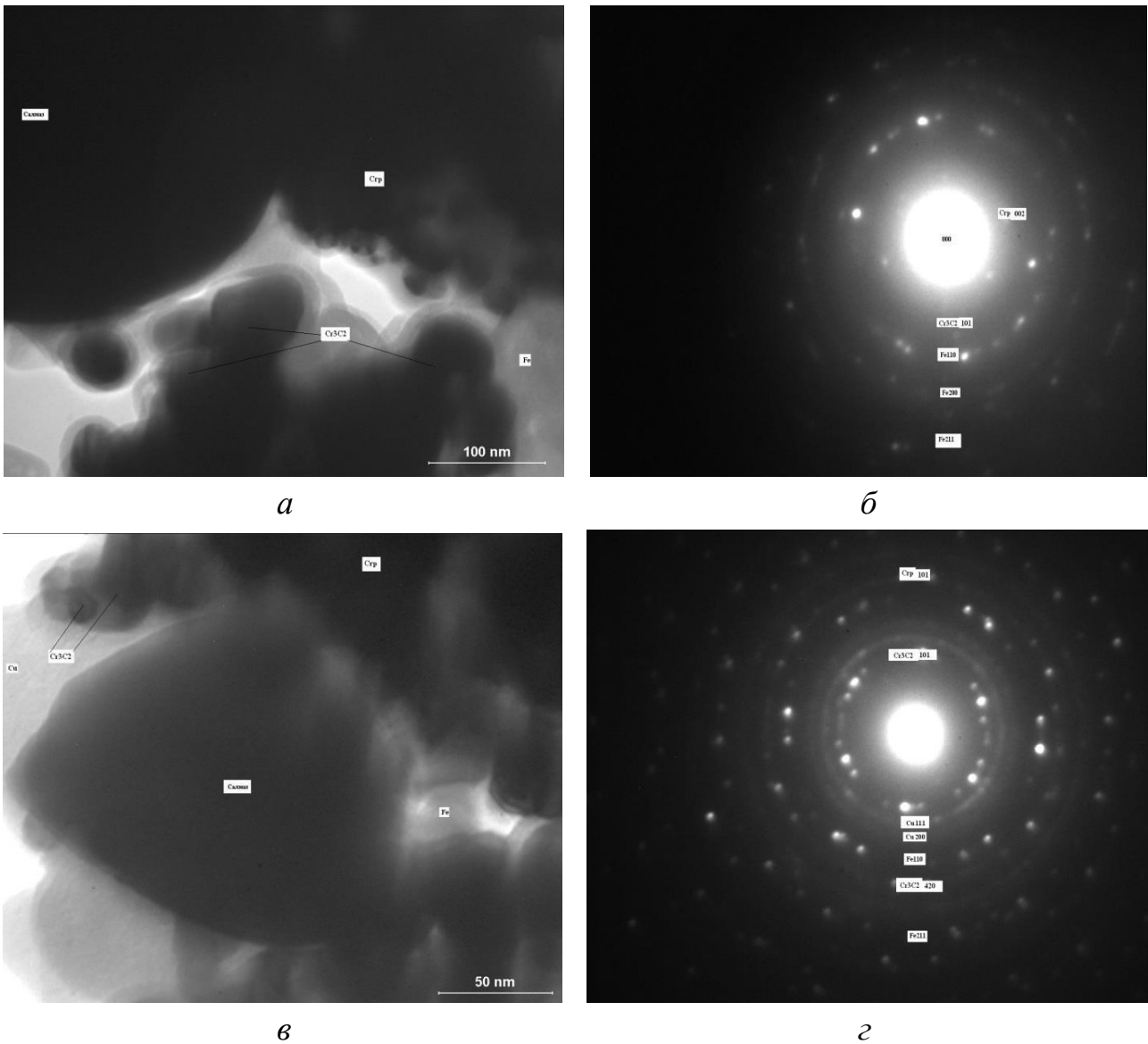


Рисунок 6.30 – ПЕМ-зображення ділянок перехідної зони алмаз–зв’язка (а, в) і мікроелектронограми її фрагментів (б, г) зразків 1 (а, б) і 2 (в, г), отриманих з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrSi₂ (мас.%) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж години з гарячою допресовкою при: $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 1); $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 2)

Особливістю мікроструктури перехідної зони зразка 3 є також наявність на кільці (002) графіту. У цьому разі взаємодія між елементами в композиції під час її гарячого допресовування протікає більш активніше, ніж у попередньому випадку. Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , фази та індекси кристалічної решітки НКЛ для зразків КАМ 1 і 2 наведено відповідно в табл. 6.18 і 6.19.

Одержані результати співпадають з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160].

Таблиця 6.18 – Дифракційні дані для одержаного для зразка КАМ 1

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,079	2,08	Cu	111
1,81	1,808	Cu	200
1,28	1,27	Cu	220
1,09	1,09	Cu	311

Таблиця 6.19 – Дифракційні дані для одержаного для зразка КАМ 2

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,71	2,73	Cr ₃ C ₂	101
2,079	2,08	Cu	111
1,81	1,808	Cu	200
1,42	1,43	Fe	200
1,28	1,27	Cr ₃ C ₂	420
1,17	1,16	Fe	211

У випадку підвищення тиску гарячого допресовування від 160 до 200 МПа у структурі перехідної зони зразка 3, одержаного впродовж 2 хв, нових фаз не виявлено (рис. 6.31). Тут, як і в попередньому випадку (рис. 6.30), атоми вуглецю, утвореного за графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, не можуть продифундувати в кристалічну решітку CrSi₂, що обумовлено пружними модулями самої решітки.

У цьому випадку формується перехідна зона із недостатньою міцністю зчеплення частинок алмазів із металічною зв'язкою. Присутність на мікроелектронограмах рефлексів (220), (200), (111), (311) від фази Cu (рис. 6.31, б) свідчить про наявність в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка розглядуваного зразка КАМ даної фази. Основною особливістю мікроструктури перехідної зони є наявність на кільці (002) графіту. При збільшенні тривалості гарячої допресовки з 2 до 3 хв на мікроелектронограмі перехідної зони зразка 4 крім рефлексів (111), (200), (220), (311) від фази Cu і (101) від фази Cr₃C₂ (рис. 6.31, г) є ще й рефлекси (110), (200), (211) від фази Fe. Механізм утворення прошаркової наноструктури в перехідній зоні алмаз–металічна зв'язка полягає у дифузії атомів вуглецю, що утворилися під за графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, в кристалічну решітку CrSi₂ чи (або) Cr під час її гарячого допресовування. Особливістю мікроструктури перехідної зони зразка 4 є також наявність на кільці (002) графіту.

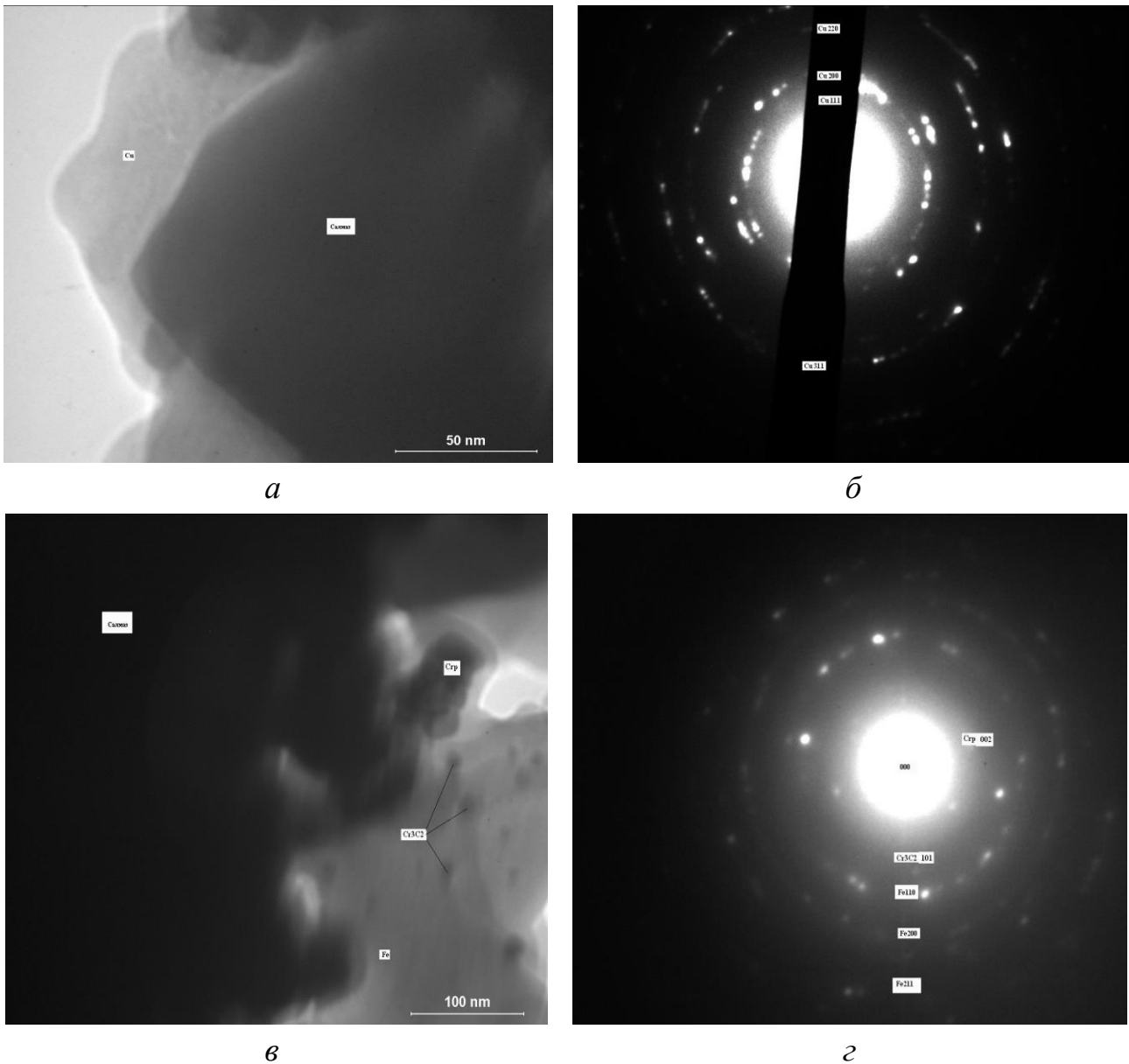


Рисунок 6.31 – Мікроскопічні ПЕМ-зображення ділянок перехідної зони алмаз–матриця (а, в) і мікроелектронограми її фрагментів (б, г) зразків 3 (а, б) і 4 (в, г), отриманих з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0CrSi₂ (мас%) спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при: $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 3); $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 4)

Утворення графітових включень в перехідній зоні є причиною її передчасного руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування та випадіння алмазних зерен з металічної зв'язки в процесі роботи КАМ, що може знижувати зносостійкість інструментів, розроблених з таких КАМ.

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , фази та індекси кристалічної решітки НКЛ для зразків КАМ 3 і 4 наведено відповідно в табл. 6.20 і 6.21.

Одержані результати співпадають з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160].

Таблиця 6.20 – Дифракційні дані для одержаного зразка КАМ (зразок 3)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,079	2,08	Cu	111
1,81	1,808	Cu	200
1,28	1,27	Cu	220
1,09	1,09	Cu	311

Таблиця 6.21 – Дифракційні дані для одержаного зразка КАМ (зразок 4)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
3,32	3,38	C _{графіт}	002
2,71	2,73	Cr ₃ C ₂	101
2,02	2,02	α -Fe	110
1,43	1,428	α -Fe	200
1,17	1,16	α -Fe	211

Порівняльні випробування показали, що під час шліфування кварцитового пісковика за однакових умов зносостійкість досліджуваних зразків КАМ (зразки 1–4) майже не залежить від технологічних режимів процесу.

Так, зі збільшенням тиску від 100 до 200 МПа та тривалості гарячого допресовування від 2 до 3 хв масовий знос КАМ зменшується з 3,3 до 3,0 (зразки 1 і 4).

Таким чином, отримані результати свідчать про те, що структура перехідної зони алмаз–металічна зв’язка відрізняється від структури металічної зв’язки, оскільки на її формування чинить вплив взаємодія вуглецю, утвореного внаслідок графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання, з твердими фазами.

Але на поліпшення механічних характеристик КАМ ця взаємодія впливає незначно. За даних умов температури спікання і тиску гарячого допресовування атоми вуглецю не можуть повністю продифундувати в кристалічну решітку CrSi₂.

Нижче проведені дослідження впливу нітриду ніобію на структуру і властивості КАМ системи алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn.

6.5. Особливості структуроутворення в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn)–NbN після дії температури та тиску

6.5.1. Структура і фазовий склад металічної зв'язки

Дифрактограму гетероструктури металічної зв'язки зразка, одержаного з вихідної шихти 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з наступним гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв наведено на рис. 6.32.

Інтенсивність, імп./с

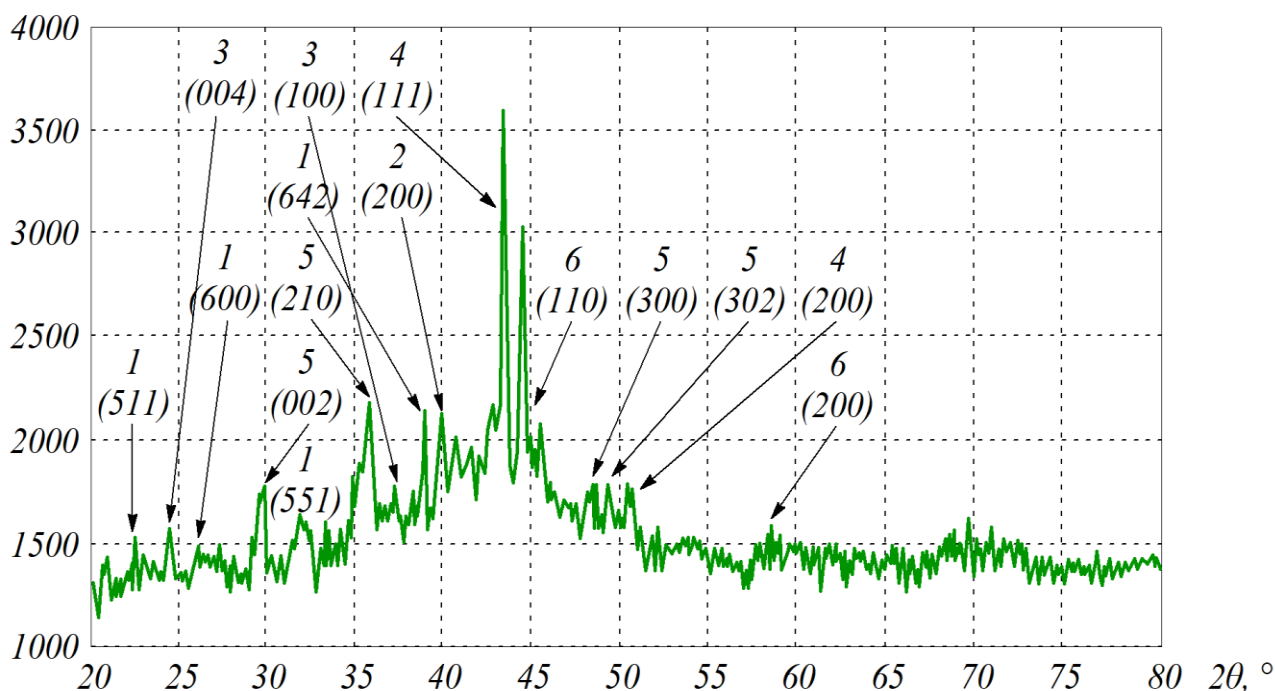


Рисунок 6.32 – Фрагмент рентгенівського спектра зразка металічної зв'язки, одержаного з шихти 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв:

1 – Cu_9NiSn_3 ; 2 – Nb_4N_3 ; 3 – NbN; 4 – Cu; 5 – $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$; 6 – $\alpha\text{-Fe}$

Зареєстровано на дифрактограмі інтерференційні максимуми від площин (111), (200) міді (параметр решітки $a = 3,6081 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (110), (200) заліза ($a = 2,864 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (002), (210), (300), (302) фази $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$, інтерференційні максимуми від площин (511), (600), (551), (642) фази Cu_9NiSn_3 ($a = 18,01 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми від площин (111), (200), фази Nb_4N_3 ($a = 4,4382 \text{ \AA}$), інтерференційні максимуми

від площин (004), (100) фази NbN ($a = 2,956 \text{ \AA}$, $c = 11,274 \text{ \AA}$, $V = 200,01 \text{ \AA}^3$) (табл. 6.22) співпадають з даними картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними значеннями [210].

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , кути $2 \cdot \theta$, які відповідають рентгенівським лініям, відносна інтенсивність I , фази та індекси кристалічної решітки HKL, що відповідають рентгенівським лініям) наведено в табл. 6.22.

Таблиця 6.22 – Дифракційні данні одержаного зразка металічної зв'язки

Міжплощинна віддаль d , \AA	$2 \cdot \theta$, градус	Інтенсивність	Фаза	HKL
3,3594	26,5333	464,12	Cu_9NiSn_3	511
3,284	29,5934	574,53	NbN	004
3,0192	29,5879	546,64	Cu_9NiSn_3	600
2,5074	35,8172	561,99	$\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$	002
2,3046	39,0861	579,46	Nb_4N_3	111
2,2482	40,1091	658,25	Cu_9NiSn_3	511
2,2465	40,1409	588,10	$\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$	210
2,2131	40,7733	533,36	NbN	100
2,2036	40,9576	522,45	Cu_9NiSn_3	642
2,1090	42,8822	579,03	Nb_4N_3	200
2,0727	43,6727	949,84	Cu	111
2,0278	44,6909	901,66	$\alpha\text{-Fe}$	110
1,9798	45,8348	571,58	$\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$	300
1,8793	48,5764	476,25	$\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$	302
1,8375	49,6121	543,15	Cu	200
1,8001	50,7152	529,04	$\alpha\text{-Fe}$	200

Розраховані значення параметрів кристалічної решітки утворених фаз у зразку металічної зв'язки, одержаного з шихти 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,86Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °C впродовж однієї години з наступним гарячим допресуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв, наведено в табл. 6.23.

Аналіз отриманих результатів показав, що структура досліджуваного зразка металічної зв'язки складається з шести фаз: мідь, яка належить до просторової групи Fm3m; сполука $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$, яка належить до просторової групи hP26; сполука Cu_9NiSn_3 , що належить до просторової групи F-43m; залізо, що належить до просторової групи Im3m; нітрид ніобію (NbN), який належить до

просторової групи $C6m2$. Іншими фазами в досліджуваній системі, крім вищенаведених, є Nb_4N_3 .

Таблиця 6.23 – Параметри кристалічної решітки фаз для одержаного зразку металічної зв'язки

№ з/п	Фаза	ПГ	Параметри решітки, Å		
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
1	Cu	Fm3m	3,6081	–	–
2	$Cu_{10}Sn_3$	hP26	–	–	–
3	Fe	Im3m	2,864	–	–
4	Cu_9NiSn_3	F-43m	18,01	–	–
5	Nb_4N_3		4,382	–	–
6	NbN	$C6/m2$	2,956	–	11,074

З одержаних результатів випливає, що під час формування досліджуваного зразка при заданих технологічних режимах відбулася взаємодія між його складниками, яка спричинила утворення нових фаз. Відзначимо, що ця взаємодія може впливати не тільки на структуру металічної зв'язки, а ще й на фізико-механічні властивості КАМ.

Видно (рис. 6.33, *a*), що у зв'язці спостерігається відносно рівномірний розподіл фаз, відсутність щілин і пор на міжфазних границях (рис. 6.33, *б*).

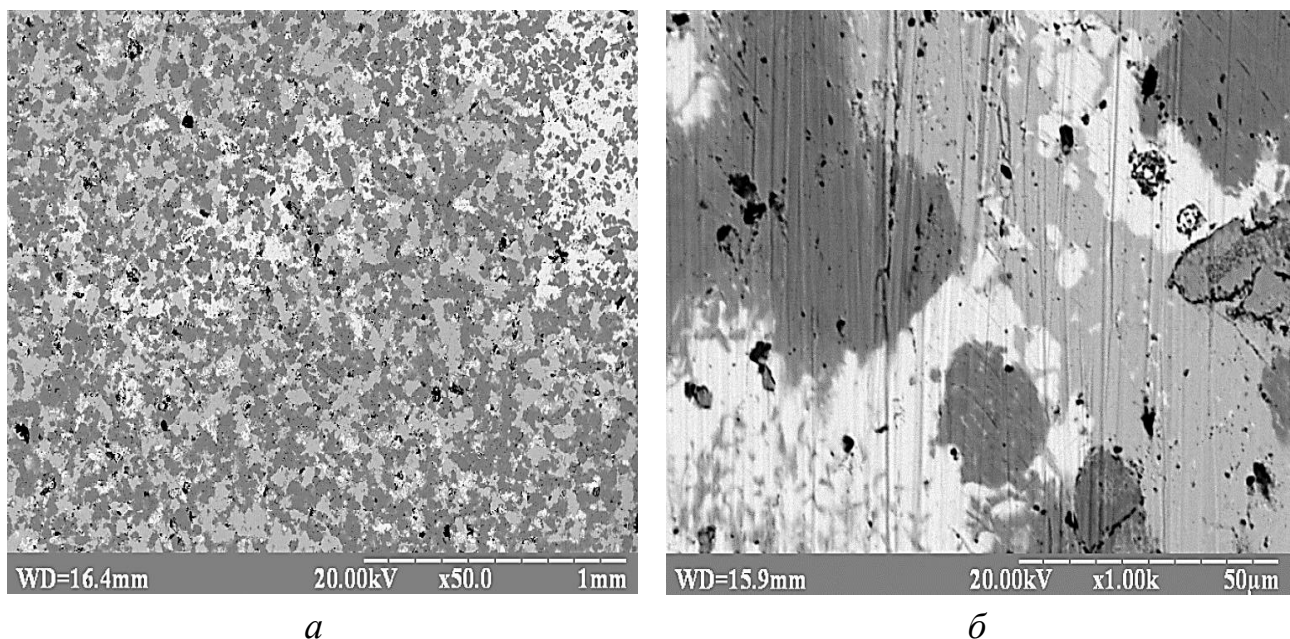


Рисунок 6.33 – СЕМ-зображення поверхні зразка металічної зв'язки:

a – $\times 50$; *б* – $\times 1000$

Слід відмітити, що в структурі для зразків, одержаних для інших варіантів тиску та тривалості гарячого допресовування (100 і 200 МПа, 2 і 5 хв) цієї композиції відміни не виявлені. Однією з особливостей досліджуваної системи є здатність її складових до взаємодії з вуглецем, який утворюється за графітизації алмазних зерен на етапі спікання.

Ця взаємодія супроводжується структурно-фазовими перетвореннями та впливає на фізико-механічні властивості КАМ. Питання про вплив взаємодії елементів і продуктів їх взаємодії та технологічних режимів гарячого допресовування на структуроутворення під час формування досліджуваної металоалмазної композиції розглянуто нижче.

6.5.2. Вплив NbN та технологічних режимів гарячої допресовки на структуру перехідної зони і механічні характеристики композитів

Дифрактограму зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,86Sn–2NbN (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з наступним гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв, наведено на рис. 6.34. Її аналіз вказує, що отриманий зразок КАМ має гетерофазну структуру.

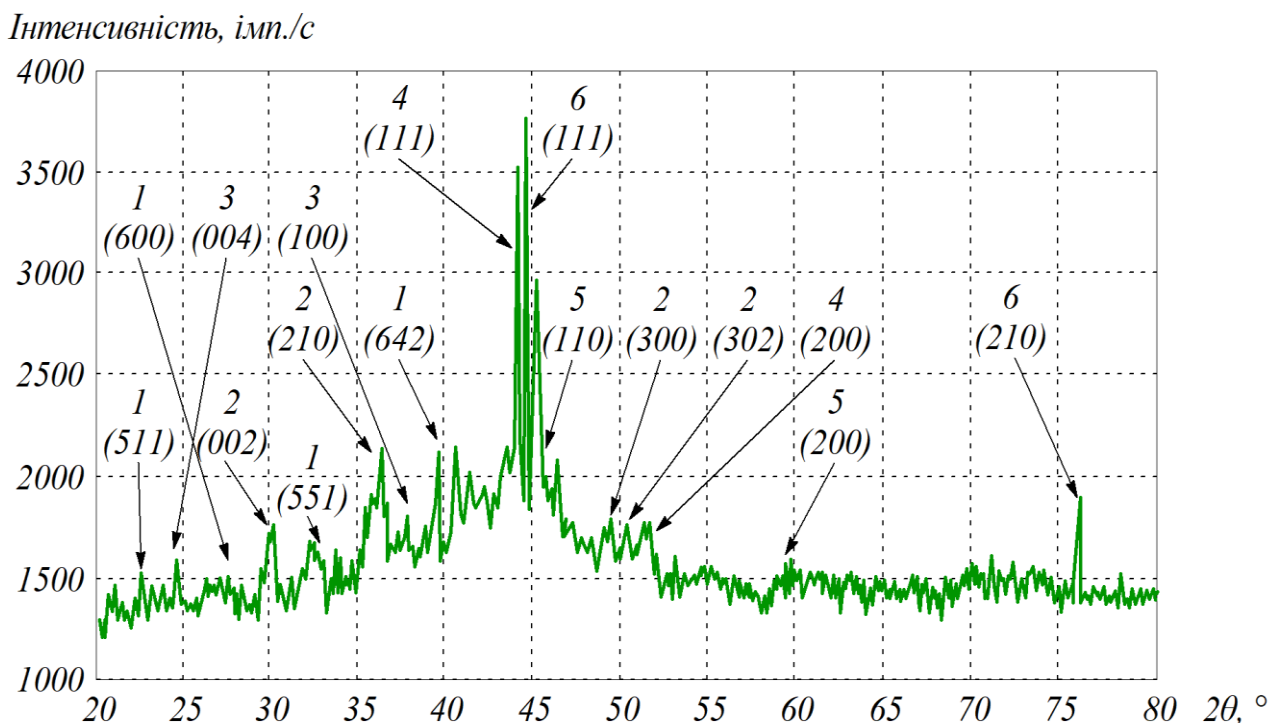


Рисунок 6.34 – Фрагмент рентгенівського спектра КАМ, одержаного з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%):

1 – Cu_9NiSn_3 ; 2 – $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$; 3 – NbN; 4 – Cu; 5 – α -Fe; 6 – $\text{C}_{\text{алмаз}}$

Зареєстровано на дифрактограмі інтерференційні максимуми алмазу від площин (111), (220); міді від площин (111), (200); фази $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$ від площин (002), (210), (300), (302); заліза від площин (110), (100), (200); фази Cu_9NiSn_3 від площин (511), (600), (551), (642); фази Nb_4N_3 від площин (111), (200); фази NbN від площин (004), (100) фази NbN співпадають з даними картотеки ASTM (PDF-4) [160] та експериментальними значеннями [210]. Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , кути $2\cdot\theta$, які відповідають рентгенівським лініям, відносна інтенсивність I , фази та індекси кристалічної решітки HKL, що відповідають рентгенівським лініям), для досліджуваного зразка КАМ алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,86Sn–2,0NbN (мас.%), одержаного спіканням в прес-формі в муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв, наведено в табл. 6.24.

