

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І. М. Францевича

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

Українець Максим Сергійович

УДК 620.22:621.763:621.793:620.186:620.178.16


ДИСЕРТАЦІЯ

**ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА
ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМ NiAl-MeV₂
ДЛЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ**

Спеціальність 05.02.01 – Матеріалознавство
Технічні науки (13 Механічна інженерія)

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

 **М. С. Українець**

Науковий керівник: **Уманський Олександр Павлович**, д.т.н., проф.

Київ – 2017

АНОТАЦІЯ

Українець М. С. Особливості структуроутворення та експлуатаційні властивості композитів систем NiAl-MeB₂ для високотемпературних зносостійких покриттів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 «Матеріалознавство» (13 Механічна інженерія). – Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ, 2017.

Подається на захист в спеціалізовану вчену раду Д26.207.03 Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України.

Робота присвячена розробці нових КПМ на основі NiAl, дисперсно армованого диборидом хрому, для зносостійких покриттів, призначених для роботи в умовах високотемпературного тертя ($T=500\div 800$ °C).

Серійний інтерметалід NiAl широко використовується в авіаційній промисловості в якості корозійностійких покриттів. Проте, використання покриттів алюмініду нікелю у високотемпературних вузлах тертя є обмеженим внаслідок високої пластичності NiAl при температурі >500 °C.

З метою знизити пластичність алюмініду нікелю і отримати придатні до роботи в умовах високотемпературного тертя покриття на основі NiAl інтерметалід зміцнювався шляхом введення частинок тугоплавких диборидів. Вибір зміцнюючої сполуки зроблений на основі встановлення кінетики змочування та фізико-хімічної взаємодії в системах «NiAl-ZrB₂», «NiAl-TiB₂» та «NiAl-CrB₂».

Диборид хрому вибраний оптимальною зміцнюючою домішкою внаслідок його високої змочуваності розплавом інтерметаліду ($\theta\approx 0^\circ$) та утворенням, в результаті взаємодії з NiAl, додатково армуючої фази системи Ni-Cr-B. Дана

фаза утворюється по периметру зерен CrB_2 і позитивно впливає на міцність зв'язку між частинками дибориду та інтерметалідом.

Використовуючи високотемпературний диференційно-термічний аналіз встановлено, що процеси фазоутворення в системі «NiAl-15% CrB_2 » протікають при $T \geq 1200$ °C, тобто КПМ на базі інтерметаліду, армованого диборидом хрому, придатні до роботи за температур до 800 °C.

Отримані композити НАБХ-15 (30, 45) (складу NiAl-15, 30 і 45 % CrB_2 відповідно) мають гетерофазну структуру: зміцнююча фаза рівномірно розподілена в об'ємі інтерметаліду.

Вплив домішок дибориду хрому на пластичність композиційних матеріалів на основі алюмініду нікелю встановлювалась шляхом визначення межі текучості ($\sigma_{0,2}$) та міцності на вигин ($\sigma_{зг}$) композитів НАБХ при температурах 20, 500 і 800 °C. При введенні CrB_2 до NiAl у кількості вище 12% в об'ємі інтерметаліду утворюється структура, в якій зерна дибориду підвищують опір до пластичного деформування та характеристики міцності отриманих композитів НАБХ.

Вплив введення дибориду хрому в об'єм алюмініду нікелю на зносостійкість отриманих композиційних покриттів визначалася шляхом проведення трибодосліджень плазмових та електроіскрових покриттів НАБХ-15 та НАБХ-30 за схемою «pin-on-disc» при температурах 20, 500 і 800 °C.

Введення CrB_2 до інтерметаліду приводить до значного підвищення зносостійкості отриманих композиційних покриттів НАБХ. Зміцнення диборидами призводить до зміни адгезійного механізму зношування, характерного для серійного NiAl, на окислювальний механізм зношування, властивий отриманим композиційним покриттям НАБХ за температур $T \geq 500$ °C. Найвищий опір зношуванню в умовах тертя ковзання за схемою «pin-on-disc» за $T \leq 800$ °C мають покриття НАБХ-15.

Розроблений композиційний матеріал НАБХ-15 рекомендується використовувати для нанесення методами газотермічного напилювання чи електроіскрового легування зносостійких покриттів, призначених для роботи в умовах високотемпературного тертя ($T = 500 \div 800$ °C).

Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

1. Сформульовано новий підхід до створення високотемпературних зносостійких КПМ на основі NiAl, який полягає у необхідності його армування дисперсними тугоплавкими сполуками з метою зниження пластичності інтерметаліду за температур $T \geq 500$ °С, запобігання руйнації захисного оксидного шару, сформованого на поверхні NiAl при терті і, як наслідок, підвищення зносостійкості отриманого композиту;

2. Вперше досліджено особливості змочування та фізико-хімічної взаємодії в системах «NiAl-ZrB₂», «NiAl-TiB₂» і «NiAl-CrB₂» і встановлено, що найбільш перспективним в якості зміцнюючої домішки для створення КПМ на базі NiAl є CrB₂, який змочується інтерметалідом з формуванням контактних кутів близько 0°, а в результаті взаємодії в системі «NiAl-CrB₂» на поверхні боридних зерен утворюється нова проміжна фаза системи Ni-Cr-B, яка підвищує міцність зв'язку між алюмінідом нікелю і диборидом хрому.

3. Показано, що введення домішок дибориду хрому до алюмініду нікелю в кількості 15÷45 мас.% призводить до значного підвищення (>3 разів) межі текучості та напруження руйнування отриманих композиційних порошкових матеріалів системи «NiAl-CrB₂» порівняно з вихідним інтерметалідом при температурах 20÷800 °С, що можна пояснити утворенням фрагментів зв'язного каркасу із частинок тугоплавких сполук в об'ємі інтерметаліду.

4. Встановлено, що дисперсне армування NiAl частинками CrB₂ змінює механізм зношування покриттів системи «NiAl-CrB₂» в умовах високотемпературного тертя із абразивно-адгезійного для вихідного інтерметаліду на окиснювальний для композиційного покриття за $T=500 \div 800$ °С та забезпечує підвищення зносостійкості покриттів із отриманих КПМ в 2-3 рази, порівняно з вихідним інтерметалідом.

Практичне значення отриманих результатів полягає в тому, що в результаті проведених досліджень обрано склад КПМ на базі NiAl, армованих

домішками CrB_2 , і режими отримання плазмових та ЕІЛ покриттів із високими адгезією до підкладки та триботехнічними характеристиками. Сформульовано науковий підхід при створенні високотемпературних зносостійких КПМ на базі NiAl з домішками тугоплавких сполук і запропоновано рекомендації щодо використання покриттів з матеріалу НАБХ-15 у вузлах тертя, працюючих за високих температур ($T=500\div 800$ °С). Стендові випробування в ДП «Конструкторське бюро «Південне» ім. М.К. Янгеля» лопаток турбокомпресору турбореактивного двоконтурного двигуна, торці яких були зміцнені покриттям НАБХ-15, показали, що їх зносостійкість за $T=500$ °С в 1,5-1,8 разів вища, порівняно з лопатками, типовими для даної конструкції.

Ключові слова: NiAl , CrB_2 , тугоплавка сполука, дисперсне армування, композиційний порошковий матеріал, змочування, міжфазна взаємодія, високі температури, деформація, міцність, окиснення, плазмове покриття, електроіскрове покриття, зносостійкість, високотемпературне тертя.

SUMMARY

Ukrainets M. S. Structure Formation Features and Operational Properties of NiAl-MeB₂ System Composites for High-Temperature Wear-Resistant Coatings. – Qualifying scientific work on the rights of manuscripts.

Candidate's degree thesis of engineering sciences on specialty 05.02.01 – Material science (13 Mechanical Engineering). – Frantsevich Institute for Problems of Material Science of National Academy of Science of Ukraine, Kyiv, 2017.

Served for protection to D26.207.03 specialized scientific council of the Frantsevich Institute for Problems of Material Science of National Academy of Science of Ukraine.

The thesis is devoted to a development of new NiAl-based composite materials armored by chromium diboride particles for obtaining of wear resistant coatings aimed to work under high temperatures sliding ($T \leq 800$ °C).

Plain intermetallic NiAl is widely used in the aerospace industry as corrosion-resistant coatings. However, the use of nickel aluminide coatings in high-temperature friction applications is limited due to the high plasticity of NiAl at a temperature of 500 °C.

In order to reduce the ductility of intermetallic and make NiAl-based coatings suitable for high-temperature friction applications nickel aluminide was strengthened by introduction of refractory diborides particles. The choice of the strengthening material bases on the determining of wetting kinetics and physical-chemical interaction in NiAl-ZrB₂, NiAl-TiB₂ and NiAl-CrB₂ systems.

Chromium diboride was selected as an optimal reinforcement additive due to its good wettability with intermetallic melt ($\theta \approx 0^\circ$) and Ni-Cr-B-system phase formation. Ni-Cr-B phase is an additional armoring phase. This phase is forming around the CrB₂ grains and positively affects the bonding strength between the diboride particles and NiAl matrix.

Using High-temperature Differential Thermal Analysis was determined that processes of phase formation appear at $T \geq 1200$ °C. Hereby intermetallic-based composites armored by chromium diboride are suitable for work under high temperatures (up to 800 °C).

Obtained composites NiAl-15% (30%, 45%) CrB₂ have heterogeneous microstructure with chromium diboride particles uniformly distributed in intermetallic matrix.

CrB₂ influence on NiAl-based composite plasticity was investigated by determination of yield strength ($\sigma_{0.2}$) and flexural strength of NiAl-15% (30%, 45%) CrB₂ composites at $T=20$ °C, 500 °C and 800 °C. Introduction of more than 12% CrB₂ particles into nickel aluminide leads to diboride frame formation. This frame increases resistance to plastic deformation and strength of obtained NiAl-CrB₂ composites.

The influence of CrB₂ introduction into NiAl on the wear resistance of obtained composite coatings was studied by tribotesting of NiAl-15% CrB₂ and NiAl-30% CrB₂ plasma and electrospark coatings. Tribotests were carried out by “pin-on-disc” scheme at temperatures of 20, 500 and 800 °C.

CrB₂ addition to NiAl leads to significant increasing of wear resistance of obtained coatings. Diboride strengthening leads to transformation of adhesive wear mechanism of plain intermetallic coatings to oxidation wear mechanism of developed NiAl-CrB₂ composite coatings. The highest wear resistances under sliding at $T \leq 800$ °C have NiAl-15% CrB₂ coatings.

Developed NiAl-15% CrB₂ composite is recommended for obtaining of high-temperature ($T=20 \div 800$ °C) wear resistant coatings using gas-thermal spraying or electrospark alloying.

The **scientific novelty** of the obtained results is as follows:

1. A new approach to the creation of high-temperature wear-resistant NiAl-based powder composite materials was formulated. NiAl should be reinforced with dispersed refractory compounds in order to reduce the plasticity of intermetallic at temperatures of $T \geq 500$ °C, to prevent the destruction of the protective oxide layer formed on the

surface of NiAl during the friction and, as a consequence, to increase wear resistance of the obtained composite.

2. Firstly were investigated regularities of wetting and physical-chemical interaction in NiAl-ZrB₂, NiAl-TiB₂ and NiAl-CrB₂ systems. It was determined that CrB₂ is the most perspective strengthening phase for the NiAl-based composites creation because of the lowest contact angle formed during the wetting and due to formation of new phase of Ni-Cr-B system. This phase is a product of interaction between the intermetallic and the diboride. Ni-Cr-B phase increases bonding strength between NiAl and CrB₂.

3. It has been shown for the first time that introduction of 12% chromium diboride to nickel aluminide leads to the formation of segments of CrB₂ coherent framework in the NiAl volume. Thanks to this, NiAl – 15÷45 wt.% CrB₂ composite powder materials have a significantly higher yield and flexural strength compared to the initial intermetallic in 20÷800 °C temperature range.

4. It was established that the disperse reinforcement of NiAl by CrB₂ particles changes the wear mechanism of the obtained NiAl-CrB₂ coatings under high-temperature friction from the abrasive-adhesive wear of the initial intermetallic to the oxidative wear for the composite coating at T=500÷800 °C. Also it increases wear resistance of the composite NiAl-CrB₂ gas-thermal coatings in 3 times, compared with the plain intermetallic coatings.

Key words: NiAl, CrB₂, refractory compound, dispersive armoring, composite material, wetting, phase interaction, high temperature, deformation, strength, oxidation, plasma coatings, electro-spark deposited coatings, wear resistance, high-temperature sliding.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ*Статті*

1. Umanskyi, O. Physical-chemical interaction in NiAl-MeB₂ systems intended for tribological applications [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, M. Antonov // Welding Journal (США, режим доступу: <https://www.scopus.com/sourceid/12040?origin=sbrowse>). – 2015. – №94. – С. 225-230.

Дисертантом досліджено особливості контактної взаємодії в системах «NiAl-MeB₂», а також фізико-хімічну взаємодію та процеси фазоутворення в системі «NiAl-CrB₂», вивчено мікроструктуру отриманих композитів.

2. Umanskyi, O. High Temperature Sliding Wear of NiAl-based Coatings Reinforced by Borides [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, M. Antonov, I. Hussainova // Materials Science (Medžiagotyra) (Литва, режим доступу: <https://www.scopus.com/sourceid/19300157032?origin=sbrowse>). – 2016. – Vol. 22, Issue 1. – С. 49-53.

Автором визначено вплив домішок тугоплавких боридів на механізми зношування плазмових покриттів систем «NiAl-CrB₂» при терті в парі з NiAl за T=500 °C.

3. Umanskyi, O. Effect of ZrB₂, CrB₂ and TiB₂ Additives on the Tribological Characteristics of NiAl-Based Gas-Thermal Coatings [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, I. Martsenyuk // Key Engineering Materials (Швейцарія, режим доступу: <https://www.scopus.com/sourceid/12378?origin=sbrowse>). – 2014. – Vol. 604. – С. 20-23.

Дисертант отримав композиційні суміші для нанесення газотермічних покриттів NiAl-15 мас.% MeB₂ та визначив триботехнічні характеристики покриття NiAl-15 мас.% CrB₂ за T=500 °C.

4. Уманский, А. П. Структура и триботехнические характеристики композиционных материалов и покрытий из них на основе системы NiAl-CrB₂ [Текст] / А. П. Уманский, Е. Н. Полярус, **М. С. Украинец**, Л. М. Капитанчук // Порошковая металлургия (Україна, режим доступу: <https://www.scopus.com/sourceid/27886?origin=sbrowse>). – 2015. – №1/2. – С. 65-73.

Автором визначено вплив зміцнення алюмініду нікелю частинками дибориду хрому на триботехнічні характеристики отриманих композиційних покриттів за температури 500 °С.

5. **Українець, М. С.** Вплив температури випробувань на триботехнічні характеристики композиційних покриттів системи NiAl-CrB₂ [Текст] / М. С. Українець, О. П. Уманський, О. М. Полярус, О. В. Кущев, О. У. Стельмах // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – 2013. – №41, ч.2. – С. 206-212.

Автором досліджено триботехнічні характеристики і механізми зношування плазмових покриттів систем «NiAl-CrB₂» при їх терті зі сталлю P18 за температур 20 і 500 °С.

6. **Українець, М. С.** Закономірності нанесення та зношування електроіскрових покриттів системи «NiAl-CrB₂» [Текст] / М. С. Українець // Проблеми трибології (Problems of Tribology). – 2016. – №2. – С. 21-27.

Дисертантом розроблено електроди для ЕІЛ, досліджено їх структуру і хімічний склад. Встановлено особливості нанесення та зношування ЕІЛ покриттів систем «NiAl-CrB₂» за T=500 °С.

Публікації за матеріалами доповідей

7. Umanskyi, O. Influence of CrB₂ additives into NiAl intermetallics on tribological properties of thermal spray coatings at high temperature friction [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, O. Kostenko, O. Terentyev // Conference MET-2013: Materials, Environment, Technology – Latvia, Riga. – June 19-20, 2013. – С. 37-43.

Дисертантом досліджено вплив домішок дибориду хрому до алюмініду нікелю на особливості зношування отриманих плазмових покриттів в широкому діапазоні температур.

8. **Ukrainets, M.** The development of composite electrode materials based on NiAl intermetallic compound for electrospark alloying of steel [Текст] / M. Ukrainets, O. Umanskyi // Abstract book of the E-MRS 2014 Fall Meeting – Poland, Warsaw. – September 15-19, 2014. – С. 51.

Автором розроблено електроди, досліджено структуру, хімічний склад та особливості зношування EPL покриттів систем «NiAl-CrB₂» за T=500 °C.

9. Umanskyi, O. Sliding wear of NiAl-based coatings reinforced by borides [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, I. Hussainova, M. Antonov // Abstract book of the 23rd International Baltic Conference on Materials Engineering – Lithuania, Kaunas. – October 23-24, 2014. – С. 85.

Дисертантом досліджено вплив домішок боридів Cr на механізми зношування плазмових покриттів на базі NiAl при терті за T=500 °C.

10. Полярус, О. М. Вплив методу конгломерації композиційних порошкових сумішей на зносостійкість плазмових покриттів, отриманих на базі даних сумішей [Текст] / О. М. Полярус, **М. С. Українець** // Тези доповідей II-ої Міжнародної інтернет-конференції “Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій” (ВНТУ, Вінниця, 12 листопада 2014) Частина 1. – Вінниця, ВНТУ. – Листопад 12, 2014. – С. 36.

Автором досліджено вплив методу виготовлення порошкової шихти на особливості зношування ГТН покриттів за кімнатної температури в парі з NiAl.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	2
SUMMARY.....	6
ЗМІСТ	12
ВСТУП.....	16
ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ І СКОРОЧЕНЬ	23
РОЗДІЛ 1. СУЧАСНИЙ СТАН НАУКОВОЇ ПРОБЛЕМИ ТА ШЛЯХИ ЇЇ ВИРІШЕННЯ	24
1.1 NiAl, його властивості та застосування.....	24
1.1.1 NiAl, його кристалічна структура та фізико-хімічні властивості	24
1.1.2 Механічні характеристики алюмініду нікелю	31
1.1.3 Промислове та перспективне застосування алюмініду нікелю ..	32
1.2 Композиційні порошкові матеріали на базі NiAl	35
1.2.1 Методи зміцнення алюмініду нікелю.....	35
1.2.2 Зносостійкі композиційні порошкові матеріали на базі NiAl.....	37
1.2.3 Перспективні високотемпературні зносостійкі КППМ на базі NiAl	42
1.3 Перспективні напрямки застосування зносостійких високотемпературних ($T=20\div 800$ °C) покриттів	44
1.3.1 Високотемпературні торцеві ущільнення, їх конструкція і умови експлуатації.....	44
1.3.2 Складові деталі та вузли газотурбінних двигунів, які працюють в умовах тертя-ковзання за високих температур	47
1.3.3 Зносостійкі матеріали для захисту робочих поверхонь торцевих ущільнень і торців лопаток.....	50
Висновки до розділу 1	52
РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА, ОБ’ЄКТИ І МАТЕРІАЛИ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	54
2.1 Характеристика об’єктів дослідження	54

2.2	Методика дослідження контактної взаємодії між компонентами систем «металевий розплав – тугоплавка сполука»	55
2.3	Метод диференційно-термічного аналізу	58
2.4	Методичні основи отримання композиційного порошкового матеріалу систем «NiAl-CrB ₂ »	59
2.5	Метод встановлення межі текучості КМ серії «НАБХ-х» в діапазоні температур 20÷800 °С	60
2.6	Методика визначення міцності на вигин композиційних матеріалів серії «НАБХ-х» за підвищених температур	62
2.7	Методичні основи отримання порошкових сумішей композиційних матеріалів серії «НАБХ-х» для нанесення газотермічних покриттів	63
2.8	Метод плазмового нанесення композиційних покриттів	65
2.9	Методика нанесення електроіскрових покриттів	66
2.10	Методи дослідження структури, фазового та хімічного складу розроблених композиційних матеріалів, порошкових сумішей і покриттів	67
2.11	Методики встановлення фізико-хімічних властивостей отриманих композитів і покриттів	68
2.12	Методичні основи визначення триботехнічних властивостей розроблених покриттів в широкому діапазоні температур	69
РОЗДІЛ 3. ОСОБЛИВОСТІ КОНТАКТНОЇ ВЗАЄМОДІЇ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В СИСТЕМАХ «NiAl-MeB₂» ДЛЯ ВИБОРУ ОПТИМАЛЬНОЇ АРМУЮЧОЇ ФАЗИ ДЛЯ ЗНОСОСТІЙКОГО КПМ.....		
3.1	Визначення кінетики змочування в системах «NiAl-MeB ₂ »	72
3.1.1	Система «NiAl-ZrB ₂ ».....	72
3.1.2	Система «NiAl-TiB ₂ ».....	74
3.1.3	Система «NiAl-CrB ₂ »	75
3.2	Дослідження мікроструктури та фазового складу зони взаємодії системи «NiAl-CrB ₂ »	76
3.2.1	Мікроструктура зони взаємодії системи «NiAl-CrB ₂ ».....	77