Таблиця 6.24 – Дифракційні данні досліджуваного зразка КАМ

Міжплощинна віддаль d , Å	$2\cdot\theta$, градус	Інтенсивність	Фаза	HKL
3,3594	26,5333	464,12	Cu_9NiSn_3	511
3,284	29,5934	574,53	NbN	004
3,0192	29,5879	546,64	Cu_9NiSn_3	600
2,5074	35,8172	561,99	$\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$	002
2,3046	39,0861	579,46	Nb_4N_3	111
2,2482	40,1091	658,25	Cu_9NiSn_3	511
2,2465	40,1409	588,10	$\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$	210
2,2131	40,7733	533,36	NbN	100
2,2036	40,9576	522,45	Cu_9NiSn_3	642
2,1090	42,8822	579,03	Nb_4N_3	200
2,0727	43,6727	949,84	Cu	111
2,0561	44,0422	1187,72	C_{dimand}	111
2,0278	44,6909	901,66	$\alpha\text{-Fe}$	110
1,9798	45,8348	571,58	$\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$	300
1,8793	48,5764	476,25	$\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$	302
1,8375	49,6121	543,15	Cu	200
1,8001	50,7152	529,04	$\alpha\text{-Fe}$	200
1,2612	75,3603	444,86	C_{dimand}	220

Розраховані значення параметрів кристалічної решітки утворених фаз у зразку КАМ, одержаного з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,86Sn–2NbN

(мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з наступним гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв, наведено в табл. 6.25. Розшифрування дифрактограм (рис. 6.34) одержаного зразка показали наявність таких фаз: мідь, яка належить до просторової групи Fm3m; сполука Cu₁₀Sn₃, яка належить до просторової групи hP26; сполука Cu₉NiSn₃, що належить до просторової групи F-43m; залізо, що належить до просторової групи Im3m; нітрид ніобію (NbN), який належить до просторової групи R63/mmc. Іншими фазами в досліджуваній системі, крім вищенаведених, є Nb₄N₃ та C_{diamond}. Параметри кристалічної решітки для цих фаз наведено в табл. 6.25.

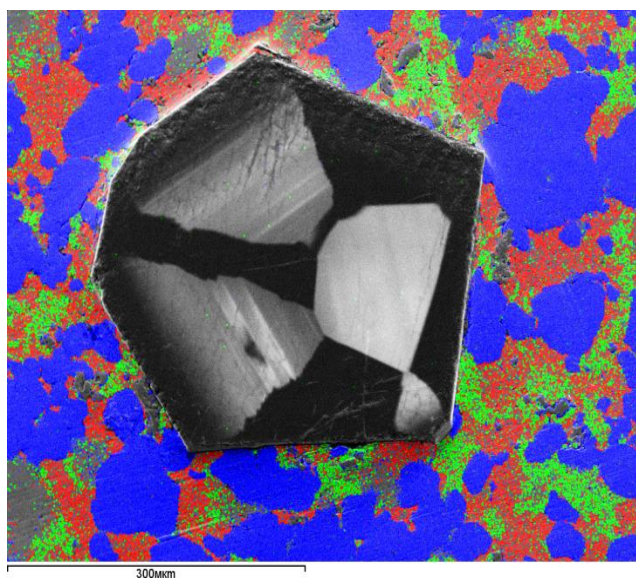
Таблиця 6.25 – Параметри кристалічної решітки фаз для одержаного зразку КАМ

№ з/п	Фаза	ПГ	Параметри решітки, Å		
			<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
1	Cu	Fm3m	3,6081	–	–
2	C _{алмаз}	Fd3m	3,5667	–	–
3	Cu ₁₀ Sn ₃	hP26	–	–	–
4	α-Fe	Im3m	2,867	–	–
5	Cu ₉ NiSn ₃	F-43m	18,01	–	–
6	Nb ₄ N ₃		4,382	–	–
7	NbN	C6/m2	2,956	–	11,274

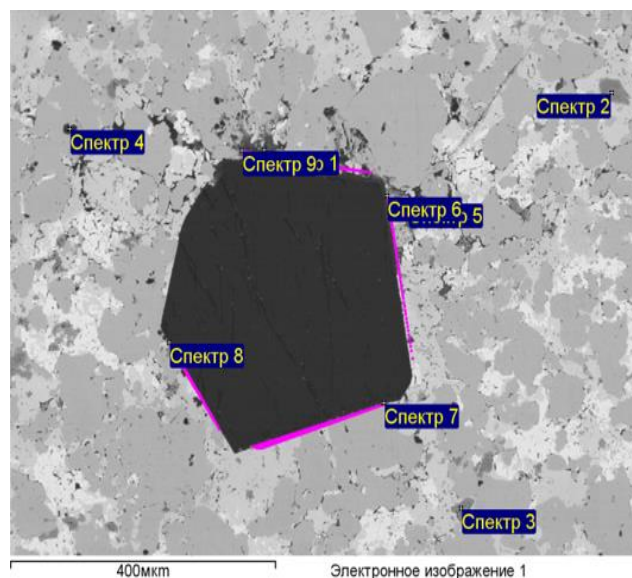
Встановлено (рис. 6.35), що в металевій зв'язці в оточенні алмазного зерна зразка КАМ, одержаного з цієї шихти спіканням в прес-формі у печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовуванням при тиску 160 МПа впродовж 3 хв, спостерігається рівномірний розподіл фаз. Контакт алмаз–металічна зв'язка щільний (рис. 6.35, *a*), без видимих щілин, хоча є порожнини (рис. 6.35, *б*).

У випадку підвищення тиску гарячого допресовування з 160 до 200 МПа у зразка 3 в металічній зв'язці в оточенні алмазного зерна порожнини зникають (рис. 6.35, *в*). Зі збільшенням тривалості процесу з 2 до 3 хв відбувається подальше поліпшення структури металічної зв'язки для зразка 4 в оточенні алмазної частинки (рис. 6.35, *г*). У цьому випадку висота зношених алмазів перевищує половину їх діаметра, а зв'язка в оточенні алмаза майже не розрізняється зернистістю, що суттєво підвищує зносостійкість та експлуатаційні властивості КАМ. Порівняння одержаних результатів з даними

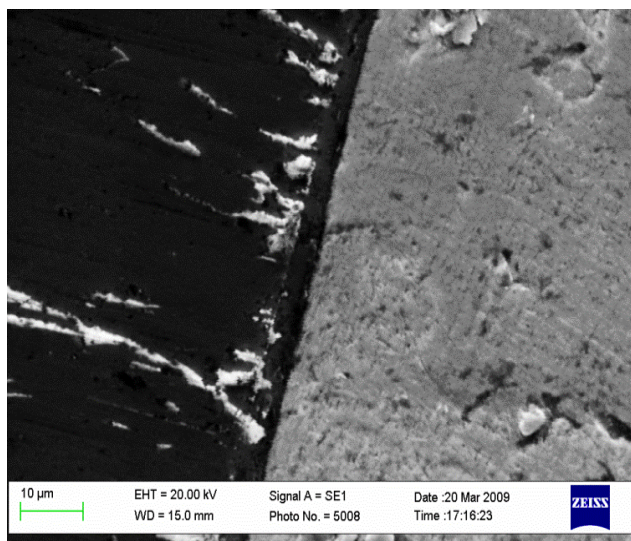
структурного аналізу для зразків, одержаних з шихти алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrSi₂ (рис. 6.29), свідчить про те, що використання нітриду ніобію призводить до поліпшення структури і механічних властивостей КАМ.



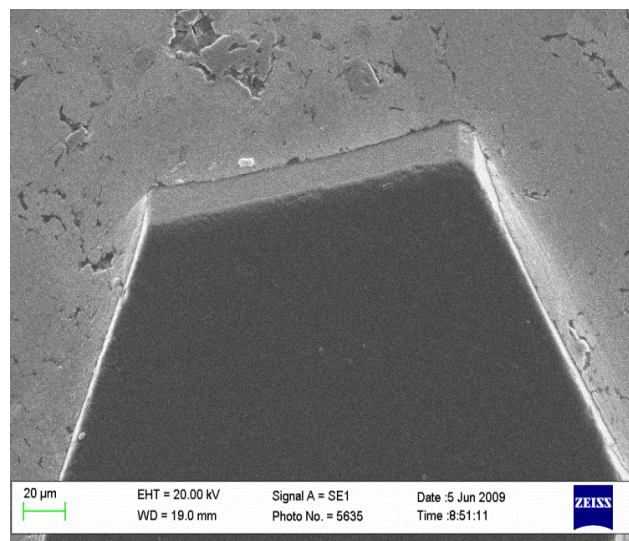
а



б



в



г

Рисунок 6.35 – Зображення зв’язки в оточенні алмазного зерна зразків, одержаних з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 60 хв з гарячим допресовуванням:

а – $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 1); *б* – $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 2);
в – $p = 200$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 3); *г* – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 4)

Результати структурного дослідження перехідної зони алмаз–металічна зв’язка досліджуваних зразків КАМ наведено на рис. 6.36.

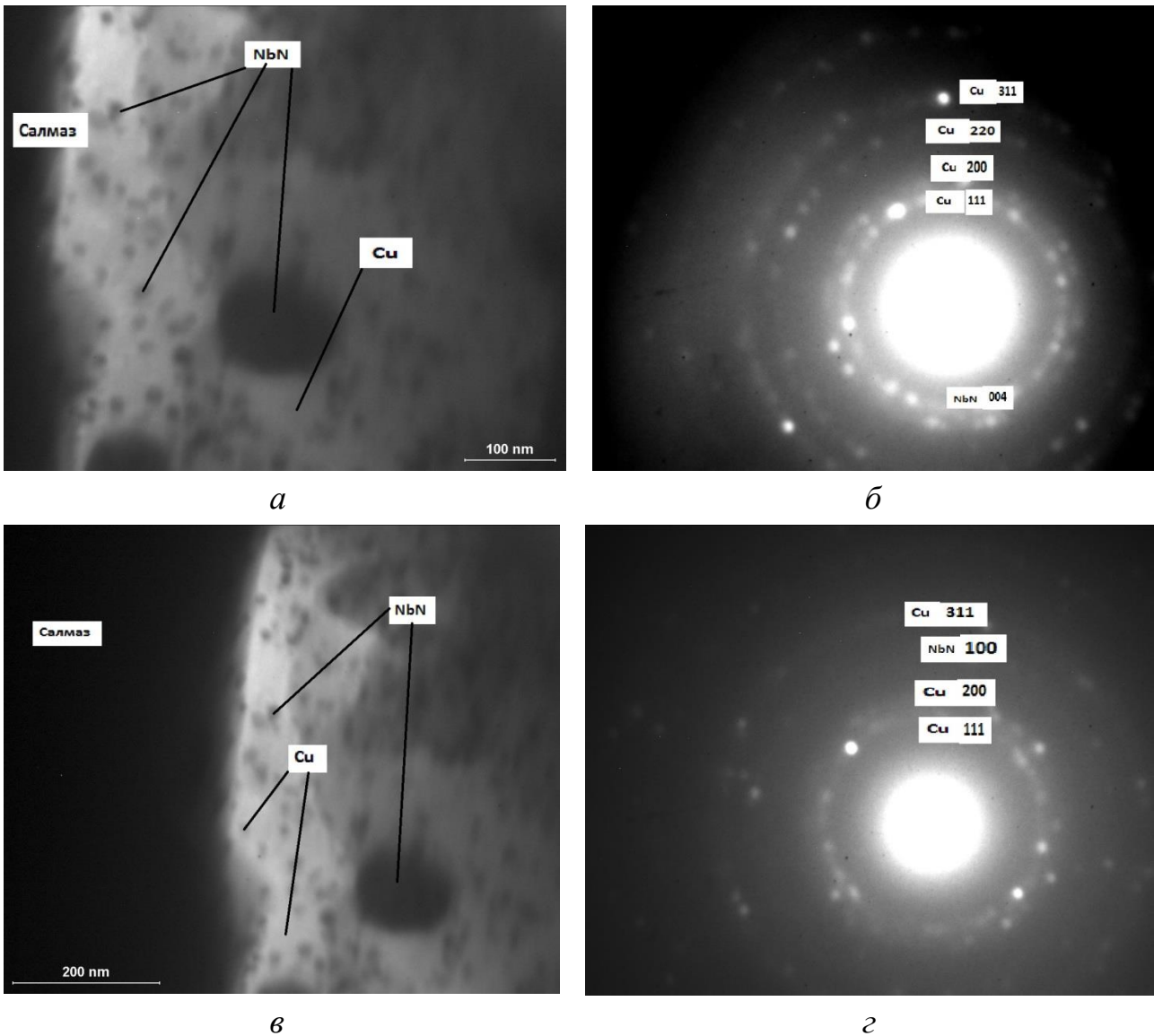


Рисунок 6.36 – Мікроскопічні ПЕМ-зображення ділянок перехідної зони алмаз–металічна зв’язка (а, в) і мікроелектронограми її фрагментів (б, г) зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовування при:
a, б – $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 1); *в, г* – $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 2)

Порівняння одержаних результатів з даними (рис. 6.35) показало, що структура перехідної зони має іншу будову, ніж структура металічної зв’язки. Так, перехідна зона зразків КАМ 1 і 2, одержаних за тиску 160 МПа незалежно від тривалості гарячого допресовування, складається з фаз Cu і NbN при відсутності графітових утворень, тріщин, сколів та порожнин (рис. 6.36, а і в).

Присутність на мікроелектронограмі інтерференційних рефлексів (111), (200), (220), (311) від фази Cu та рефлексів (004) від фази NbN (рис. 6.36, б)

свідчить про наявність в перехідній зоні алмаз–металічна зв’язка розглядуваного зразка КАМ даних фаз.

При збільшенні тривалості гарячої допресовки з 2 до 3 хв на кільцевій мікроелектронограмі перехідної зони зразка 2 спостерігаються такі самі інтерференційні рефлекси (рис. 6.36, з), як і для зразка 1 (рис. 6.36, б). Особливістю мікроструктури перехідної зони зразка 2 є також наявність на кільці (100) NbN (на електронограмах від цих зразків спостерігаються широкі кільця, що належать фазам Cu і NbN).

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , фази та індекси кристалічної решітки HKL для зразків КАМ 1 і 2 наведено відповідно в табл. 6.26 і 6.27. Одержані результати співпадають з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160].

Таблиця 6.26 – Дифракційні дані для зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовування при $p = 160$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 1)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,079	2,08	Cu	111
1,81	1,808	Cu	200
1,46	1,47	NbN	110
1,09	1,09	Cu	311

Таблиця 6.27 – Дифракційні дані для зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовування при $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 2)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,57	2,58	NbN	400
2,079	2,08	Cu	111
1,81	1,808	Cu	200
1,28	1,27	Cu	220
1,09	1,09	Cu	311

При збільшенні тиску гарячого допресовування від 160 до 200 МПа композиції в перехідній зоні в зразках 3 і 4 нових фаз не виявлено (рис. 6.37).

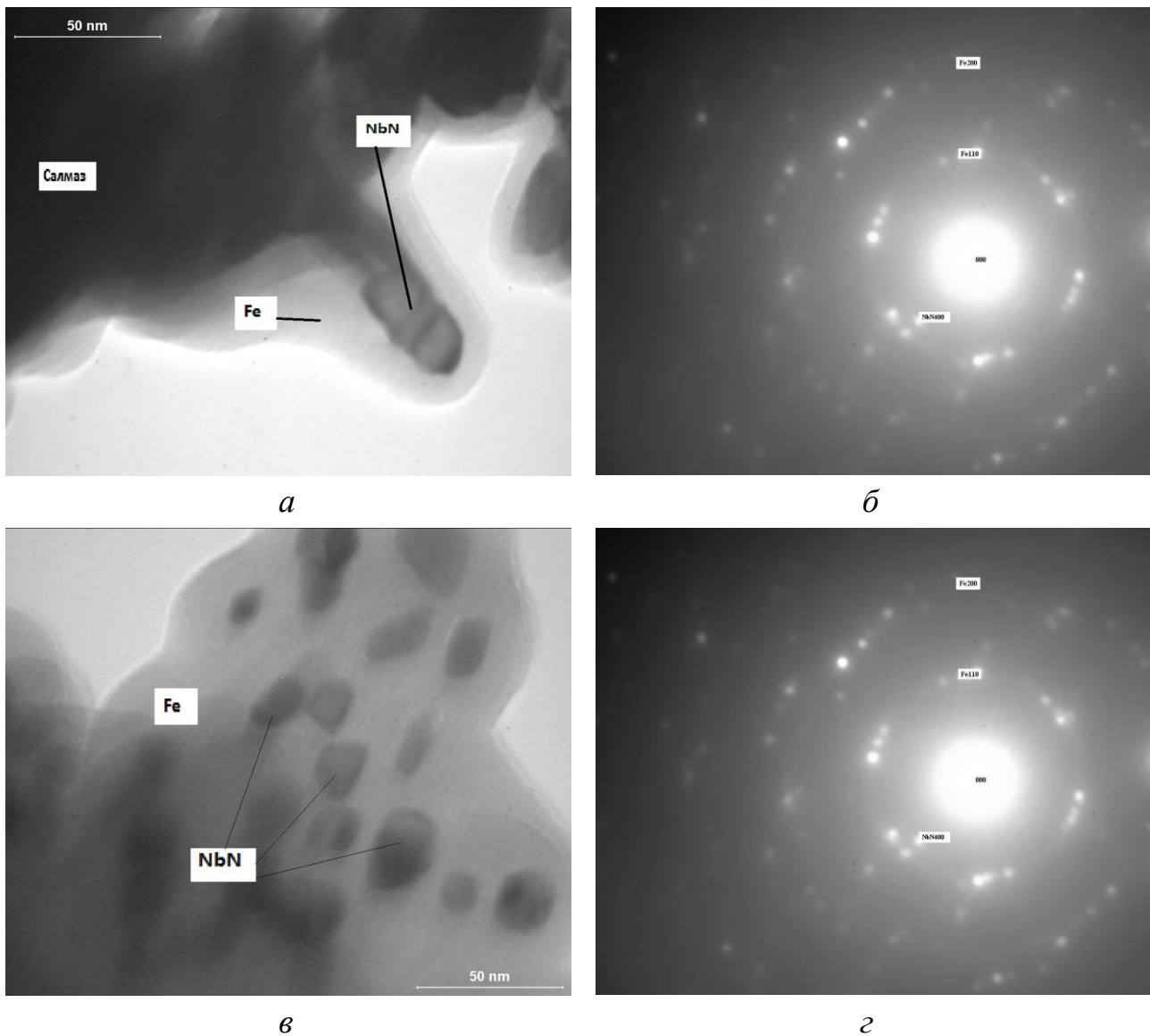


Рисунок 6.37 – Мікроскопічні ПЕМ-зображення ділянок перехідної зони алмаз–металічна зв’язка (а, в) і мікроелектронограми її фрагментів (б, г) зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовування при:
 а, б – $p = 200$ МПа, $t = 2$ хв (зразок 3); в, г – $p = 200$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 4)

На відміну від зразків 1 і 2, одержаних за меншого тиску гарячої допресовки, на границі поділу алмаз–металічна зв’язка в зразках 3 і 4 виявлено фази α -Fe NbN. Це означає, що в цьому випадку з поверхнею алмазних частинок контактують тверді фази металічної зв’язки, а рідка фаза у системі Cu–Sn внаслідок дії більшого тиску змігувала в середину зв’язки. При цьому контакт алмаз–металічна зв’язка щільний, на міжфазних границях мікротріщини, сколи та пори відсутні. Отримані результати вказують на те, що введення нітриду

ніобію до складу досліджуваних алмазовмісних композицій перешкоджає графітизації поверхні алмазних частинок під час їх спікання. Присутність фаз α -Fe і NbN в перехідній зоні алмаз–металічна зв’язка сприяє значному підвищенню міцності зчеплення алмазних частинок з металічною зв’язкою в зразках 3 і 4 порівняно із зразками 1 і 2, у яких ці фази відсутні в перехідній зоні.

При збільшенні тиску гарячої допресовки з 160 до 200 МПа на кільцевій мікроелектронограмі перехідної зони зразків 3 і 4 чітко спостерігаються інтерференційні рефлекси (110) і (200) для фаз α -Fe та (100) для NbN (рис. 6.37, б, з).

Дифракційні дані (міжплощинна віддаль d , фази та індекси кристалічної решітки HKL для зразка 4 наведено в табл. 6.28. Одержані результати співпадають з літературними значеннями картотеки ASTM (PDF-4) [160].

Таблиця 6.28 – Дифракційні дані для зразка КАМ, одержаних з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж однієї години з гарячим допресовування при $p = 160$ МПа, $t = 3$ хв (зразок 4)

d_{HKL} розрахунок	d_{HKL} табличні	Фаза	HKL
2,57	2,58	NbN	400
2,01	2,02	α -Fe	110
1,43	1,428	α -Fe	200
1,16	1,16	α -Fe	211

Спікання КАМ системи алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn)–NbN на відміну від системи алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn)–CrSi₂ за оптимізованими технологічними режимами гарячого допресовування супроводжуються процесами, які призводять до повного знеуглецювання в перехідній зоні алмаз–металічна зв’язка, перерозподілом фаз, анігіляцією точкових дефектів, що поліпшує структуру та спричиняє підвищення механічних і експлуатаційних властивостей КАМ. Металічні зв’язки КАМ, що містять залізо, мідь, нікель і олово, є твердими розчинами змінного складу, і саме рентгенівський метод фазового аналізу є найбільш об’єктивним, швидким і точним методом визначення кристалічних фаз у гетерогенній суміші.

Порівняльні випробування показали, що при шліфуванні кварцитового пісковика за однакових умов навантаження та охолодження масовий знос зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2,0NbN (мас.%) спіканням в прес-формі у муфельній печі за температури 800 °С

впродовж однієї години з гарячим допресовування при тиску 200 МПа впродовж 3 хв, становить 2,4 карат, а знос КАМ, одержаних з аналогічної шихти з добавкою CrSi_2 , дорівнює 3,0 карат. Це досягнуто завдяки тому, що структура перехідної зони алмаз–металічна зв'язка у зразках першого типу відрізняється від структури металевої зв'язки від зразків другого типу. Це означає, що взаємодія вуглецю, утвореного під час графітизації поверхні алмазних частинок на етапі спікання композиції, з її складниками залежить від певних умов одержання КАМ та вмісту у їх складі особливих добавок. Значна доля цього вуглецю знаходиться на поверхні алмазів, що є визначальним у формуванні своєї наноструктури в перехідній зоні та в технології одержання КАМ з новими корисними властивостями. Цілеспрямоване керування процесами взаємодії елементів досліджуваних композицій під час їх формування дозволило розробити КАМ різного функціонального призначення з високими механічними характеристиками для каменеобробної та добувної промисловості.

Відзначимо, що ресурс внутрішніх резервів (зносостійкість, службові та експлуатаційні властивості) КАМ на основі металевих зв'язок, що містять залізо, мідь, нікель і олово за відсутності наноструктурних утворень в перехідній зоні на сьогодні є не використаним. Враховуючи, що КАМ мають цілий комплекс властивостей, які, в свою чергу, залежать від складу вихідних речовин, способу і технологічних режимів одержання, форми та розмірів інструменту і умов його роботи, то для технології одержання КАМ з високими технологічними характеристиками вкрай необхідні нові методи прогнозування зносостійкості. З огляду на зазначене потрібно сформулювати і розв'язати спеціальні задачі теплопровідності за наявності зношення алмазних відрізних кругів з відображенням перелічених особливостей, які можна використати для технології одержання КАМ.

РОЗДІЛ 7

РОЗРОБКА ЕФЕКТИВНИХ АЛМАЗНИХ ВІДРІЗНИХ КРУГІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ВСТАНОВЛЕНИХ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ

Для створення КАМ на основі металевих матриць з порошків заліза, міді, нікелю, олова і дибориду хрому із необхідним комплексом властивостей науковцям вкрай потрібна інформація про їх зносостійкість з урахуванням фазових і структурних особливостей, які було розглянуто в попередніх розділах, в процесі роботи інструментів у різних ситуаціях. Проте, на сучасному етапі розроблення алмазних відрізних кругів не існує розв'язку задачі про кінетику зношування зв'язаних абразивів з повним відображенням перерахованих вище особливостей, які б могли використати науковці для технології одержання КАМ. Розв'язання такої задачі потребує застосування математичних моделей неоднорідних середовищ: теплопровідності, термопружності і зношування.

У цьому розділі наведено приклади використання наукових результатів дослідження при розробці та експлуатації існуючих і створених КАМ. Ідею ужитого заходу оснований на послідовному розв'язку нестационарної задачі теплопровідності та зв'язаної з нею задачі зношування тришарового алмазного відрізного круга з урахуванням залежності коефіцієнта зносу від контактної температури, теплофізичних властивостей алмазів, зв'язки, металеві основи диска, концентрації і зернистості алмазів та складних умов теплообміну.

7.1. Особливості розподілу температурних полів в композиційних алмазовмісних матеріалах під час роботи відрізного круга

В [137, 138] проведено аналітичне і експериментальне дослідження нестационарного температурного поля, квазістатичних температурних напружень і зношування алмазного круга при різанні гірської породи з охолодженням. При цьому алмазний круг розглядався суцільним та однорідним. Не зупиняючись на ролі прогнозування і кінетики зношування для створення і раціональної експлуатації алмазних інструментів відмітимо деякі суттєві, з нашої точки зору, аспекти. КАМ виготовляють методами порошкової металургії за рахунок пресування брикетів з суміші алмазів і частинок порошкових матеріалів (у нашому випадку частинки заліза, міді, нікелю, олова і дибориду хрому) з наступним їх спіканням тим чи іншим методом. Ці матеріали мають відповідати

усім вимогам щодо службових і експлуатаційних властивостей. При цьому теплофізичні і механічні властивості зв'язки істотно відрізняються від аналогічних властивостей алмазів і металевої основи круга. Ці фактори суттєво впливають на температурний стан і зносостійкість КАМ в процесі роботи інструменту.