	14
3.2.2 Хімічний склад зони взаємодії системи «NiAl-CrB ₂ ».....	83
3.3 Високотемпературний диференційно-термічний аналіз зразку «NiAl-15% CrB ₂ ».....	86
3.3.1 Термограма системи «NiAl-15% CrB ₂ »	86
3.3.2 Мікроструктура компактного матеріалу «NiAl-15% CrB ₂ »	88
3.4 Мікротвердість складових зони взаємодії системи «NiAl-CrB ₂ »	92
Висновки до розділу 3	93
РОЗДІЛ 4. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ДОМІШОК ДИБОРИДУ ХРОМУ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МІЦНОСТІ АЛЮМІНІДУ НІКЕЛЮ В ШИРОКОМУ ДІАПАЗОНІ ТЕМПЕРАТУР	95
4.1 Межа текучості композиційних порошкових матеріалів серії «НАБХ-х» в діапазоні температур 20÷800 °С.....	95
4.2 Міцність на вигин КПМ серії «НАБХ-х» за температур 20÷800 °С....	103
Висновки до розділу 4.....	112
РОЗДІЛ 5. ВПЛИВ ДОМІШОК ДИБОРИДУ ХРОМУ НА ОСОБЛИВОСТІ ЗНОШУВАННЯ ПОКРИТТІВ АЛЮМІНІДУ НІКЕЛЮ В ШИРОКОМУ ДІАПАЗОНІ ТЕМПЕРАТУР (20÷800 °С).....	113
5.1 Нанесення та мікроструктура газотермічних покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30.....	113
5.1.1 Отримання плазмових покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30	114
5.1.2 Мікроструктура отриманих плазмових покриттів	115
5.2 Особливості зношування отриманих плазмових покриттів в парі зі сталевим контр-тілом	117
5.2.1 Інтенсивність зношування покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30 в парі зі сталевим контр-тілом Р18.....	119
5.2.2 Механізми зношування плазмових покриттів в парі з контр-тілом зі сталі Р18.....	120
5.3 Особливості отримання та зношування електроіскрових покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30	130
5.3.1 Нанесення електроіскрових покриттів серії «НАБХ-х»	130

5.3.2 Встановлення зносостійкості отриманих електроіскрових покриттів	134
5.3.3 Визначення механізмів зношування ЕІЛ покриттів за досліджуваних температур	135
5.4 Вплив домішок дибориду хрому на механізми зношування алюмініду нікелю в діапазоні температур 20÷800 °С.....	139
Висновки до розділу 5	141
УЗАГАЛЬНЕННЯ. ВИДАЧА РЕКОМЕНДАЦІЙ ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ РОЗРОБЛЕНИХ ПОКРИТТІВ	142
ВИСНОВКИ	147
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	149
ДОДАТКИ	162

ВСТУП

В процесі розробки деталей машин та механізмів значна увага приділяється забезпеченню максимального ресурсу їх роботи. Зниження кількості відмов обладнання внаслідок виходу з ладу його окремих складових дозволить уникнути значних збитків, спричинених простоем виробництва чи промислових процесів та витратами на заміну чи відновлення пошкоджених компонентів.

Оскільки в процесі експлуатації деталей машин та механізмів інтенсивному зношуванню підлягають переважно їх поверхні, то відновлювати пошкоджені ділянки чи підвищувати зносостійкість нових деталей доцільно методами інженерії поверхні, а саме нанесенням захисних покриттів з високим рівнем експлуатаційних характеристик^{1,2}.

Серед матеріалів, які можуть бути використані для нанесення таких покриттів, найбільш перспективними є композиційні порошкові матеріали (КПМ) на базі широко розповсюджених в промисловості інтерметалідів з домішками тугоплавких сполук.

Актуальність теми. Одним з найбільш актуальних напрямків розробки нових композиційних порошкових матеріалів (КПМ) є створення композитів, здатних працювати в якості покриттів в умовах високотемпературного тертя. NiAl – серійний інтерметалід, який широко використовується в авіаційній промисловості в якості жаростійких покриттів^{3,4}. Порівняно з типовими жаростійкими сплавами на основі нікелю даний інтерметалід має низьку густину, високу температуру плавлення та корозійну стійкість, завдяки формуванню на поверхні алюмініду нікелю за $T \geq 500$ °C захисних оксидних плівок. Дані суцільні плівки захищають інтерметалід від проникнення до нього кисню³. Проте, у високотемпературних вузлах тертя оксидні плівки руйнуються внаслідок високої пластичної деформації NiAl^{3,5}. Це призводить до схоплювання в трибопарах, що є неприпустимим. Тому NiAl не використовується в якості зносостійких покриттів у високотемпературних вузлах тертя. Зменшити

пластичну деформацію алюмініду нікелю за високих температур можна шляхом додаткового введення в його склад зносостійких тугоплавких сполук.

Сферою застосування композиційних покриттів на основі NiAl є створення зносостійких шарів на високотемпературних торцевих ущільненнях, а також захист торців лопаток в газотурбінних двигунах із контролем кліренсу, які працюють за температур до 800 °С. Для захисту поверхонь торцевих ущільнень та торців лопаток використовуються як промислові матеріали від Oerlicon Metco чи Castolin Eutectic, так і розробки науковців, в тому числі – В. І. Большакова, В. І. Харченко, Д. Віттенбергера та М. Рамазані^{1,4,6-14}. В якості зміцнюючої фази в таких композитах використовуються переважно оксиди. Проте, оксиди є неоптимальною зміцнюючою фазою для зміцнення NiAl внаслідок їх низької змочуваності¹⁵. Внаслідок цього вони утримуватимуться в композиційних матеріалах (КМ) переважно за рахунок зв'язків механічного характеру. У процесі тертя оксиди вириватимуться із об'єму інтерметаліду, підвищуючи знос КПМ.

Перспективними сполуками для зміцнення алюмініду нікелю є тугоплавкі дибориди цирконію, титану та хрому, які мають високі фізико-механічні та експлуатаційні характеристики.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дана дисертаційна робота виконана в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України в рамках програм «Розробка фізико-хімічних принципів створення композиційних матеріалів систем (Ni,Fe)Al-Me(IV)-B₂ та покриттів із них з підвищеною корозійною стійкістю та зносостійкістю» (шифр теми – III-33-12, реєстраційний номер – 0113U000314) та «Розробка технологічних принципів отримання нових зносо- й корозійностійких газотермічних та електроіскрових покриттів системи NiAl-CrB₂ і дослідження їх поведінки в умовах високих (до T=1000 °С) температур» (шифр теми – III-20-16).

Мета роботи – створення нового композиційного матеріалу для одержання газотермічних та електроіскрових покриттів з підвищеною зносостійкістю в умовах високотемпературного тертя шляхом вибору структурних складових на

базі вивчення закономірностей міжфазної взаємодії в системах «інтерметалід-тугоплавка сполука» та на основі визначення особливостей трибологічної поведінки покриттів в широкому діапазоні температур.

Для досягнення поставленої мети в роботі вирішувались наступні **задачі дослідження**:

1. Проведення аналізу існуючих композиційних матеріалів систем «NiAl-тугоплавка сполука».

2. Дослідження методом «лежачої» каплі фізико-хімічної сумісності тугоплавкої та інтерметалідної фаз, обрання оптимального складу КПМ.

3. Встановлення впливу домішок зміцнюючої фази на пластичність NiAl шляхом визначення межі текучості та міцності на вигин композиційних матеріалів на основі алюмініду нікелю, армованого тугоплавкими сполуками, в діапазоні температур $T=20\div 800$ °С.

4. Відпрацювання технологічних режимів нанесення композиційних покриттів і вивчення їх структури та фізико-механічних властивостей.

5. Проведення триботехнічних випробувань розроблених покриттів у діапазоні температур $20\div 800$ °С. Вивчення впливу температури випробувань та кількості армуючих домішок на механізми зношування даних покриттів. Видача рекомендацій щодо застосування розроблених композиційних матеріалів та покриттів.

Об'єкт дослідження – процеси змочування, міжфазної взаємодії, структуро-, фазоутворення, високотемпературного деформування та зношування розроблених композиційних матеріалів і покриттів системи «NiAl-CrV₂».

Предмет дослідження – закономірності впливу кількості введених в об'єм алюмініду нікелю домішок дибориду хрому на структурно-фазовий склад та властивості отриманих композиційних матеріалів, а також на зносостійкість і механізми зношування плазмових та електроіскрових покриттів на їх основі.

Методи дослідження: вибір компонентів КПМ на основі NiAl виконано за допомогою дослідження змочування та контактної взаємодії в системах

«NiAl-ZrB₂ (TiB₂, CrB₂)» методом «лежачої» каплі; структуру, хімічний та фазовий склад капель, зон взаємодії, композитів і покриттів, поверхонь зламів, продуктів окиснення і доріжок тертя досліджували на електронних мікроскопах РЕМ-106И і JEOL JAMP-9500 та на дифрактометрі Rigaku Ultima IV; дюрOMETричний аналіз проводили на мікротвердомірі ПМТ-3; дослідження процесів фазоутворення в КМ «NiAl-15% CrB₂» проводили методом високотемпературного диференційно-термічного аналізу (ВДТА) на установці ВДТА-8М; подрібнювання і змішування порошкових сумішей здійснювали в планетарному млині «Санд-1»; гранулометричний склад отриманої шихти встановлювали на установці «SK Lazer Micron Sizer PRO 7000»; гаряче пресування здійснювали на установці СПД-120; межа текучості та міцність на вигин встановлювалися на випробувальній машині НИКИМП типу 1231-У-10; композиційні покриття наносили методами плазмового напилювання на установці УПУ-3Д та електроіскровим легуванням (ЕІЛ) на установці «Alier-52»; триботехнічні характеристики отриманих композиційних покриттів встановлювали за схемою «pin-on-disc» на машині тертя МТ-68 розробки ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України.

Наукова новизна отриманих результатів:

1. Сформульовано новий підхід до створення високотемпературних зносостійких КПМ на основі NiAl, який полягає у необхідності його армування дисперсними тугоплавкими сполуками з метою зниження пластичності інтерметаліду за температур $T \geq 500$ °С, запобігання руйнації захисного оксидного шару, сформованого на поверхні NiAl при терті і, як наслідок, підвищення зносостійкості отриманого композиту.

2. Вперше досліджено особливості змочування та фізико-хімічної взаємодії в системах «NiAl-ZrB₂», «NiAl-TiB₂» і «NiAl-CrB₂» і встановлено, що найбільш перспективним в якості зміцнюючої домішки для створення КПМ на базі NiAl є CrB₂, який змочується інтерметалідом з формуванням контактних кутів близько 0°, а в результаті взаємодії в системі «NiAl-CrB₂» на поверхні боридних зерен

утворюється нова проміжна фаза системи Ni-Cr-B, яка підвищує міцність зв'язку між алюмінідом нікелю і диборидом хрому.

3. Показано, що введення домішок дибориду хрому до алюмініду нікелю в кількості 15÷45 мас.% призводить до значного підвищення (>3 разів) межі текучості та напруження руйнування отриманих композиційних порошкових матеріалів системи «NiAl-CrB₂» порівняно з вихідним інтерметалідом при температурах 20÷800 °С, що можна пояснити утворенням фрагментів зв'язного каркасу із частинок тугоплавких сполук в об'ємі інтерметаліду.

4. Встановлено, що дисперсне армування NiAl частинками CrB₂ змінює механізм зношування покриттів системи «NiAl-CrB₂» в умовах високотемпературного тертя із абразивно-адгезійного для вихідного інтерметаліду на окиснювальний для композиційного покриття за T=500÷800 °С та забезпечує підвищення зносостійкості покриттів із отриманих КППМ в 2-3 рази, порівняно з вихідним інтерметалідом.

Обґрунтованість і достовірність наукових положень, висновків і рекомендацій підтверджується достатнім обсягом експериментальних даних, отриманих із використанням комплексу сучасних методів досліджень, які є взаємодоповнюючими, а також статистичною обробкою даних, позитивних результатів лабораторних дослідів і промислових випробувань розроблених композиційних матеріалів і покриттів.

Практичне значення отриманих результатів. В результаті проведених досліджень обрано склад КППМ на базі NiAl, армованих домішками CrB₂, і режими отримання плазмових та ЕІЛ покриттів із високими адгезією до підкладки та триботехнічними характеристиками. Сформульовано науковий підхід при створенні високотемпературних зносостійких КППМ на базі NiAl з домішками тугоплавких сполук і запропоновано рекомендації щодо використання покриттів з матеріалу НАБХ-15 у вузлах тертя, працюючих за високих температур (T=500÷800 °С). Стендові випробування в ДП «Конструкторське бюро «Південне» ім. М.К. Янгеля» лопаток турбокомпресору турбореактивного двоконтурного двигуна, торці яких були

зміцнені покриттям НАБХ-15, показали, що їх зносостійкість за $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ в 1,5-1,8 разів вища, порівняно з лопатками, типовими для даної конструкції.

Особистий внесок здобувача. Наукові результати дисертаційної роботи, які виносяться на захист, належать особисто здобувачу. Автору належать: виконання наукових задач досліджень, проведення та контроль якості експериментальних випробувань, обробка результатів і їх аналіз, підготовка до друку наукових статей, організація виробничих випробувань. Планування експериментів, вибір об'єктів досліджень, постановка наукової мети та обговорення одержаних результатів виконано спільно з науковим керівником. Згідно з результатами проведених етапів досліджень здобувачем було сформульовано основні висновки щодо роботи. Робота виконана в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАНУ. Аналіз складу і структури отриманих зон взаємодії систем «NiAl-MeV₂» виконано спільно з проф., д.т.н. Панасюк А.Д.; визначення характеристик міцності розроблених композитів на базі NiAl виконано спільно із зав.відділу, с.н.с., к.ф.-м.н. Бродніковським М.П. та с.н.с., к.ф.-м.н. Бродніковським Д.М.; триботехнічні дослідження та обговорення результатів проводились у співпраці з академіком Косторновим А.Г. та н.с. Костенко О.Д.

Апробація результатів дисертації. Основні результати роботи були представлені на 8 наукових конференціях: VI Міжнародній науково-практичній конференції «Теоретичні та експериментальні дослідження в технологіях сучасного матеріалознавства і машинобудування» (м. Луцьк, 2013 р.); Conference MET-2013: Materials, Environment, Technology (м. Рига, 2013 р.); 22th International Baltic Conference of Engineering Materials&Tribology (м. Рига, 2013 р.); XIX Міжнародному конгресі двигунобудівників (м. Харків – м. Коблеве, 2014 р.); E-MRS 2014 Fall Meeting (м. Варшава, 2014 р.); 23rd International Baltic Conference on Materials Engineering (м. Каунас, 2014 р.); II-й Міжнародній інтернет-конференції «Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій» (м. Вінниця, 2014 р.); 24th International Baltic Conference in

cooperation with IFHTSE ENGINEERING MATERIALS & TRIBOLOGY «BALTMATTRIB 2015» (м. Таллінн, 2015 р.).

Публікації. За матеріалами дисертації опубліковано **10** наукових праць, з яких **6** статей у наукових фахових виданнях (**3** у закордонних виданнях, які входять до наукометричних баз даних Scopus та Web of Science, **1** у вітчизняному виданні, яке входить до наукометричної бази даних Scopus та переліку наукових фахових видань МОН України, **2** у вітчизняних виданнях, які входять до переліку наукових фахових видань МОН України), **4** публікації за матеріалами доповідей на науково-технічних конференціях.

Структура і обсяг дисертації. Дисертація складається з анотації, вступу, п'яти розділів, узагальнень, висновків, списку використаних джерел із 173 найменувань і 3 додатків. Робота викладена на 6 авторських аркушах і містить 63 рисунки і 18 таблиць.

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ І СКОРОЧЕНЬ

ВДТА – високотемпературний диференційний термічний аналіз;

ГТД – газотурбінний двигун;

ГТН – газотермічне напилювання;

ЕІЛ – електроіскрове легування;

ЗВ – зона взаємодії;

ККД – коефіцієнт корисної дії;

КМ – композиційний матеріал;

КНТ – компресор низького тиску;

КПМ – композиційний порошковий матеріал;

КТР – коефіцієнт термічного розширення;

МРСА – мікро-рентгеноспектральний аналіз;

НАБХ-15 – розроблений композиційний порошковий матеріал складу

ПН70Ю30 (NiAl) + 15% CrB₂;

НАБХ-30 – розроблений композиційний порошковий матеріал складу

ПН70Ю30 (NiAl) + 30% CrB₂;

ПН – плазмове напилювання;

РФА – рентгенофазовий аналіз;

СВС – саморозповсюджуваний високотемпературний синтез;

ТДпмКПС – температурний діапазон переходу матеріалу із крихкого в пластичний стан;

ТРДД – турбореактивний двоконтурний двигун;

% – всі відсотки масові, якщо в тексті не зазначено інше.

РОЗДІЛ 1

СУЧАСНИЙ СТАН НАУКОВОЇ ПРОБЛЕМИ ТА ШЛЯХИ ЇЇ ВИРІШЕННЯ

Напрямок розробки та отримання нових композиційних матеріалів (КМ), призначених для використання в жорстких умовах експлуатації, є одним із найактуальніших у сучасному матеріалознавстві.

Протягом останніх десятиліть значно активізувалася наукова діяльність в сфері створення композиційних порошкових матеріалів (КПМ) з метою отримання захисних покриттів на робочих поверхнях деталей, які працюють в умовах високотемпературного тертя ковзання без використання мастила.

Основна увага в даному напрямку приділяється розробці композитів на базі металів чи сплавів, дисперсно зміцнених тугоплавкими сполуками (оксиди, карбіди, нітриди чи бориди). З метою отримання високих експлуатаційних характеристик композитів, призначених для роботи в умовах тертя ковзання при підвищених температурах, у якості матриці раціонально використовувати матеріали з високою корозійною стійкістю.

Алюмінід нікелю є найбільш перспективним для застосування його у вигляді матриці нового високотемпературного зносостійкого композиційного порошкового матеріалу.

1.1 NiAl, його властивості та застосування

1.1.1 NiAl, його кристалічна структура та фізико-хімічні властивості

Алюмінід нікелю (NiAl) – бінарна неорганічна хімічна сполука, яка існує в області гомогенності системи Al – Ni в концентраційному діапазоні Al – 45÷59 ат.% Ni при температурі до 400 °C (із збільшенням температури діапазон розширюється до 42÷69 ат.% Ni) (рис. 1.1.1). NiAl має впорядковану кубічну B2 (сР2) структуру кристалу (прототип CsCl), яка складається із двох, проникаючих одна в одну, елементарних кубічних ґраток, де атоми Al займають кути кубу

напівґратки 1, а атоми Ni, відповідно, займають кути кубу напівґратки 2 (рис. 1.1.2)^{3,16}.

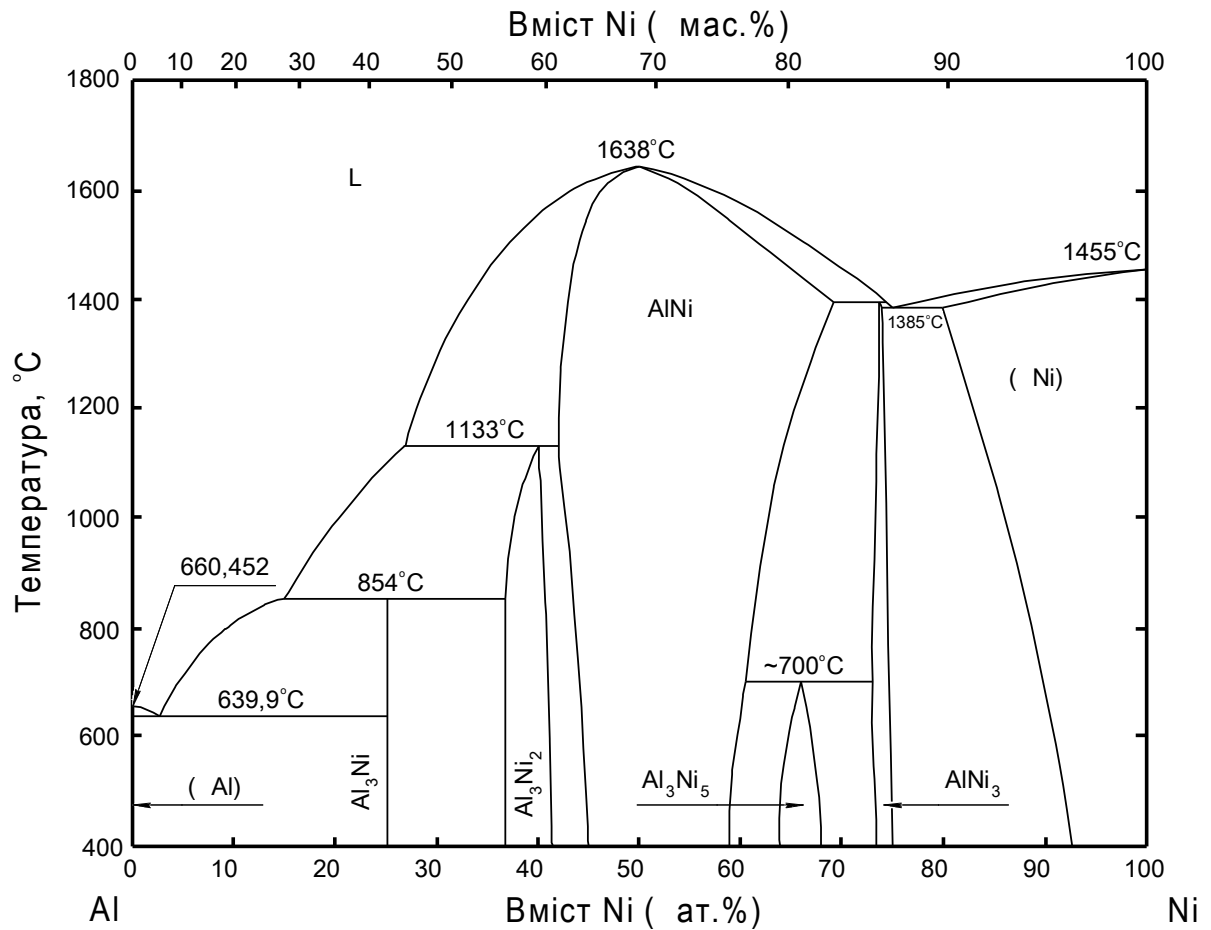


Рис. 1.1.1. Фазова діаграма системи Al – Ni^{3,16}.

Параметр ґратки стехіометричного NiAl – 2,88. В табл. 1.1.1 наведено вплив вмісту Ni на параметр ґратки (a) алюмініду нікелю¹⁶.

Таблиця 1.1.1

Вплив Ni на параметр ґратки (a) NiAl

Кількість Ni, ат.%	45,8	47,3	47,7	48,7	49,4	50,5	51,5	54,4	55,7
a	2,864	2,87	2,877	2,88	2,88	2,878	2,876	2,871	2,869

NiAl є строго впорядкованим (вище $0,65T_m$), властивий параметр розупорядкування – менше $5 \cdot 10^{-3}$ ¹⁷. В2 структура залишається стабільною при значних відхиленнях від стехіометричного складу. Відхилення від стехіометрії

супроводжується зміною структурних дефектів – надлишкові атоми Ni займають вакансії Al в багатих на нікель композиціях, в той час як в багатих на Al сполуках спостерігаються вакансії Ni ¹⁸.

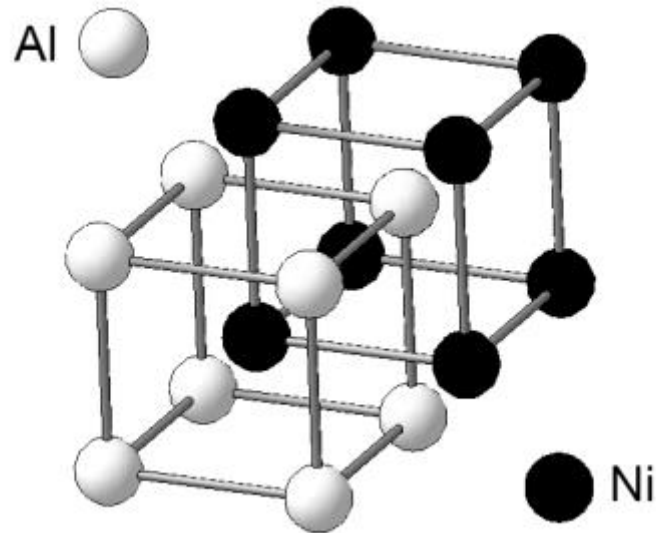


Рис. 1.1.2. Кубічна B2 (сP2) структура кристалу NiAl ³.

При загартуванні багатого на нікель NiAl відбувається його мартенситне перетворення ¹⁹. Мартенсит алюмініду нікелю має гранецентровану тетрагональну L1₀ (tP4) ²⁰ або унікальну ромбоєдричну ґратку із 7R заповненням ²¹. Температура мартенситного перетворення M_s різко зростає із підвищенням вмісту Ni і знаходиться в межах від 0 К (Ni-40% Al) до 1000 К (Ni-32% Al) ²²⁻²⁴. Для мартенситу алюмініду нікелю є характерним ефект зворотної пам'яті форми, якщо:

1. Мартенситна трансформація є термопружною ^{22,23};
2. Вихідна та результуюча фази є упорядкованими ²⁰;
3. Мартенсит складається із двійників ²⁰.

Запобігання мартенситному перетворенню досягається шляхом легування алюмініду нікелю незначними кількостями В, Pt та Cr ²⁵.

При відхиленні від стехіометрії змінюється не лише структура дефектів. Так, густина нестехіометричного NiAl, багатого на Al, дорівнює $5,35 \cdot 10^3$ кг/м³, в той час, як для алюмініду нікелю з надлишком Ni – $\rho = 6,5 \cdot 10^3$ кг/м³ ^{18,26-28}. Густина

стехіометричного NiAl становить $5,85 \cdot 10^3$ кг/м³ (табл. 1.1.2), що складає близько 2/3 даного параметру для типових нікелевих суперсплавів (жароміцні складнолеговані сплави на базі Ni, наприклад Hastelloy, Inconel, Waspaloy, Rene, ХН65МВ, ЖС26), які широко застосовуються в авіабудуванні для виготовлення деталей газотурбінних двигунів (ГТД) ³.

Таблиця 1.1.2

Властивості стехіометричного NiAl

Густина $\times 10^3$, кг/м ³	T _{пл} , °C	Твердість, HRC	Мікро- твердість, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	Тепло- провідність, В/м·К	Коефіцієнт термічного розширення $\times 10^{-6}$, K ⁻¹	Електро- опір $\times 10^{-8}$, Ом·м
5,85	1638	25,1	5-5,4	188	70-80	13÷25	15

Відносно низька густина є однією з основних переваг алюмініду нікелю, як матеріалу, призначеного для використання в авіаційній промисловості. Результатом використання матеріалів із меншою густиною є зменшення самозбуджуваних напружень в аеродинамічних поверхнях, які обертаються в процесі роботи турбіни. Як наслідок – диски турбіни можуть бути зменшені в розмірах, щоб протидіяти нижчим операційним напруженням. Сумарне зменшення у вазі для секції ротора турбіни лежить у діапазоні від 30% до 40%, що робить можливим зменшення ваги до 50 кг на секцію ротора в типовому ГТД ^{3,29}. Це зменшення ваги має каскадний ефект – вага інших опорних елементів (вали, підшипники) так само може бути зменшена. На додачу – нижча вага лопаток і дисків призводить до зниження інерційної маси для деталей, які обертаються та, як наслідок, підвищення прискорення двигуна. Також, нижча густина NiAl робить можливим підвищення ресурсу аеродинамічних поверхонь. Використовуючи відносно легкий алюмінід нікелю, можна підвищувати товщину стінок вищеназваних деталей при збереженні їх ваги ³.

Стехіометричний NiAl має температуру плавлення 1638 °C, що на ~300 °C вище, ніж T_{пл} у типових нікелевих суперсплавів. Нестехіометричні композиції плавляться при дещо нижчих температурах (рис. 1.1.1) ^{3,16}.

Твердість алюмініду нікелю, отриманого шляхом гарячого пресування-спікання порошку фракції 30-70 мкм при 1300 °С, становить 25,1 HRC ^{5,30}. Твердість інтерметаліду у вигляді покриття, отриманого методом плазмового напилювання – ~40 HRC ⁴. Мікротвердість NiAl становить близько 5,4 ГПа. В залежності від кількості Ni мікротвердість алюмініду нікелю набуває значень, зазначених в табл. 1.1.3 ¹⁶. Мікротвердість NiAl, отриманого шляхом гарячого

Таблиця 1.1.3

Мікротвердість NiAl в залежності від вмісту Ni

Вміст Ni, ат.%	45	50÷52	60
Мікротвердість, ГПа	4	5	3,7

пресування-спікання порошочок розміром близько 1 мкм при 800 °С, становить 5,2 ГПа; при 900 °С – 5,4 ГПа; при 900 °С із подальшим відпуском у вакуумі за 1100 °С – 4 ГПа ³¹. Мікротвердість покриття NiAl, отриманого надзвуковим газополуменевим методом (HVOF) напилювання, становить 5,51 ГПа ³².

Модуль Юнга полікристалічного стехіометричного алюмініду нікелю при кімнатній температурі становить 188 ГПа ^{33,34} і є нижчим, ніж у нікелевих суперсплавів ³. Проте, NiAl проявляє меншу чутливість до температури, втрачаючи 2% модулю пружності на 100 °С ³⁵ (рис. 1.1.3), порівняно з 2,4÷3,2% для вищевказаних суперсплавів. Але, модуль Юнга монокристалу алюмініду нікелю є високо чуттєвим до температури ²⁷. Нижча густина NiAl зменшує порівняно низький модуль Юнга інтерметаліду в умовах обертання (самонавантаження) ³. Модуль пружності полікристалічного алюмініду нікелю є відносно нечутливим до зміни складу в рамках відхилення від стехіометрії до 6% ^{28,34}.

Теплопровідність алюмініду нікелю в температурному діапазоні 20÷1100 °С – 70÷80 В/м·К ²⁹. Це у 3-8 раз вище, ніж у нікелевих суперсплавів і становить 1/3 від теплопровідності алюмінію ³. Легування, як правило, знижує теплопровідність NiAl, але суттєва перевага над нікелевими суперсплавами

зберігається ³⁶. Висока теплопровідність позитивно впливає на ефективність охолодження та рівномірний розподіл тепла в об'ємі деталей, які знаходяться під впливом високих температур. Наслідком цього є зменшення кількості термічних напружень в цих конструктивних елементах ³.

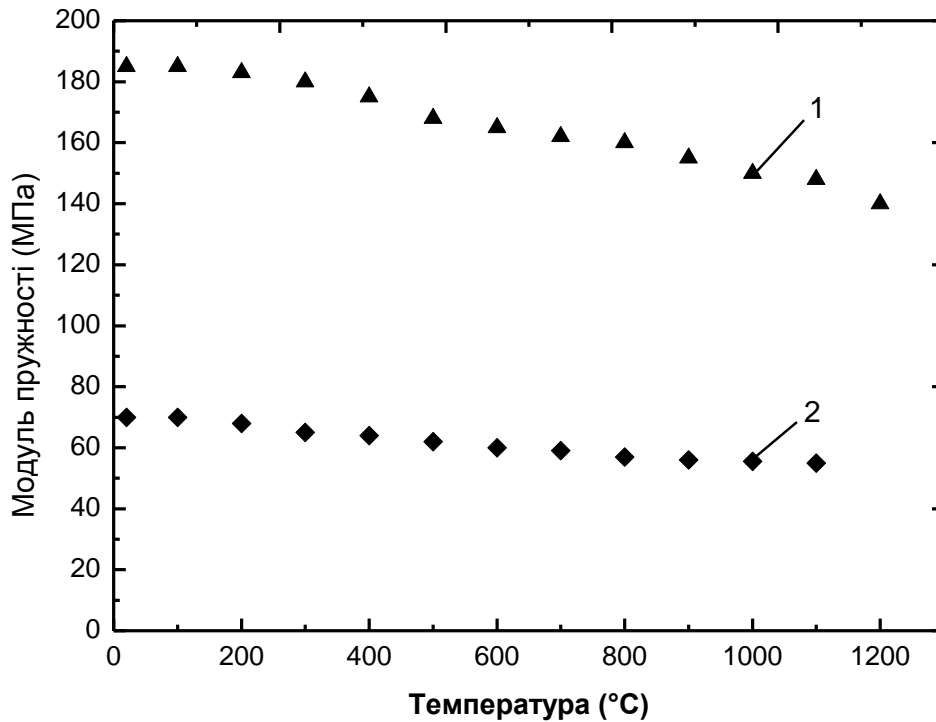


Рис. 1.1.3. Вплив температури на модуль Юнга (1) та модуль зсуву (2) полікристалічного NiAl ^{3,33,35}.

Коефіцієнт термічного розширення (КТР) в діапазоні температур $-100 \div 1560$ °C становить $13 \div 25 \cdot 10^{-6}$ K⁻¹ для стехіометричного NiAl ^{3,37,38}. Відхилення від стехіометрії і незначні легувальні домішки мало впливають на КТР NiAl ^{27,36}.

Питомий електричний опір алюмініду нікелю становить $1 \cdot 10^{-7}$ Ом·м ^{39,40}. Температурний коефіцієнт електроопору загартованого алюмініду нікелю становить $29 \cdot 10^{-4}$, відпаленого – $17,8 \cdot 10^{-4}$. В табл. 1.1.4 показано вплив кількості Ni на питомий електричний опір та температурний коефіцієнт електроопору NiAl ¹⁶. З даних, наведених в таблиці, можна зробити висновок, що відхилення від стехіометрії значно впливає на дані параметри інтерметаліду.

Вплив Ni на питомий електричний опір та температурний коефіцієнт електроопору NiAl

Вміст Ni, ат.%	Питомий електроопір, $\times 10^{-8}$ Ом·м	Температурний коефіцієнт електроопору
43,3	42,7	0,0008
45,8	33,5	0,0009
47,3	25,5	0,0013
47,7	13,1	0,0029
48,7	9,1	0,0035
49,4	10	0,0026
50,5	19	0,002
51,5	21	0,0016
54,4	30,8	0,0014
55,7	34	0,0013
60,9	43	0,001
62,7	51,5	0,001

Незважаючи на чутливість електричного опору алюмініду нікелю він є перспективним матеріалом для нанесення електроіскрових покриттів ⁴¹. Для отримання зносостійких шарів шляхом електроіскрового легування (ЕІЛ) поверхонь широко використовуються електроди з карбїду вольфраму та твердих сплавів на його основі (сплави ВК6, ВК8, ВК20, тощо) ⁴². Питомий електроопір WC та спеченого ВК6 становить $530 \div 800 \cdot 10^{-8}$ Ом·м ⁴³ та $20 \cdot 10^{-8}$ Ом·м ⁴⁴ відповідно, а температурний коефіцієнт електроопору карбїду вольфраму становить $4,8 \cdot 10^{-4}$ ⁴⁵. Порівнюючи параметри WC та твердого сплаву з відповідними даними для NiAl можна зробити висновок, що інтерметалід має менший електричний опір, при цьому, із підвищенням температури опір зростатиме менше. Як наслідок, електроди з алюмініду нікелю менше нагріватимуться в процесі нанесення покриттів і коефіцієнт переносу матеріалу буде вищим, ніж у електродів із WC та ВК6.

Алюмінід нікелю характеризується високою стійкістю до окиснення ^{3,16,46}. NiAl утворює щільну захисну плівку Al_2O_3 в усьому діапазоні температур і складів, що знаходяться в зоні гомогенності ^{47,48}. Параболічна стала швидкості

дуже низька навіть в композиціях з більш ніж 60% Ni і на 2 порядки нижче, ніж у нікелевих суперсплавів^{49,50}. Швидкість окиснення є незалежною від кристалографічної орієнтації окисненої поверхні на монокристалах⁵¹⁻⁵⁴. Значне підвищення окиснювальної стійкості досягається введенням до складу інтерметаліду 0,1% Zr⁴⁹. Легування алюмініду нікелю такими елементами, як Dy, Hf чи Zr в кількостях до 0,09 ат.% підвищує його стійкість до циклічного окиснення при температурі 1200 °C⁴⁸.

Швидкість враження сульфідацією є також параболічною і на кілька порядків вища, ніж при окисненні NiAl⁵⁵. Опір гарячій корозії NiAl нижчий, ніж у великої кількості нікелевих суперсплавів і може бути порівняний з найновішими монокристалічними сплавами³. Корозійна стійкість NiAl основною мірою може бути підвищена малими домішками Cr та Y⁵⁶.

1.1.2 Механічні характеристики алюмініду нікелю

В залежності від стехіометрії, будови, розмірів зерен і можливого вмісту домішок та субструктур за кімнатних температур пластичність на розтяг алюмініду нікелю становить від 0 до 2%. При температурі вище ~400 °C (температура діапазону переходу інтерметаліду із крихкого в пластичний стан (ТДпмКПС)) пластичність полікристалічного NiAl значно підвищується. При T=600 °C його пластичне видовження становить більше 40%. При температурах вище 800 °C деформація алюмініду нікелю керується переважно дифузійними процесами³.

Залежність межі текучості при розтягові монокристалічного і полікристалічного стехіометричного NiAl від температури зображена на рис. 1.1.4^{29,57}. Результати дослідження (рис. 1.1.4) узгоджуються із даними, наведеними вище: із підвищенням температури межа текучості різко знижується до ~10 МПа за 1100 °C.

Режим руйнування полікристалічного NiAl в основному є міжзеренним при кімнатній температурі. В діапазоні температур 400÷500 °C відбувається транскристалічне руйнування зерен. Із підвищенням температури вище 600 °C

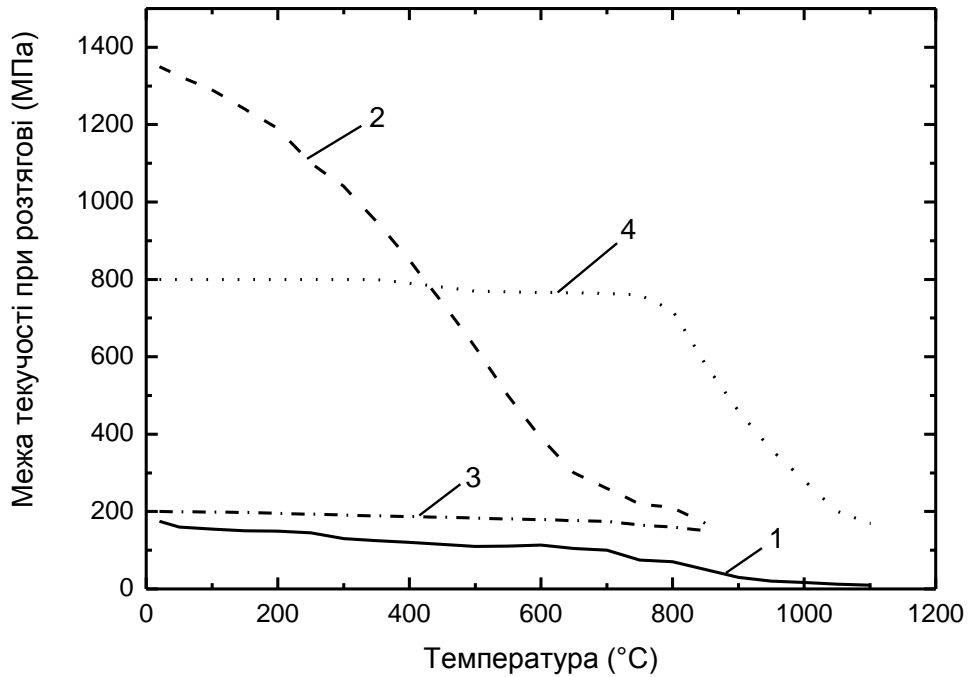


Рис. 1.1.4. Залежність межі текучості при розтягові від температури:
 1 – полікристалічний NiAl; 2 – монокристал NiAl, протестований вздовж вектору зсуву $\langle 100 \rangle$; 3 – монокристал NiAl, протестований вздовж вектору зсуву $\langle 110 \rangle$; 4 – нікелевий суперсплав Rene 80^{29,57}.

спостерігається в'язкий розрив зерен^{58,59}. При високих швидкостях деформації транскристалічне розколювання є основним видом руйнації для:

- зразків NiAl із надрізом⁶⁰;
- нестехіометричного алюмініду нікелю⁶¹;
- крупнозернистого NiAl¹⁹.