Тому необхідно побудувати математичну модель, у якій відрізний алмазний круг розглядається круглим тришаровим диском з кусково-однорідними механічними і теплофізичними властивостями в напрямку радіальної координати r . Для цього слід дослідити температурне поле такого алмазного круга при обертових розривних граничних умовах і ідеальному тепловому контакті.

7.1.1. Фізичні передумови і математична постановка нестационарної задачі теплопровідності для тришарового відрізного алмазного круга

Нехай диск обертається з постійною кутовою швидкістю ω , а кут його контакту з матеріалом, який розрізається, позначається як φ_0 . По всій поверхні круга відбувається теплообмін в результаті вимушеної конвекції за рахунок його обертання в потоці охолоджувальної рідини (води):

$$q_1 = \alpha_1 \cdot \Delta T. \quad (7.1)$$

На робочій поверхні круга внаслідок високої температури відбувається часткове кипіння з тепловіддачею

$$q_2 = \alpha_2 \cdot (T_n - T_p). \quad (7.2)$$

В зоні контакту ріжучої поверхні алмазного круга з вибоєм він нагрівається за рахунок сили тертя F , а щільність теплового потоку з урахуванням специфічних особливостей КАМ визначається за отриманим виразом:

$$q_m = \frac{6 \cdot k_1 \cdot k \cdot R_3 \cdot F \cdot \omega \cdot v_p}{100 \cdot \pi \cdot d^2 \cdot N}. \quad (7.3)$$

В даній моделі не враховується променистий теплообмін між робочою поверхнею круга і оброблювальним матеріалом, що пов'язано незначним впливом (менше 1 %) променистого проміння в загальний тепловий баланс [222].

У виразах (7.1)–(7.3) прийнято такі позначення:

$$\begin{cases} \alpha_1 = 0,4 \cdot \lambda_p \cdot \sqrt{\frac{\omega}{\nu}}; \\ \alpha_2 = 0,28 \cdot R_\delta^{-1} \cdot \lambda_{p.к.} \cdot (G_r - P_r)_{p.к.}^{1/4}; \end{cases} \quad (7.4)$$

ΔT – різниця температур поверхні круга T_n і рідини T_p , причому властивості рідини такі: коефіцієнт теплопровідності λ_p , кінематична в'язкість ν , числа Грасгофа G_r і Прандтля P_r взяті в (7.1) при температурі $(T_n + T_p)/2$, а в (7.2) – при температурі кипіння рідини T_n ; R_1, R_2, R_3 – відповідно зовнішній радіус основи круга, зв'язки і шару алмазних зерен композиту. При відсутності охолоджуваної рідини необхідно прийняти $\alpha_2 = 0$, а q_1 являє собою конвективний теплообмін з повітрям, причому коефіцієнт тепловіддачі $\alpha_1 \sim 30 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$; N – кількість алмазів на поверхні S , які одночасно руйнують гірську породу; V_p – об'ємна частка алмазів (% за масою) в композиті; d – середній діаметр алмазного зерна; k_1 – коефіцієнт, який враховує долю тепла, що поглинається КАМ, $k_1 \approx 0,78$; F – вертикальна складова навантаження; k – коефіцієнт тертя робочої поверхні інструменту об породу, $k \approx 0,45$; ω – кутова швидкість; r_2 – радіус відрізного круга.

7.1.2. Аналіз температурних полів в алмазних відрізних кругах і їх фізичне інтерпретування

Контрольні розрахунки було проведено для алмазних відрізних кругів різних типів і різного функціонального призначення (АВСК-320 з алмазів АС50–АС160 концентрацією 400/315 на зв'язках М6-14 і М6-16) в умовах різання граніту Новоданилівського родовища з використанням охолодження та без нього.

Різання з використанням охолодження. На рис. 7.1 наведено побудовані температурні поля в крузі при $t = 24,7 \text{ с}$, $v_0 = 21 \text{ м/с}$, $v_n = 21 \cdot 10^{-3} \text{ м/с}$, $r = R_3 = 0,16 \text{ м}$, $\alpha_1 + \alpha_2 = 3,5 \text{ кВт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$, $H_p = 0,030 \text{ м}$. Цифрою 1 позначено результати розрахунків для однорідного круга (з усередненими коефіцієнтами теплопровідності і температуропровідності $\lambda_1 = \lambda_2 = \lambda_3 = 146 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$, $\chi_1 = \chi_2 = \chi_3 = 8,3 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$, висота зв'язки $R_2 = R_1 = 4,64 \cdot 10^{-3} \text{ м}$), цифрою 3 – для

тришарового диска, тільки при $\lambda_3 = 500$ Вт/(м·град), Δ – експериментальні дані.

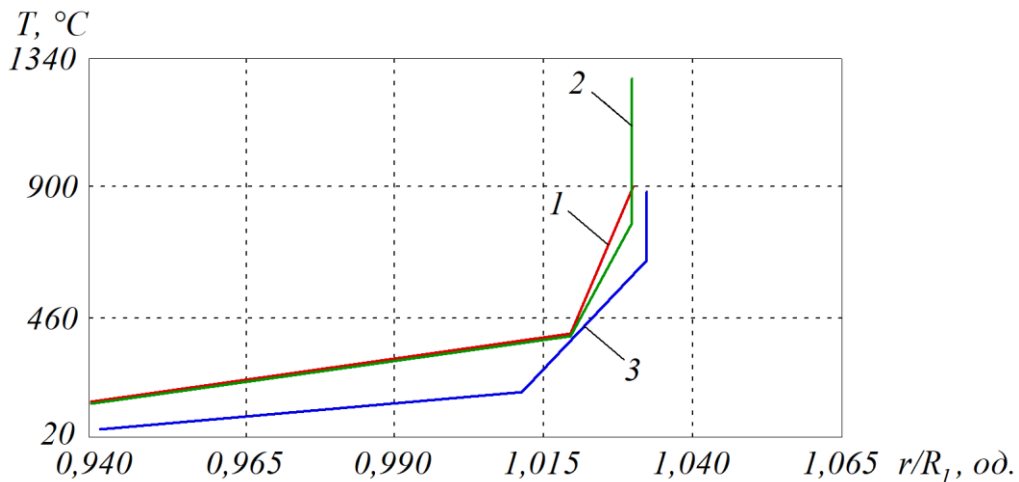


Рисунок 7.1 – Температурні поля в алмазних відрізних кругах різного функціонального призначення в умовах різання граніту при $t = 24,7$ с, $v_0 = 21$ м/с, $v_n = 21 \cdot 10^{-3}$ м/с, $r = R_3 = 0,16$ м, $\alpha_1 + \alpha_2 = 3,5$ кВт/(м²·град), $H_p = 0,030$ м

Аналіз отриманих результатів показує, що модель тришарового диска з $\lambda_3 = 500$ Вт/(м·град) найбільш адекватно відповідає експерименту. В той же час використання усередненого коефіцієнта теплопровідності в одношаровому диску задовільно моделює температурний стан на робочій поверхні. Істотні відмінності спостерігаються лише в області основи (корпуса) алмазного круга. Тим не менш, модель, яка описана в роботі [137], не дає змоги проаналізувати залежності температурного поля круга від теплофізичних характеристик алмазів і зв'язки.

На рис. 7.2 наведено графічні зображення поля температур в композиті від радіальної координати при різанні граніту з охолодженням алмазним відрізним сегментним кругом АВСК-320 АС160 Т 400/315 з серійної зв'язки М6-14 50. Їх аналіз показує, що температурне поле в крузі істотно залежить від радіальної координати і теплопровідності алмазів. При зростанні коефіцієнта теплопровідності алмазів від 146 до 500 Вт/(м·°С) спостерігається суттєве зменшення контактної температури. Подальше його збільшення вже не чинить такого впливу, хоча і призводить до зменшення температури. Ці залежності свідчать про те, що зона, у якій відбувається суттєва зміна температури,

обмежується зв'язкою і шаром ріжучих алмазів, а в середині круга спостерігається збігання температурних полів.

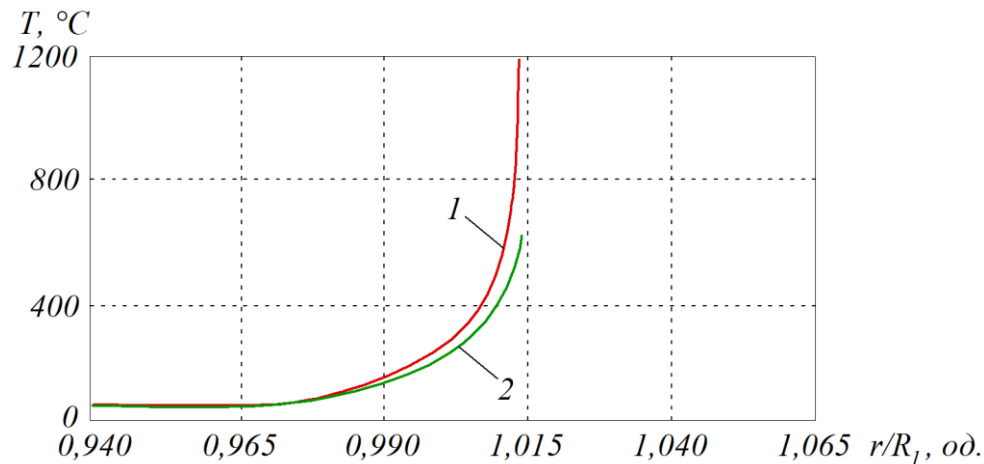


Рисунок 7.2 – Графічні зображення поля температур в алмазовмісному шарі КАМ в процесі різання граніту АВСК-320 АС160 Т 400/315 при $\lambda_3 = 146 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot ^\circ\text{С})$, $\Delta = 500$, $o = 750$, $x = 1000$, $v_n = 1,25 \text{ мм}/\text{хв}$, $v_0 = 21 \text{ м}/\text{с}$, $\alpha_1 + \alpha_2 = 5,0 \text{ кВт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$, $\theta = \varphi_0$

При дослідженні залежності контактної температури від часу виявлено її суттєве зростання в початкові моменти часу (рис. 7.3), причому контактна температура в процесі розрізання граніту кругом з розроблених КАМ у півтора разів менша від аналогічного параметру при різанні серійним кругом (рис. 7.2). Причиною такого зменшення є відсутність графітових включень та різних недоліків в перехідній зоні цих зразків (рис. 6.5 і 6.6) порівняно з перехідною зоною для серійних КАМ (рис. 6.3), що підвищує їх теплопровідність, крихкоміцність та інші службові властивості. Більш важливим тут є те, що отримані результати дають інформацію науковцям про правильний вибір складу вихідних речовин та технологічні режими одержання КАМ, що надзвичайно важливо для розробки таких композитів з керованими властивостями. При збільшенні коефіцієнту теплопровідності алмазних зерен від 150 до 500 Вт/(м·град) спостерігається істотне зменшення контактної температури (рис. 7.3). Подальше його збільшення вже не чинить такий вплив.

У зв'язку з тим, що на робочій поверхні круга відбувається кипіння охолоджуваної рідини, то температура на цій поверхні поза зони контакту інструменту з матеріалом нижча від температури зв'язки, де акумулюється тепло внаслідок меншого значення коефіцієнтів теплопровідності і теплообміну (рис. 7.4).

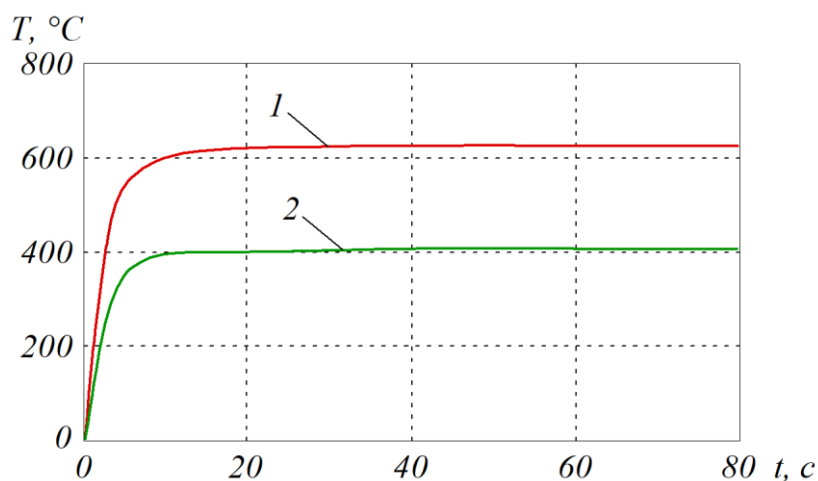


Рисунок 7.3 – Залежності контактної температури від тривалості різання граніту АВСК-320 АС 160 Т 400/315 М6-14 50 (1) та аналогічним кругом з розроблених КАМ (2) для таких самих умов, що і на рис. 7.2

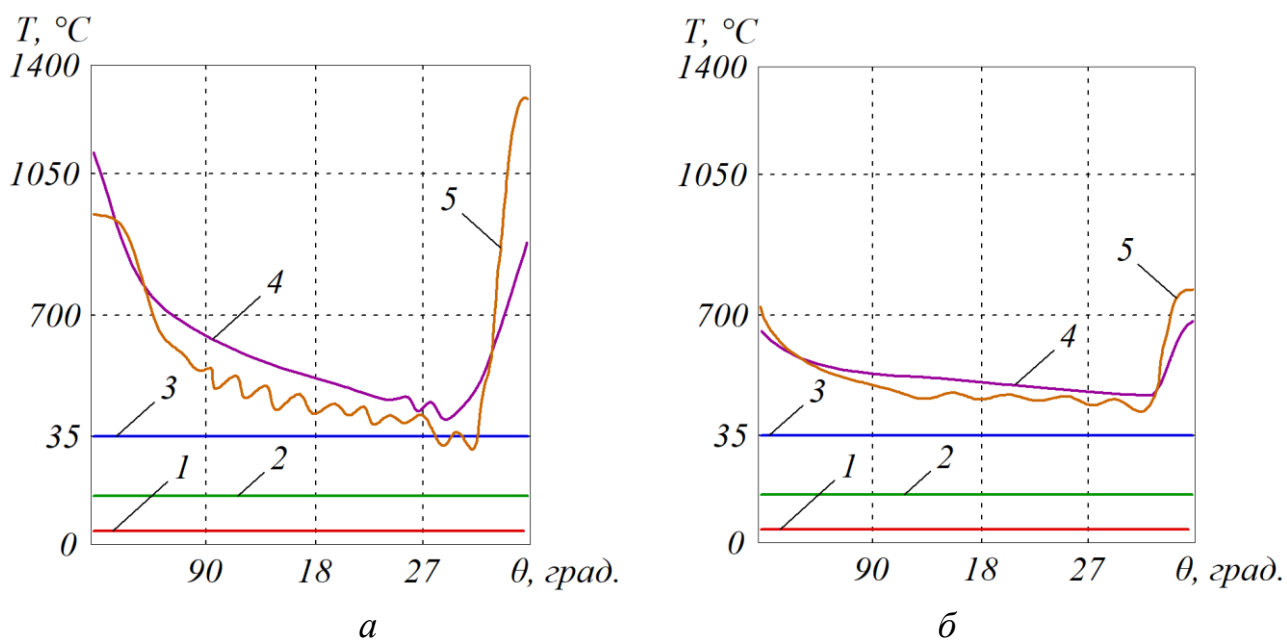


Рисунок 7.4 – Розподіл температури в КАМ від кутової координати θ в процесі різання граніту (такі самі умови, що і на рис. 7.2)

Ця обставина особливо відображається на нормальних температурних напруженнях (стисно-розтяжні) і, як наслідок, на властивостях КАМ. Через це можна вважати, що маємо квазістатичний температурний режим алмазного круга. Продовжуючи аналізувати температурний стан круга необхідно відзначити, що теплопровідність зв'язки менше впливає на температурне поле (рис. 7.5), ніж теплопровідність алмазних зерен (рис. 7.1).

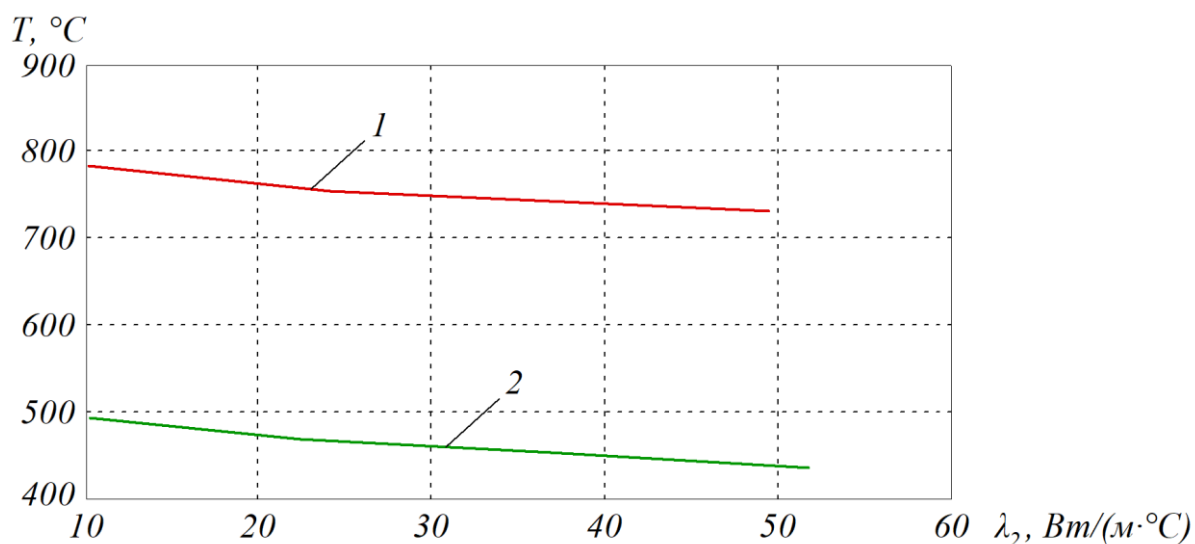


Рисунок 7.5 – Вплив теплопровідності зв’язки на температуру робочої поверхні круга при $\lambda_3 = 500 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{град})$ для таких самих умов, що і на рис. 7.1:

$$1 - \theta = \varphi_0; 2 - \theta = \varphi_0 + 45^\circ$$

Також встановлено, що збільшення відносного значення коефіцієнта теплообміну від 1 до 5 $\text{кВт}/(\text{м}^2\cdot^\circ\text{C})$ суттєво зменшує контактну температуру (рис. 7.6), що важливо для підвищення зносостійкості інструментів з КАМ та їх експлуатаційних властивостей.

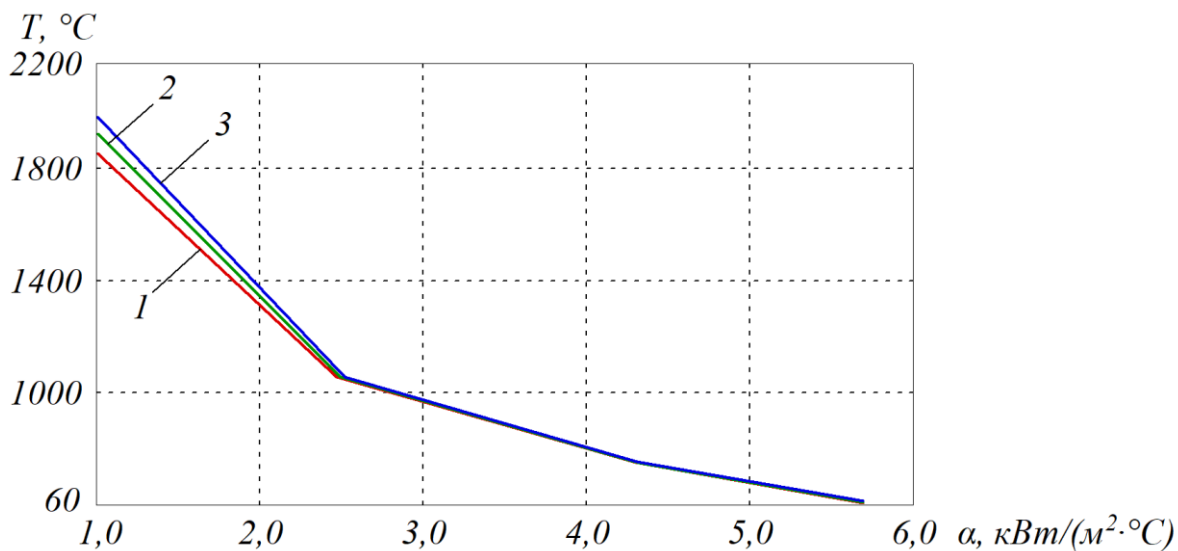


Рисунок 7.6 – Вплив відносного значення коефіцієнту теплообміну на температуру робочої поверхні круга для $\lambda_3 = 750 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{град})$ для таких самих умов, що і на рис. 7.1:

$$1 - t = 2,3 \text{ с}; 2 - t = 4,0 \text{ с}; 3 - t = 24,7 \text{ с}$$

Зменшує температурне поле в крузі також підвищення концентрації алмазів в КАМ від 25 до 50 % і зернистості від 315 до 500/400 (рис. 7.7). Збільшення швидкості поздовжньої подачі v_n і контактного тиску p (рис. 7.8) та товщини різання (рис. 7.9) спричиняє зростання температури на робочій поверхні круга, що вказує на доцільність оптимізації технологічних режимів різання твердих гірських порід.

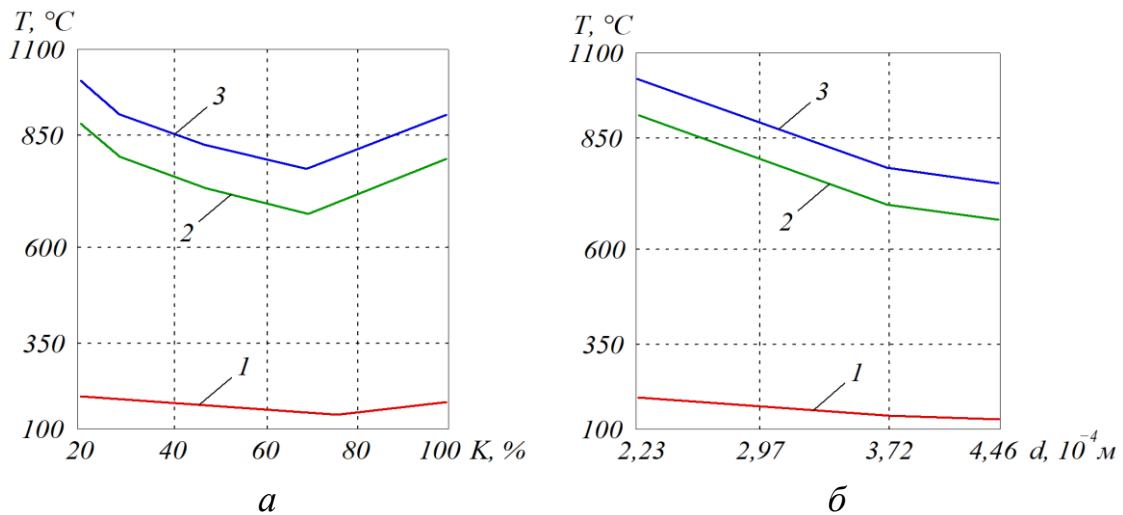


Рисунок 7.7 – Залежності контактної температури круга від концентрації (а) і розмірів алмазів (б) для $\lambda_3 = 500 \text{ Вт/(м} \cdot \text{град)}$ і таких самих умов, що і на рис. 7.1: 1 – $r = R_1$; 2 – $r = R_2$; 3 – $r = R_3$

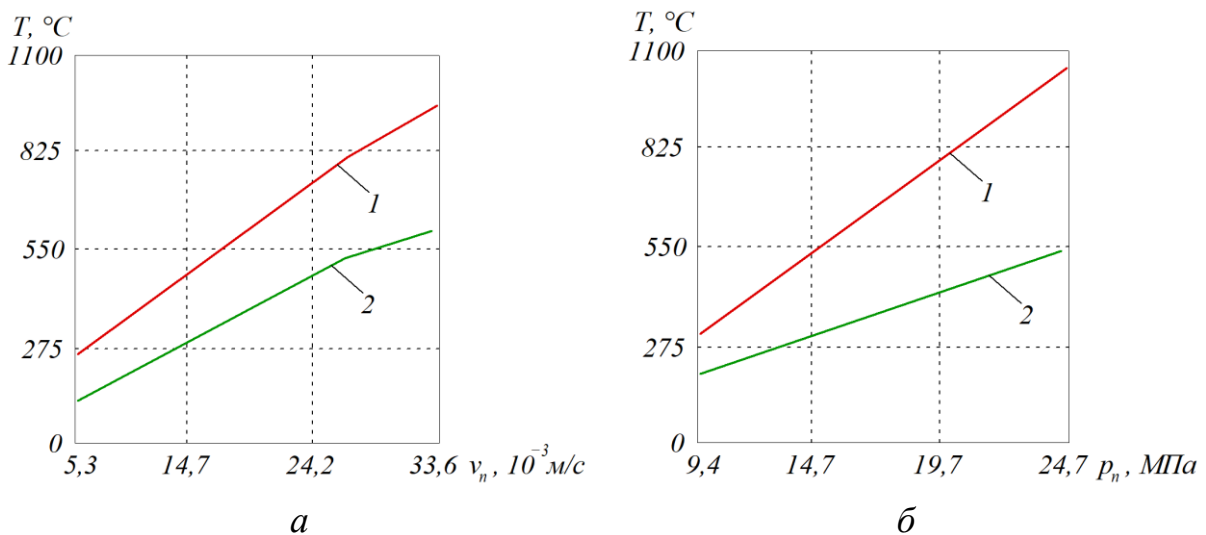


Рисунок 7.8 – Вплив поздовжньої подачі (а) і контактного тиску (б) на температуру робочої поверхні круга для $\lambda_3 = 146 \text{ Вт/(м} \cdot \text{град)}$ і таких самих умов, що і на рис. 7.1: 1 – $\theta = \varphi_0$; 2 – $\theta = \varphi_0 + 45^\circ$

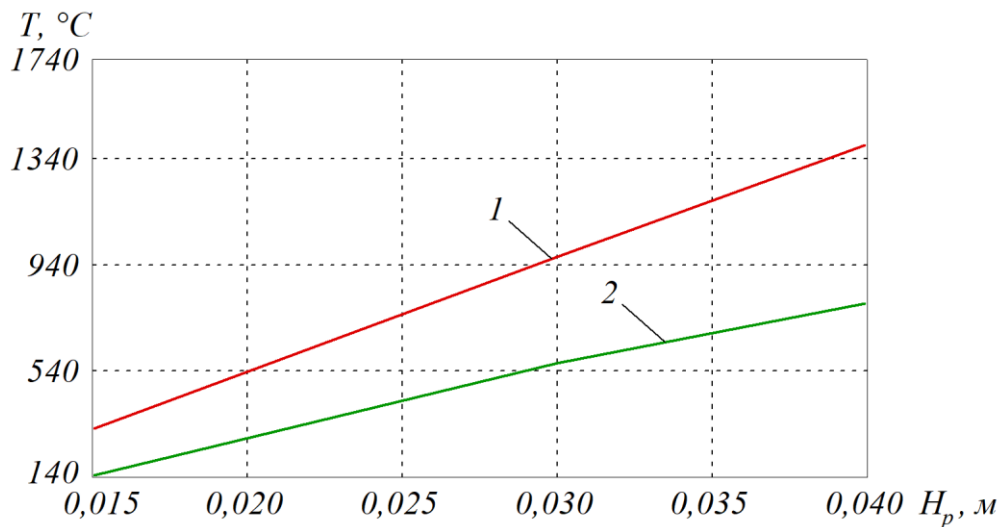


Рисунок 7.9 – Залежності температури робочої поверхні круга від товщини різання для $\lambda_3 = 500 \text{ Вт/(м} \cdot \text{град)}$ і таких самих умов, що і на рис. 7.1:

$$1 - \theta = \varphi_0; 2 - \theta = \varphi_0 + 45^\circ$$

Аналіз отриманих даних показує, що при правильному виборі цих параметрів можна суттєво підвищити показники зносостійкості. В цьому випадку температурний стан інструментів швидше виходить на квазістатичний температурний режим.