В'язкість руйнування (K_{IC}) полікристалічного алюмініду нікелю становить $4\div 6 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ при кімнатній температурі для широкого діапазону розмірів зерен^{60,62,63}. Для зонально очищеного NiAl K_{IC} зростає з $\sim 5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ при кімнатних до $50 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ при $400 \text{ }^\circ\text{C}$, в той час, як для литого матеріалу даний параметр становить $10 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ при тій же температурі⁶³.

1.1.3 Промислове та перспективне застосування алюмініду нікелю

NiAl є основою для терморегуючих порошоків марок ПТ-НА-01, ПТ-НА-02, ПТ-19Н-01 виробництва ВАТ «Торезтвєрдосплав», що використовуються як

підшар для захисту деталі від нагріву і деформацій при нанесенні зносостійкого покриття. Дані порошки використовуються при зміцненні чи ремонті поршнів і циліндрів домкратів або насосів, шпинделів станків, колінчастих і розподільних валів, вкладишів, тощо ⁶.

NiAl в якості терморегулюючого порошку є складовою композиційного порошкового матеріалу ПС-85НХ17СР4+15Ю10Н, виробництва ВАТ «Полема», що призначений для нанесення стійких до зношування та фретинг-корозії покриттів на поверхні колінчастих валів, поршневих кілець, рульових підшипників, гальмівних барабанів, вилок, калібрів, ущільнень, штампів, тощо ⁷. Для захисту деталей, виготовлених із нікелевих та нержавіючих сплавів, які працюють в жорстких умовах експлуатації, вищеназаний виробник розробив порошки ПС-70КдХ+30Ю5Н та ПС-85КдХ+15Ю5Н. Дані матеріали є сумішшю карбіду хрому Cr_3C_2 із 30% та 15% конгломерованого NiAl відповідно ⁷.

Також алюмінід нікелю використовується як захисний підшар для покриттів на базі тугоплавких сполук, які призначені для роботи при високих температурах ^{8,64}. В даному випадку NiAl захищає матеріал деталі від окиснення та забезпечує адгезію нанесеного шару з підкладкою.

Відділом поверхневих рішень групи компаній Oerlikon розроблено композиційний порошковий матеріал Metco 410NS, що являє собою механічну суміш Al_2O_3 та 30% (Ni-20% Al). Даний матеріал демонструє вищу, ніж у оксиду алюмінію, зносостійкість при терті, роботі ударних навантажень чи термічному циклюванні та призначений для експлуатації в діапазоні температур 20÷900 °С. Metco 410NS може застосовуватися як зносостійкий «ріжучий» матеріал у вузлах з контролем кліренсу ⁹.

Завдяки порівняно високим опором до впливу середовища, температурі плавлення і низькій густині NiAl є основою сімейства високотемпературних окисно- та корозійностійких сплавів, що використовуються як захисні покриття на нікелеві та кобальтові суперсплави в ГТД понад 40 років ^{3,4,65}. Наприклад, отримані за допомогою газотермічного напилювання покриття ПВ-Н70Ю30, який, згідно хімічного складу, є алюмінідом нікелю, демонструють

жаростійкість і жароміцність при температурах ≤ 1200 °C, корозійну стійкість в атмосфері, воді та лугах (розчини NaOH, KOH) і мають високу адгезію до сталі та міді⁴. Також, вищезазначена порошкова суміш використовується для отримання деталей конструкційного призначення методом спікання.

Як зазначалося раніше, NiAl володіє характеристиками перспективного матеріалу для отримання зносостійких високотемпературних покриттів, проте його використання у вузлах тертя, що працюють за високих температур (до 800 °C), обмежене через високу пластичність інтерметаліду при температурах вище 400 °C^{3,57,66-68}.

Спрощено механізм зношування алюмініду нікелю в широкому діапазоні температур (до 1000 °C) виглядає наступним чином (рис. 1.1.5). NiAl крихкий при температурах, нижчих за ~ 400 °C^{3,57,66-68}. Як наслідок, в зоні контакту контр-тіла (рис. 1.1.5, а, 3) із алюмінідом нікелю (рис. 1.1.5, а, 1) останній практично не деформується. При цьому захисні оксидні плівки (рис. 1.1.5, а, 2), які утворюються на поверхні NiAl, не руйнуються, а геометричні параметри ділянки їх деформації (рис. 1.1.5, а, 4) мінімальні. Як зазначалося раніше, при підвищенні температури вище 400 °C пластичність алюмініду нікелю значно зростає^{3,57}. Наслідком цього є інтенсифікація деформування NiAl (рис. 1.1.5, б-в, 1) в зоні контакту та поява вираженої ділянки деформації плівки NiO+Al₂O₃, в якій відбувається руйнування більш крихкого, порівняно з інтерметалідом, захисного шару (рис. 1.1.5, б, 4)⁶⁶⁻⁶⁹. Із подальшим рухом контр-тіла (рис. 1.1.5, в, 3) оксидна плівка (рис. 1.1.5, в, 2) розкришується на дрібні частинки (рис. 1.1.5, в, б), залишаючи поверхню алюмініду нікелю незахищеною⁶⁶. При цьому відбувається захоплення NiAl із контр-тілом (рис. 1.1.5, в, 5) та інтенсивний трансфер інтерметаліду на поверхню останнього, що є ознакою одного з найжорсткіших механізмів зношування, а саме адгезійного⁷⁰. При цьому, дрібні частинки оксиду алюмінію (рис. 1.1.5, в, б) в контактній зоні працюють як абразив, підвищуючи знос компонентів пари тертя. Таким чином, в умовах високотемпературного тертя NiAl характеризується абразивно-адгезійним механізмом зношування.

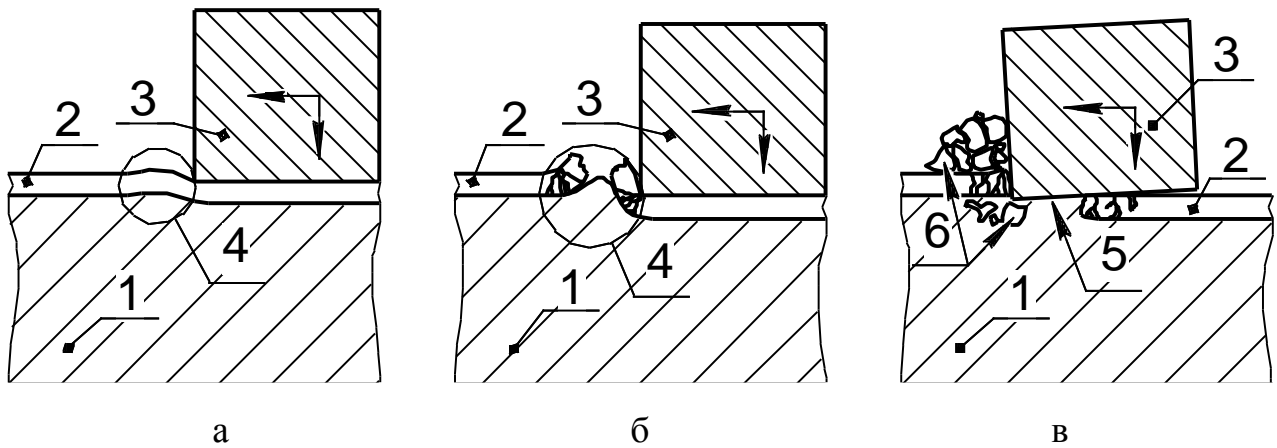


Рис. 1.1.5. Механізм тертя NiAl за кімнатної (а) та підвищеної (б, в) температур: 1 – NiAl; 2 – плівка NiO+Al₂O₃; 3 – контр-тіло; 4 – ділянка деформації плівки NiO+Al₂O₃; 5 – ділянка захоплення матеріалів пари тертя; 6 – абразив.

1.2 Композиційні порошкові матеріали на базі NiAl

1.2.1 Методи зміцнення алюмініду нікелю

Як показано в підрозділі 1.1, в умовах тертя за $T \geq 400$ °C NiAl демонструє переважно абразивно-адгезійний механізм зношування, що унеможлиблює його використання як високотемпературного зносостійкого матеріалу. Зміцнення алюмініду нікелю є необхідним, щоб зробити можливим його використання при терті за високих температур^{3,57,66-69}.

В табл. 1.2.1 наведено порівняння основних відомих способів зміцнення NiAl^{3,29,36,57,67,68,71-76}. Відповідно до табл. 1.2.1, дисперсне армування зносостійкими частинками є найоптимальнішим методом для того, щоб зробити використання покриттів на базі алюмініду нікелю можливим в умовах тертя при високих температурах.

Для підвищення рівня експлуатаційних характеристик інтерметаліду при високотемпературному терті до його складу вводяться тугоплавкі сполуки, такі як бориди, карбід, нітриди, оксиди^{3,29,66,76}. Представники даного класу матеріалів мають високі температуру плавлення, твердість та зносостійкість, що

забезпечило їх широке використання у якості армуючої фази^{76–90}.

Таблиця 1.2.1

Основні способи зміцнення алюмініду нікелю

Спосіб зміцнення		Переваги	Недоліки
Легування		<ul style="list-style-type: none"> – потребує найменше ресурсів, порівняно з іншими; – легке виготовлення порошкових сумішей для подальшого нанесення покриттів; – забезпечує вищу σ_v, ніж армування частинками. 	<ul style="list-style-type: none"> – утворення нових фаз, які погіршують окиснювальну та корозійну стійкість NiAl; – присутність легуючих елементів в NiAl може призвести до втрати ним стабільності за високих температур; – складність отримання селективного механізму зношування при терті.
Армування	Волокнами	<ul style="list-style-type: none"> – один з найоптимальніших методів отримання матеріалів для виготовлення конструкцій; – відсутній вплив на стабільність NiAl при використанні волокон з інертних матеріалів; – композити, в більшості випадків, характеризуються селективними механізмами зносу та окиснення. 	<ul style="list-style-type: none"> – висока ймовірність формування нових фаз в результаті взаємодії між компонентами при підвищенні температур. Дані фази можуть погіршувати властивості КМ; – складність отримання покриттів; – висока анізотропія властивостей; – складність механічної обробки отриманих матеріалів; – композити інтенсивно окиснюються по поверхні розподілу матриці і зміцнюючої фази, що погіршує окиснювальну і корозійну стійкість алюмініду нікелю.
	Частинками	<ul style="list-style-type: none"> – матеріали мають низьку анізотропію властивостей; – низький вплив на стабільність NiAl при використанні часток з інертних матеріалів; – композити характеризуються селективними механізмами зносу та окиснення; – менш ресурсоємний процес, порівняно з армуванням волокнами; – легке виготовлення порошкових сумішей для подальшого нанесення покриттів. 	<ul style="list-style-type: none"> – висока ймовірність формування нових фаз в результаті взаємодії між компонентами при підвищенні температур. Дані фази можуть погіршувати властивості КМ; – забезпечує нижчу σ_v у порівнянні з легуванням інтерметаліду; – композити інтенсивно окиснюються по поверхні розподілу матриці і зміцнюючої фази, що погіршує окиснювальну і корозійну стійкість алюмініду нікелю.

При дисперсному армуванні алюмініду нікелю ^{66,76,82}:

- оксидна плівка (рис. 1.2.1, 3) не руйнується внаслідок підвищеного опору інтерметаліду (рис. 1.2.1, 1) пластичній деформації за рахунок зміцнення (рис. 1.2.1, 2);
- поверхня оксидної плівки (рис. 1.2.1, 3) внаслідок присутності в інтерметаліді частинок зміцнюючої фази (рис. 1.2.1, 2) є не суцільною, а сегментованою. Отже для її руйнації потрібно більше зусиль, порівняно із суцільною плівкою (рис. 1.1.5, 2);
- оксиди, утворені на зернах армуючої фази в процесі тертя можуть виконувати роль твердого мастила.

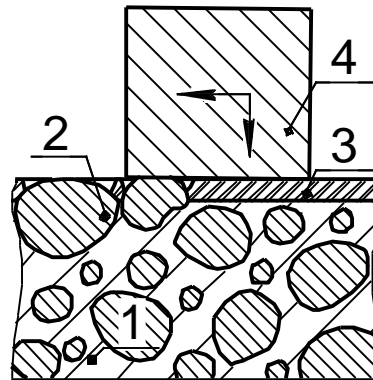


Рис. 1.2.1. Механізм тертя армованого частинками NiAl за підвищеної температури: 1 – NiAl; 2 – зміцнююча фаза; 3 – оксидна плівка; 4 – контр-тіло.

1.2.2 Зносостійкі композиційні порошкові матеріали на базі NiAl

При розробці композиційних порошкових матеріалів, призначених для нанесення зносостійких захисних шарів, необхідно враховувати вимоги, що висуваються до покриттів такого типу ^{76,91,92}:

- для зменшення інтенсивності зношування мікроконтактним захоплюванням рекомендується використовувати покриття, в складі яких є Ni, Cr, C чи Si. Дані елементи дозволяють збільшити мастилоутримуючі властивості напилених матеріалів та їх твердість;
- перспективним є введення в склад покриття твердого мастила у вигляді графіту, MoS₂, CaF₂, тощо;

- для зменшення інтенсивності зношування за рахунок процесів контактної втомної пошкоджуваності перевага надається покриттям із композиційних матеріалів з неоднорідною структурою. Дана структура дозволяє ефективно розсіювати енергію, яка генерується при терті, для уникнення концентрації напружень на поверхні контакту;
- для зниження інтенсивності абразивного зношування необхідно використовувати покриття із високою твердістю;
- структура покриття повинна бути гетерогенною і складатися із твердих зерен, які рівномірно розподілені в пружно-пластичній матриці. При цьому, вона не повинна істотно змінюватися в процесі роботи або повинна перебудовуватися у структуру, більш доцільну з точки зору тертя і зношування;
- під впливом оточуючого середовища в покритті не повинні відбуватися структурні зміни, погіршення характеристик міцності та пластичності;
- між структурними складовими покриття повинен існувати адгезійний зв'язок в усьому діапазоні робочих температур;
- матриця забезпечує монолітність композиційного матеріалу чи покриття, розподіл напружень між частинками зміцнюючої фази та забезпечує захист останньої від зовнішнього середовища;
- матеріал матриці повинен мати високі міцність, пластичність і робочу температуру, а також стійкість до навантажень різного роду та впливу зовнішнього середовища.

Композиційні порошкові матеріали на основі алюмініду нікелю, армованого тугоплавкими домішками, задовольняють більшу кількість даних вимог. В зв'язку з цим, протягом останніх десятиліть активно ведеться розробка дисперсно зміцнених КПМ на базі NiAl, призначених для отримання покриттів, що демонструють високу зносостійкість при високотемпературному терті.

Концепцію функціонального градієнтного тришарового покриття на базі NiAl запропонували автори ⁹³. Перший шар являє собою механічну суміш із співвідношенням об'ємного вмісту NiAl до WC-Co 60:40, другий – 30:70. Третім

(верхнім) шаром є покриття кермету на базі карбіду вольфраму. Використання NiAl забезпечило збільшення стійкості отриманого покриття до циклічних навантажень та зародження і розповсюдження тріщин при збереженні експлуатаційних характеристик WC-Co.

Зносостійкі матеріали, що являють собою NiAl/Ni₃Al матрицю, армовану 7 та 10 відсотками TiC, показали підвищення зносостійкості в 1,5 і 3 рази відповідно, в порівнянні з Ni₃Al при терті за схемою «ball-on-disc»⁶⁹. Введення карбідної фази підвищило жорсткість інтерметалідної матриці, та, як наслідок, запобігло реалізації адгезійного механізму зношування.

Нанорозмірний КПМ NiAl-15% (Al₂O₃-13% TiO₂) для отримання зносостійких нанопокриттів методом надзвукового газополуменевого напилювання було запропоновано авторами³². Покриття, нанесенні з використанням даного матеріалу, характеризуються мікротвердістю 8,35±0,61 ГПа та в'язкістю руйнування 7,12±0,53 МПа·м^{1/2} (проти 5,51±0,25 ГПа та 4,28±0,39 МПа·м^{1/2} для вихідного інтерметаліду). Коефіцієнт тертя пари «КПМ-Al₂O₃», при випробуваннях за схемою «ball-on-disc», є стабільним протягом тесту і становить ~0,35. Для пари «NiAl-Al₂O₃» коефіцієнт тертя зростав в процесі випробування і в момент завершення тесту становив 0,765.

Для виготовлення та захисту деталей конструкцій, які працюють в жорстких умовах експлуатації, опорних елементів в камерах печей, матриць, пуансонів, поршнів і клапанів газових турбін, використовуючи методи порошкової металургії, розроблено ряд комплексно армованих оксидами композитів на базі NiAl^{5,66,94}. Дані КМ є перспективними порошковими матеріалами для отримання високотемпературних зносостійких покриттів.

Під час тертя за схемою «pin-on-disc» при температурі 800 °С матеріал NiAl-25,47 Cr+10,07 Mo+15 CuO працює як самозмашуючий завдяки формуванню на поверхні тертя склоподібного шару, який складається із CuO та MoO₃ і має інтенсивність зношування 2·10⁻⁶ мм³·Н⁻¹·м⁻¹. Введення до складу даного композиту ZnO замість оксиду міді призводить до формування

поверхневої захисної плівки на базі оксиду цинку. Як наслідок, коефіцієнт тертя пари «КМ-Si₃N₄» становить ~0,39 в діапазоні температур 800÷1000 °С, а інтенсивність зношування при 1000 °С – $7 \cdot 10^{-6}$ мм³·Н⁻¹·м⁻¹. При цьому, вихідний алюмінід нікелю в парі з нітридом кремнію при 800 і 1000 °С демонструє коефіцієнт тертя 0,7 і 0,8 відповідно. Зносостійкість NiAl у вищенаведеному діапазоні падає із $1,2 \cdot 10^{-4}$ до $2 \cdot 10^{-4}$ мм³·Н⁻¹·м⁻¹ ⁵.

КМ, при терті в парі із кулькою Si₃N₄ за швидкості 0,3 м/с при навантаженні 1 Н, має інтенсивність зношування $6,3 \cdot 10^{-5}$ мм³·Н⁻¹·м⁻¹. При цьому коефіцієнт тертя системи становив 1,14 ⁹⁵. Підвищення навантаження до 10 Н призводить до зниження даних параметрів до значень $1,3 \cdot 10^{-5}$ мм³·Н⁻¹·м⁻¹ і 0,51. За низьких навантажень механізм зношування даного композиту – мікрорізання та абразивне зношування, за високих – пластична деформація, мікрорізання та розшарування. Формування оксидних шарів, які працювали як тверде мастило, спостерігалось лише на поверхні кульки Si₃N₄.

З метою забезпечення високої зносостійкості алюмініду нікелю при температурах ≤900 °С використовують дисперсне армування сумішшю «карбід–оксид» ^{66,94}.

Для підвищення експлуатаційних характеристик інтерметаліду автори ⁶⁶, у якості альтернативи дисперсному армуванню, пропонують виготовлення in-situ композиту шляхом індукційного плавлення спресованих сумішей порошків Ni, Al, Cr, Mo та S. Отриманий композиційний матеріал NiAl–Cr(Mo)–Cr_xS_y характеризується високою зносостійкістю в діапазоні температур 700÷900 °С, що є наслідком формування самозмащуючої плівки, яка складається з аморфного Cr₂O₃ та нанокристалічного Al₂O₃. Даний КМ порівнювався із NiAl–10 об.% (TiC–Al₂O₃). Результати порівняння наведені в табл. 1.2.2.

Як видно із табл. 1.2.2, розроблений дисперсно армований КМ NiAl–10 об.% (TiC–Al₂O₃) характеризується високою зносостійкістю за температур 700÷800 °С, що є результатом утворення поверхневої самозмащуючої плівки, яка складається із аморфних та малих часток. В процесі

тертя на поверхнях обох композитів формується тонка плівка, яка складається з нанокристалічних NiO та Al₂O₃ та знижує коефіцієнт тертя пари «КМ-SiC»⁶⁶.

Таблиця 1.2.2

Триботехнічні та механічні характеристики композитів на базі NiAl

Матеріал	Досліджуваний параметр	Температура випробування, °C						
		25	500	600	700	800	900	1000
NiAl–Cr(Mo)–Cr _x S _y	Границя текучості, МПа	1000	880	800	620	530	380	280
	Коефіцієнт тертя (в парі з диском із SiC)	0,39	0,49	0,42	0,29	0,19	0,33	0,44
	Інтенсивність зношування, ×10 ⁻¹⁴ м ³ ·Н ⁻¹ ·м ⁻¹	6	11	16	6	7	18	29
NiAl–10 об.% (TiC–Al ₂ O ₃)	Границя текучості, МПа	950	800	600	380	300	270	200
	Коефіцієнт тертя (в парі з диском із SiC)	–	0,62	0,65	0,24	0,25	0,25	–
	Інтенсивність зношування, ×10 ⁻¹⁴ м ³ ·Н ⁻¹ ·м ⁻¹	–	8	10	9	9	20	–

Високий рівень зносостійкості інтерметаліду, армованого сумішшю карбідів та оксидів, при терті за високих температур підтверджується в роботі⁹⁴. На поверхні матеріалу NiAl–15 об.% TiC–5 об.% Al₂O₃ формується плівка на базі аморфного NiO та наночасток Al₂O₃, яка забезпечує самозмашувальні властивості даного КМ. При 700 °C даний оксидний шар є суцільним, в той час як при 600, 800 та 900 °C спостерігається його руйнування, що підтверджується стрибкоподібною високочастотною зміною коефіцієнту тертя пари «КМ-диск SiC» та зростанням інтенсивності зношування розробленого композиту. Границя текучості матеріалу NiAl–15 об.% TiC–5 об.% Al₂O₃ при 20 °C та 1000 °C становить 1080 МПа та 180 МПа відповідно, порівняно із 500 МПа та 100 МПа алюмініду нікелю. При цьому, для обох матеріалів характерним є різке зниження величини даного параметру після підвищення температури до ~500 °C.

1.2.3 Перспективні високотемпературні зносостійкі КПМ на базі NiAl

При розробці високотемпературних зносостійких матеріалів на основі NiAl, в більшості випадків, інтерметалід армують оксидами алюмінію, титану, хрому чи карбідами вольфраму, титану, кремнію, тощо. Рідше використовуються нітриди. Даний вибір пояснюється високим рівнем експлуатаційних характеристик цих матеріалів і, у випадку оксидів, їх самозмащуючими властивостями. Проте, як зміцнюючі домішки для високотемпературних КМ дані сполуки мають недоліки.

Основними недоліками карбідів та нітридів є властива їм висока дефектність в підрешітці неметалів. Також, при їх взаємодії з киснем за підвищених температур формуються гази CO₂ і NO₂ відповідно. Як наслідок, кількість дефектів в мікроструктурі даних тугоплавких сполук зростає. Така нестабільність будови карбідів та нітридів призводить до зниження їх експлуатаційних характеристик^{96–99}.

Головним недоліком оксидів, як армуючих домішок, є їх низька змочуваність металами та інтерметалідами¹⁵. Як зазначалося раніше, між структурними складовими зносостійкого покриття повинен існувати адгезійний зв'язок в усьому діапазоні робочих температур^{76,92,100–102}. Відсутність змочуваності є ознакою низької адгезії між компонентами композиту. Результатом цього є низька міцність зв'язку між матрицею та зміцнюючою фазою, що негативно впливає на зносостійкість композиційного матеріалу^{100–102}. Отже, в композиті оксиди утримуються, в основному, за рахунок зв'язків механічного характеру. У процесі тертя вони поступово будуть викришуватися із інтерметалічної матриці, що, в результаті, буде призводити до більшого зносу КМ.

Тугоплавкі бориди, особливо TiB₂, CrB₂ і ZrB₂ є найбільш перспективними сполуками для дисперсного армування NiAl з метою отримання зносостійкого композиційного порошкового матеріалу, призначеного для роботи в умовах високотемпературного тертя. Перераховані дибориди володіють високими експлуатаційними характеристиками, стабільністю та окиснювальною і

корозійною стійкістю^{90,103–106}. Перевагою тугоплавких боридів, у порівнянні з оксидами, є їх змочуваність металами та інтерметалідами¹⁵.

Вибір TiB_2 або CrB_2 , або ZrB_2 у якості перспективної армуючої домішки для алюмініду нікелю обумовлений наступними факторами^{72,90,103,104,106}:

- завдяки температурі плавлення ~ 3000 °C і високим експлуатаційним характеристикам дибориди титану та цирконію відносяться до класу ультрависокотемпературної кераміки (УНТС) і використовуються для виготовлення деталей, що працюють у екстремальних умовах експлуатації, таких як вузли реактивних двигунів нових поколінь чи ядерних реакторів;
- маючи температуру плавлення 2200 °C і стійкість до корозії, окиснювання та зношування, CrB_2 широко використовується як високотемпературний зносостійкий матеріал;
- дані сполуки є стабільними та хімічно інертними при високих температурах (≤ 900 °C);
- при підвищенні температур на поверхні диборидів утворюються захисні оксидні плівки на основі Cr_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 та, найголовніше – B_2O_3 . Вони мають високі триботехнічні характеристики і можуть працювати як тверде мастило.

На даний момент існує велика кількість робіт, присвячених розробці технологій виготовлення та дослідженню властивостей композиційних матеріалів систем «NiAl-MeB₂»^{3,10,36,67,68,72,77,107–116}.

Додавання 10 об.% тугоплавких диборидів в NiAl призводить до зростання твердості та мікротвердості композиційного матеріалу до ~ 50 HRC і ~ 500 HV_{0,2} відповідно при параметрах вихідного інтерметаліду $40,1 \pm 3,7$ HRC і 394 ± 37 HV_{0,2}^{107,112,116}. При введенні 20 об.% і 40 об.% MeB₂ дані параметри зростають до ~ 70 HRC і ~ 900 HV_{0,2}.

Дисперсне армування алюмініду нікелю частинками TiB_2 призводить до зміни механізмів деформації та значного зміцнення композиційного матеріалу у порівнянні з NiAl в діапазоні температур $1200 \div 1300$ K⁶⁸. Причиною високої

міцності розроблених композитів є мікроструктура з високою густиною дислокацій та зменшення розмірів зерен, утворюючих КМ.

Авторами ^{77,109} була досліджена стійкість композиційних матеріалів NiAl–10 (20, 40) об.% TiB₂ в умовах абразивного зношування за кімнатних температур. Із збільшенням вмісту дибориду титану в інтерметаліді зносостійкість КМ зростає. Основним механізмом зношування є мікрорізання. Окрім цього, на гранях борозен, сформованих на доріжках тертя, спостерігаються мікротріщини.

Нажаль, немає жодної інформації щодо досліджень композиційних порошкових матеріалів, призначених для отримання покриттів, які характеризуються високою зносостійкістю при терті за високих температур. Тому, розробка зносостійких високотемпературних КПМ систем «NiAl–CrB₂ (TiB₂, ZrB₂)» є актуальною задачею для сучасного матеріалознавства.

1.3 Перспективні напрямки застосування зносостійких високотемпературних (T=20÷800 °C) покриттів

1.3.1 Високотемпературні торцеві ущільнення, їх конструкція і умови експлуатації

Торцевим ущільненням (рис. 1.3.1) називають герметизуючий пристрій машини між її корпусом і валом, призначений для розділу порожнин високого і низького тисків, виконаний у вигляді пари тертя торцевих поверхонь двох деталей, одна з яких закріплена на валу, а друга – в корпусі машини. У загальному випадку торцеве ущільнення складається з двох кілець: нерухомого (рис. 1.3.2, 6), розташованого в корпусі, і рухомого (рис. 1.3.2, 1), розташованого на валу машини. Рухоме кільце обертається разом з валом (рис. 1.3.2, 10). Крім того, обов'язковими елементами вузла торцевого ущільнення є допоміжні ущільнення між рухомим блоком і ротором (рис. 1.3.2, 2), між статорним блоком і корпусом (рис. 1.3.2, 7), а також пристрої фіксації ущільнюючих кілець (рис. 1.3.2, 3-5) ¹¹⁷.



Рис. 1.3.1. Торцеве ущільнення із нержавіючої сталі (а) та з комбінації матеріалів (б).

Торцеві ущільнення виготовляються рядом компаній (наприклад, John Crane (США), Aesseal (Великобританія), Wilo, Burgmann (Німеччина), Grundfos (Данія), Roten, Lowara, Calpeda, DAB (Італія), Ebara (Японія) та Shanghai

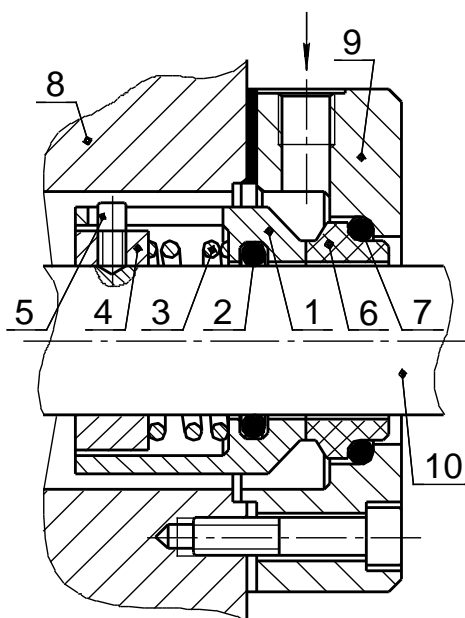


Рис. 1.3.2. Конструкція навантаженого торцевого ущільнення ¹¹⁸:
 1 – торцеве опорне кільце; 2 – ущільнююче кільце валу; 3 – прижимна пружина;
 4 – упорне кільце; 5 – стопорний штифт; 6 – торцеве контр-кільце;
 7 – корпусне ущільнююче кільце; 8 – корпус машини; 9 – корпус кришки;
 10 – вал.

Trisun (Китай), ПП «Кременчукгумотехніка», ТОВ «Герметика-Україна» (Україна) і широко експлуатуються в хімічній, нафтовидобувній, паливно-енергетичній, харчовій та інших галузях промисловості^{117,119–121,118}. В залежності від сфери використання обирається тип ущільнень та матеріал кілець. В табл. 1.3.1 наведено інформацію про матеріали, температури експлуатації, переваги та недоліки високотемпературних торцевих ущільнень^{117,121,118}.

Таблиця 1.3.1

Матеріали для виготовлення торцевих ущільнень

Матеріал ущільнення	Температура експлуатації, °С	Переваги	Недоліки
Полімерні ущільнення			
Поліуритан	≤110	Висока еластичність, пружність і низька крихкість, хімічна стійкість	Низька термостійкість, недостатні механічні властивості
Фторопласт	≤320		
Металічні і металоматричні композиційні ущільнення			
Карбід вольфраму	≤400	Висока зносостійкість і хімічна стійкість	Окиснення в середовищах з вмістом кисню
Сталі: низьковуглецева, вуглецева, нержавіюча, 410, 347	≤750	Можливість роботи при високих тисках	Можливість приварювання матеріалу ущільнення до матеріалу валу
Керамічні ущільнення			
Карбід кремнію	≤1200	Низький коефіцієнт тертя, висока зносостійкість	Висока крихкість, окиснення на повітрі
Оксид алюмінію	≤1800	Висока твердість, низька теплопровідність, стійкість до окиснення і корозії, низька щільність, термостійкість	Крихкість при різких перепадах температур

Окрім матеріалів, вказаних в табл. 1.3.1, також використовуються нікель і його сплави, мідь та алюміній. Основним недоліком таких ущільнень є їх приварювання до компонентів пари тертя в процесі експлуатації за високих температур а також окиснення¹¹⁷.

1.3.2 Складові деталі та вузли газотурбінних двигунів, які працюють в умовах тертя-ковзання за високих температур

Газотурбінний двигун – тепловий двигун, в якому енергія, утворена внаслідок стискання і нагрівання газу перетворюється на механічну роботу обертання валу турбіни. Внаслідок своєї високої питомої потужності (до 6 кВт/кг) вони широко використовуються на літаках, суднах, газотурбовозах, танках, газоперекачувальних станціях, тощо.

Основним недоліком ГТД є високі експлуатаційні витрати, в тому числі – на ремонт. Це є наслідком того, що більшість деталей та вузлів газотурбінних двигунів працюють в жорстких умовах. Згідно вимог до експлуатації, температура газу, який знаходиться в секції двигуна на момент роботи, змінюється з 12 °С на вході в ГТД до 2200 °С в турбіні та на виході з двигуна (табл. 1.3.2) ^{122–127}. Наприклад, в камері згорання ТРДД Д30-КУ першої серії за умов крейсерського польоту (висота 11000 м, швидкість – 980 км/год, міжнародна стандартна атмосфера) температура газу знаходиться в діапазоні 730÷1130 °С ¹²⁵. При цьому, ГТД повинні працювати протягом 2000 год до перевірки і, в більшості випадків, 5000 год до капітального ремонту при швидкості обертання 35000 хв⁻¹. Термін роботи наземних чи морських двигунів повинен бути набагато вищий. Наприклад, ресурс роботи вузлів сучасних індустріальних ГТД становить 25÷50 тис. год ¹²⁸.

Таблиця 1.3.2

Температура газу в 4-х основних ділянках сучасного ГТД ^{122–127}

Ділянка (рис. 1.3.3)	Температура газу, °С	Матеріали, які використовуються для виготовлення лопаток
Д 1	~200	ВТ3-1, В14, ВТ6
Д 2	~500	ВТ8, ВТ9, ВТ10
Д 3	~700	ХН77ТР (ЭИ437Б), ХН70МВТЮБ (ЭИ598), ХН70ВМТЮ (ЭИ617), ЭИ826, ХН62МВКЮ (ЭИ867), ЖС6У, ЖС6КП
Д 4	≤2000	Кераміка

Одним з найбільш вразливих компонентів газотурбінних двигунів є лопатки. Дані конструктивні елементи підлягають впливу великої кількості

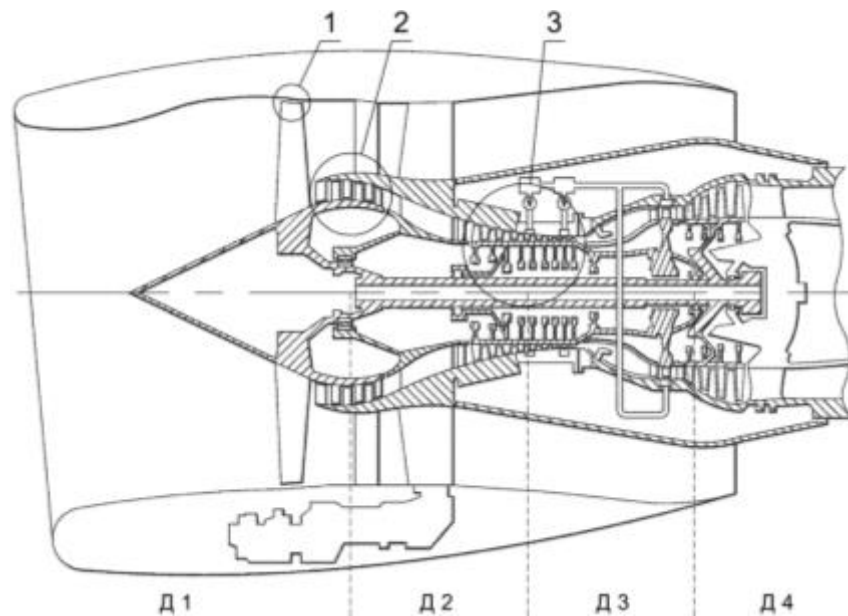


Рис. 1.3.3. Поперечний переріз типового ГТД:

- 1 – вхідні лопатки компресора низького тиску (КНТ); 2 – лопатки камери КНТ;
3 – лопатки камери компресора високого тиску.

руйнівних факторів, а саме ерозії, фретингу, втомному руйнуванню внаслідок циклічної дії вібрацій, високих механічних навантажень та температур (табл. 1.3.2), а також їх перепадів (рис. 1.3.4).

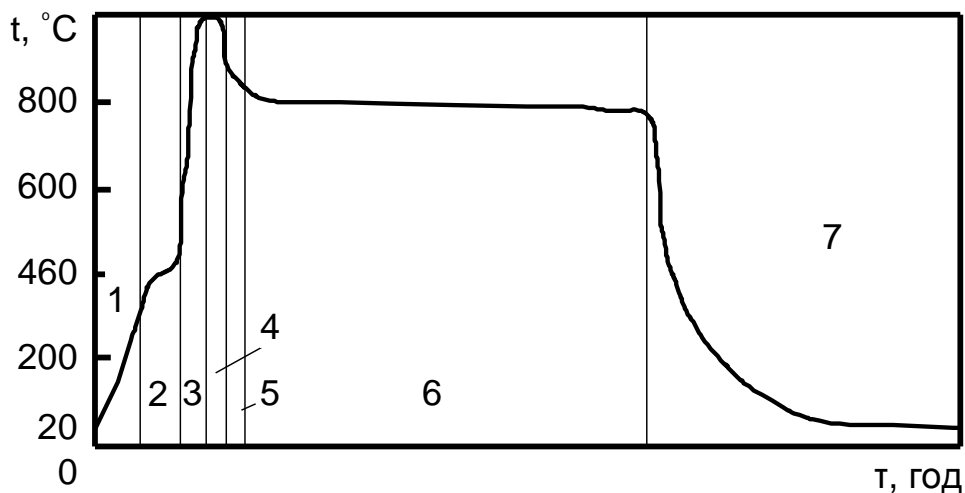


Рис. 1.3.4. Зміна температури лопаток при різних режимах роботи двигуна:

- 1 – запуск; 2 – малий газ; 3 – швидкий вихід на режим;
4 – максимальна потужність; 5 – проміжне зменшення частоти обертання;
6 – тривалий режим роботи двигуна; 7 – зупинка.

Лопатки 1–3 (рис. 1.3.3) працюють в парі тертя «торець лопатки–корпус ГТД» (рис. 1.3.5), яка з’явилася і набула свого поширення з появою ГТД нових поколінь. Дане конструкторське рішення є варіантом ущільнення проточного тракту і з’явилося для того, щоб підвищити ККД газотурбінного двигуна шляхом підвищення тиску газу в камерах компресорів за рахунок їх герметизації^{11,64,129}.

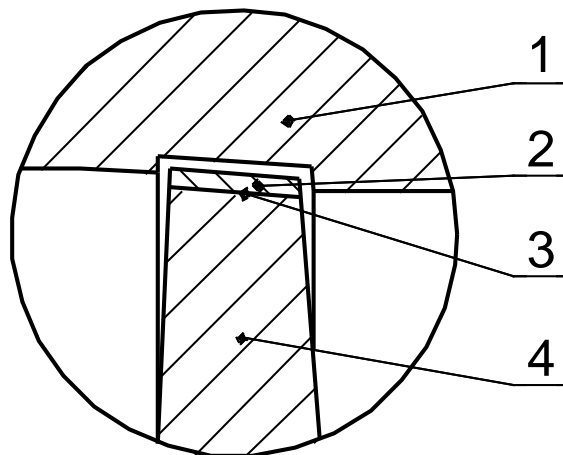


Рис. 1.3.5. Пара тертя «торець лопатки–корпус ГТД»:

1 – зношене покриття на корпусі двигуна; 2 – зносостійкий шар;
3 – місце з’єднання зносостійкого шару із торцем лопатки; 4 – лопатка.

У парі тертя «торець лопатки–корпус ГТД» (рис. 1.3.5) на корпус двигуна наноситься покриття (рис. 1.3.5, 1) із низькою зносостійкістю шляхом припаювання волоконних спечених^{11,129} чи напилювання порошкових пористих матеріалів^{1,64}. Не дивлячись на невисокі експлуатаційні характеристики вищезгаданих покриттів торці лопаток (рис. 1.3.5, 3) повинні бути захищені шляхом припаювання^{11,129} чи напилювання порошкових¹ зносостійких шарів (рис. 1.3.5, 2). В основному, такі покриття базуються на сплавах перехідних металів (NiCoCrAlY), їх карбідах (WC, TiC, Mo₂C, TaC, NbC, Cr₃C₂) та деяких твердих оксидах (Al₂O₃, TiO₂, Cr₂O₃)¹. Наносяться вони плазмовим дуговим, детонаційним чи HVOF-напилюванням¹. Склад захисних покриттів відрізняється в залежності від температури середовища, оточуючого пару тертя.

1.3.3 Зносостійкі матеріали для захисту робочих поверхонь торцевих ущільнень і торців лопаток

Як і у випадку торців лопаток в парі тертя «торець лопатки-корпус ГТД», зносостійкість металевих торцевих опорних кілець торцевих ущільнень підвищують шляхом нанесення на їх робочі поверхні газотермічних покриттів Al_2O_3 , Cr_2O_3 , $WC-Co$, Cr_3C_2 чи зносо- і корозійностійких композиційних матеріалів ¹²¹. На рис. 1.3.6 наведено композиції перспективних і серійних високотемпературних зносостійких КПМ, розроблених спеціалістами Oerlikon Metco, Castolin Eutectic (Швейцарія), NASA (США), ВАТ «Полема», ДП «ВИАМ» (РФ), ВАТ «ТЗНТС» (Україна) та представниками ряду науково-дослідних установ ^{1,4,6-9,11-14}. Дані композити можуть використовуватися для захисту робочих поверхонь тоцевих ущільнень та торців лопаток від інтенсивного зносу в умовах тертя за високих температур.