Добре узгодження розрахунків з експериментальними даними (табл. 2.9–2.11) свідчить про адекватність і точність розробленої моделі та можливості її використання в задачах термопружності і зношуванні алмазних відрізних кругів при їх експлуатації з використанням охолодження рідиною.

Різання без використання охолоджуваної рідини (сухе різання). Розв’язок нестационарної задачі теплопровідності алмазного відрізного круга в процесі його роботи з використанням охолодження є частинним розв’язком загального розв’язку.

При відсутності охолоджуваної рідини необхідно коефіцієнти теплообміну α_1 і α_2 прийняти відповідно рівними 47,6610 і 8,33609 Вт/(м·град), а тепловіддача в даному випадку являє собою конвективний теплообмін з повітрям.

Для температурних полів алмазного круга при різанні граніту без охолодження водою зберігаються в принципі такі самі тенденції, що і при різанні з охолодженням рідиною, хоча є суттєві відміни.

На рис. 7.10 побудовано температурні поля в алмазному крузі NA-105 (Макіта, Японія) для примусового різання граніту Новоданилівського родовища.

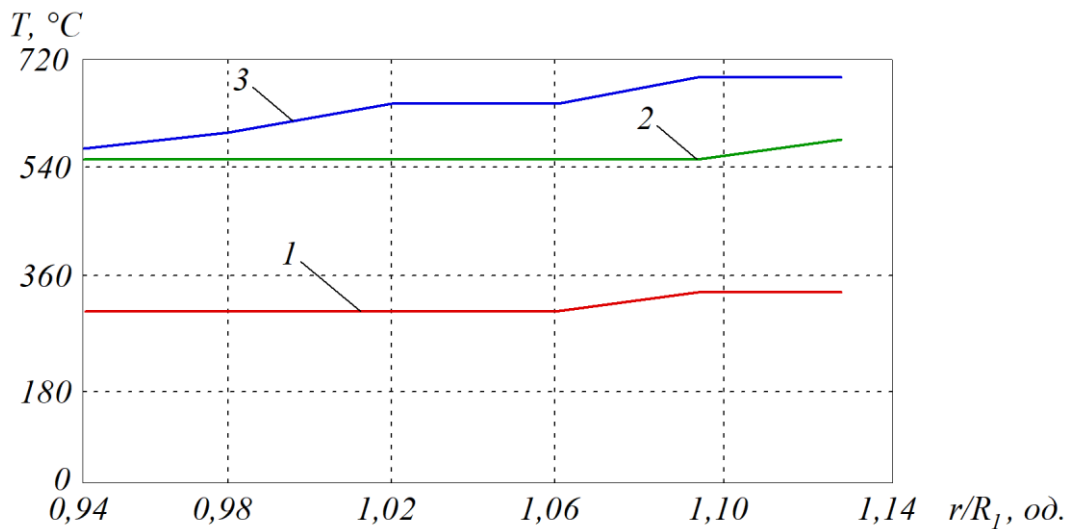


Рисунок 7.10 – Температурні поля в алмазному крузі діаметром 105 мм при різанні граніту без використання охолодження водою при $t = 24,7$ с, $v_0 = 17,3$ м/с, $\theta = 0,01^\circ$, $\lambda_3 = 200$ Вт/(м·град), $R_2 - R_1 = 4,64$ мм, $H_p = 10$ мм;
 $1 - v_n = 250$ мм/хв; $2 - v_n = 500$ мм/хв; $3 - v_n = 800$ мм/хв

Аналіз цих даних показує, що при різанні без використання охолодження на відміну аналогічного процесу з використанням охолодження спостерігається не таке суттєве змінювання температурного поля від радіальної координати r . Це пов'язано в першу чергу із тим, що коефіцієнт теплообміну в даному випадку (охолодження повітрям) має дуже маленькі значення. В результаті чого відбувається швидке зростання температури в початкові моменти часу (рис. 7.11).

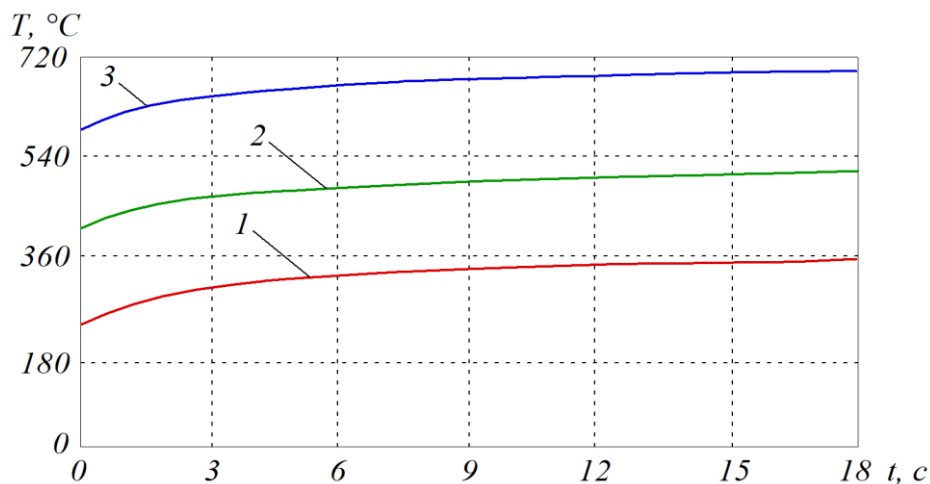


Рисунок 7.11 – Залежності температури робочої поверхні круга від тривалості різання (такі самі умови, що і на рис. 7.10)

Ця обставина особливо впливає на механічні характеристики зв'язки і композиту. Тому при виборі цих характеристик науковцям необхідно звертати увагу на погіршення фізико-механічних властивостей КАМ в умовах високих навантажень. У зв'язку з відсутністю тепловіддачі в охолоджувану рідину маємо несуттєву залежність температури на робочій поверхні інструменту від теплопровідності алмазних зерен (рис. 7.12) і зв'язки (рис. 7.13). Температурне поле диска також істотно залежить від швидкості поздовжньої подачі (рис. 7.14) і товщини чи глибини розрізання (рис. 7.15), тобто при збільшенні цих параметрів відбувається швидке підвищення контактної температури.

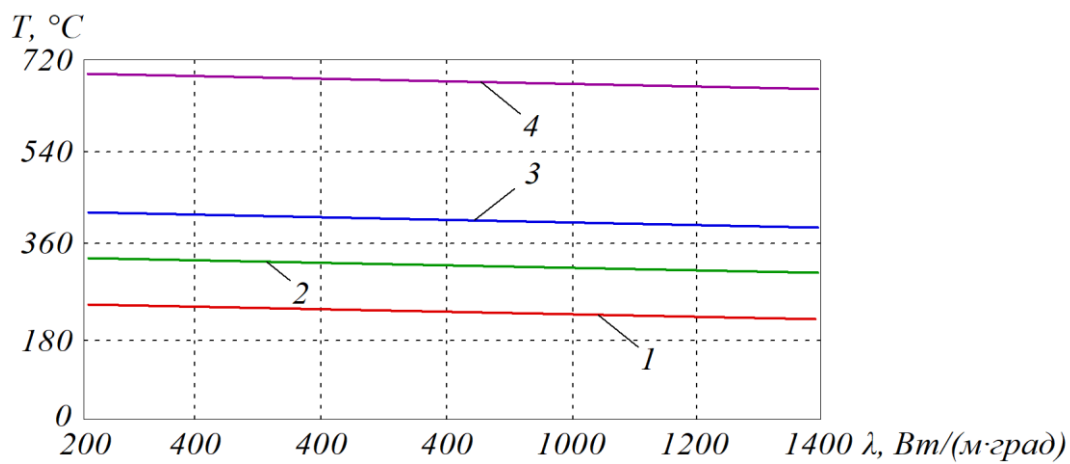


Рисунок 7.12 – Вплив теплопровідності алмазів на температуру робочої поверхні круга (такі самі умови, що і на рис. 7.10):

1 – $v_n = 250$ мм/хв; 2 – $v_n = 315$ мм/хв; 3 – $v_n = 500$ мм/хв; 4 – $v_n = 800$ мм/хв

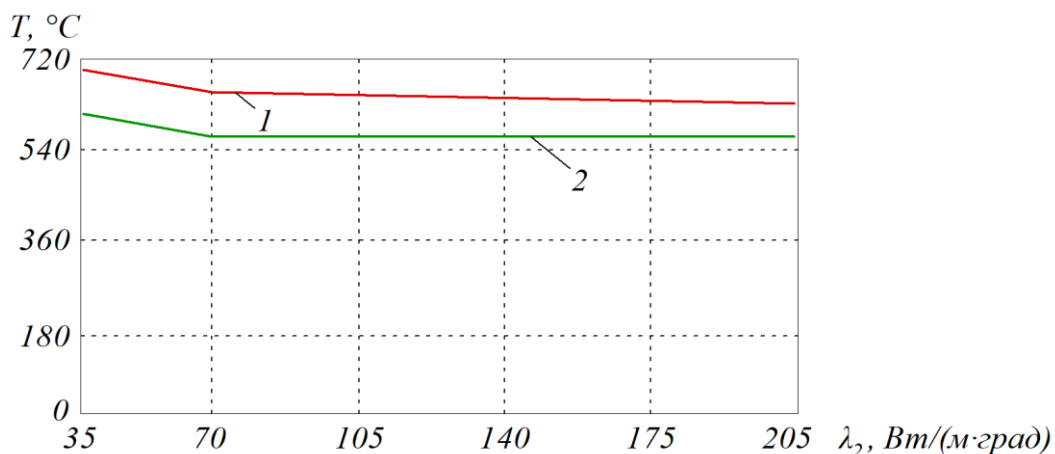


Рисунок 7.13 – Залежності температури робочої поверхні круга від коефіцієнту теплопровідності зв'язки для $\lambda_3 = 800$ Вт/(м·град) (такі самі умови, що і на рис. 7.10): 1 – $r = R_3$; 2 – $r = R_1$

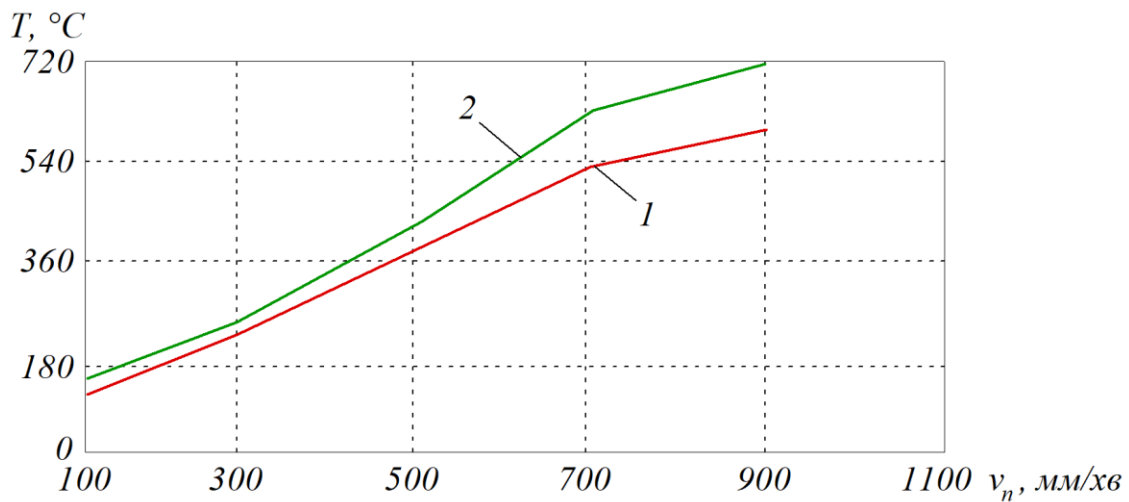


Рисунок 7.14 – Вплив швидкості поздовжньої подачі на температурне поле круга (такі самі умови різання, що і на рис. 7.10):

$$1 - r/R_1 = 0,940; 2 - 1,071$$

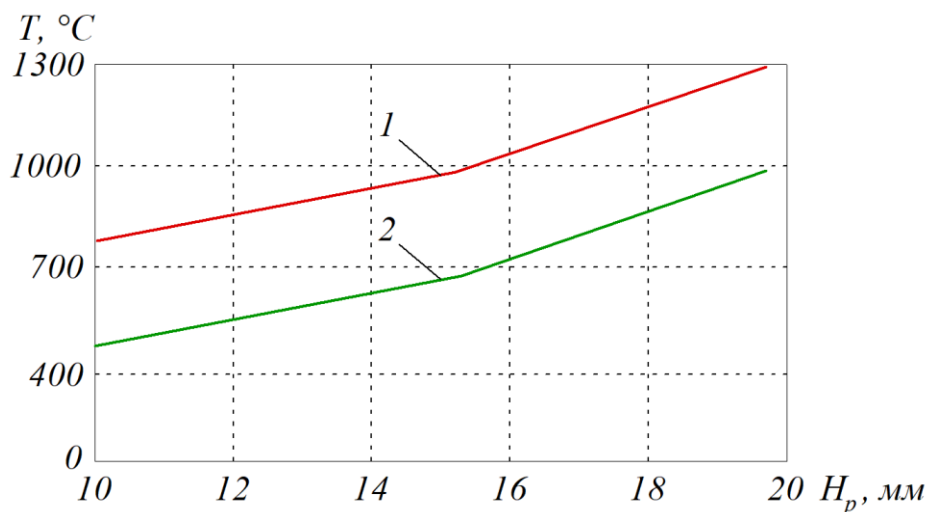


Рисунок 7.15 – Залежності контактної температури круга від товщини різання для $v_n = 800$ мм/хв (такі самі умови, що і на рис. 7.10):

$$1 - r/R_3 = 1,071; 2 - 0,94$$

Таким чином, було розглянуто широке коло питань, пов'язаних як з теоретичним описом нестационарної задачі теплопровідності тришарового алмазного відрізного круга із складними умовами теплообміну, так і з особливостями технічних проблем створення таких інструментів та їх ефективної експлуатації. Параметри, які було розглянуто, особливо впливають на розвиток температурних напружень в КАМ, що може змінити їх властивості в умовах великих навантажень.

7.2. Термопружний стан алмазного відрізного круга в процесі його роботи

Для аналізу міцності і правильної експлуатації АВСК, які працюють в умовах великих навантажень, велике значення має напружений стан, що виникає в результаті нерівномірного нагрівання. Температурні напруження можуть утворювати тріщини в металічній зв'язці з крихкого матеріалу, появу та розвиток пластичних (необоротних) деформацій, що приводять до повного руйнування алмазовмісного шару, зменшення жорсткості і термовипучування тонких алмазних кругів.

В [138] отримано співвідношення для визначення термопружних напружень в однорідному алмазному крузі. Однак вони не дають змоги проаналізувати взаємовплив фізичних властивостей металічної зв'язки, алмазів та корпусу інструменту.

У цей час вплив наведених вище факторів вивчено слабо, хоча є деякі спроби їх врахування при розв'язуванні прикладних задач. У зв'язку з цим, при розв'язуванні нестационарної задачі теплопровідності, алмазний відрізний круг розглядаємо круглим тришаровим диском з кусково-однорідними фізико-механічними властивостями за напрямком радіальної координати r .

До особливостей такого завдання слід віднести такі чинники:

- теплофізичні і механічні властивості алмазів суттєво відрізняються від аналогічних властивостей металічної зв'язки і корпусу ріжучого інструменту;
- охолодження інструменту потоком рідини чи (або) його відсутність;
- різні умови на робочій поверхні круга у зоні контакту з матеріалом і поза ним;
- нелінійні теплові процеси із складними умовами теплообміну (розривні умови, що обертаються, кипіння, спільна дія природної і вимушеної конвекції, випромінювання, неідеальний тепловий контакт і тому подібне);
- розміри алмазів і їх концентрації у зв'язці.

Вважаємо, як і в п. 7.1, що диск обертається з постійною кутовою швидкістю і кут його контакту з оброблюваним матеріалом φ_0 .

По всій поверхні алмазного відрізного круга відбувається тепловіддача унаслідок змушеної і природної конвекції за рахунок обертання в потоці рідини, що охолоджує.

На робочій поверхні круга унаслідок її високої температури відбувається кипіння, а тепловіддача є конвективним процесом з фазовим переходом рідини в пару.

У зоні контакту алмазний круг нагрівається за рахунок сил тертя (взаємодія робочої поверхні інструменту з оброблюваним матеріалом), щільність виникаючого теплового потоку пропорційна нормальному тиску і довжині контактної ділянки.

Оскільки товщина диска мала порівняно з його радіусом, а торцеві (бічні) поверхні вільні від зовнішніх сил, то зміною радіального і окружного напруження по товщині диска можна нехтувати.

Контрольні розрахунки було проведено для різних умов однозаходного різання алмазними відрізними сегментними кругами із зовнішніми радіусами R_3 від 0,160 до 0,625 м з широким варіюванням фізико-механічних властивостей композиту.

Теплопровідність алмазів λ_3 мала значення від 150 до 1500 Вт/(м·град), зв'язки $\lambda_2 = 30$ Вт/(м·град), основи $\lambda_1 = 35$ Вт/(м·град), середній радіус алмазних зерен складав $\sim 3,60 \cdot 10^{-4}$ м, висота зв'язки $R_2 - R_1 = 4,64 \cdot 10^{-3}$ м, де R_1 – радіус металічного корпусу круга.

Різнання граніту здійснювали з постійною швидкістю (25 м/с) для всіх АВСК впродовж $t = 47,195835$ с (кратному періоду обертання $2\pi/\omega$) та зміною поздовжньої подачі v_n від $5,25 \cdot 10^{-3}$ до $33,30 \cdot 10^{-3}$ м/с і товщини однозаходного різання H_p від 0,015 до 0,050 м.

Як охолоджувана рідина використовувалась вода з такими параметрами: $T_p = 20$ °С, $T_k = 100$ °С, $\lambda_p = 0,540$ Вт/(м·град), $v_{p.k} = 2,94 \cdot 10^{-7}$ м²/с, $\lambda_{p.k} = 0,640$ Вт/(м·град), $\beta_p = 27,3$ град⁻¹, $\beta_{ж.к} = 7,3$ град⁻¹, $\chi = 1,35 \cdot 10^{-7}$ м²/с [137].

Складова $\bar{\sigma}_{ij}$ зв'язана, в першу чергу, зі зміною контактної температури і несе в собі інформацію про її вклад в термопружні напруження.

На рис. 7.16 наведено побудовані залежності радіальної $\bar{\sigma}_{rr}$ (а) і дотичної $\bar{\sigma}_{r\theta}$ (б) температурних напружень в диску $R_3 = 0,16$ м при глибині різання $H_p = 0,030$ м, і швидкості поздовжньої подачі $v_n = 16,7 \cdot 10^{-3}$ м/с від радіальної координати.

Їх аналіз показав, що максимальні значення $\bar{\sigma}_{rr}$ і $\bar{\sigma}_{r\theta}$ досягаються на границі поділу алмаз–металічна зв'язка. $\bar{\sigma}_{rr}$ суттєво спадає з ростом відносного значення коефіцієнта теплообміну α (рис. 7.17). Крива 1 відповідає результатам розрахунків для $r/R_1 = 0,94$, крива 2 – для $r/R_1 = 1,02$.

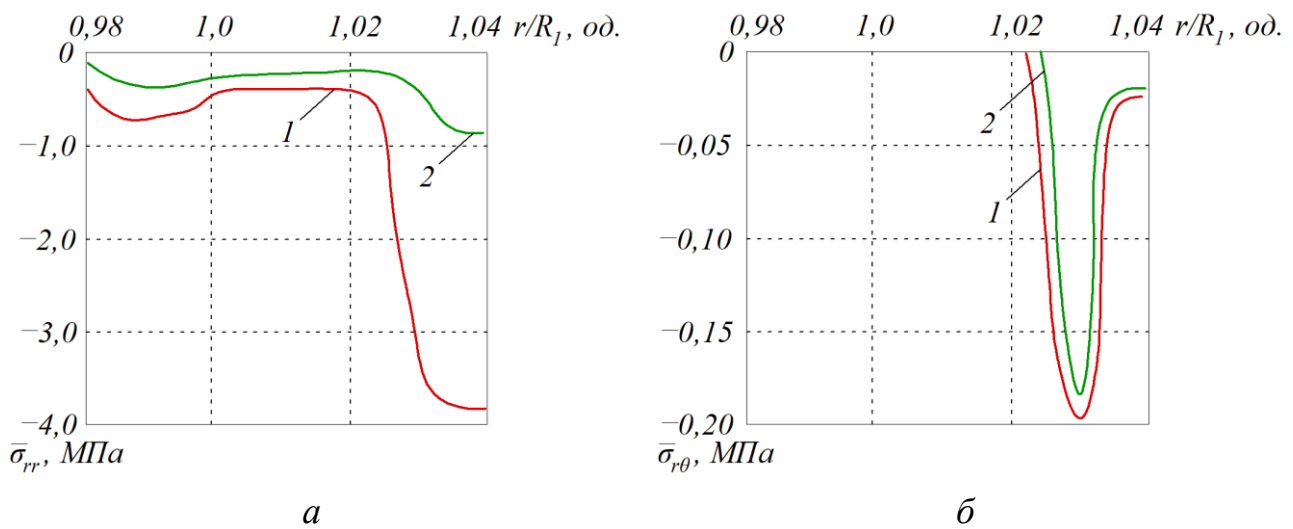


Рисунок 7.16 – Залежності радіальної (а) і дотичної (б) складових температурних напружень від радіальної координати при відносних значеннях коефіцієнта теплообміну $\alpha = 1,0$ і $2,5$ кВт/(м²·град), $\lambda_3 = 500$ Вт/(м·град), $\theta = \varphi_0 = 36^\circ$

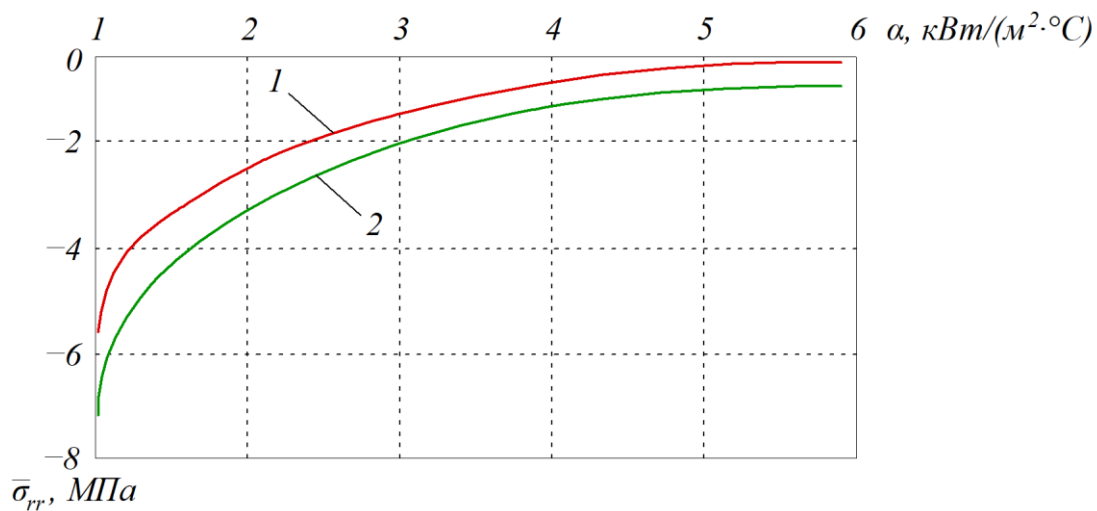


Рисунок 7.17 – Вплив відносного значення коефіцієнта теплообміну на радіальні температурні напруження для $v_n = 20,8 \cdot 10^{-3}$ м/с і тих же умов, що і на рис. 7.16

На рис. 7.18 наведено побудовані залежності $\bar{\sigma}_{rr}$ і $\bar{\sigma}_{r\theta}$ в крузі $R_3 = 0,16$ м від кутової координати θ для $r/R_1 = 1,0299$ для значень $\lambda_3 = 500$ Вт/(м·град) і $\alpha = 1,0$ кВт/(м²·град). $\bar{\sigma}_{rr}$ мають лише від'ємні значення, а $\bar{\sigma}_{r\theta}$ може міняти знак (їх вклад в загальні напруження в основному стискуючі).

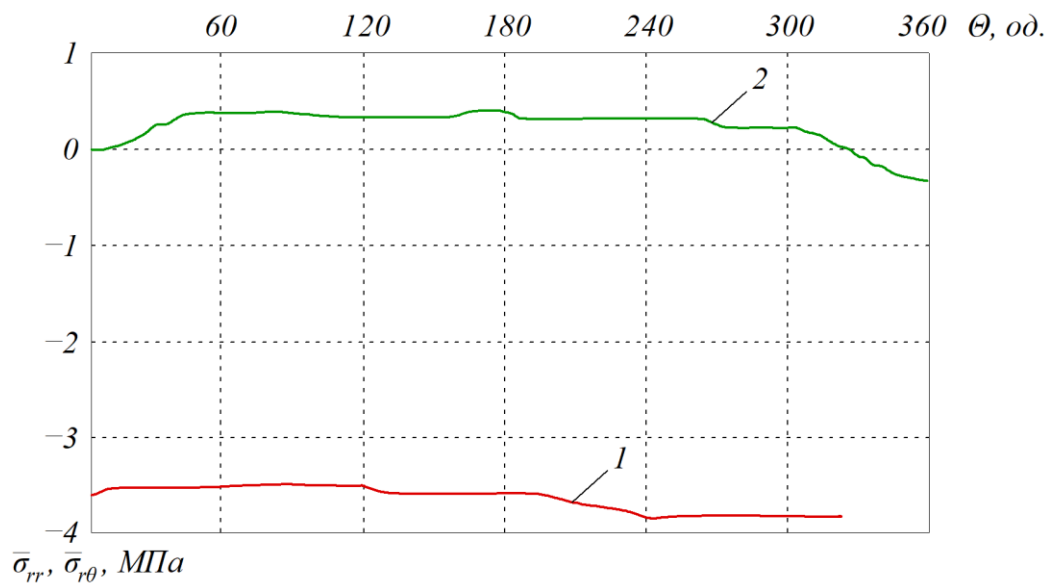


Рисунок 7.18 – Розподіл температурних напружень в крузі від кутової координати для $\alpha=1,0$ кВт/(м² · град), $\lambda_3 = 500$ Вт/(м · град) і тих же умов, що і на рис. 7.16

Радіальні і дотичні температурні напруження суттєво залежать від товщини різання (рис. 7.19), поздовжньої подачі і радіуса інструменту (рис. 7.20). Їх аналіз показав, що збільшення радіуса інструменту значно зменшує температурні напруження (рис. 7.20), що позитивно відображується на роботоздатності і зносостійкості інструменту.

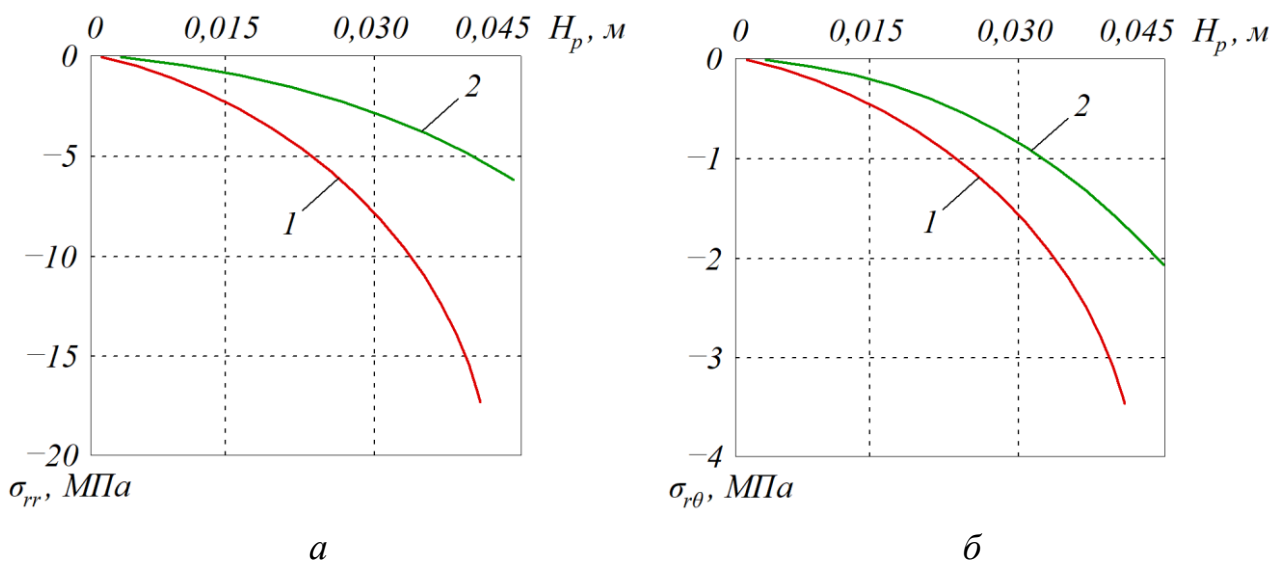


Рисунок 7.19 – Залежності $\bar{\sigma}_{rr}$ (а) і $\bar{\sigma}_{r\theta}$ (б) від товщини різання для $\alpha=5,0$ кВт/(м² · град), $\lambda_3 = 500$ Вт/(м · град), $v_n = 33,3 \cdot 10^{-3}$ м/с, $R_3 = 0,16$ м

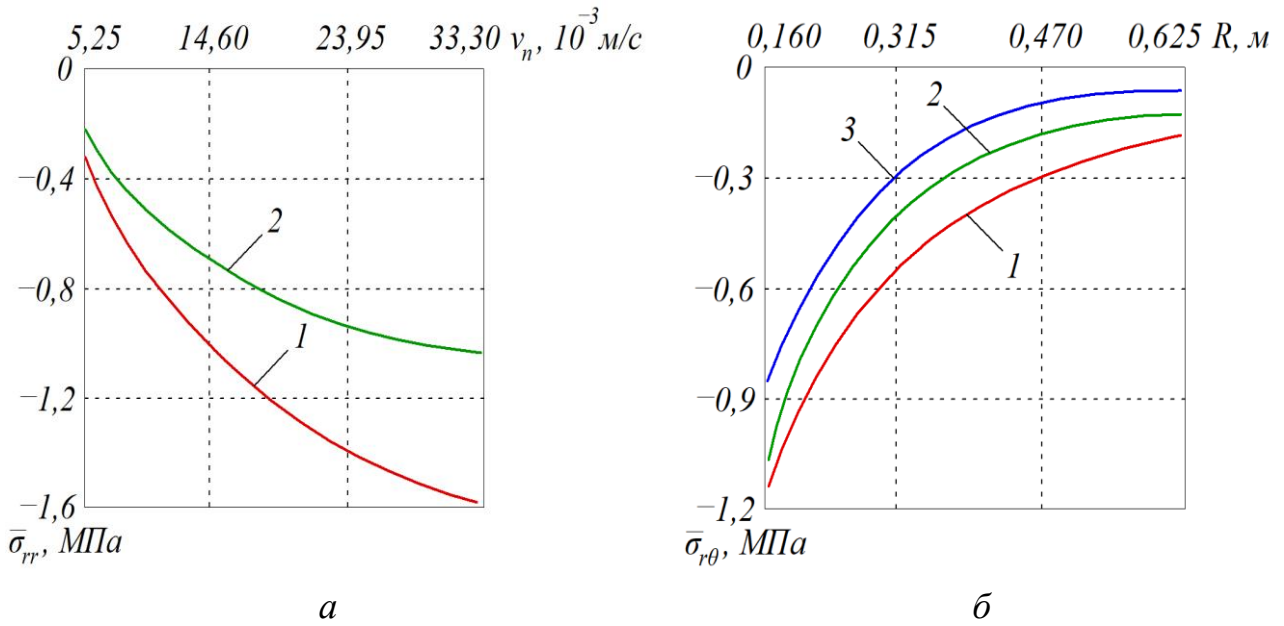


Рисунок 7.20 – Залежності $\bar{\sigma}_{rr}$ від поздовжньої подачі (а) і радіуса круга (б) для різних значень радіальної координати при $\alpha=2,5$ кВт/(м² · град) і таких самих умов, що і на рис. 7.16

Для загальних термопружних напружень зберігаються, в принципі, такі самі тенденції, як і для $\bar{\sigma}_{ij}$, хоча є і істотні відміни. Вони є стискующими для всіх умов обробки (рис. 7.21–7.23).

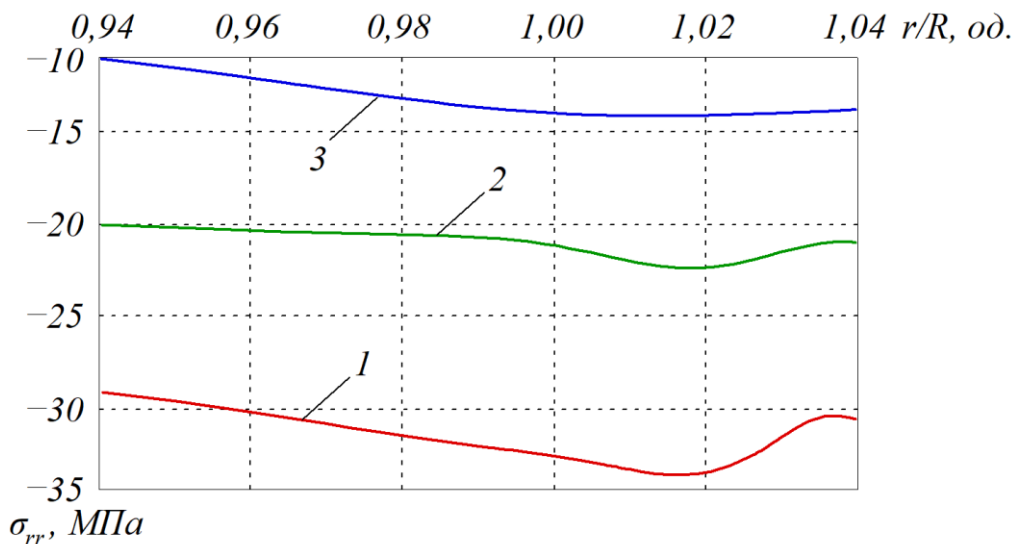


Рисунок 7.21 – Залежності загальних термопружних напружень від радіальної координати для різних значень товщини різання і таких самих умов, що і на рис. 7.16

Максимальні значення $\bar{\sigma}_{rr}$ досягаються на границі зв'язки з алмазом (рис. 7.21), що ще раз підтверджує високі вимоги до пружних властивостей металічної зв'язки. Вони зростають при збільшенні швидкості поздовжньої подачі і товщини однозаходного різання (рис. 7.23).

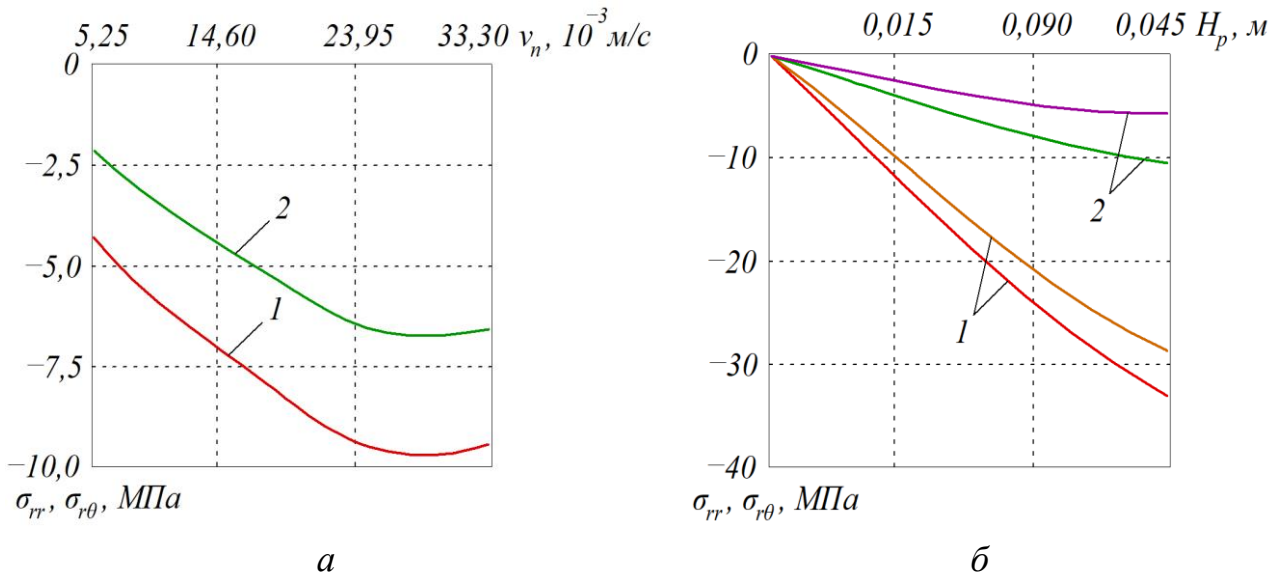


Рисунок 7.22 – Залежності $\bar{\sigma}_{ij}$ від поздовжньої подачі (а) при $H_p = 0,030$ м і товщини різання (б) при $v_n = 33,3 \cdot 10^{-3}$ м/с, $\alpha = 2,5$ кВт/(м² · град), $\lambda_3 = 500$ Вт/(м · град), $R_3 = 0,16$ м

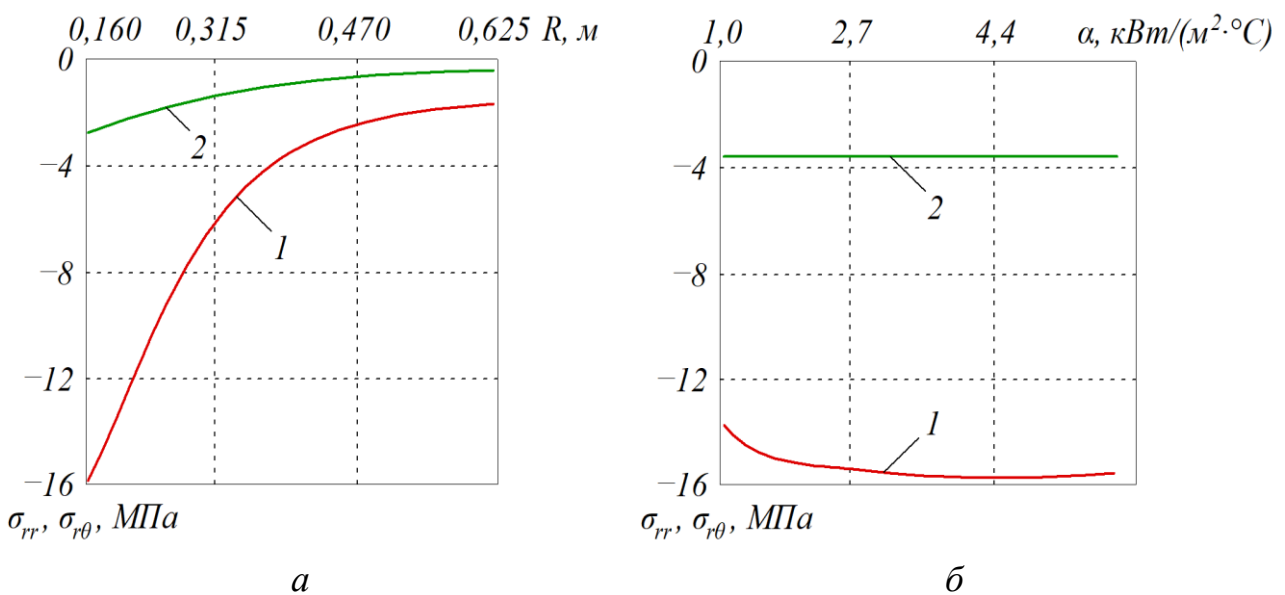


Рисунок 7.23 – Вплив радіуса диска (а) і коефіцієнту теплообміну (б) на загальні термопружні напруження для тих же умов, що і на рис. 7.16

Слід зазначити значний вплив радіуса інструменту на $\bar{\sigma}_{rr}$ і $\bar{\sigma}_{r\theta}$ (рис. 7.23, *a*), і як наслідок, на його зносостійкість та роботоздатність. При збільшенні коефіцієнта теплообміну майже не змінюються дотичні напруження, а радіальні зростають на відміну від складової $\bar{\sigma}_{rr}$ (рис. 7.23, *b*). Зазначимо, що це збільшення не таке стрімке, і, в підсумку, меншою мірою впливає на процес роботи відрізного круга, ніж на абразивний знос.

7.3. Кінетика зношування алмазних відрізних кругів з існуючих і створених композиційних алмазовмісних матеріалів

Оптимальний вибір властивостей зв'язки і алмазів, концентрації і розмірів останніх, дослідження їх впливу на зносостійкість КАМ є актуальною проблемою створення таких матеріалів із задалегідь заданими властивостями. Температурні поля і напруження суттєво впливають на фізико-механічні властивості КАМ в процесі їх роботи. Навіть при помірних температурах (500...700 °С) спостерігається значне зменшення міцності кристалів алмазу каталітичного синтезу незалежно від системи їх росту [137] і більш суттєве зменшення властивостей зв'язки.

Оскільки контактні температури в процесі різання міцних гірських порід алмазними відрізними кругами в умовах високих навантажень можуть перевищити цей діапазон, то стає зрозуміло, що вони визначають характер реакцій на поверхні контакту вибій–робоча поверхня і відіграють таким чином важливу роль на кінетиці їх зношування.

Тому необхідно розробити новий підхід до кінетики зношування алмазного тришарового круга з метою визначення найважливіших факторів, що істотно впливають на цей процес і встановлення кількісних параметрів, які прямо відповідають за якість таких інструментів і ефективність різання. Такий підхід вимагає залучення математичних моделей механіки суцільних середовищ: теплопровідності, пружності і зношування.

До особливостей даної задачі слід ще віднести такі фактори:

- суттєва відміна фізико-механічних властивостей алмазів від аналогічних властивостей зв'язки і корпусу круга, сукупність градієнтів температури і тиску ускладнюють постановку задачі зношування;
- відносна швидкість ковзання та її змінювання від часу різання;
- алмазний круг в процесі роботи нагрівається за рахунок теплоутворення і охолоджується потужним потоком рідини;

– різноманітні умови на робочій поверхні круга в зоні його контакту з матеріалом і поза цим контактом, нелінійні теплові процеси із складними умовами теплообміну;

– розміри алмазів і їх концентрація, а також геометрична конфігурація та розміри інструменту, початковий стан пари тертя.

На сучасному етапі розробки алмазних відрізних кругів не існує розв'язку задачі зношування з повним відображенням специфічних особливостей КАМ та умов роботи інструменту. Реальна проблема, яка стоїть за усіма цими феноменальними явищами, настільки складна, що на перший погляд здається недоступною щодо теоретичного вирішення.

7.3.1. Фізичні передумови і математична постановка задачі зношування тришарового відрізного алмазного круга

Розглядається математична модель, у якій алмазний відрізний круг представляється круглим тришаровим диском з кусково-однорідними властивостями в напрямку радіальної координати r . Оскільки контактні температури швидко виходять на квазістатичний режим (рис. 7.3), то це дає змогу вважати, що основним видом зносу алмазного круга є абразивний. Тоді диференціальне рівняння швидкості зношування круга в процесі його роботи можна записати у такому вигляді:

$$\frac{dh}{dt} = K_i \cdot p^{m_i} \cdot v^{n_i}, \quad (7.5)$$

де K_i – коефіцієнт абразивного зношування, який залежить від температурного розподілу; p – контактний тиск; m_i і n_i – показники степеню, в лінійній моделі $m_i = n_i = 1$; швидкість ковзання залежить від зносу $h(t)$.

Вважаємо, що знос $h(t)$ не залежить від кутової координати θ , що пов'язано з великою швидкістю ω обертання круга, а температура на робочій поверхні круга не залежить від зносу. Ці припущення дозволяють звести поставлену задачу до вивчення зносу точки $(R, 0)$.

7.3.2. Аналітичні залежності коефіцієнту зносу круга від контактної температури та часу різання

Дослідження коефіцієнту зносу відрізного круга. Вивчення коефіцієнту зносу проводили при різанні Новоданилівського граніту такими самими алмазними кругами, що і при дослідженні контактних температур. Дослідження

полягали у визначенні лінійного і масового зносу відрізних кругів в реальних умовах їх роботи за різних технологічних режимів. Початкові вимірювання зносу здійснювали при швидкості поздовжньої подачі $v_n = 100$ мм/хв, товщині різання $H_p = 10$ мм і швидкості ковзання (лінійна швидкість круга) $v_0 = 17,3$ м/с. Контактна температура в цьому випадку дорівнювала ≈ 100 °С. Наступні вимірювання величини зносу інструментів проведені при контактних температурах 250, 400, 500, 850 і 1000 °С. При цьому підвищення контактної температури здійснювали за рахунок збільшення швидкості поздовжньої подачі матеріалу. Значення коефіцієнту зносу визначали відношенням кількості зношеного матеріалу того чи іншого круга до роботи сили тертя.

Результати дослідження коефіцієнту зносу від контактної температури для інструментів, що вивчалися, приведені в табл. 7.1.

Таблиця 7.1 – Результати дослідження коефіцієнту зносу алмазних відрізних кругів від контактної температури

№ з/п	Характеристика інструменту	v_n , мм/хв	l , м	t , с	T , °С	$K_i(T)$	
						$K_{i \text{ лін'}}$, $10^{-19} \text{ м}^2 / \text{H}$	$K_{i \text{ об'єм'}}$, $10^{-21} \text{ м}^4 / \text{H}$
1	2	3	4	5	6	7	8
1	НК-105×1,7×20×7 (Осака-Даймонд, Японія), 1,71 карат	100	0,150	90,0	107	3,65	0,204
		160		56,4	250	3,65	0,204
		200		45,0	400	7,63	0,430
		250		36,0	550	8,21	0,49
		315		28,5	650	9,46	0,530
		400		22,5	750	17,9	0,960
		500		18,0	1000	24,60	1,12
		630		15,4	1100	26,3	1,40
2	НА-105×2,0×20×7 (Макіта, Японія), 1,28 карат	100	0,150	90,0	130	3,65	0,24
		160		56,4	230	3,65	0,24
		200		45,0	260	3,66	0,241
		250		36,0	330	4,42	0,291
		315		28,5	420	5,81	0,383
		400		22,5	505	6,40	0,422
		500		18,0	585	7,60	0,500
		630		14,2	640	10,00	0,66
		800		11,5	805	16,20	1,06

Продовження таблиці 7.1

1	2	3	4	5	6	7	8
3	АВСК-300×3,0× 30×5 (ІНМ НАН України), 17,64 карат	100	0,150	90,0	150	3,65	1,10
		160		56,4	240	3,65	1,10
		200		45,0	350	4,92	1,52
		250		36,0	500	7,34	2,23
		315		28,5	600	10,20	3,11

Аналіз цих даних показує, що за контактної температури, яка не перевищує 250 °С, значення коефіцієнту зносу практично не змінюються для усіх досліджуваних кругів. При подальшому підвищенні контактної температури (до 1000 °С) спостерігається суттєве підвищення показників коефіцієнту зносу для цих кругів. При цьому інтенсивність впливу контактної температури на величину коефіцієнту зносу помітно зменшується для круга НА-105, який виготовлено з природних алмазів.

Отримані результати показали, що для підвищення показників зносостійкості відрізних кругів, які працюють в умовах високих навантажень, зокрема при різанні граніту без використання охолодження водою, необхідно використовувати природні чи штучні алмази підвищеної термостійкості.

7.4. Аналіз результатів

Контрольні розрахунки кінетики зносу було проведено для тих самих алмазних відрізних кругів різних і вихідних даних, що і для температурних полів в умовах різання граніту Новоданилівського родовища з використанням охолодження та без нього.

Різання з використання охолодження. На рис. 7.24 наведено графічні залежності масового зносу алмазних відрізних сегментних кругів 1А1RSS/C2 320×3,0×12,0×32–AC160T 400/315 з КАМ трьох типів в умовах розпилювання граніту Новоданилівського родовища завтовшки 30 мм. КАМ першого типу виготовлено на основі вихідної шихти серійного складу алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (мас.%) – круг 1, другого і третього – аналогічної шихти з добавками CrB₂ в малих кількостях порівняно до основних складових шихти (круги 2 і 3). Його аналіз показує, що знос цих кругів швидко виходить на усталений квазістаціонарний режим та істотно залежить від складу вихідних речовин і технологічних режимів гарячої допресовки.

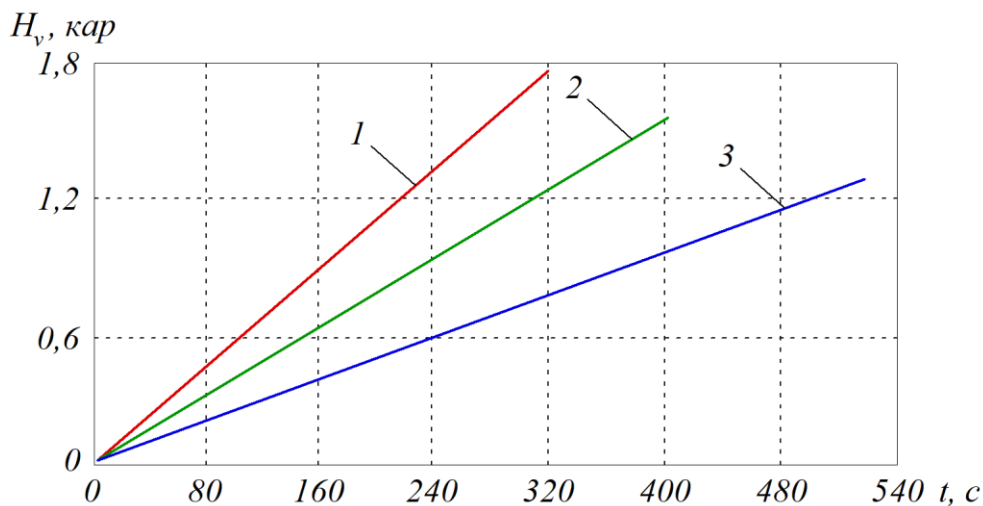


Рисунок 7.24 – Залежності масового зносу відрізних кругів, які оснащені КАМ серійного складу (1) та КАМ на основі серійної шихти з добавками CrB_2 (2, 3) від тривалості розпилювання граніту для $\lambda_2 = 50 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$,

$$\lambda_3 = 500 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{град}), \quad v_n = 1,25 \text{ мм/хв:}$$

$$1, 2 - p = 160 \text{ МПа}, t = 2 \text{ хв}; \quad 3 - p = 160 \text{ МПа}, t = 3 \text{ хв}$$

Видно, що за однакових значень концентрації і зернистості алмазів зносостійкість круга 1 в 1,5 рази нижча зносостійкість круга 2. Це пов'язано з тим, що введення CrB_2 до складу вихідної шихти спричинило утворення нових фаз (Cr_3C_2 і Cr_7C_3) (рис. 6.22, а, г і рис. 6.23, б, д) на границі поділу алмаз–матриця при формуванні цього зразка. Водночас зносостійкість круга 3 в 2,4 рази перевищує аналогічний параметр круга 1. Це пояснюється тим, що процес формування зразка 3 при більших значеннях тиску і тривалості його перебування під тиском супроводжується повним зневуглецюванням внаслідок більш активної взаємодії вуглецю з CrB_2 , що і є причиною підвищення його зносостійкості порівняно зі зразками 2 і 1. Висока збіжність розрахункових з експериментальними даними вказує на точність отриманих даних.