Відповідно до рис. 1.3.6, в якості армуючої фази у дані зносостійкі КПМ вводять оксиди та карбіди. Оскільки тугоплавкі дибориди, завдяки своєму високому рівню характеристик, використовуються при розробці вузлів реактивних двигунів для цивільних надзвукових літаків майбутнього (проект ATLLAS) ¹⁰⁶, то раціональним є їх застосування у вигляді зміцнюючих сполук при створенні високотемпературного зносостійкого композиційного порошкового матеріалу.

Використання NiAl в якості матриці для вищезгаданого перспективного КПМ є раціональним, тому що:

- алюмінід нікелю широко використовується в авіабудуванні у вигляді захисних антикорозійних покриттів чи основи для корозійностійких шарів ³;
- даний інтерметалід є компонентом аналогічних серійних зносостійких композиційних матеріалів ^{6,9,11};
- оксидні плівки, утворені на поверхні зміцненого NiAl, запобігатимуть схоплюванню чи приварюванню отриманого композиту з контр-тілом при роботі в якості кільця торцевого ущільнення.

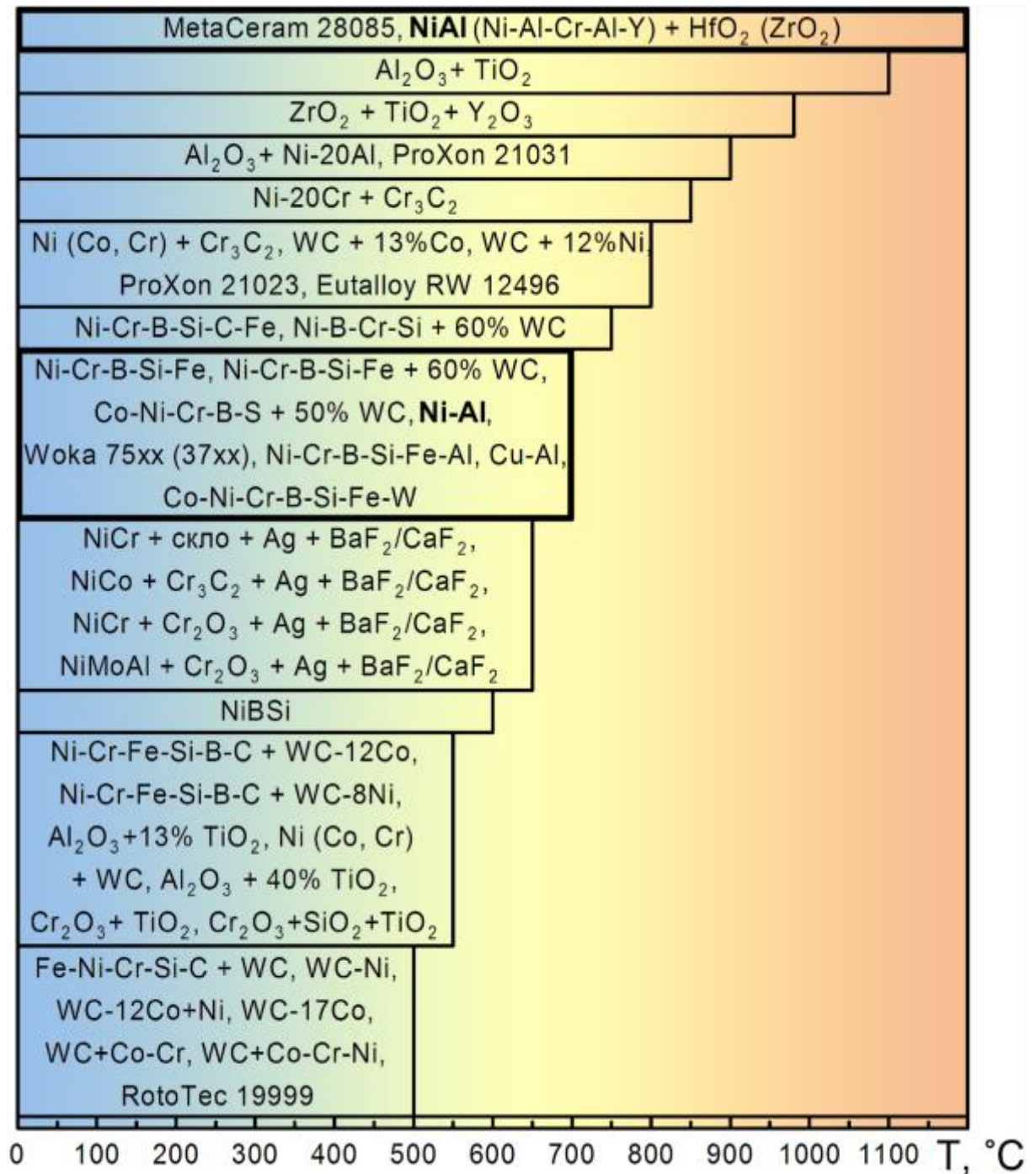


Рис. 1.3.6. Розподіл зносостійких матеріалів в залежності від температури використання ^{1,4,6-9,11-14}.

З огляду на зазначене вище, розробка зносостійких високотемпературних КПМ систем «NiAl-CrB₂ (TiB₂, ZrB₂)» є актуальною задачею для сучасного матеріалознавства та промисловості.

Висновки до розділу 1

Таким чином, NiAl – перспективний матеріал для отримання високотемпературних зносостійких покриттів. Він має високі температуру плавлення, окисну та корозійну стійкості, проте, його використання у вузлах тертя обмежене. Причиною цього є підвищена пластичність алюмініду нікелю за температур вище 500 °С, що призводить до руйнації захисних оксидних плівок, утворених на поверхні інтерметаліду, та інтенсифікації захоплювання NiAl з матеріалом контр-тіла, реалізації абразивно-адгезійного механізму зношування та, як наслідок, підвищення зносу пари тертя.

Дисперсне армування інтерметаліду тугоплавкими частками підвищує його жорсткість і робить можливим використання алюмініду нікелю у високотемпературних вузлах тертя у вигляді покриттів. У якості зміцнюючої фази зазвичай використовуються оксиди, карбіди, нітриди і дибориди.

Оскільки оксиди характеризуються невисокою змочуваністю металами та сплавами, що негативно впливає на міцність зв'язку між матрицею та армуючою фазою, а карбідам і нітридам властива висока дефектність в підрешітці неметалу, то введення тугоплавких диборидів до складу NiAl з метою його зміцнення є раціональним. При цьому, найбільш перспективними армуючими домішками є частки CrB₂, TiB₂ і ZrB₂. Причиною цього є їх:

- високі зносо-, корозійна і окиснювальна стійкості;
- стабільність складу та будови в широкому діапазоні температур;
- формування на поверхнях тертя комплексних трибошарів із самозмащувальними властивостями на базі оксидів бору.

Найбільш доцільним є застосування розроблюваного перспективного зносостійкого КМП в якості захисних покриттів для робочих поверхонь торцевих ущільнень. Можливе також його використання для захисту торців лопаток компресорів високого і низького тисків (компоненти пари тертя «торець лопатки-корпус ГТД») в газотурбінних двигунах нового покоління. В даному випадку руйнуючими факторами є механічне стирання внаслідок тертя-

ковання, високі температури (500÷800 °С) та корозія. З метою підвищення ресурсу робочі поверхні торцевих ущільнень і торців лопаток покриваються керамічними чи композиційними зносостійкими покриттями. Оскільки NiAl є компонентом великої кількості вищезгаданих захисних покриттів (рис. 1.3.6), а дибориди хрому, титану та цирконію – перспективними армуючими домішками, то розробка композиційного порошкового матеріалу систем «NiAl-MeB₂» для отримання зносостійких покриттів є актуальною та перспективною матеріалознавчою задачею.

Для вирішення даної задачі дослідження виконувались відповідно до розробленої схеми, наведеної на рис. 1.3.7.



Рис. 1.3.7. Структурна схема роботи.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА, ОБ'ЄКТИ І МАТЕРІАЛИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Вибір методів дослідження відіграє важливу роль при розробці композиційних матеріалів, дослідженні і встановленні закономірностей процесів структуроутворення КМ та впливу структурно-фазового складу і зовнішніх факторів на властивості композитів, а також покриттів на їх основі. Використання сучасних приладів та обладнання, перевірених і каліброваних метрологічними службами, апробованих методик, ретельні підготовка зразків і обробка експериментальних результатів, а також чітке дотримання порядку проведення експерименту забезпечили отримання достовірних результатів досліджень в даній роботі.

2.1 Характеристика об'єктів дослідження

В якості матеріалу досліджень були обрані КПМ на базі жаростійкого сплаву на основі нікелю із домішками дибориду хрому в концентраційному діапазоні 15÷45%, які потім отримали назви типу «НАБХ-*x*», де *x* – відсоткова доля тугоплавкої фази у композиційному матеріалі. Для виготовлення даних композитів використовувались:

- серійний порошок ПН70Ю30 (ISO 7530-7:1992) фракції -40 мкм складу: Al – 30,5%, Fe < 0,2%, C < 0,07%, Ni – основа ⁴;
- порошок CrB₂ Донецького заводу хімреактивів (ISO 10081-4:2014).

З метою підвищення адгезії з підкладкою всі покриття наносилися на підшар з терморегуючого матеріалу ПГ-Ю5-Н (фракція -100+40 мкм) складу: Ni – 95%, Al – 5,2% (ISO 9001:2008 № 75 100 70049).

Для дослідження змочування сплавом ПН70Ю30 тугоплавких сполук використовували шліфовані пластинки, отримані за допомогою методу гарячого пресування порошків із TiB₂ (ISO 10081-4:2014), CrB₂ (ISO 10081-4:2014) і ZrB₂ (ISO 10081-4:2014) Донецького заводу хімреактивів.

2.2 Методика дослідження контактної взаємодії між компонентами систем «металевий розплав – тугоплавка сполука»

Відповідно до Кислого П.С.¹⁰⁰, композиційний матеріал матиме високий рівень характеристик, якщо будуть задоволені наступні вимоги:

- матеріал зміцнюючої фази змочується розплавом матеріалу матриці;
- між компонентами КМ відсутня взаємодія, що призводить до формування нових фаз, які знижують властивості композиту.

Основним показником змочування армуючої фази розплавом матеріалу матриці є кінцевий контактний кут (θ)^{101,102} – кут, утворений векторами, дотичними до міжфазних поверхонь, які обмежують змочуючу рідину, а вершина кута лежить на лінії розділу трьох фаз. Визначення θ є першим кроком при розробці композиційного матеріалу.

Розтікання рідини по поверхні твердого тіла відбувається за рахунок зменшення вільної енергії при збільшенні площі контакту рідкої і твердої фаз. Для рівноважної системи Юнга¹³⁰ було виведене рівняння (2.2.1), яке пов'язує кінцевий контактний кут з міжфазною енергією на межі розділу ($\sigma_{\text{тр}}$) і поверхневим натягом твердої ($\sigma_{\text{тг}}$) і рідкої ($\sigma_{\text{рг}}$) фаз (рис. 2.2.1):

$$\cos \theta = \frac{\sigma_{\text{тг}} - \sigma_{\text{тр}}}{\sigma_{\text{рг}}} \quad (2.2.1)$$

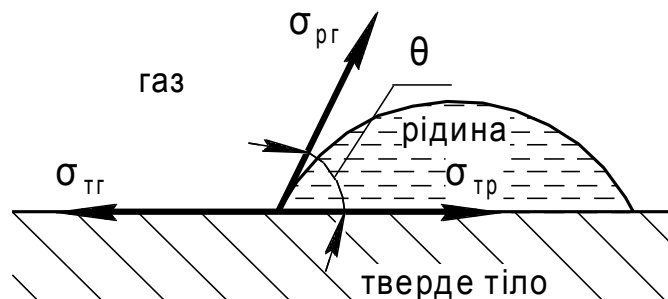


Рис. 2.2.1. Схема векторів поверхневих натягів $\sigma_{\text{рг}}$, $\sigma_{\text{тр}}$ і $\sigma_{\text{тг}}$ для системи «тверде тіло – рідина».

Реальні процеси розтікання є нерівноважними: міжфазна енергія змінюється в часі. Так як ця зміна відбувається з малою швидкістю, то капля рідини, змінюючи свою форму, утворює контактний кут такої величини, що вектори ($\sigma_{тр}$), ($\sigma_{тр}$) і ($\sigma_{пр}$) врівноважуються. Згідно принципу д'Аламбера для будь-якого моменту часу справедливою є наступна рівність (для проєкцій векторів на горизонтальну вісь):

$$\sigma_{тр} - \sigma_{тр} = \sigma_{пр} \cdot \cos \theta \quad (2.2.2)$$

Робота адгезії (енергія відриву рідкого сплаву від поверхні твердої фази) визначається із співвідношення ¹³¹:

$$W_A = \sigma_{пр} \cdot (1 + \cos \theta) \quad (2.2.3)$$

Міжфазний натяг на межі «тверде – рідке» розраховується із наступної рівності:

$$\sigma_{тр} = \sigma_{тр} - \sigma_{пр} \cdot \cos \theta \quad (2.2.4)$$

У даній роботі вивчення змочування тугоплавких диборидів TiB_2 , ZrB_2 та CrB_2 металевим розплавом $NiAl$ проводилось методом «лежачої» каплі ^{130,132-134}. Основними перевагами даного методу є його простота, можливість визначення енергетичних параметрів змочування (міжфазного натягу, роботи адгезії) і мала кількість використовуваних матеріалів.

Дослідження кінетики змочування проводилося у вакуумі (1,33 мПа) за температури, яка на 50 °С перевищує температуру плавлення інтерметаліду. Контроль температури в камері печі здійснювали вольфрам-ренієвою термопарою ВР-5/20 та мікропірометром ОМП-043М. Для дослідження кінетики змочування використовувалась установка, зображена на рис. 2.2.2. Основним компонентом установки є горизонтальна піч опору (рис. 2.2.2, 2), що являє собою вольфрамовий нагрівач з молібденовими та нікелевими екранами. Піч розташована у вакуумній камері (рис. 2.2.2, 1), яка має вікно для фіксування контактних кутів за допомогою цифрової фотокамери (рис. 2.2.2, 4). Робоча атмосфера у вакуумній камері досягається шляхом регулювання за допомогою

кранів (рис. 2.2.2, 7) етапів роботи форвакуумного (рис. 2.2.2, 5) та дифузійного (рис. 2.2.2, 6) насосів.

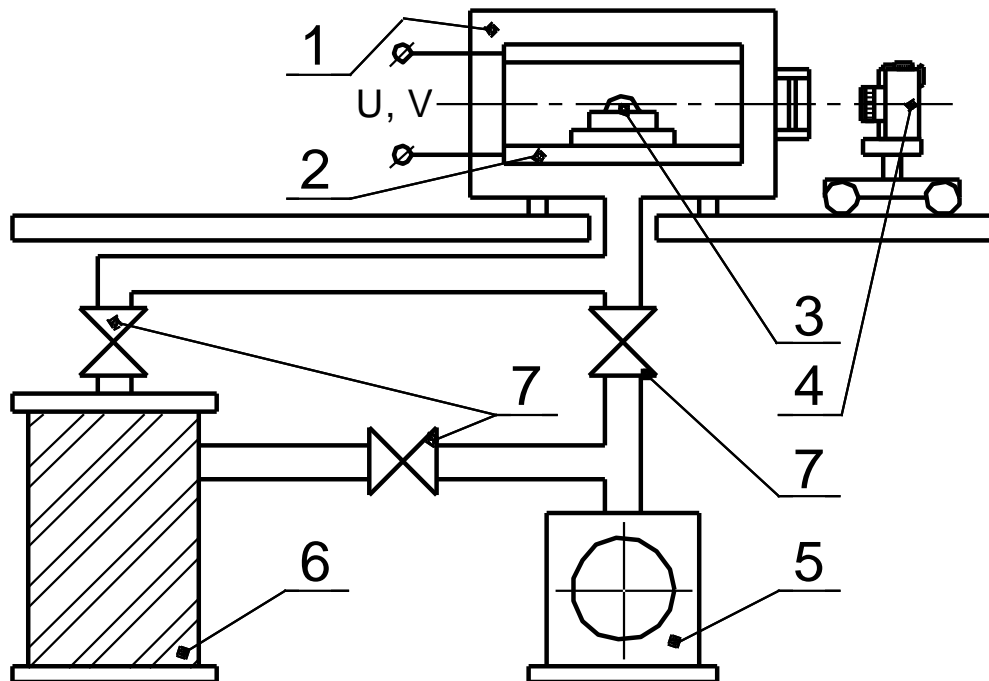


Рис. 2.2.2. Схема установки для визначення кінетики розтікання:

- 1 – вакуумна камера; 2 – піч; 3 – зразок; 4 – фотокамера;
5 – форвакуумний насос; 6 – дифузійний насос; 7 – крани.

Перед змочуванням зразки знежирювали. З поверхні NiAl видалялась оксидна плівка, тугоплавкі підкладки полірувались. На плоскій поверхні досліджуваного дибориду розміщували зразок алюмініду нікелю, після чого їх поміщали в піч (рис. 2.2.2, 2). Після встановлення вакууму 1,33 мПа проводили нагрівання з максимально можливою швидкістю. Процес розтікання розплаву NiAl по поверхні тугоплавкої підкладки і контактні кути змочування фіксувалися за допомогою цифрової фотокамери (рис. 2.2.2, 4). Процес змочування продовжували на протязі 10-20 хв до встановлення постійного значення контактного кута θ .

2.3 Метод диференційно-термічного аналізу

Високотемпературний диференційно-термічний аналіз (ВДТА) використовується для визначення термодинамічних змін в зразку (як ендотермічних, так і екзотермічних). В даному випадку ВДТА використовувався для встановлення присутності і температурного діапазону взаємодії між NiAl і боридами, а також синтезу компактного композиційного матеріалу НАБХ-15. Результати ВДТА являють собою графіки (термограми), на яких зображена зміна ентальпії зразка при його нагріванні і охолодженні. Верхня крива кожної термограми відповідає процесу нагрівання, а нижня – охолодження.

Кожен з піків термограм є результатом зміни ентальпії, який проявляється внаслідок процесів плавлення чи кристалізації компонентів системи або утворення нових фаз. Отримавши координати крайніх точок кожного такого піку можна визначити температури початку і завершення процесів плавлення і кристалізації компонентів системи чи формування нових фаз.

Визначення температур фазових перетворень в композиційних матеріалах систем «NiAl-CrB₂» і дослідження процесів фазоутворення в них здійснювали на установці ВДТА-8М, розробленій в ІІМ ім. І.М. Францевича НАН України. Установа складається з вакуумної камери з піччю, пристрою, регулюючого швидкість нагрівання, термопарного датчика, реєструючого приладу і термостату. Порошкову суміш досліджуваного матеріалу попередньо брикетували у вигляді циліндру ($\varnothing 6 \times 5$ мм) масою $0,8 \div 0,85$ г і встановлювали в алундовий тигель. Досліди проводили в середовищі гелію марки «ВЧ» (гелій високої чистоти з вмістом основної речовини більш 99,985 об.%). Швидкість нагрівання для усіх зразків становила 40 °С/хв. Для вимірювання температури використовували вольфрам-ренієві термопари ВР 5/20, з'єднані за схемою «комбінованої термопари». Зразки нагрівалися до температур $1800 \div 1850$ °С, після чого починався процес охолодження. Охолоджені компактні матеріали шліфували алмазними кругами.

2.4 Методичні основи отримання композиційного порошкового матеріалу систем «NiAl-CrB₂»

Початковим етапом виготовлення композиційних порошкових матеріалів є розмішування складових порошків з їх попереднім подрібненням до певної фракції (при необхідності). Необхідність розмелювання виникає при розробці, в основному, зносостійких композитів, так як дрібнозерниста армуюча фаза забезпечує вищий рівень властивостей та більш рівномірно розповсюджується в об'ємі матриці, порівняно з крупнозернистою^{82,83}. Саме тому перед змішуванням компонентів КПМ систем «NiAl-CrB₂» виникла необхідність розмелювання дихориду хрому.

CrB₂ подрібнювали протягом 7 годин¹³⁵ в середовищі розчинника «Розчинник-647», використовуючи лабораторний планетарний млин «Санд-1». Частота обертання барабану – 1620 об/хв при частоті обертання водила 648 об/хв. Використовували сталеві барабани об'ємом 340 см³ з кулями із твердого сплаву ВК-6 діаметром 5÷10 мм. Співвідношення маси шихти до маси куль становило 1:3¹³⁶. Продукти розмелювання просушувалися.