На рис. 7.25 наведено побудовані залежності зносу круга діаметром 320 мм від теплопровідності алмазів при різанні граніту Новоданилівського родовища товщиною 30 мм для постійних значень швидкості поздовжньої подачі та лінійної швидкості круга.

При збільшенні коефіцієнта теплопровідності алмазів з 150 до 500 $\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$ спостерігається суттєве зменшення зносу круга на усьому періоді експлуатації. Подальше його збільшення вже не чинить такий вплив, хоча і спричиняє його зменшення. Збільшення коефіцієнта теплопровідності зв'язки від 10 до 50 $\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$ спричиняє незначне зменшення зносу круга (рис. 7.26).

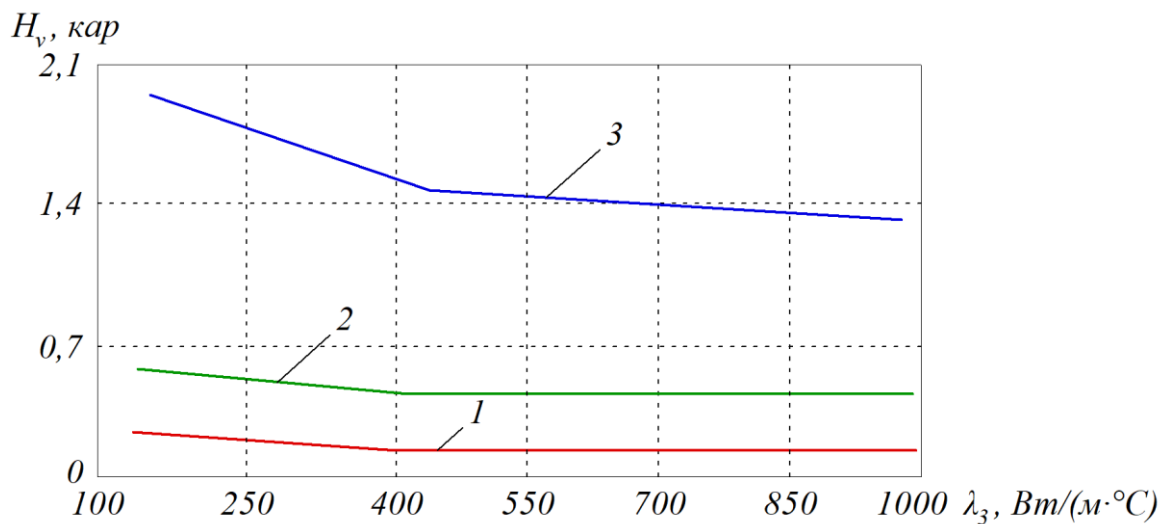


Рисунок 7.25 – Вплив теплопровідності алмазів на зносостійкість відрізних кругів в умовах розпилювання граніту для $\omega = 131 \text{ c}^{-1}$, $\alpha_1 + \alpha_2 \approx 3,0 \text{ кВт}/(\text{м} \cdot \text{град})$,

$v_n = 21 \cdot 10^{-3} \text{ м/с}$ (такі самі умови, що і на рис. 7.24):

1 – $t = 71,4 \text{ с}$; 2 – $t = 211,2 \text{ с}$; 3 – $t = 630,8 \text{ с}$

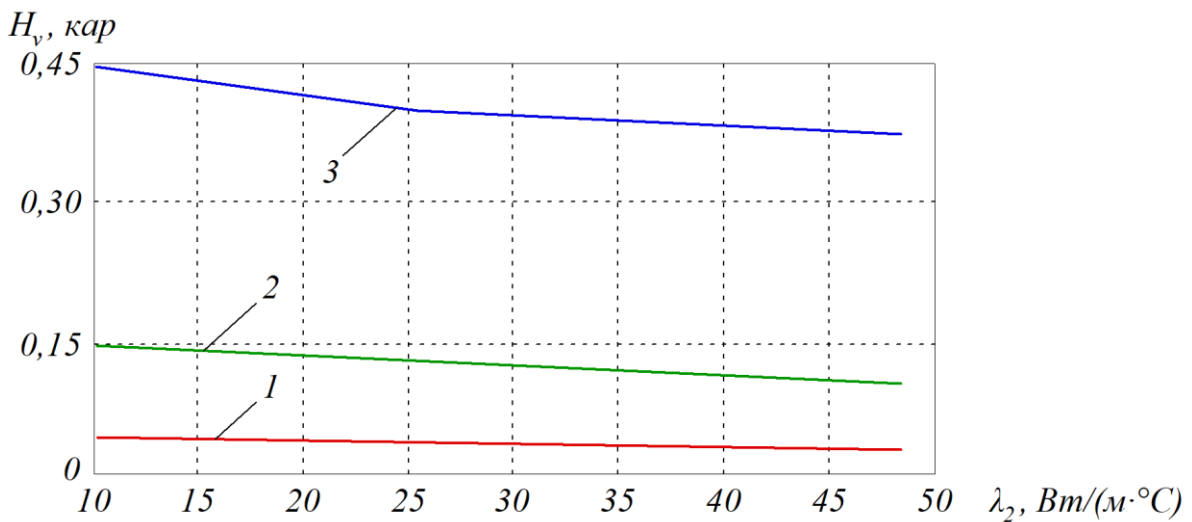


Рисунок 7.26 – Залежності зносу круга від теплопровідності зв'язки при різанні граніту (такі самі умови, що і на рис. 7.24)

З аналізу цих даних випливає, що для підвищення зносостійкості відрізних кругів потрібно підвищити теплофізичні характеристики композита, тобто використовувати під час приготування вихідної шихти як теплопровідні алмази, так і теплопровідні порошки матеріалу матриці. В свою чергу теплопровідність природних і синтетичних алмазів можна підвищити за рахунок їх овалізації, тобто кристали алмазів піддати спеціальній механічній обробці, яка дозволяє

зменшити шорсткість поверхні (зменшити мікровиступи чи надати їм більш гладкої поверхні).

Підвищення теплопровідності композита також залежить від p - T - t умов його одержання, які можуть покращити ущільнення складових компонентів, зокрема на границі поділу алмаз–матриця (рис. 6.22–6.24). Для технології виготовлення і практики використання КАМ важливо знати вплив концентрації алмазів в зв'язці та їх розмірів на зносостійкість відрізних кругів під час їх експлуатації в різних ситуаціях (рис. 7.27). При збільшенні відносної концентрації алмазів від 20 до 75 % знос кругів суттєво зменшується (рис. 7.27, а). Подальше її збільшення призводить до зменшення зносостійкості інструменту. Підвищенню зносостійкості кругів сприяє і збільшення зернистості (середній діаметр) алмазних зерен (рис. 7.27, б). Так при збільшенні діаметра зерна від $2,23 \cdot 10^{-4}$ до $4,46 \cdot 10^{-4}$ м масовий знос круга зменшується більше двох разів. Подальше його збільшення вже не так сильно впливає на знос інструменту, хоча і зумовлює його зменшення. З аналізу цих даних випливає, що для підвищення зносостійкості відрізних кругів, зроблених з КАМ на основі алмазів середньої міцності, доцільно для приготування шихти використовувати 50-відсоткову концентрацію алмазів зернистістю 400/315 (середній діаметр зерна $3,64 \cdot 10^{-4}$ м).

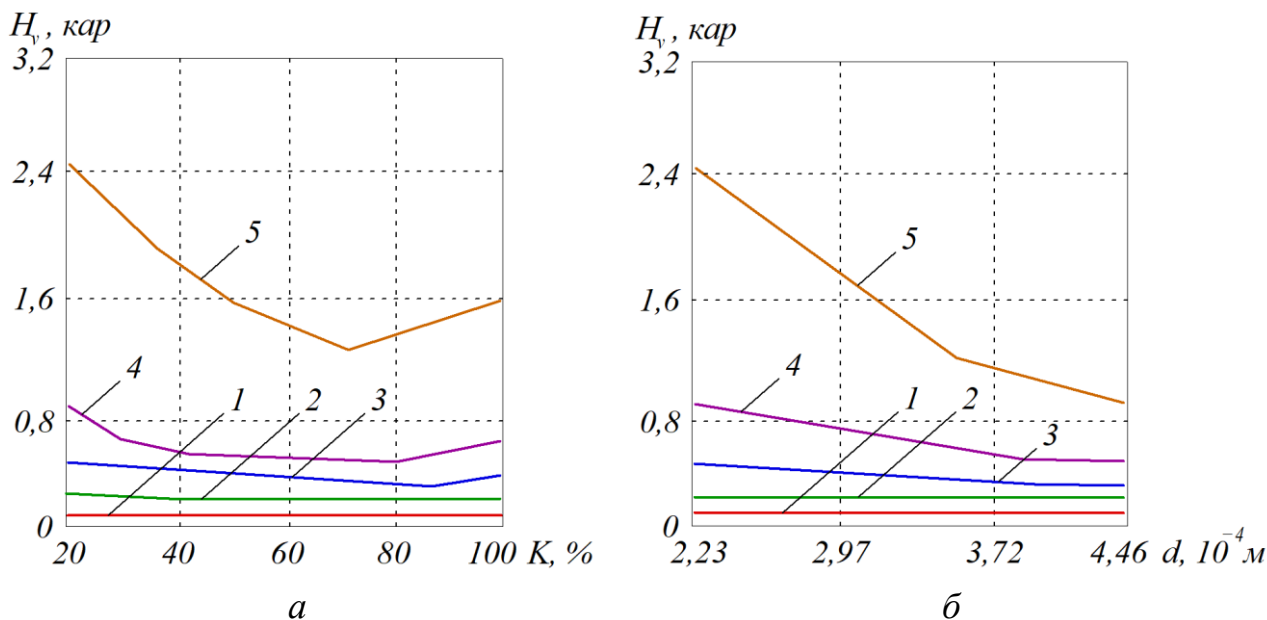


Рисунок 7.27 – Вплив концентрації (а) і зернистості (б) алмазів на зносостійкість відрізних кругів при розпилюванні граніту (такі самі умови, що і на рис. 7.24) для:

1 – $t = 9,2$ с; 2 – $t = 24,7$ с; 3 – $t = 71,4$ с; 4 – $t = 211,2$ с; 5 – $t = 630,8$ с

Використання в композиті високоміцних і термостійких алмазів дає змогу зменшити їх концентрацію. Ця обставина не впливає на зменшення зносостійкості таких інструментів.

На рис. 7.28, *a* наведено залежності зносу відрізного круга від тривалості різання граніту завтовшки 30 мм для різних значень лінійної швидкості диска. Подальше збільшення швидкості різання призводить до збільшення зносу внаслідок інтенсивного теплоутворення в зоні різання та його негативного впливу на службові і експлуатаційні властивості КАМ. Цілком закономірно і адекватно реальному процесу мають вигляд залежності масового зносу алмазного круга від товщини однопроходного різання граніту (рис. 7.28, *б*). З наведених даних видно, що з точки зору зносостійкості та економічності оптимальним є використання швидкості різання $\omega = 131 \text{ с}^{-1}$.

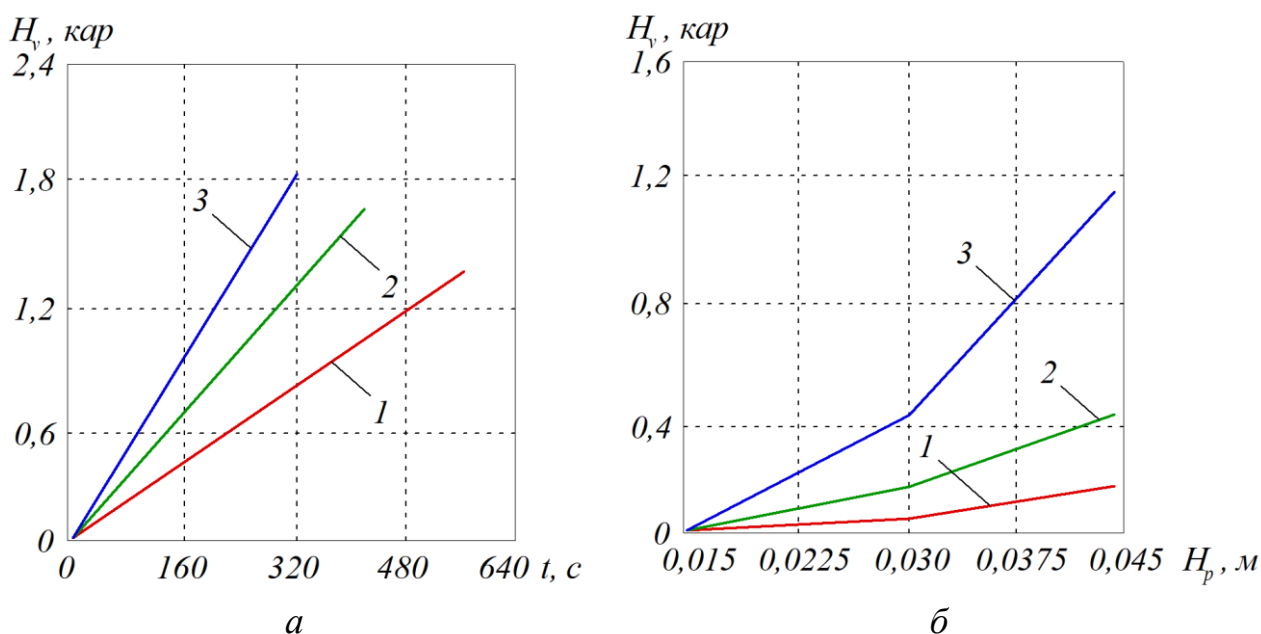


Рисунок 7.28 – Залежності зносу круга від часу (*a*) і товщини однопроходного різання (*б*) (такі самі умови, що і на рис. 7.24) для:

1 – $t = 24,7 \text{ с}$, $\omega = 131 \text{ с}^{-1}$; 2 – $t = 71,4 \text{ с}$, $\omega = 182 \text{ с}^{-1}$; 3 – $t = 211,2 \text{ с}$, $\omega = 262 \text{ с}^{-1}$

На основі отриманих розв'язків також встановлено, що зносостійкість інструментів суттєво залежить від контактної тиску (рис. 7.29, *a*) і швидкості повздовжньої подачі (рис. 7.29, *б*). Отримані дані добре узгоджуються з експериментальними результатами (табл. 2.12 і 2.13), що свідчить про точність і адекватність запропонованої моделі. За допомогою цих розрахунків було обрано раціональні характеристики алмазовмісного шару та технологічні режими різання граніту, що дало змогу забезпечити рівномірний знос композита,

включаючи і перехідну зону, та суттєво підвищити зносостійкість і експлуатаційні властивості інструментів. Більш важливим тут є те, що завдяки такому підходу можна не тільки отримувати інформацію про кінетику зношування існуючих та створених КАМ, але й змінювати характер взаємодії елементів в процесі їх одержання та керувати їх структурою і властивостями.

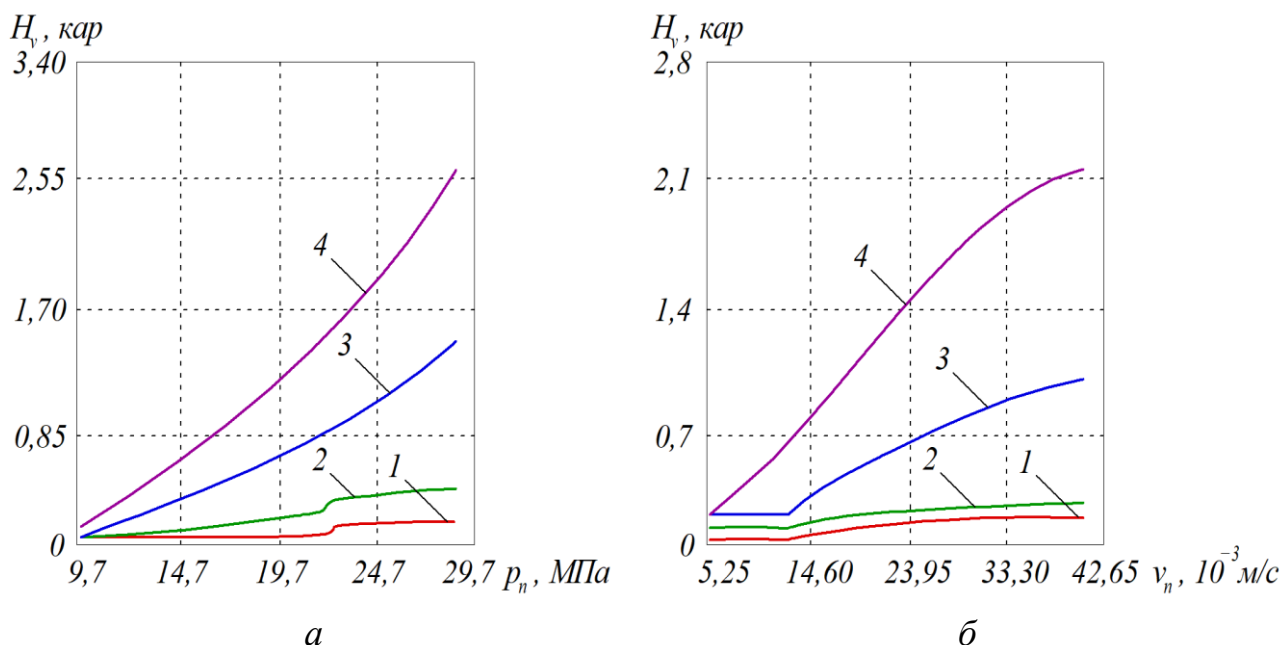


Рисунок 7.29 – Вплив контактної тиску (а) і швидкості поздовжньої подачі (б) на зносостійкість круга при $\lambda_2 = 22$ Вт/(м·град), $\lambda_3 = 146$ Вт/(м·град):

1 – $t = 24,7$ с; 2 – $t = 71,4$ с; 3 – $t = 211,2$ с; 4 – $t = 630,8$ с

Проведені дослідження показали, що зносостійкість алмазних кругів на основі КАМ з металевих матриць на основі порошків заліза, міді, нікелю і олова, а також з металевих матриць на основі аналогічних порошків з добавками дибориду хрому в малих кількостях порівняно з основними компонентами, істотно залежить від складу шихти, концентрації і зернистості алмазів, технологічних режимів одержання композита та режимів різання обробки породи, а також від конструктивних параметрів інструменту.

Різання без використання охолодження. В процесі експлуатації алмазних відрізних кругів без застосування охолодження звичайною водою (сухе різання) їх зношування відбувається більш інтенсивно, ніж при різанні з охолодженням.

Контрольні розрахунки кінетики зносу проведені для тих самих алмазних відрізних кругів різних і вихідних даних, що для температурних полів в умовах різання граніту Новоданилівського родовища. В цьому випадку необхідно

коефіцієнти теплообміну α_1 і α_2 прийняти відповідно рівними 47,6610 Вт/(м·град) і 8,33609 Вт/(м·град), а тепловіддача в даному випадку являє собою конвективний теплообмін з повітрям. Для процесу зношування алмазного круга при різанні граніту без охолодження зберігаються в принципі такі самі тенденції, що при різанні з охолодженням рідиною, хоча є деякі відміни. На рис. 7.30 наведено побудовані залежності масового зносу алмазного круга діаметром 105 мм від теплопровідності алмазів (а) і зв'язки (б) для примусового різання граніту Новоданилівського родовища за таких умов: $\alpha_1 = 47,6610$ Вт/(м·град), $\alpha_2 = 8,33609$ Вт/(м·град), $R_2 - R_1 = 4,64$ мм, $R_3 - R_2 = 0,360$ мм.

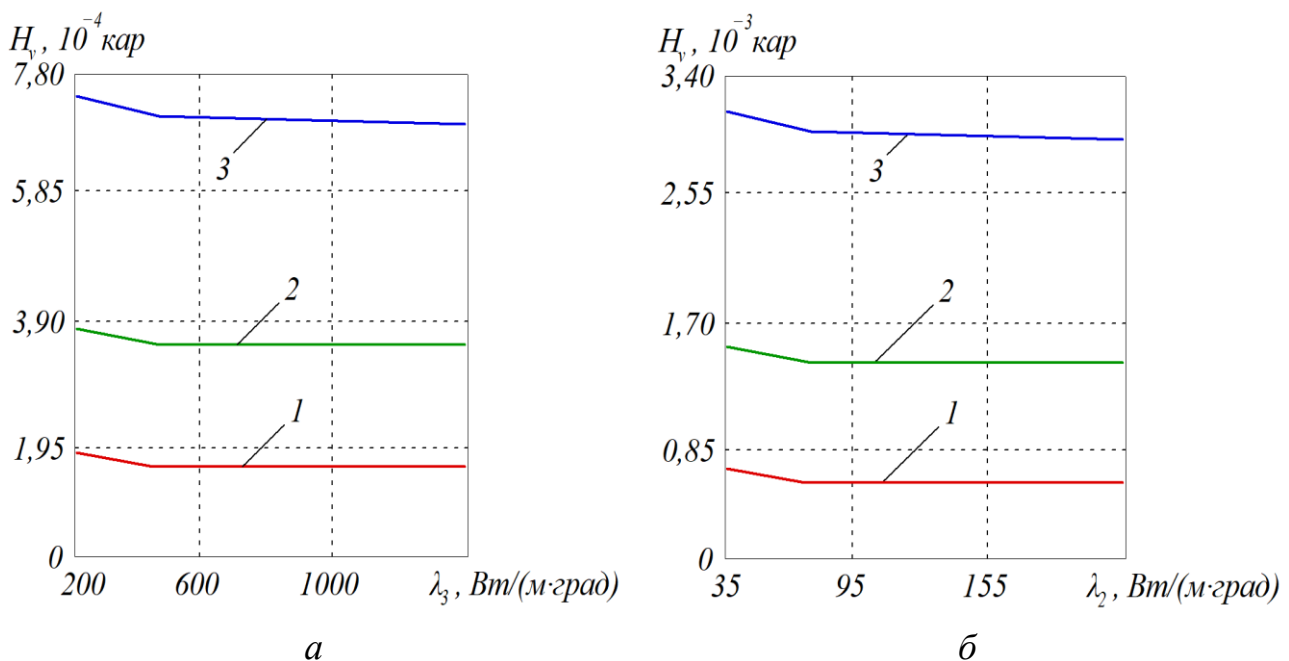


Рисунок 7.30 – Залежності зносу відрізного круга від теплопровідності алмазів (а) і зв'язки (б) при сухому різанні граніту при $v_0 = 17,3$ м/с, $v_n = 400$ мм/хв,

$$H_p = 10 \text{ мм}, R_3 = 50,25 \text{ мм}, h = 2 \text{ мм:}$$

$$1 - t = 6,473585 \text{ с}; 2 - t = 12,566371 \text{ с}; 3 - t = 24,751942 \text{ с}$$

Аналіз цих даних свідчить, що зносостійкість круга не так суттєво залежить від теплопровідності алмазів і зв'язки на відміну процесу різання з використанням охолодження звичайною водою. Це пов'язано із тим, що в зоні різання теплові потоки досягають досить великих значень $\approx 40,4 \cdot 10^8$ Вт/м² (рис. 2.5 і 2.6), а відносні значення коефіцієнта теплообміну з повітрям $\alpha_1 + \alpha_2$ не перевищує 45 Вт/(м²·град), що є причиною акумулювання теплоти в зв'язці

КАМ. Знос інструментів істотно залежить від швидкості поздовжньої подачі (рис. 7.31, *а*), тривалості процесу (рис. 7.31, *б*) і товщини однопроходного різання (рис. 7.32, *а*).

Таким чином, алмазні відрізні круги в процесі різання граніту чутливі до технологічних режимів обробки. В цьому випадку контактні температури навіть при середніх режимах обробки досягають значних величин, які сумірні з границями міцності зв'язки під час стиску, що суттєво знижує фізико-механічні властивості КАМ. Перевищення будь якого технологічного параметра може спричинити незворотні пластичні деформації та катастрофічний знос інструменту, що є небезпечним для оператора та навколишнього середовища. Для того, щоб запобігти такої ситуації необхідно зменшувати технологічні режими різання або використовувати примусове охолодження.

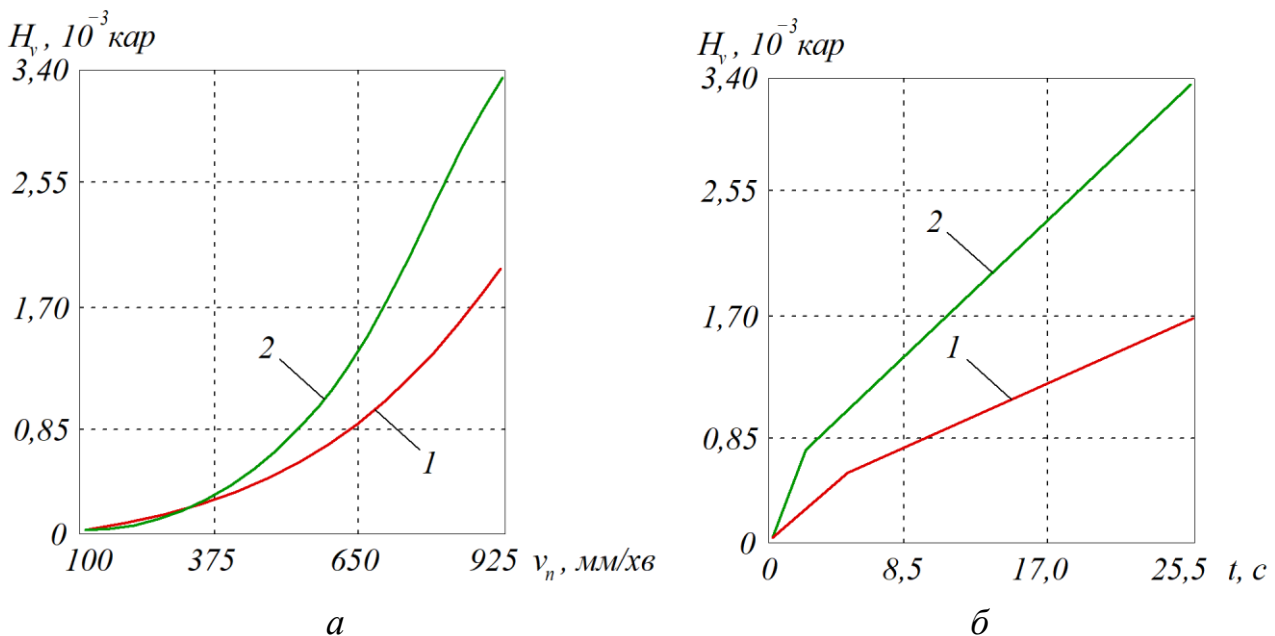


Рисунок 7.31 – Вплив швидкості поздовжньої подачі (*а*) і тривалості (*б*) різання граніту без охолодження на зносостійкість алмазного круга (такі самі умови, що і на рис. 7.22):

$$1 - t = 12,6 \text{ с}, v_n = 500 \text{ мм/хв}; 2 - t = 24,7 \text{ с}; v_n = 800 \text{ мм/хв}$$

На рис. 7.32, *б* наведено побудовані залежності масового зносу алмазного відрізного круга від відносного значення коефіцієнта теплообміну. Аналіз цих даних показує, що збільшення відносного значення коефіцієнта теплообміну від 0,055 до 4 кВт/(м²·град) призводить до суттєвого (в 4 рази) зменшення зносу інструменту на усьому періоді експлуатації.

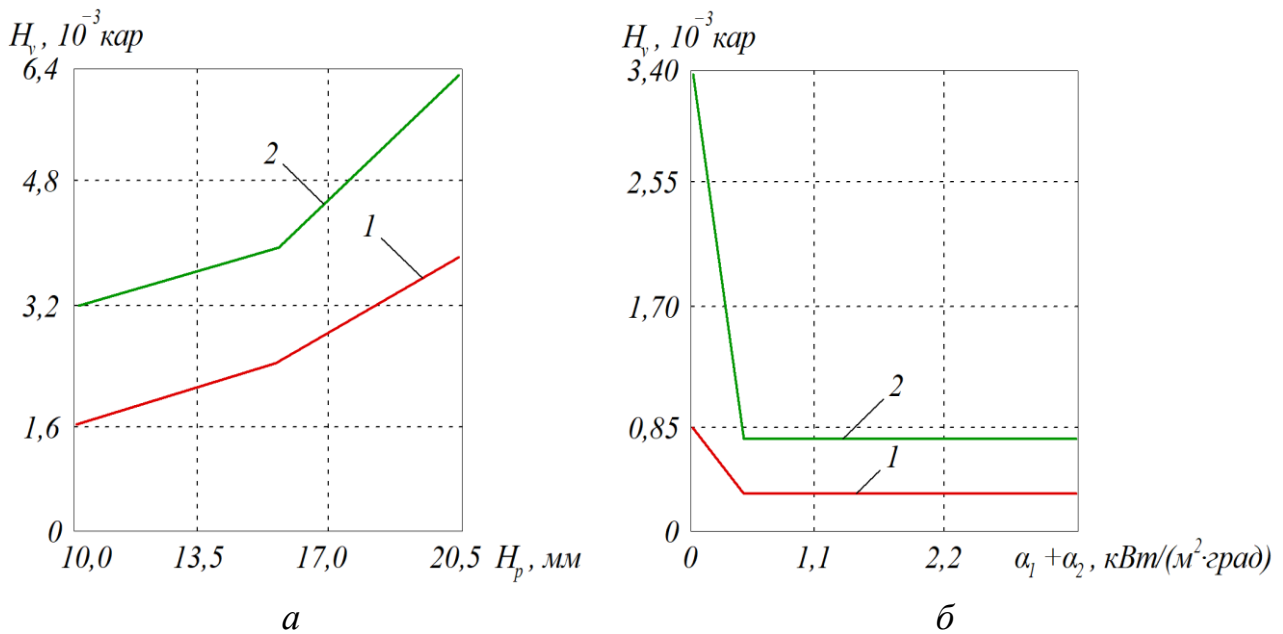


Рисунок 7.32 – Залежності зносу алмазного відрізного круга від товщини однопроходного різання (а) і відносного значення коефіцієнта теплообміну (б) при $v_n = 800 \text{ мм/хв}$, $v_0 = 17,3 \text{ м/с}$, $\lambda_3 = 800 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$:
 $1 - t = 12,6 \text{ с}$; $2 - t = 24,7 \text{ с}$

Отже на основі виконаних досліджень встановлено, що при розробленні КАМ використання алмазних зерен, коефіцієнт теплопровідності яких підвищується від 146 до 500 Вт/(м·°С), приводить до значного підвищення зносостійкості алмазного відрізного сегментного круга. Показано також, що зносостійкість інструмента залежить від концентрації та зернистості алмазів, швидкості поздовжньої подачі, діаметра круга, швидкості різання та відносного коефіцієнта теплообміну. Визначено характеристики алмазовмісного шару та режими різання граніту, які забезпечили мінімальний знос композиту навіть при різанні граніту в екстремальних ситуаціях без охолодження.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Основы создания алмазосодержащих композиционных материалов для породоразрушающих инструментов. Киев: Институт сверхтвёрдых метериалов имени В. Н. Бакуля НАН Украины, 2008. 456 с.
2. Скороход В. В. Реологические основы теории спекания. Киев: Наукова думка, 1972. 152 с.
3. Скороход В. В. Механизм течения вещества при спекании и сверхпластичность поликристаллических материалов. *Порошковая металлургия*. 1978. № 5. С. 34–40.
4. Скороход В. В., Солонин Ю. М. О соотношении интегрального и локального уплотнения при спекании пористых тел. *Порошковая металлургия*. 1983. № 12. С. 25–30.
5. Скороход В. В., Олевский Е. А., Штерн М. Б. Континуальная теория спекания. I. Феноменологическая модель. Анализ влияния внешних силовых воздействий на кинетику спекания. *Порошковая металлургия*. 1993. № 1. С. 22–23.
6. Скороход В. В., Олевский Е. А., Штерн М. Б. Континуальная теория спекания. II. Влияние реологических свойств твёрдой фазы на кинетику спекания. *Порошковая металлургия*. 1993. № 2. – С. 16–21.
7. Скороход В. В., Олевский Е. А., Штерн М. Б. Континуальная теория спекания. III. Влияние неоднородного распределения параметров формовок и условий их закрепления на кинетику спекания. *Порошковая металлургия*. 1993. № 3. С. 23–29.
8. Новиков Н. В., Цыпин Н. В., Майстренко А. Л., Вовчановский И. Ф. Композиционные алмазосодержащие материалы на основе твёрдых сплавов. *Сверхтвёрдые материалы*. 1983. № 2. С. 3–5.
9. Волошин М. Н., Коломиец В. П. Структура композиции WC-Co-алмаз, полученной электроимпульсным спеканием. *Сверхтвёрдые материалы*. 1996. № 3. С. 3–8.
10. Симкин Э. С., Цыпин Н. В. Структура и свойства алмазосодержащих материалов, полученных в условиях высоких давлений. *Сверхтвёрдые материалы*. 1999. № 5. С. 29–33.
11. Новиков Н. В., Майстренко А. Л., Трефилов В. И., Ковтун В. И. Некоторые свойства композитов ВК6-алмаз, спеченных в ударных волнах. *Порошковая металлургия*. 1993. № 4. С. 102–106.

12. Masamichi M., Yoshikiyo O. Precipitation in a Cu–20%Ni–8%Sn alloy and the phase diagram of the Cu-Ni rich Cu-Ni-Sn system. *Transactions of the Japan Institute of Metals*. 1984. Vol. 25, No. 9. P. 593–602.
13. Bastov B. D., Kirkwood D. H. *Journal of the Institute of Metals*. 1971. No. 99. P. 277.
14. Price W. B., Grant C. G., Phillips A. J. *Transaction of AIME*. 1928. No. 78. P. 503.
15. Veszelka J. Mitteilungen der berg- und forstwesen. *Sopron*. 1932. No. 4. P. 164.
16. Wachtel E., Bayer E. Aufbau und magnetische eigenschaften des dreistoffsystems Cu-Ni-Sn. *Zeitschreft fir metallkunde*. 1984. Vol. 75, No. 1. P. 61–69.
17. Yamane T., Wada K., Hirao K., Minamino Y., Yamasaki S., Yoshida K., Takeda R. Isothermal phase diagrams of the Cu-rich corner of the Cu-Cr-Sn system. *Journal of Materials Science Letters*. 1987. Vol. 6, No. 7. P. 748–752. DOI: 10.1007/BF01729002.
18. Neijmeijer W. L., Kolster B. H. The ternary system Nb-Sn-Cu at 675 °C. *International Journal of Materials Research*. 1987. Vol. 78, Iss. 10. P. 730–737. DOI: 10.1515/ijmr-1987-781009.
19. Чепелева В. П., Юпко Л. М., Мгеброва А. Г., Черепенина Е. С. Фазовые превращения и структура эвтектических сплавов в системах Cu-Sn-Ni и Cu-Sn-Ni-Cr. *Порошковая металлургия*. 1990. № 5. С. 24–28.
20. Кизиков Э. Д., Верник Е. Б., Кошевой Н. С. Алмазно-металлические композиции. Киев: Техника, 1988. 134 с.
21. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / под ред. В. Шатта. Москва: Металлургия, 1983. 520 с.
22. Новиков Н. В., Мечник В. А., Жуковский А. Н., Бондаренко Н. А., Ткач В. Н. Феноменологическая модель спекания сверхтвёрдых композиционных алмазодержащих материалов. *Доповіди Національної академії наук України*. 2003. № 10. С. 102–104.
23. Новиков Н. В., Мечник В. А., Жуковский А. Н., Бондаренко Н. А., Ткач В. Н. Формирование структуры и свойств сверхтвёрдых композиционных алмазосодержащих материалов. *Доповіди Національної академії наук України*. 2003. № 11. С. 88–90.
24. Мечник В. А. Энергетические аспекты эффекта улучшения структуры сверхтвёрдых материалов. Система алмаз–(Fe+Cu+Ni+Sn). *Проблемы машиностроения*. 2007. Т. 10, № 3. С. 87–93.

25. Мечник В. А. Энергетические аспекты эффекта улучшения структуры сверхтвёрдых материалов. Система алмаз–(Fe+Cu+Ni+Sn+CrB₂). *Проблемы машиностроения*. 2007. Т. 10, № 4. С. 92–98.
26. Мечник В. А. Энергетическое состояние композита алмаз–(51Fe+32Cu+9Ni+8Sn), спекаемого горячим прессованием. *Науковий вісник Національного гірничого університету*. 2007. № 8. С. 3–7.
27. Скороход В. В., Солонин Ю. М., Уварова И. В. Химические, диффузионные и реологические процессы в технологии порошковых материалов. Киев: Наукова думка, 1990. 248 с.
28. Скороход В. В., Рагуля А. В. Аномальный диффузионный перенос массы на начальной стадии спекания. *Порошковая металлургия*. 1992. № 12. С. 16–32.
29. Скороход В. В., Рагуля А. В. Спекание с контролируемой скоростью как управления микроструктурной керамики и подобных спеченных материалов. *Порошковая металлургия*. 1994. № 3/4. С. 1–10.
30. Скороход В. В., Уварова И. В., Рагуля А. В. Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах. Київ: Академперіодіка, 2001. 180 с.
31. Андриевский Р. А. Наноматериалы: концепция и современные проблемы. *Российский химический журнал*. 2002. XLVI, № 5. С. 50–56.
32. Скороход В. В., Рагуля А. В. Наноструктурная керамика и нанокompозиты: достижения и перспектива. *Прогресивні матеріали і технології*. Київ: Академперіодіка, 2003. Т. 2. С. 7–34.
33. Андриевский Р. А. Мой опыт изучения проблемы спекания и родственных явлений. *Порошковая металлургия*. 2011. № 1/2. С. 5–22.
34. Бондаренко Н. А., Новиков Н. В., Мечник В. А., Олейник Г. С., Верещака В. М. Структурные особенности сверхтвёрдых композиционных материалов системы алмаз – твердый сплав ВК6, отличающихся износостойкостью. *Сверхтвёрдые материалы*. 2004. № 6. С. 3–15.
35. Бондаренко Н. А., Кулик О. Г., Мечник В. А. Исследования взаимодействия боридов CrB₂ и W₂B₅ с компонентами твердого сплава. *Сверхтвёрдые материалы*. 2006. № 6. С. 30–36.
36. Бондаренко Н. А., Олейник Г. С., Мечник В. А. О природе повышенного алмазоудержания в композите W-Co, полученного с добавками хромосодержащих соединений. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его применения и изготовления: Сборник научных трудов*. 2006. Вып. 9. С. 257–262.

37. Новиков Н. В., Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Влияние диффузии и химических реакций на структуру и свойства буровых вставок. 1. Кинетическое описание систем $C_{\text{алмаз}}\text{--}VK6$ и $C_{\text{алмаз}}\text{--}(VK6\text{--}CrB_2\text{--}W_2Bs)$. *Физическая мезомеханика*. 2005. Т. 8, № 2. С. 99–106.
38. Новиков Н. В., Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Кинетика физико-химических процессов в алмазосодержащих композитах. *Доповіді Національної академії наук України*. 2005. № 2. С. 89–93.
39. Новиков Н. В., Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Структура и свойства буровых вставок, спеченных методом горячего прессования. *Доповіді Національної академії наук України*. 2005. № 3. С. 93–97.
40. Lisovsky A. F., Bondarenko N. A. The role of interphase and contact surfaces in the formation of structures and properties of diamond-(WC-Co) composites. A review. *Journal of Superhard Materials*. 2014. Vol. 36. Iss. 3. P. 145–155. DOI: 10.3103/S1063457614030010.
41. Лисовский А. Ф., Бондаренко Н. А., Давиденко С. А. Структура и свойства композита алмаз–WC–6Co, легированной 1,5 % (по массе) $CrSi_2$. *Сверхтвёрдые материалы*. 2016. № 6. С. 9–21.
42. Baghirov O. E. Regarding application of composite materials of diamond-(WC-Co), alloy $CrSi_2$ in drill bits. *SOCAR Proceedings*. 2016. No. 1. P. 15–22.
43. Бондаренко Н. А., Мечник В. А. Закономерности формирования микро- и наноструктуры в переходной зоне алмаз–матрица и их влияние на механические свойства композитов алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn– CrB_2 . *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент-техника и технология его изготовления и применения: сборник научных трудов*. 2011. Вып. 14. С. 334–339.
44. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И., Неронов В. А. Бориды. Москва: Атомиздат, 1975. 376 с.
45. Ylikerala J., Gasik M. Cobalt price hikes set search for alternates in train. *Metal Powder Report*. 2004. Vol. 59, Iss. 9. P. 36–39. DOI: 10.1016/S0026-0657(04)00255-3.
46. Lison D. Human toxiciti of cobalt-containing dust and experimental studies on the mechanism of interstitial lung disease (harg metal disease). *Critical Reviews in Toxicology*. 1996. Vol. 26, Iss. 6. P. 585–616. DOI: 10.3109/10408449609037478.
47. Spirano S., Chen Q., Settineri L., Bugliosi S. Low content and free cobalt matrixes for diamond tools. *Wear*. 2005. Vol. 259, Iss. 7–12. P. 1190–1996. DOI: 10.1016/j.wear.2005.02.076.

48. Nitkiewicz Z., Swierzy M. Tin influence on diamond-metal hot pressed tools for stone cutting. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006. Vol. 175, Iss. 1–3. P. 306–315. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.04.056.

49. Аносов Ю. Л., Антонова Т. Н., Бондарев Е. К. Синтетические сверхтвёрдые материалы. Киев: Наукова думка, 1986. Т. 2. 264 с.

50. Варенков А. Н. Костиков В. И., Ножкина А. В. Физикохимия взаимодействия алмазов с металлами, сплавами и соединениями. Москва: МИСиС, 1986. 120 с.

51. Авторское свидетельство 311734 СССР, МПК В 24d 3/02. Металлическая связка для алмазного инструмента / В. Н. Галицкий, В. А. Муровский, С. И. Лищинский, К. П. Хукаленко, В. А. Александров. Заявл. 18.11.1970; опубл. 19.08.1971, бюл. № 25.

52. Авторское свидетельство 309802 СССР, МПК В 24d 3/06. Металлическая связка / С. Н. Ковалев, А. А. Артюхова, Э. Д. Кизиков, И. Х. Чеповецкий, П. В. Нелипович. Заявл. 10.03.1965; опубл. 26.07.1971, бюл. № 23.

53. Авторское свидетельство 1088919 СССР, МПК В 24 D 3/06. Металлическая связка для алмазного инструмента / А. П. Панкевич, Е. К. Субботин, А. Ф. Чертович, А. А. Гоов, В. А. Кирищян. Заявл. 30.12.1982; опубл. 30.04.1984, бюл. № 16.

54. Авторское свидетельство 878551 СССР, МПК В 24D 3/06. Металлическая связка для алмазного инструмента / Н. С. Кошевой, Г. А. Мкртчян, В. А. Манжар, Я. М. Котур, Г. А. Сафьянюк. Заявл. 10.03.1980; опубл. 07.11.1981, бюл. № 41.

55. Патент 2286241 С1 РФ, МПК В 24D 3/06. Связка для изготовления алмазного инструмента / Е. А. Левашов, В. А. Андреев, В. В. Курбаткина. Заявл. 14.11.2005; опубл. 27.10.2006, бюл. № 30.

56. Патент 2286242 С1 РФ, МПК В 24D 3/06. Связка для изготовления алмазного инструмента / Е. А. Левашов, В. А. Андреев, В. В. Курбаткина. Заявл. 14.11.2005; опубл. 27.10.2006, бюл. № 30.

57. Патент 2286243 С1 РФ, МПК В 24D 3/06. Связка для изготовления алмазного инструмента / Е. А. Левашов, В. А. Андреев, В. В. Курбаткина. Заявл. 14.11.2005; опубл. 27.10.2006, бюл. № 30.

58. Patent 2007/055616 WO, D 24D 3/06. Binder for the Fabrication of diamond tool / E. A. Levashov, V. F. Andreev, V. V. Kurbatkina. Publ. 18.05.2007.

59. Patent 2009107291 AI US, B 22F 1/00. Binder for the fabrication of diamond tool / E. A. Levashov, V. F. Andreev, V. V. Kurbatkina. Publ. 30.04.2009.

60. Авторское свидетельство 357073 СССР, МПК В 24d 3/00. Связка для алмазного инструмента / Ю. М. Семенов, Э. Д. Кизиков, Е. К. Бондарев. Заявл. 25.05.1970; опубл. 31.10.1972, бюл. № 33.

61. Авторское свидетельство 339393 СССР, МПК В 24d 3/06. Металлическая связка для абразивного инструмента / 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.

62. Zaitsev A. A., Sidorenko D. A., Levashov E. A., Kurbatkina V. V., Rupasov S. I, Andreev V. A., Sevast'yanov P. V. Development and application of the Cu-Ni-Fe-Sn-based dispersion-hardened bond for cutting tools of superhard materials. *Journal of Superhard Materials*. 2012. Vol. 34, Iss. 4. P. 270–280. DOI: 10.3103/S1063457612040090.

63. Авторское свидетельство 985111 СССР, МПК С 22С 9/06, С 22С 30/02, В 24D 3/06. Металлическая связка для алмазного инструмента / В. Н. Галицкий, А. В. Курищук, С. И. Лищинский, В. И. Мельник, В. А. Муровский, Б. И. Полупан, А. А. Сагарда. Заявл. 16.12.1980; опубл. 30.12.1982, бюл. № 48.

64. Лазарев В. А., Новиков Б. А., Голиков В. М. Влияние дефектов и поверхностно-активных элементов на диффузию углерода в железо. *Проблемы металловедения и физики металлов*. 1976. № 3. С. 247–251.

65. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. Москва: Металлургиздат, 1962. Т. 1. 607 с.

66. Berkane R., Gachon J. C., Chatles J., Hertz J. A thermodynamic study of the chromium-carbon system. *Calphad*. 1987. Vol. 11, Iss. 4. P. 375–382. DOI: 10.1016/0364-5916(87)90035-6.

67. Гриднев В. Н., Барабаш О. М., Легкая Т. Н. Термодинамический анализ моновариантного эвтектического равновесия $\text{ж} \leftrightarrow \gamma + \text{NbC}$ в тройной системе Ni-Nb-C. *Металлофизика*. 1987. Т. 9, № 5. С. 13–19.

68. Бондаренко Н. А., Мечник В. А. О природе повышенного алмазодержания в композите алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn, полученных комбинированным способом. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент-техника и технология его изготовления и применения: сборник научных трудов*. 2011. Вып. 14. С. 327–334.

69. Ratov B. T., Mechnik V. A., Bondarenko N. A., Kolodnitskyi V. M., Gevorkyan E. S., Nerubaskyi V. P., Gusmanova A. G., Fedorov B. V., Kaldibaev N. A., Arshidinova M. T., Kulych V. G. Features structure of the $\text{C}_{\text{diamond}}-(\text{WC-Co})-\text{ZrO}_2$ composite fracture surface as a result of impact loading. *Journal of*

Superhard Materials. 2023. Vol. 45, Iss. 5. P. 348–359.
DOI: 10.3103/S1063457623050088.

70. Найдич Ю. В., Уманский В. П., Лавриненко В. А. Прочность алмазометаллического контакта и пайка алмазов / под ред. Г. Г. Гнесина. Киев: Наукова думка, 1984. 136 с.

71. Шибряев Б. Ф. Пористые проницаемые спеченные материалы. Москва: Metallurgia, 1982. 166 с.

72. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. Москва: Metallurgia, 1970. 376 с.

73. Quantitative image analysis of microstructures / Ed. by H. E. Exner and H. P. Hougardy. Stuttgart: DGM Informationsgesellschaft mbH, 1988. 236 p.

74. Dunwald H., Wagner C. Methodik der messung von diffusionsgeschwindigkeiten bei losungsvorgangen von gasen in festen phasen. *Zeitschrift für Physikalische Chemie*. 1934. Vol. 24. P. 53–58.

75. Бальшин М. Ю. Порошковое металловедение. Москва: Metallurgizdat, 1948. 255 с.

76. Френкель Я. И. Вязкое течение в кристаллических телах. *Журнал экспериментальной и теоретической физики*. 1946. Т. 14, № 1. С. 29–38.

77. Пинес Б. Я. О спекании в твёрдой фазе. *Журнал технической физики*. 1946. Т. 16, № 6. С. 737–743.

78. Ивенсен В. А. Исследование процесса уплотнения однофазных металлокерамических тел. *Журнал технической физики*. 1947. Т. 17, № 11. С. 1301–1314.

79. Пинес Б. Я., Гегузин Я. Е. К кинетике спекания спрессованных металлических порошков. *Журнал технической физики*. 1953. Т. 23, № 11. С. 2078–2093.

80. Kingery W. D., Berg M. Study of the initial stages of sintering solids by viscous flow, evaporation–condensation, and self-diffusion. *Journal of Applied Physics*. 1955. Vol. 26, Iss. 10. P. 1205–1212. DOI: 10.1063/1.1721874.

81. Kingery W. D. Densification during sintering in the presence of a lignin phase. I. Theory. *Journal of Applied Physics*. 1959. Vol. 30, Iss. 3. P. 301–306. DOI: 10.1063/1.1735155.

82. Жуковский А. Н., Бондаренко Н. А., Мечник В. А. Исследование механизма и кинетики спекания алмазосодержащих композиционных материалов. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения*. Киев: ИСМ имени В. Н. Бакуля, ИПЦ АЛКОН НАН Украины, 2002. С. 128–133.

83. Жуковский А. Н., Бондаренко Н. А. Мечник В. А. Термодинамический анализ процессов спекания породоразрушающих элементов из Славутича. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения*. Киев: ИСМ имени В. Н. Бакуля, ИПЦ АЛКОН НАН Украины, 2002. С. 145–151.
84. Murray P., Rodgers E. P., Williams A. E. Practical and theoretical aspects of the hot pressing of refractory oxides. *Transactions of the British Ceramic Society*. 1954. Vol. 53, No. 8. P. 474–504.
85. Mackenzie J. K., Shuttleworth R. A phenomenological theory of sintering. *Proceedings of the Physical Society. Section B*. 1949. Vol. 62, No. 12. P. 833–852. DOI: 10.1088/0370-1301/62/12/310.
86. Ковальченко М. С. Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением. Киев: Наукова думка, 1980. 237 с.
87. Jander W. Reaktionen im festen Zustande bei höheren Temperaturen. III. Mitteilung. Heterogene Gleichgewichte bei Systemen, die mit einer Gasentwicklung verbunden sind. *Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie*. 1927. Vol. 168, Iss. 1. P. 113–124. DOI: 10.1002/zaac.19271680119.
88. Bondarenko M. O., Davidenko S. A. The effect of doping on the structure and properties of the diamond–(WC–Co) composite material. Review. *Journal of Superhard Materials*. 2020. Vol. 42, Iss. 5. P. 287–293. DOI: 10.3103/S1063457620050123.
89. Ratov B. T., Mechnik V. A., Gevorkyan E. S., Kolodnitskyi V. M., Bondarenko N. A., Kutybayev A. E., Muratova S. K., Korostyshevskiy D. L. Effect of the CrB₂ additive content on the structure, mechanical properties, and performance characteristics of diamond-containing C_{diamond}–(WC–Co) composite materials formed by spark plasma sintering. *Journal of Superhard Materials*. 2023. Vol. 45, Iss. 3. P. 161–174. DOI: 10.3103/S106345762303019X.
90. Wachowicz J., Wilkowski J. Influence of diamond grain size on the basic properties of WC-Co/diamond composites used in tools for wood-based materials machining. *Materials*. 2022. Vol. 15, Iss. 10. 3569. DOI: 10.3390/ma15103569.
91. Дельмон Б. Кинетика гетерогенных реакций. Москва: Мир, 1972. 554 с.
92. Химия твердого состояния / под ред. В. Гарнера. Москва: Издательство иностранной литературы, 1961. 543 с.
93. Almond E. A., Roebuck B. Some characteristics of verifmegrained hardmetals. *Metal Powder Report*. 1987. Vol. 42, No. 7/8. P. 512–515.
94. Рогинский С. З. Мономолекулярные реакции в современной химической кинетике. *Успехи физических наук*. 1931. Т. 118, № 6. С. 805–846.