Після подрібнення порошки CrB₂ і ПН70Ю30 змішували у пропорціях, наведених у табл. 2.4.1. Середовище – спирт, час змішування – 1 година.

Таблиця 2.4.1

Вміст компонентів у КПМ систем «NiAl-CrB₂»

Назва КПМ	Частка, %	
	ПН70Ю30	CrB ₂
НАБХ-15	85	15
НАБХ-30	70	30
НАБХ-45	55	45

Дана операція проводилася на вищезгаданому млині «Санд-1», режим роботи той же, що і при розмелюванні. Використовувалися барабани із фторопласту Ф-4 об'ємом 340 см³ з розмельними тілами із кераміки SiC-Al₂O₃ (співвідношення 1:3). Шихту після змішування сушили і просіювали.

Гранулометричний склад вихідних компонентів та отриманих сумішей визначали на лазерному мікроаналізаторі «SK Lazer Micron Sizer PRO 7000».

Зразки розроблених композиційних матеріалів були виготовлені методом гарячого пресування, за допомогою якого можна отримати вироби з мінімальною пористістю ¹³⁷.

Гаряче пресування композиційних сумішей здійснювали на установці індукційного нагрівання СПД-120 без застосування захисної атмосфери. Шихту засипали в прес-форму із високоміцного графіту (марка МПГ-7). Робочі поверхні прес-форми попередньо змащувались нітридом бору ¹³⁸ для запобігання взаємодії між порошковою сумішшю, яка пресується, і графітом. Швидкість нагрівання становила 100 °С/хв. Поточне значення температури в зоні пресування визначалося оптичним пірометром «Промінь». Усадка під час гарячого пресування безперервно фіксувалася за допомогою мікрометричного індикатору, механічно з'єднаного з важелем плити пресу ¹³⁹.

Композити систем «NiAl-CrB₂» пресувалися за температури 1340÷1400 °С при навантаженні 10 МПа на протязі 5 хвилин. Заготовки із композиційних матеріалів серії «НАБХ-х» були виготовлені у вигляді паралелепіпедів розмірами 9×36×6 мм, з яких потім вирізалися зразки необхідної конфігурації методом електроерозійного різання.

2.5 Метод встановлення межі текучості КМ серії «НАБХ-х» в діапазоні температур 20÷800 °С

Визначення межі текучості (σ_T) композитів серії «НАБХ-х» в широкому діапазоні температур (20÷800 °С) дало змогу оцінити вплив домішок CrB₂ на міцність алюмініду нікелю, а також дати якісну оцінку зміни пластичності композиційних матеріалів систем «NiAl-CrB₂» в залежності від вмісту дибориду хрому.

Для визначення межі текучості було виготовлено зразки NiAl, НАБХ-15, НАБХ-30 і НАБХ-45 розмірами 3×4×5 мм. Зразки інтерметаліду вирізалися із

бруска, спеченого за 1600 °С в середовищі аргону із часток серійного порошку ПН70Ю30 (підрозділ 2.1). Зразки композитів серії «НАБХ-х» було виготовлено за методикою, описаною в підрозділі 2.4.

Дослідження проводили на універсальній випробувальній машині з гідромеханічним приводом виробництва НИКИМП типу 1231-У-10 за температур 20, 500 і 800 °С на повітрі. Швидкість руху траверси (рис. 2.5.1, 2) становила 0,5 мм/хв, швидкість деформації $\dot{\epsilon} = 1,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Перед дослідженням визначалися лінійні розміри (з точністю до сотих часток міліметра) кожного зразка, використовуючи електронний штангенциркуль з кроком дискретності цифрового відлікового пристрою 0,01 мм (ISO 3599-76).

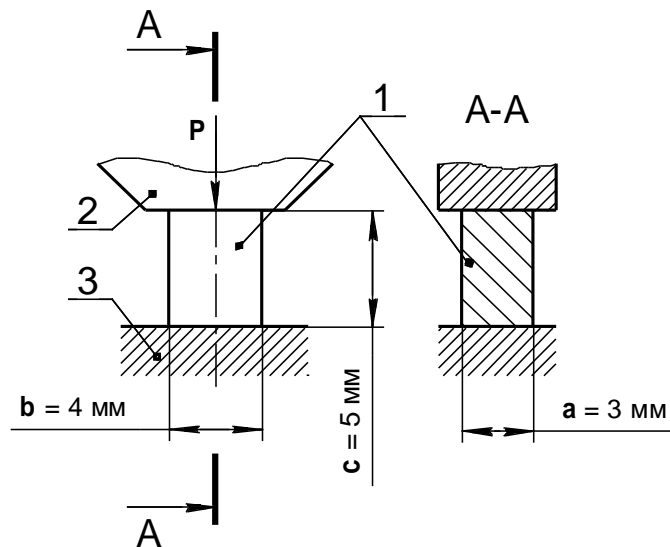


Рис. 2.5.1. Схема процесу визначення σ_t КМ системи «NiAl-CrB₂»:

1 – досліджуваний зразок; 2 – траверса; 3 – опора.

Зразок (рис. 2.5.1, 1) встановлювали на опорі установки (рис. 2.5.1, 3) стороною з розмірами 3×4 мм. Після того, як в робочій зоні температура досягала необхідного значення траверсу (рис. 2.5.1, 2) приводили в рух. В процесі дослідження фіксували зусилля (P), яке прикладалося до траверси, щоб вона продовжувала рух.

2.6 Методика визначення міцності на вигин композиційних матеріалів серії «НАБХ-х» за підвищених температур

Міцність на вигин ($\sigma_{зг}$) композиційних матеріалів систем «NiAl-CrB₂» в діапазоні температур 20÷800 °С була встановлена з метою детальнішої оцінки впливу кількості домішок дибориду хрому на пластичність і характеристики міцності інтерметаліду за високих температур.

Для даного дослідження використовувалися зразки матеріалів НАБХ-15, НАБХ-30 і НАБХ-45 розмірами 3×4×36 мм, отримані методом гарячого пресування. Міцність визначалася методом трьохточкового вигину (база $L=30$ мм) на універсальній випробувальній машині з гідромеханічним приводом виробництва НИКИМП типу 1231-У-10. Температура випробувань – 20, 500 і 800 °С, атмосфера – повітря. Опори (рис. 2.6.1, 3) для високотемпературних (до 1500 °С) випробувань виготовлено з нітриду кремнію Si₃N₄. Швидкість руху траверси (рис. 2.6.1, 2) становила 1 мм/хв. Перед вимірюванням визначалися лінійні розміри (з точністю до сотих часток міліметра) перерізу кожного зразка в площині руху траверси, використовуючи електронний штангенциркуль з кроком дискретності цифрового відлікового пристрою 0,01 мм (ISO 3599-76).

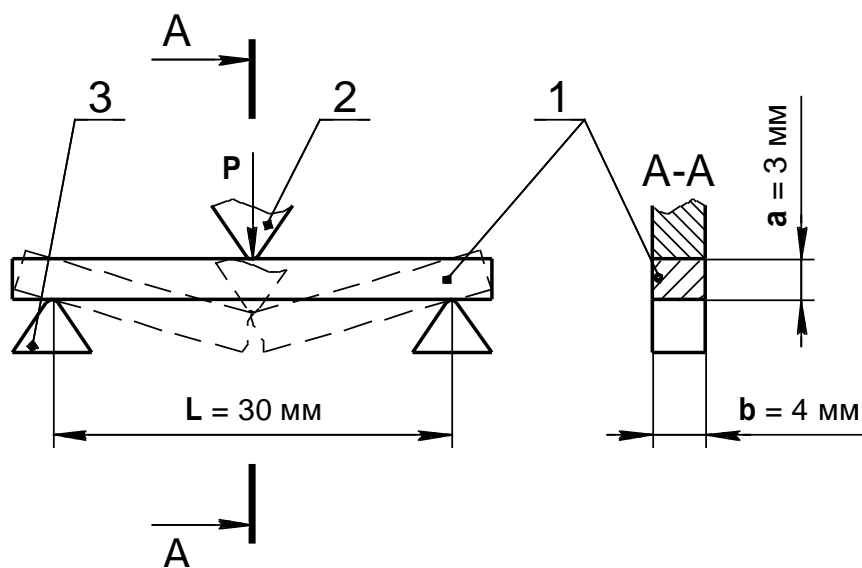


Рис. 2.6.1. Схема методу визначення $\sigma_{зг}$ КМ систем «NiAl-CrB₂»:

1 – досліджуваний зразок; 2 – траверса; 3 – опора.

Зразок (рис. 2.6.1, 1) встановлювали на опори (рис. 2.6.1, 3) широкою гранню таким чином, щоб його геометричний центр знаходився в одній площині з серединою бази L . Після того, як в робочій зоні температура досягала необхідного значення траверсу (рис. 2.6.1, 2) приводили в рух. В процесі дослідження фіксували зусилля (P), яке прикладалося до траверси, щоб вона продовжувала рух.

Визначивши значення P , при якому відбувалася руйнація зразка, знаходили його міцність σ_{zg} за формулою (2.6.1):

$$\sigma_{zg} = \frac{3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot a \cdot b^2} \quad (2.6.1)$$

де P – зосереджена сила, визначена за формулою 2.6.1, L – база (30 мм), a – висота зразка (3 мм), b – ширина зразка (4 мм).

2.7 Методичні основи отримання порошкових сумішей композиційних матеріалів серії «НАБХ-х» для нанесення газотермічних покриттів

При виготовленні порошкових сумішей (шихти) КПМ серії «НАБХ-х» використовувався диборид хрому, отриманий в результаті розмелювання за методикою, описаною в підрозділі 2.4. Порошки подрібненого CrB_2 і ПН70Ю30 змішували у пропорціях, наведених у табл. 2.7.1, в середовищі спирту протягом 1 години. Змішування здійснювали на млині «Санд-1» на наступних режимах роботи: частота обертання барабану – 1620 об/хв, частота обертання водила – 648 об/хв. Порошки з розмельними тілами із кераміки $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3$ у співвідношенні 1:3 поміщали у барабани із фторопласту Ф-4 об'ємом 340 см^3 . Після змішування шихту сушили.

Як відомо, при газотермічному нанесенні покриттів утворюється спрямований потік дисперсних частинок напилюваного матеріалу, в якому вони переносяться на поверхню оброблюваного виробу¹⁴⁰. У випадку напилювання композиційних покриттів необхідним є забезпечення однакових умов нанесення для кожного з компонентів. Це дозволить отримати рівномірний розподіл кожної фази в об'ємі напилених композиційних шарів та бажаний рівень їх

властивостей. Так як шихта матеріалів серії «НАБХ-х» після змішування складалася з порошків фракцій -40 мкм (ПН70Ю30) та -10 мкм (CrB_2), то для забезпечення однакових умов нанесення кожного з компонентів КПМ проводилося конгломерування порошкової суміші на органічній зв'язці без подальшого спікання ¹⁴¹.

Таблиця 2.7.1

Вміст компонентів у шихті КПМ серії «НАБХ-х»

Назва КПМ	Частка, %	
	ПН70Ю30	CrB_2
НАБХ-15	85	15
НАБХ-30	70	30

В якості органічної зв'язки було обрано нітроцелюлозу. Шихта КПМ НАБХ-15 і НАБХ-30 рівномірно розмішувалася із лаком прозорим нітроцелюлозним типу «Цапон» (ISO 4617-1-3-86) в пропорції 3:1. Дану суміш (рис. 2.7.1, 1) поміщали до посудини (рис. 2.7.1, 2), розміщеної на електричній плиті (рис. 2.7.1, 3).

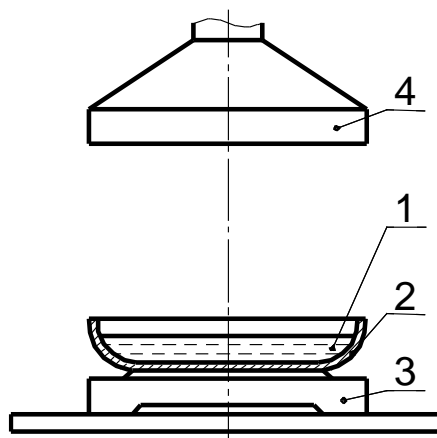


Рис. 2.7.1. Схема установки для конгломерування порошкових сумішей на органічній зв'язці: 1 – суміш шихти і лаку; 2 – металева посудина; 3 – електрична плита; 4 – витяжна місцева вентиляція.

Нагрівання є основною технологічною операцією процесу конгломерування на органічній зв'язці, особливо при використанні в якості зв'язки

нітроцелюлозних лаків. Причиною цього є те, що лак «Цапон» являє собою розчинену в «Розчинник 647» нітроцелюлозу (11,4÷13 %). Оскільки для конгломерування потрібна лише нітроцелюлоза, то розчинник випаровують шляхом підвищення температури суміші до температур ≥ 59 °С. Токсичні випаровування «Розчинника-647» видаляються з атмосфери місцевою вентиляцією (рис. 2.7.1, 4) витяжного типу.

Температура конгломерування (T_k) знаходилася в межах $59 \leq T_k < 70$ °С. На протязі процесу суміш (рис. 2.7.1, 1) постійно перемішували до моменту остаточного випаровування розчинника (в даний момент в'язкість суміші досягає рівня, при якому рівномірне перемішування неможливе). Шихта пропускала через сито з розміром комірки 2÷3 мм, після чого знову поміщала в посудину 2 (рис. 2.7.1) і просушувалася. Вміст нітроцелюлози в конгломерованій суміші становив 3÷4 %. Після охолодження шихту дробили у планетарному млині.

Розподіл шихти на фракції проводився методом ситової класифікації на лабораторній установці для розділення піщаної основи формувальних пісків по крупності зерен. Для отримання газотермічних покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30 вибиралися порошкові суміші фракцій (-100 +70) і (-70 +40) мкм.

2.8 Метод плазмового нанесення композиційних покриттів

Газотермічні покриття із розроблених композиційних порошкових сумішей НАБХ-15 і НАБХ-30 і вихідного сплаву ПН70Ю30 отримували методом плазмового напилювання (ПН) у відкритій атмосфері.

Перед нанесенням покриттів поверхні зразків знежирювалися, а також піддавалися струменево-абразивній обробці з метою очищення і отримання необхідної шорсткості (R_z 63÷80) для підвищення адгезії. У якості абразиву використовувався порошок електрокорунду нормального марки 12А (ISO 8486-1:1996) зернистістю F22÷F24 (ISO 8486-86). Поверхні зразків обдували з відстані 90÷150 мм під кутом 60÷90°. Тиск повітря в струмені

становив $0,5 \div 0,7$ МПа. Окрім того, з метою збільшення адгезії і вирівнювання коефіцієнтів термічного розширення на зразки перед напилюванням композиційних покриттів наносили підшар терморегуючого матеріалу ПГ-Ю5-Н складу – 95% Ni + 5,2% Al (ISO 9001:2008) зернистістю ($-100 +40$) мкм.

Плазмове напилювання проводили в захисній камері-маніпуляторі марки 15ВБ на установці УПУ-3Д, модернізованій в ІПМ НАН України, використовуючи суміш аргону і водню в якості плазмоутворюючого газу. Для генерації плазми застосовували плазмотрон виробництва Metco марки F4-MB потужністю 50 кВт. Режими нанесення покриттів наведено в табл. 2.8.1 ¹⁴².

Таблиця 2.8.1

Режими напилювання плазмових покриттів

Матеріал	Фракція, мкм	Струм дуги I_d , А	Напруга дуги U_d , В	Витрата Ar, л/хв	Витрата H ₂ , л/хв	Дистанція напилювання d , мм	Товщина напиленого покриття h , мм
ПН70Ю30	-40	350÷360	65	50	12÷15	120	0,5±0,05
НАБХ-15	-100 +70	350÷360	65	50	12÷15	160	0,5±0,05
	-70 +40	350÷360	65	50	12÷15	120	0,5±0,05
НАБХ-30	-100 +70	350÷360	65	50	12÷15	160	0,5±0,05
	-70 +40	350÷360	65	50	12÷15	120	0,5±0,05

Для досягнення необхідної товщини покриття, порошкові суміші наносилися в декілька проходів. Після кожного проходу проводили вимірювання товщини напиленого шару використовуючи штангенциркуль ШЦ-150-0.1 ГТО (ISO 3599-76).

2.9 Методика нанесення електроіскрових покриттів

Для отримання ЕІЛ покриттів використовували електроди матеріалів НАБХ-15 і НАБХ-30 розмірами 3×4×36 мм, отримані методом гарячого пресування ^{143,144}. У якості підкладок для дослідження кінетики приросту маси катоду у процесі легування використовувалися куби із довжиною сторони 10 мм, виготовлені зі сталі 20 (ДСТУ 2651:2005) ¹⁴⁵. Кінетика приросту маси катоду та

ерозії аноду визначалася шляхом зважування підкладки та електроду після кожної хвилини нанесення покриття на аналітичних вагах ВЛР-200 (ISO 9001:2008).

Електроіскрові покриття наносили на установці «Alier-52», режими роботи якої наведені в табл. 2.9.1.

Таблиця 2.9.1

Режими нанесення ЕІЛ покриттів на установці «Alier-52»

Режим нанесення	Параметри режиму				
	Тривалість імпульсу струму, мкс	Амплітуда імпульсу струму, А	Енергія імпульсу струму, Дж	Частота повторення імпульсу, Гц	Частота вібрації тримача електродів, Гц
1	20±20%	200±20%	0,045	100	600
2	40±20%	200±20%	0,09	100	600
3	80±20%	200±20%	0,29	100	600
4	170±20%	200±20%	0,61	100	600
5	350±20%	200±20%	1,26	100	600
6	700±20%	200±20%	2,52	100	600
7	1400±20%	200±20%	5,0	100	600

Перед нанесенням поверхні зразків очищувалися і знежирювалися. Товщина нанесених покриттів вимірювалась штангенциркулем ШЦ-150-0.1 ГТО (ISO 3599-76) і знаходилась в діапазоні $0,1 \div 0,4$ мм.

2.10 Методи дослідження структури, фазового та хімічного складу розроблених композиційних матеріалів, порошкових сумішей і покриттів

Мікроструктуру та фазовий склад зон взаємодії систем «інтерметалід – диборид», отриманих композиційних матеріалів серії «НАБХ-х», а також порошкових сумішей, газотермічних і електроіскрових покриттів на їх основі досліджували шляхом проведення металографічного, рентгенофазового та мікрорентгеноспектрального аналізу.

Металографічний аналіз проводився на оптичному мікроскопі ММР–4 і растровому електронному мікроскопі РЕМ–106И (Україна). Рентгенографічні дослідження проводились в монохроматичному $\text{Cu K}\alpha$ випромінюванні на багатофункціональному дифрактометрі Rigaku Ultima IV (Японія).

Мікроструктура, фазовий та хімічний склад, а також розподіл і вміст елементів у кожній з фаз досліджуваних матеріалів були визначені завдяки проведенню мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА) та Оже-аналізу, використовуючи мікроаналізатор JEOL JAMP-9500 (Японія).

Для визначення пористості зразків КМ і нанесених покриттів та встановлення співвідношень між фазами в композитах і покриттях використовували лінійний метод Розіваля (метод січних). Він базується на тому, що співвідношення площ фаз, які складають структуру досліджуваного матеріалу, відповідає їх об'ємному співвідношенню^{146,147}.

2.11 Методики встановлення фізико-хімічних властивостей отриманих композитів і покриттів

Мікротвердість отриманих композиційних матеріалів і покриттів визначали на мікротвердомірі ПМТ-3 шляхом вдавлення алмазної піраміди Віккерса в поліровану поверхню шліфа при навантаженні $0,05 \div 0,1$ Н.

Міцність зчеплення отриманих газотермічних покриттів із підкладками визначали за штифтовим методом як відношення навантаження, при якому відбулося руйнування покриття, до площі торцевої поверхні штифта:

$$\sigma = \frac{P}{S} \quad (2.11.1)$$

де: σ – міцність зчеплення, МПа; P – навантаження, при якому відбулося руйнування покриття, Н; S – площа торцевої поверхні штифта, см^2 .

Навантаження P встановлювалося шляхом витягування штифта (рис. 2.11.1, 4) із шайби (рис. 2.11.1, 3), на торці яких було попередньо нанесено досліджувані покриття (рис. 2.11.1, 2).

Міцність зчеплення випробовуваного покриття з підкладкою визначали як середнє арифметичне від результатів п'яти випробуваних зразків.