95. Колмогоров А. Н. К статистической теории кристаллизации металлов. *Известия АН СССР. Серия математическая*. 1937. № 3. С. 355–359.
96. Avrami M. Kinetics of phase change. I General theory. *The Journal of Chemical Physics*. 1939. Vol. 8, Iss. 12. P. 1103–1112. DOI: 10.1063/1.1750380.
97. Avrami M. Kinetics of phase change. II Transformation-time relations for random distribution of nuclei. *The Journal of Chemical Physics*. 1940. Vol. 8, Iss. 2. P. 212–224. DOI: 10.1063/1.1750631.
98. Ерофеев В. В. Обобщенное уравнение химической кинетики и его применение к реакциям с участием твёрдых веществ. *Доклады АН СССР*. 1946. Т. 52, № 6. С. 513–518.
99. Taplin J. H. Index of reaction – a unifying concept for the reaction kinetics of powders. *Journal of the American Ceramic Society*. 1974. Vol. 57, Iss. 3. P. 140–143. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1974.tb10837.x.
100. Новиков Н. В., Мечник В. А., Жуковский А. Н., Бондаренко Н. А., Ткач В. Н. Феноменологическая модель спекания сверхтвёрдых композиционных алмазодержащих материалов. *Доповіди НАН України*. 2003. № 10. С. 102–104.
101. Новиков Н. В., Бондаренко Н. А., Мечник В. А., Жуковский А. Н. Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 1. Математическая модель. *Физическая мезомеханика*. 2004. Т. 7, № 3. С. 71–77.
102. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Критерії для оцінки якості зв'язок для породоруйнівних елементів. *Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ*. 2009. № 2 (31). С. 37–42.
103. Новиков Н. В., Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Кинетические особенности влияния CrB_2 на энергетическое состояние композита алмаз–твёрдый сплав ВК6. *Доповіди НАН України*. 2005. № 9. С. 96–101.
104. Галин Л. А., Горячева И. Г. Контактные задачи и их приложения к теории трения и износа. *Трение и износ*. 1980. Т. 1, № 1. С. 105–119.
105. Горячева И. Г. Контактная задача при наличии износа для кольца, вложенного в цилиндр. *Прикладная математика и механика*. 1980. Т. 44, № 2. С. 105–119.
106. Добычин М. Н. Кинетика изнашивания дискового сопряжения. *Трение и износ*. 1990. Т. 11, № 2. С. 206–212.

107. Солдатенков И. А. Задача об изнашивании поршневого кольца с расширителем при действии внешнего давления. *Трение и износ*. 1991. Т. 12, № 1. С. 39–45.
108. Солдатенков И. А. Теоретическое исследование процесса изнашивания покрытия скользящим индентором. *Трение и износ*. 1991. Т. 12, № 4. С. 645–652.
109. Коровчинский М. В. Локальный контакт упругих тел при изнашивании их поверхностей. *Контактное взаимодействие твердых тел и расчёт сил трения и износа*. Москва: Наука, 1971. С. 130–140.
110. Галин Л. А. Контактные задачи теории упругости. Москва: Гостехиздат, 1953. 264 с.
111. Ратнер С. Б. Износ пластмасс и методы оценки. *Пластические массы*. 1962. № 1. С. 61–65.
112. Спасский М. Р., Лохов Ю. Н. Закономерности износа пластических металлических поверхностей при обработке полировальником с закрепленным абразивом. *Физика и химия обработки материалов*. 1986. № 5. С. 103–110.
113. Саверин М. М. Контактная прочность материала в условиях одновременного действия нормальных и касательных нагрузок. Москва: Машгиз, 1956. 148 с.
114. Решетов Д. Н., Кирсанова В. Н. Касательная контактная податливость деталей. *Машиноведение*. 1970. № 2. С. 88–101.
115. Крагельский И. В., Добычин М. Н., Комбалов В. С. Основы расчёта на трение и износ. Москва: Машиностроение, 1977. 525 с.
116. Проников А. С. Основы надёжности и долговечности машин. Москва: Стандарты, 1967. 160 с.
117. Каландия А. И. Математические методы двумерной упругости. Москва: Наука, 1973. 303 с.
118. Гавриков М. В., Мазинг Р. И. Наследственно-стареющая модель изнашивания и её применение к задачам с монотонно растущей зоной контакта. *Трение и износ*. 1988. Т. 9, № 2. С. 274–279.
119. Усов П. П. Внутренний контакт цилиндрических тел близких радиусов при изнашивании их поверхностей. *Трение и износ*. 1985. Т. 6, № 3. С. 403–414.
120. Усов П. П., Галахов М. А. Изнашивание жёстких цилиндрических тел. *Проблемы математики в физико-технических задачах*. Москва: МФТИ, 1987. С. 140–147.

121. Усов П. П., Галахов М. А. Контактные задачи с учётом износа для цилиндрического и сферического подшипника скольжения с тонким покрытием. *Машиностроение*. 1986. № 3. С. 81–88.
122. Горячева И. Г., Тарская Е. В. Контактные задачи при наличии износа для тел с переменным по поверхности коэффициентом износостойкости контакта. *Трение и износ*. 1992. Т. 13, № 1. С. 185–194.
123. Солдатенков И. А. Решение контактной задачи для композиции полоса-полуплоскость при наличии изнашивания с изменяющейся областью контакта. *Известия РАН. МТТ*. 1998. № 2. С. 78–88.
124. Александров В. М., Кудрова Ф. В. Точное решение периодической контактной задачи для упругого слоя при учёте износа. *Прикладная математика*. 2002. Т. 66, № 4. С. 647–654.
125. Kehl E., Siebel E. Untersuchungen neber des Versehbis. *Verhalten der Vttalle for des Eisenhüttenwesen*. 1936. Vol. 9, No. 11. P. 315–320.
126. Крагельский И. В., Швецова Е. М. Влияние скорости скольжения на износостойкость одноименных материалов. *Трение и износ в машинах*. 1955. № 10. С. 5–34.
127. Коровчинский М. В. Плоская контактная задача термоупругости при стационарном тепловыделении на поверхности сопряжения. *Контактная прочность машиностроительных материалов*. Москва: Наука, 1964. С. 5–24.
128. Лифанов И. К., Саакян А. В. Метод численного решения задачи о вдавливании движущего штампа в упругую полуплоскость с учётом тепловыделения. *ПММ*. 1982. Т. 46, № 3. С. 494–500.
129. Максимович В. Н., Бабей Ю. И., Кратюк П. Б. Плоская термоупругая контактная задача с учётом тепловыделения. *ФХММ*. 1986. № 6. С. 76–81.
130. Александров В. М., Коваленко Е. В. Методы решения контактных задач термоупругости с учётом износа взаимодействующих поверхностей. *ПМТФ*. 1985. № 3. С. 129–131.
131. Александров В. М., Аннакулова Г. К. Контактная задача термоупругости с учётом износа и тепловыделения от трения. *Трение и износ*. 1990. Т. 11, № 1. С. 24–28.
132. Александров В. М., Аннакулова Г. К. Взаимодействие покрытий тел с учётом деформируемости, износа и тепловыделения от трения. *Трение и износ*. 1992. Т. 13, № 1. С. 154–160.
133. Александров В. М. Осесимметричная контактная задача термоупругости с учётом износа. *Известия АН СССР. МТТ*. 1982. № 5. С. 73–80.

134. Евтушенко А. А., Пырьев Ю. А. Влияние изнашивания на развитие термоупругой неустойчивости фрикционного контакта. *Известия АН СССР. МТТ*. 1997. № 1. С. 114–121.
135. Горячева И. Г., Чекина О. Г. Изнашивание поверхностей: от моделирования микроразрушения к анализу размерностей. *Известия АН СССР. МТТ*. 1999. № 3. С. 131–147.
136. Александров В. М. Контактная задача для тел с покрытием с учётом нелинейного трения, износа и тепловыделения от трения. *Известия РАН МТТ*. 2003. № 4. С. 128–135.
137. Александров В. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Температурное поле, термоупругое состояние и износ алмазного круга при резании с охлаждением. Ч. 1. *Трение и износ*. 1991. Т. 12, № 2. С. 210–218.
138. Александров В. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Температурное поле, термоупругое состояние и износ алмазного круга при резании с охлаждением. Ч. 2. *Трение и износ*. 1991. Т. 12, № 3. С. 417–427.
139. Александров В. А., Мечник В. А. Влияние теплопроводности алмазов и коэффициента теплообмена на контактную температуру и износ отрезного круга. *Трение и износ*. 1993. Т. 14, № 6. С. 1115–1117.
140. Борисенко В. А., Подорога В. А., Кебко В. П., Кизиков Э. Д., Гнучий Ю. Б. Высокопрочное состояние двухфазных композиционных материалов. Сообщение. 2. Керметы. *Проблемы прочности*. 1991. № 3. С. 17–24.
141. Подорога В. В., Кебко В. П., Лошак М. Г., Александрова Л. И. Термические напряжения в твердом сплаве WC-Co после спекания. *Проблемы прочности*. 1990. № 12. С. 87–93.
142. Almond E. A., Roebuck B. Some characteristics of verifmegrained hardmetals. *Metal Powder Report*. 1987. Vol. 42, Iss. 7/8. P. 512–515.
143. Seegopaul P., McCandlish L. E., Shinneman F. M. Production capability and powder processing methods for nanostructured WC-Co powder. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 1997. Vol. 15, Iss. 1–3. P. 133–138. DOI: 10.1016/S0263-4368(96)00044-3.
144. Турманов В. И., Черединов А. А., Елманова С. М. Электромагнитный контроль микронапряжений в гетерогенных твёрдых сплавах и их связь со структурой и механическими свойствами. *Современные инструментальные материалы на основе тугоплавких соединений*. Москва: Металлургия, 1985. С. 79–83.
145. Третьяков В. И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твёрдых сплавов. Москва: Металлургия, 1976. 526 с.

146. Найдич Ю. В., Уманский В. П., Чувашов Ю. Н., Лавриненко И. А. Адгезия жидких и отвердевших сплавов Cu-Ga-Cr к алмазу. *Сверхтвёрдые материалы*. 1980. № 1. С. 3–6.
147. Найдич Ю. В., Уманский В. П., Лавриненко И. А. Исследование адгезионных свойств хромовых покрытий на поверхности алмаза и графита. *Сверхтвёрдые материалы*. 1980. № 12. С. 1–4.
148. Найдич Ю. В., Уманский В. П., Чувашов Ю. Н., Лавриненко И. А., Шуркал В. В., Колчеманов Н. А., Сериков А. И. Увеличение прочности крепления монокристаллов алмаза в металлической матрице и повышение работоспособности алмазного инструмента. *Адгезия расплавов и пайка материалов*. 1982. № 10. С. 82–84.
149. Zhang Z, Chen D. L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength. *Scripta Materialia*. 2006. Vol. 54, Iss. 7. P. 1321–1326. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.12.017.
150. Dieter G. E. Mechanical metallurgy. New York: Mc-Graw-Hill, 1986. P. 212–220.
151. Зайцев А. А., Курбаткина В. В., Левашов Е. А. Особенности влияния нанодисперсных добавок на процесс спекания и свойства порошковых кобальтовых сплавов. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2008. № 2. С. 53–59.
152. Зайцев А. А., Курбаткина В. В., Левашов Е. А. Особенности влияния нанодисперсных добавок на процесс получения и свойства спеченного сплава Fe-Co-Cu-Sn. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2008. № 2. С. 35–41.
153. Levashov E., Kurbatkina V., Zaytsev A. Improved mechanical and tribological properties of metal-matrix composites dispersion-strengthened by nanoparticles. *Materials*. 2010. Vol. 3, Iss. 1. P. 97–109. DOI: 10.3390/ma3010097.
154. Структура и свойства металлов и сплавов / Л. В. Тихонов, В. А. Кононенко, Г. И. Прокопенко, В. А. Рафаловский. Киев: Наукова думка, 1986. 568 с.
155. Осипов В. Г. Определение прочности прессовок из металлических порошков. *Заводская лаборатория*. 1960. Т. 26, № 1. С. 122–125.
156. Мечник В. А. Анализ тепловых потоков процесса резания пород алмазными кругами // *Науковий вісник Національного гірничого університету*. 2006. № 2. С. 28–31.

157. Александров В. А., Алексеенко Н. А., Мечник В. А. Исследование силовых и энергетических параметров резки гранита алмазными дисковыми пилами. *Сверхтвёрдые материалы*. 1984. № 6. С. 35–39.
158. Александров В. А., Корнеев Н. В., Благоверная С. А. К вопросу определения площади контакта алмазного зерна с обрабатываемым материалом при резке природного камня. *Сверхтвёрдые материалы*. 1986. № 5. С. 37–40.
159. Kraus W., Nolze G. Powder Cell – a program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns. *Journal of Applied Crystallography*. 1996. Vol. 29, Iss. 3. P. 301–303. DOI: 10.1107/S0021889895014920.
160. Ling H., Montoya J., Hung L., Aykol M. Solving inorganic crystal structures from X-ray powder diffraction using a generative first-principles framework. *Computational Materials Science*. 2022. Vol. 214. 111687. DOI: 10.1016/j.commatsci.2022.111687.
161. Shen B., Xiao G., Guo C., Malkin S., Shih A. J. Thermocouple fixation method for grinding temperature measurement. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2008. Vol. 130, Iss. 5. 051014. DOI: 10.1115/1.2976142.
162. Семко М. Ф., Сустан Г. К., Дрожжин В. И. Обработка резанием электроизоляционных материалов. Москва: Энергия, 1974. 176 с.
163. Жуковский А. Н., Майстренко А. Л., Мечник В. А., Бондаренко Н. А. Напряженно-деформированное состояние связки в окрестности алмазного зерна, находящегося под действием нормальной и касательной составляющей нагрузки. Часть 1. Модель. *Трение и износ*. 2002. Т. 23, № 3. С. 146–153.
164. Жуковский А. Н., Майстренко А. Л., Мечник В. А., Бондаренко Н. А. Напряженно-деформированное состояние связки в окрестности алмазного зерна, находящегося под действием нормальной и касательной составляющей нагрузки. Часть 2. Анализ. *Трение и износ*. 2002. Т. 23, № 4 С. 393–396.
165. Тимошенко С. П., Гудьер Дж. Теория упругости. Москва: Наука, 1975. 576 с.
166. Мусхелишвили Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. Москва: Наука, 1966. 708 с.
167. Мечник В. А. Оцінка взаємодії вуглецю із сполуками карбідів, боридів, нітридів і силіцидів на структуру і властивості композитів алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn. *Проблеми машиностроєння*. 2011. Т. 11, № 5. С. 65–75.
168. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах: Ч. 1. Термодинамика и общая кинетическая теория / под. ред. А. Л. Ройтбурта. Москва: Мир, 1978. 806 с.

169. Скороход В. В. Некоторые проблемы технологии получения, исследования структуры и свойств нанокристаллических материалов. *Нанокристаллические материалы*. Киев: ИПМ НАН Украины, 1998. С. 4–13.
170. Gleiter H. Nanostructure Materials: Basic concepts and microstructure. *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48, Iss. 1. P. 1–29. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.
171. Смирнов А. А. Молекулярно-кинетическая теория металлов. Москва: Наука, 1966. 488 с.
172. Герцрикен С. Д., Дегтяр И. Я. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. Москва: Физматгиз, 1960. 564 с.
173. Францевич Н. Н., Воронов Ф. Ф., Бакута С. А. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов: Справочник. Киев: Наукова думка, 1982. 227 с.
174. Лариков Л. Н., Исайчев В. И. Диффузия в металлах и сплавах: Справочник. Структура и свойства металлов и сплавов. Киев: Наукова думка, 1987. 510 с.
175. Бондаренко Н. А., Мечник В. А., Супрун М. В., Дутка В. А., Панов А. В. Закономерности усадки при спекании однокомпонентных образцов из порошков Cu, Ni и Fe. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов*. 2008. Вып. 11. С. 10–16.
176. Бондаренко Н. А., Мечник В. А., Супрун М. В., Дутка В. А., Коростышевский Д. Л. Уплотнение сплавов Cu–Sn, Ni–Sn и Fe–Sn, полученных спеканием с последующим прессованием с использованием их в породоразрушающем инструменте. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов*. 2008. Вып. 11. С. 16–23.
177. Бондаренко Н. А., Мечник В. А., Лошак Г. Л., Супрун М. В. Кинетика усадки при спекании сплавов Cu–Ni, Cu–Fe и Ni–Fe с последующим прессованием. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов*. 2008. Вып. 11. С. 23–29.
178. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Закономірності усадки у процесі гарячого пресування сплавів Ni–Cu–Sn і Fe–Cu–Sn, отриманих вільним спіканням. *Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ*. 2008. № 4 (29). С. 34–39.

179. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Критерії для оцінки якості зв'язок для породоруйнівних елементів. *Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ*. 2009. № 2 (31). С. 37–42.

180. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Енергетичний стан і механізми перенесення маси при гарячому пресуванні сплавів Fe-Cu-Ni-Sn і Fe-Cu-Ni-Sn-CrV₂. *Фізика і хімія твердого тіла*. 2009. Т. 10, № 2. С. 463–472.

181. Новиков Н. В., Бондаренко Н. А., Кулик О. Г., Мечник В. А., Жуковский А. Н. Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 2. Физико-химические особенности формирования структуры и свойств. *Физическая мезомеханика*. 2004. Т. 7, № 7. С. 79–87.

182. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Анализ основных теорий спекания материалов. 1. Спекание в изотермических и неизотермических условиях (Обзор). *Сверхтвёрдые материалы*. 2005. № 6. С. 3–17.

183. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Анализ основных теорий спекания материалов. 2. Химические реакции и процессы зародышеобразования. Основные положения моделирования спекания сверхтвёрдых композиционных алмазосодержащих материалов (Обзор). *Сверхтвёрдые материалы*. 2006. № 1. С. 3–15.

184. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В., Коростишевський Л. Д. Особливості твердофазного та рідкофазного спікання алмазовмісних матеріалів для породоруйнівних інструментів. *Науковий вісник Національного гірничого університету*. 2009. № 11. С. 6–12.

185. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В., Панов О. В. Ущільнення алмазовмісних систем із взаємодіючими компонентами для породоруйнівних інструментів. *Науковий вісник Національного гірничого університету*. 2009. № 10. С. 16–20.

186. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Особливості усадки і її швидкості в системі C_{ал}-Fe-Cu-Ni-Sn-CrV₂ при гарячому пресуванні зразків, попередньо отриманих вільним спіканням. *Надтверді матеріали*. 2009. № 4. С. 29–39.

187. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В., Коростишевський Л. Д. Вплив CrV₂ на кінетику усадки та механічні властивості алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn в умовах гарячого пресування. *Наукові праці ДонНТУ. Серія «Металургія»*. 2009. Вип. 11 (159). С. 192–200.

188. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Кінетика усадки в системах алмаз–Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂ в умовах гарячого пресування. *Науковий вісник Національного гірничого університету*. 2009. № 9. С. 7–11.
189. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Дослідження усадки та її швидкості при спіканні системи алмаз–Fe-Cu-Ni-Sn з добавкою CrB₂. *Науковий вісник Національного гірничого університету*. 2009. № 8. С. 54–57.
190. Савицкий А. П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. Новосибирск: Наука, 1991. 184 с.
191. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. Москва: Metallurgizdat, 1962. Т. 2. 622 с.
192. Жорин В. А., Макарова И. Ф., Ген М. Я., Ениколопян Н. С. Образование твёрдых растворов металлов при пластическом течении под высоким давлением. *Доклады АН СССР*. 1981. Т. 261, № 2. С. 405–408.
193. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В., Панов О. В. Вплив концентрації алмазів на кінетику усадки системи Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂ при гарячому пресуванні. *Наукові праці ДонНТУ. Серія «Гірничо-геологічна»*. 2010. Вип. 11 (161). С. 69–74.
194. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В., Панов О. В. Ущільнення алмазовмісних систем WC-Ni-Fe-Cu-CrB₂ і Fe-Co-Ni-SiC-Cu-Sn-CrB₂ в умовах гарячого пресування. *Вісник Вінницького політехнічного інституту*. 2010. № 1. С. 103–108.
195. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В., Панов О. В. Вплив CrB₂ на кінетику усадки у процесі гарячого пресування композитів алмаз–Co-Cu-Sn для бурових інструментів. *Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ*. 2009. № 4 (33). С. 32–37.
196. Мечник В. А. Одержання композиційних матеріалів алмаз–Fe-Cu-Ni-Sn підвищеної зносостійкості. *Порошкова металурія*. 2013. № 9/10. С. 115–127.
197. Бобылев А. В. Механические и технологические свойства металлов: справочник. Москва: Металлургия, 1987. 208 с.
198. Klar E., Shafer W. M. On the nature of green strength. II. Correlations between pore structure of powder particles and their electrical conductivity and strength in the compacted state. *International Journal of Powder Metallurgy*. 1969. Vol. 5, No. 4. P. 5–16.
199. German R. M. Powder metallurgy science. Princeton, New Jersey: VPIF, 1984. 280 p.
200. Структура и прочность порошковых материалов / под ред. С. А. Фирстова, М. Шлесара. Киев: Наукова думка, 1993. 176 с.

201. Тихонов Л. В., Кононенко В. А., Прокопенко Г. И., Рафаловский В. А. Структура и свойства металлов и сплавов. Механические свойства металлов и сплавов. Справочник. Киев: Наукова думка, 1986. 568 с.

202. Doremus P., Toussaint F., Alvain O. Simple tests and standard procedure for the characterisation of green compacted powder. *NATO Advanced Research Workshop on Recent Developments in Computer Modelling of Powder Metallurgy Processes*, May 2000, Kiev, Ukraine. P. 29–41.

203. Seelig R. P. Fundamentals of pressing of metal powder. *The Physics of Powder Metallurgy*. W. E. Kingston (ed.), McGraw-Hill: Book Comp. Inc. 1951. P. 344–371.

204. Дудрова Э., Руднфйова Э., Парилак Л., Шлесар М. Интенсивность и эффективность спекания прессовок из железного порошка. *Порошковая металлургия*. 1990. № 3. С. 15–20.

205. Мечник В. А. Структурные особенности и свойства композитов алмаз–(51Fe+32Cu+9Ni+8Sn), отличающихся способами спекания. *Науковий вісник Національного гірничого університету*. 2007. № 7. С. 10–14.

206. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В., Коростишевський Д. Л. Вплив тривалості гарячого пресування на кінетику усадки і структуру алмазовмісних композитів на основі металевих матриць. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов*. 2009. Вып. 12. С. 23–30.

207. Мечник В. А. Композиційні алмазовмісні матеріали алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn з прогнозовано стабільними характеристиками. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2012. № 5. С. 34–42.

208. Mechnik V. A., Bondarenko N. A., Dub S. N., Kolodnitskyi V. M., Nesterenko Yu. V., Kuzin N. O., Zakiev I. M., Gevorkyan E. S. A study of microstructure of Fe-Cu-Ni-Sn and Fe-Cu-Ni-Sn-VN metal matrix for diamond containing composites. *Materials Characterization*. 2018. Vol. 146. P. 209–216. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.10.002.

209. Mechnik V. A. Production of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composites with high wear resistance. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2014. Vol. 52. P. 577–587. DOI: 10.1007/s11106-014-9563-9.

210. Свойства элементов. В 2 ч. Ч. 1. Физические свойства: Справочник / Под ред. Г. В. Самсонова. Москва: Металлургия, 1976. 600 с.

211. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Ткач В. М., Панов О. В. Структуроутворення в системі алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ в умовах вільного

спікання. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов.* 2009. Вып. 12. С. 10–16.

212. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Ткач С. В., Супрун М. В., Казьмін О. О. Вплив тиску на структуру і властивості композитів алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂, отриманих гарячим пресуванням. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов.* 2009. Вып. 12. С. 16–23.

213. Бондаренко Н. А., Мечник В. А. Закономерности формирования микро- и нанонеоднородностей в переходной зоне алмаз–матрица и их влияние на механические свойства композитов алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов.* 2011. Вып. 14. С. 327–334.

214. Hirano K., Cohen M., Averbach V. L. Diffusion of nickel into iron. *Acta Metallurgica.* 1961. Vol. 9, Iss. 5. P. 440–445. DOI: 10.1016/0001-6160(61)90138-9.

215. Oikawa H., Hosoi A. Interdiffusion in Cu–Sn solid solutions. Confirmation of anomalously large kirkendall effect. *Scripta Metallurgica.* 1975. Vol. 9, Iss. 8. P. 823–828. DOI: 10.1016/0036-9748(75)90562-1.

216. Лазарев В. А., Новиков Б. А., Голиков В. М. Влияние дефектов поверхностно-активных элементов на диффузию в железе. *Проблемы материаловедения и физики металлов.* 1976. № 3. С. 247–251.

217. Лазарев В. А., Голиков В. М. Диффузия меди в железе и его сплавах. *Физика металлов и металловедение.* 1970. Т. 29, № 3. С. 598–602.

218. Мечник В. А. Вплив технологічних режимів гарячої допресовки на формування структури та властивостей композитів алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂. *Порошкова металургія.* 2013. № 11/12. С. 123–137.

219. Тугоплавкие соединения: справочник / под ред. Г. В. Самсонова, И. М. Винницкого. Москва: Металлургия, 1976. 560 с.

220. Мечник В. А. Вплив домішок CrB₂, TiB₂ і WC на структуроутворення в системі алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn: отримання, властивості, застосування. *Физическая инженерия поверхности.* 2013. Т. 11, № 4. С. 378–392.

221. Мечник В. А. Закономірності структуроутворення в системі алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂. *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* 2013. № 1. С. 85–92.

222. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Анализ основных теорий спекания материалов. 1. Спекание в изотермических и неизотермических условиях (обзор). *Сверхтвёрдые материалы.* 2005. № 6. С. 3–17.

Наукове видання

**МЕЧНИК Володимир Аркадійович
НЕРУБАЦЬКИЙ Володимир Павлович
ГЕВОРКЯН Едвін Спартакович**

**КОМПОЗИЦІЙНІ АЛМАЗОВМІСНІ МАТЕРІАЛИ
ДЛЯ ПОРОДОРУЙНІВНОГО ІНСТРУМЕНТУ**

Монографія

Відповідальний за випуск Нерубацький В. П.

В авторській редакції

Підписано до друку 18.09.2023. Формат 60×84/16.
Гарнітура Times New Roman. Папір офсетний.
Умовн.-друк. арк. 19,05. Наклад 50 прим. Ціна договірна.

Видавець Мачулін Л. І.
61057, Харків, вул. Римарська, 17/14
тел. +38(068)886-52-57; editor2016@ukr.net
Свідоцтво про держреєстрацію ХК № 125 від 24.11.2004

Виготовлювач ФОП Іванова М. А. “Восход-принт”
61057, Харків, вул. Римарська, 3/5