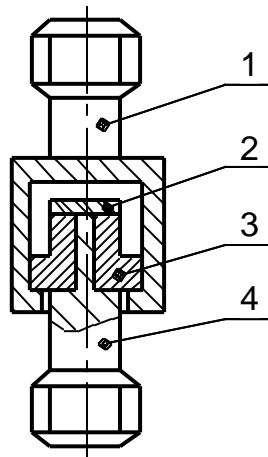


Рис. 2.11.1. Складальна одиниця «захват-штифт» для визначення адгезійної міцності: 1 – захват для шайби; 2 – покриття; 3 – шайба; 4 – штифт.

2.12 Методичні основи визначення триботехнічних властивостей розроблених покриттів в широкому діапазоні температур

Триботехнічні властивості отриманих покриттів визначалися з метою встановлення зносостійкості та процесів, які мають місце під час їх тертя, а також впливу домішок дибориду хрому на механізми зношування алюмініду нікелю. При постановці даного експерименту велике значення має відповідність тестових умов умовам реальної роботи випробовуваних покриттів у цільових парах тертя (в даному випадку – «торцеве опорне кільце-торцеве контр-кільце» (рис. 1.3.2) і «торець лопатки-корпус двигуна» (рис. 1.3.5)). З огляду на інформацію, наведену підрозділі 1.3, трибодослідження проводили в умовах тертя ковзання без мастила за схемою «pin-on-disc» в діапазоні температур $20 \div 800$ °С.

Випробування проводилися на машині тертя МТ-68 розробки ПІМ ім. І.М. Францевича НАН України (рис. 2.12.1). Для отримання достовірних порівнюваних результатів випробування всіх покриттів проводилися в однакових умовах.

Покриття з розроблених композиційних матеріалів були нанесені на стержні $\varnothing 5 \times 15$ мм, виготовлені з вуглецевої сталі 20 (ДСТУ 2651:2005) та з нержавіючої сталі 08X18H10 (ISO 13898-4-2007). У якості контр-тіла використовувалися диски з сталі 20 (ДСТУ 2651:2005) та 08X18H10 (ISO 13898-4-2007) $\varnothing 40$ мм з покриттям NiAl, а також диски зі сталі P18 (ISO 11054:2006) $\varnothing 40$ мм без покриття.

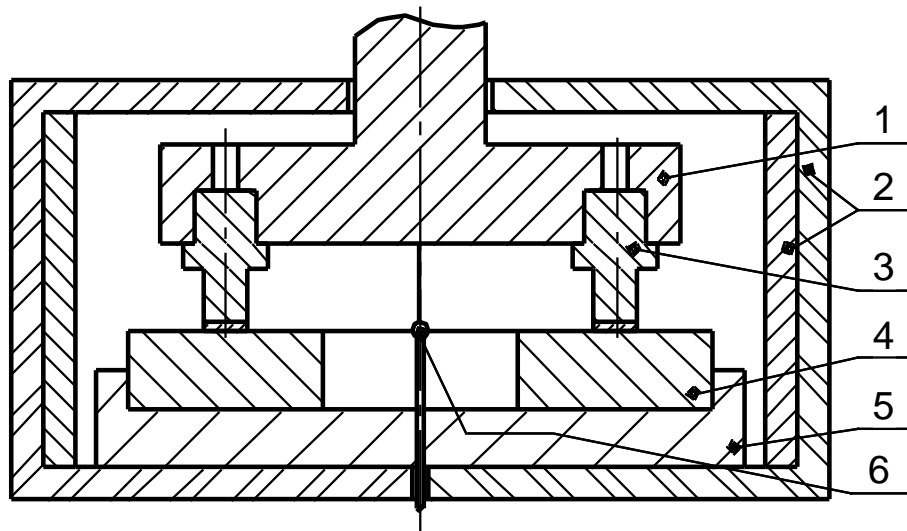


Рис. 2.12.1. Схема установки МТ-68 для високотемпературного триботестування: 1 – рухомий фіксатор зразків; 2 – нагрівальний елемент із захисним кожухом; 3 – зразок з покриттям; 4 – контр-тіло; 5 – фіксатор контр-тіла; 6 – термопара.

Режими дослідження були наступними: тиск в зоні контакту $P=2$ МПа, швидкість ковзання $V=1,5$ м/с, дистанція тертя $S=1000$ м. Температура в зоні тертя контролювалася вольфрам-ренієвою термопарою ВР-5/20. Зносостійкість кожного покриття визначалася за температури 20, 500 і 800 °С.

Лінійний і ваговий знос покриттів визначався шляхом встановлення різниці між висотою і вагою зразків до і після тестування, використовуючи електронний штангенциркуль ШЦ-150-0.1 ГТО (ISO 3599-76) і аналітичні ваги ВЛР-200 (ISO 9001:2008). Перед вимірюваннями зразки очищували.

РОЗДІЛ 3
ОСОБЛИВОСТІ КОНТАКТНОЇ ВЗАЄМОДІЇ ТА
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В СИСТЕМАХ «NiAl-MeB₂»
ДЛЯ ВИБОРУ ОПТИМАЛЬНОЇ АРМУЮЧОЇ ФАЗИ
ДЛЯ ЗНОСОСТІЙКОГО КІМ

Інтерметалід NiAl широко використовується в якості жаростійких покриттів для формування захисних шарів на робочих поверхнях деталей. Проте, його використання є недоцільним для компонентів механізмів, які в процесі експлуатації при підвищених температурах підлягають впливу механічних навантажень. В цьому разі поверхнева оксидна плівка, що утворюється на інтерметаліді при високих температурах, від прикладених зовнішніх сил руйнується, що приводить до деградації покриття. Прикладом такої поведінки захисних поверхневих шарів із NiAl є їх робота у високотемпературних трибовузлах. Тому, для розширення областей застосування інтерметалідних покриттів необхідно розробити такі матеріали, які поєднували б в собі високу жаростійкість і здатність ефективно працювати в умовах високих навантажень.

Одним із методів розширення областей використання інтерметалідних покриттів в умовах високотемпературних навантажень може бути введення в склад NiAl тугоплавких домішок, в тому числі – боридів, які, з одного боку, не погіршували б його жаростійкість, а з іншого – суттєво підвищували здатність протистояти впливу зовнішніх сил ^{3,5,14,29,94,95}.

В даній роботі було запропоноване введення в склад NiAl зміцнюючих домішок диборидів цирконію, титану та хрому. Для визначення оптимальної армуючої фази досліджена змочуваність і фізико-хімічна сумісність в системах «NiAl-ZrB₂», «NiAl-TiB₂» і «NiAl-CrB₂». Вибір тугоплавких диборидів в якості зміцнюючих домішок зумовлений високим рівнем їх фізико-механічних властивостей та формуванням за підвищених температур на їхній поверхні оксидних плівок, які, як відомо, позитивно впливають на триботехнічні характеристики композитів ^{84–86,88–90}.

Як вказувалося раніше, при виборі структурних складових КМ необхідно враховувати, що між металічною фазою і тугоплавким компонентом повинна існувати висока змочуваність ($\theta \approx 0^\circ$) та має бути відсутня інтенсивна взаємодія, яка призводить до утворення нових сполук.

Встановлення контактних кутів змочування та дослідження зон взаємодії систем «NiAl-ZrB₂», «NiAl-TiB₂» і «NiAl-CrB₂» дасть змогу обрати оптимальну зміцнюючу фазу для отримання КПМ на основі алюмініду нікелю з високим рівнем фізико-механічних властивостей.

3.1 Визначення кінетики змочування в системах «NiAl-MeB₂»

Для проведення дослідження контактної взаємодії в якості підкладок використовувались пластинки диборидів хрому, титану і цирконію розмірами 14×14×2 мм, отримані шляхом гарячого пресування в графітових прес-формах на установці СПД-120. Пористість зразків не перевищувала 5%. Перед змочуванням пластинки полірувалися алмазними кругами і знежирювалися. Порошки NiAl сплавлювали у вакуумній печі СШВ при температурі ~1680 °С, отримані брикети подрібнювали на фрагменти діаметром 3-4 мм. Перед змочуванням зразки інтерметаліду очищувалися надфілем і знежирювалися.

Встановлення значення контактного кута θ під час змочування диборидів цирконію, титану та хрому розплавом алюмініду нікелю проводили у вакуумі (1,33 мПа) за температури 1690 °С (що на ~50 °С вище за температуру плавлення інтерметаліду). Отримана кінетика процесу наведена на рис. 3.1.1^{142,148}.

3.1.1 Система «NiAl-ZrB₂»

При температурі плавлення NiAl на поверхні ZrB₂ формується початковий контактний кут 90° (рис. 3.1.1, крива 1), величина якого плавно знижується

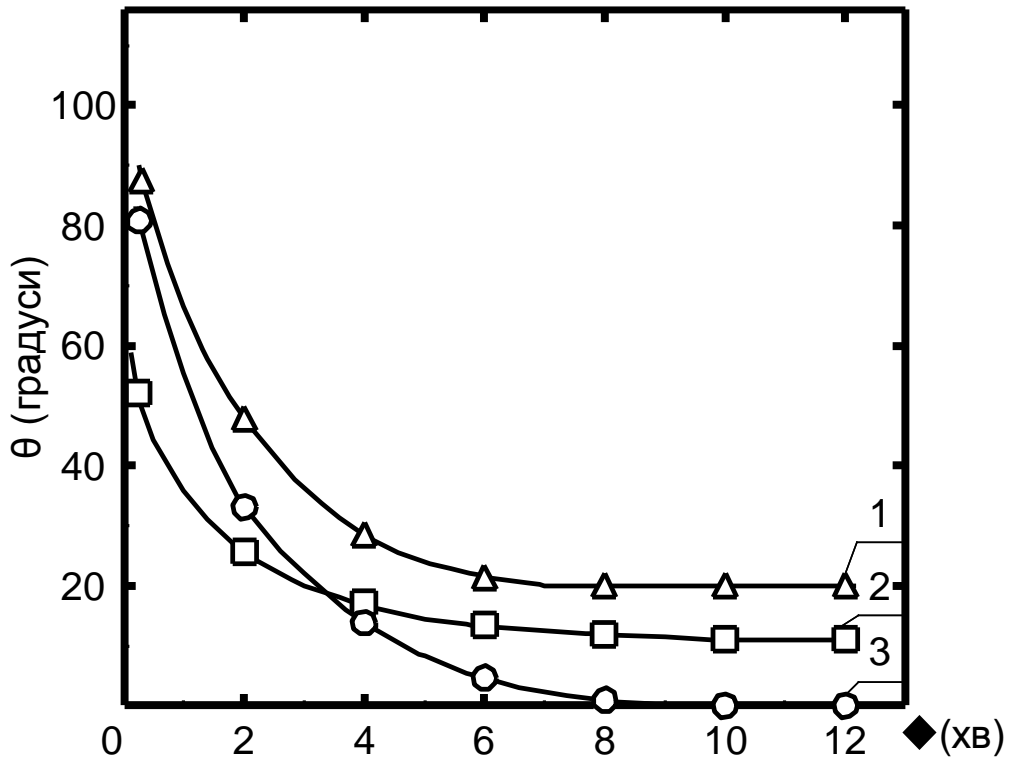


Рис. 3.1.1. Кінетика змочування в системах «інтерметалід-диборид»:
1 – NiAl-ZrB₂; 2 – NiAl-TiB₂; 3 – NiAl-CrB₂.

протягом 7 хвилин до стабілізації на значенні $\theta=20^\circ$. Подальша витримка зразку за температури 1690°C не вплинула на значення контактного кута. Таким чином, зафіксований контактний кут змочування системи «NiAl-ZrB₂» становить 20° .

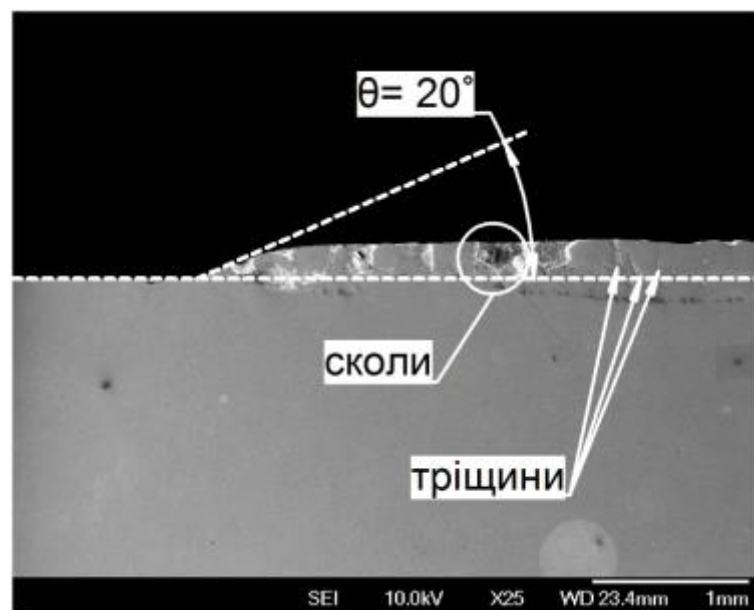


Рис. 3.1.2. Капля розплаву NiAl на поверхні пластинки ZrB₂.

Структура каплі має нетипову, приплюснуту форму, що є наслідком рівномірного розтікання розплаву інтерметаліду по поверхні пластинки (рис. 3.1.2). Мікроструктура зони взаємодії характеризується високою кількістю лінійних (тріщини) і об'ємних (сколи та відшарування алюмініду нікелю) дефектів. Тріщини зароджуються в зоні взаємодії і розповсюджуються від диборидної підкладки. Їх поширенню сприяє висока крихкість NiAl при температурах нижче ТДпмКПС ($<400\text{ }^{\circ}\text{C}$). Очевидно, тріщини зароджуються внаслідок зростання залишкових напружень під час охолодження зразку. Дані напруження є результатом значної різниці коефіцієнтів термічного розширення інтерметаліду ($13\div 25\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$) і ZrB_2 ($5,9\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$). Причинами появи сколів та відшарувань алюмініду нікелю можуть бути накопичення на міжфазній границі значної кількості лінійних дефектів.

Не виключено, що невелика кількість сколів з'явилася в процесі приготування мікрошліфа. Оскільки за кімнатної температури NiAl є крихким, то в умовах високої інтенсивності вібрацій, які мають місце при обробці зразку кругами з крупнозернистим абразивом, він має незадовільну зносостійкість, яка проявляється у викришуванні інтерметаліду.

3.1.2 Система «NiAl-TiB₂»

Кут змочування в системі «NiAl-TiB₂» на початку дослідження становив 59° (рис. 3.1.1, крива 2) і знижувався протягом 10 хвилин до значення 11° . Із подальшою витримкою за температури $1690\text{ }^{\circ}\text{C}$ він залишався сталим.

При змочуванні дибориду титану капля розплаву алюмініду нікелю набуває традиційної форми (рис. 3.1.3). Для даної системи також є характерними тріщини та сколи. Причини їх виникнення є такими ж, як і для зони взаємодії системи «NiAl-ZrB₂». При цьому кількість дефектів вища, що, очевидно, є наслідком більшої різниці між коефіцієнтами термічного розширення інтерметаліду і дибориду титану ($\text{КТР TiB}_2 - 4,5\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$).

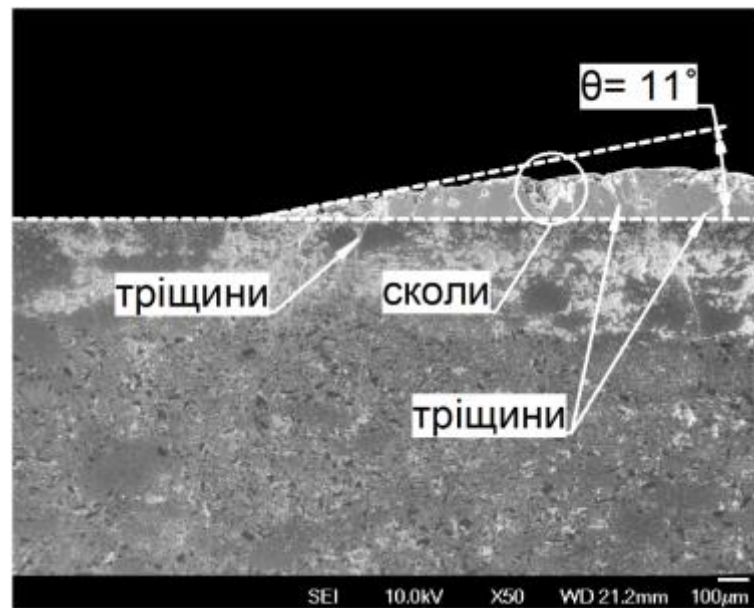


Рис. 3.1.3. Капля розплаву NiAl на поверхні пластинки TiB₂.

3.1.3 Система «NiAl-CrB₂»

Початковий кут змочування в системі «алюмінід нікелю-дигборид хрому» становив 82° (рис. 3.1.1, крива 3). При досягненні температури 1690 °С розплав інтерметаліду почав інтенсивно змочувати CrB₂. Після 2 хвилин витримки за даних умов значення θ становило 32°, а після 8 спостерігалось повне розтікання інтерметаліду по поверхні дигбориду хрому з утворенням нулевих контактних кутів змочування (рис. 3.1.1, 3.1.4).

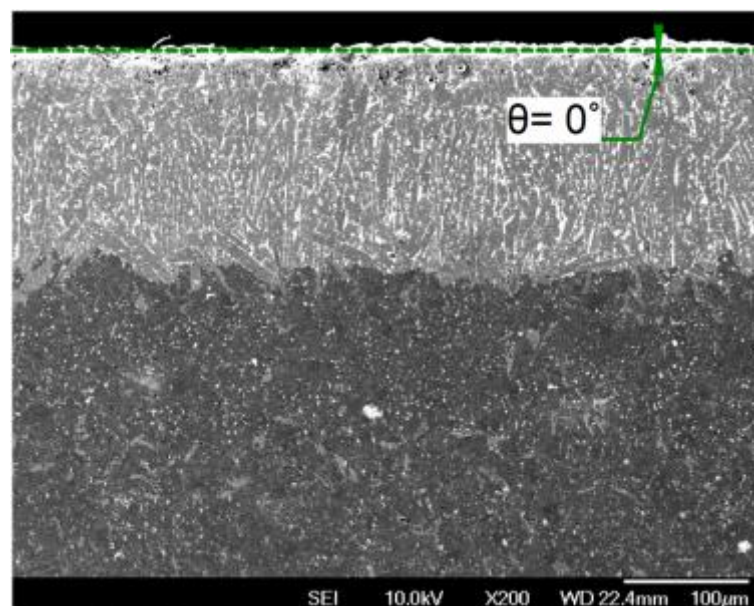


Рис. 3.1.4. Пластинка CrB₂, просочена розплавом NiAl.

В зоні взаємодії алюмініду нікелю та дибориду хрому відсутні лінійні та об'ємні дефекти, проте присутня невелика кількість точкових дефектів у вигляді пор.

Мікроструктура контактної зони системи «NiAl-CrB₂» характеризується активною взаємодією компонентів твердої і рідкої фаз. Глибина зони взаємодії складає 150-200 мкм і навіть при незначному ($\times 200$) збільшенні спостерігаються утворені нові фази у вигляді хаотично розміщених витягнутих зерен світло-сірої фази. З урахуванням того, що в системі «NiAl-CrB₂» спостерігається формування нулевих контактних кутів при змочуванні, з одного боку, і відбувається активна хімічна взаємодія між інтерметалідом та тугоплавким диборидом – з іншого, то представляє науковий інтерес більш детальне дослідження контактної перехідної зони «NiAl-CrB₂».

3.2 Дослідження мікроструктури та фазового складу зони взаємодії системи «NiAl-CrB₂»

Згідно даних, отриманих при встановленні кінетики змочування тугоплавких диборидів розчином алюмініду нікелю, найменший контактний кут властивий системі «NiAl-CrB₂». Це свідчить про те, що серед диборидів цирконію, титану та хрому найвищий адгезійний зв'язок з інтерметалідом проявляє останній.

Як зазначалося раніше, окрім високого адгезійного зв'язку між компонентами композиційного матеріалу має бути відсутня взаємодія, яка призводить до формування фаз, погіршуючих властивості КМ. Згідно рис. 3.1.4 можна зробити висновок, що в даній системі утворилася нова сполука. Для того, щоб визначити – погіршує вона рівень властивостей КПМ чи ні – проводилися дюрOMETричний, мікрорентгеноспектральний та Оже-аналізи зони взаємодії системи «NiAl-CrB₂», визначені фазовий склад ділянки змочування і особливості взаємодії між алюмінідом нікелю та тугоплавким диборидом.

3.2.1 Мікроструктура зони взаємодії системи «NiAl-CrB₂»

При дослідженні мікроструктури зони взаємодії встановлено, що зі сторони каплі утворюється дві фази: хаотично розміщені зерна сірої фази, яка,

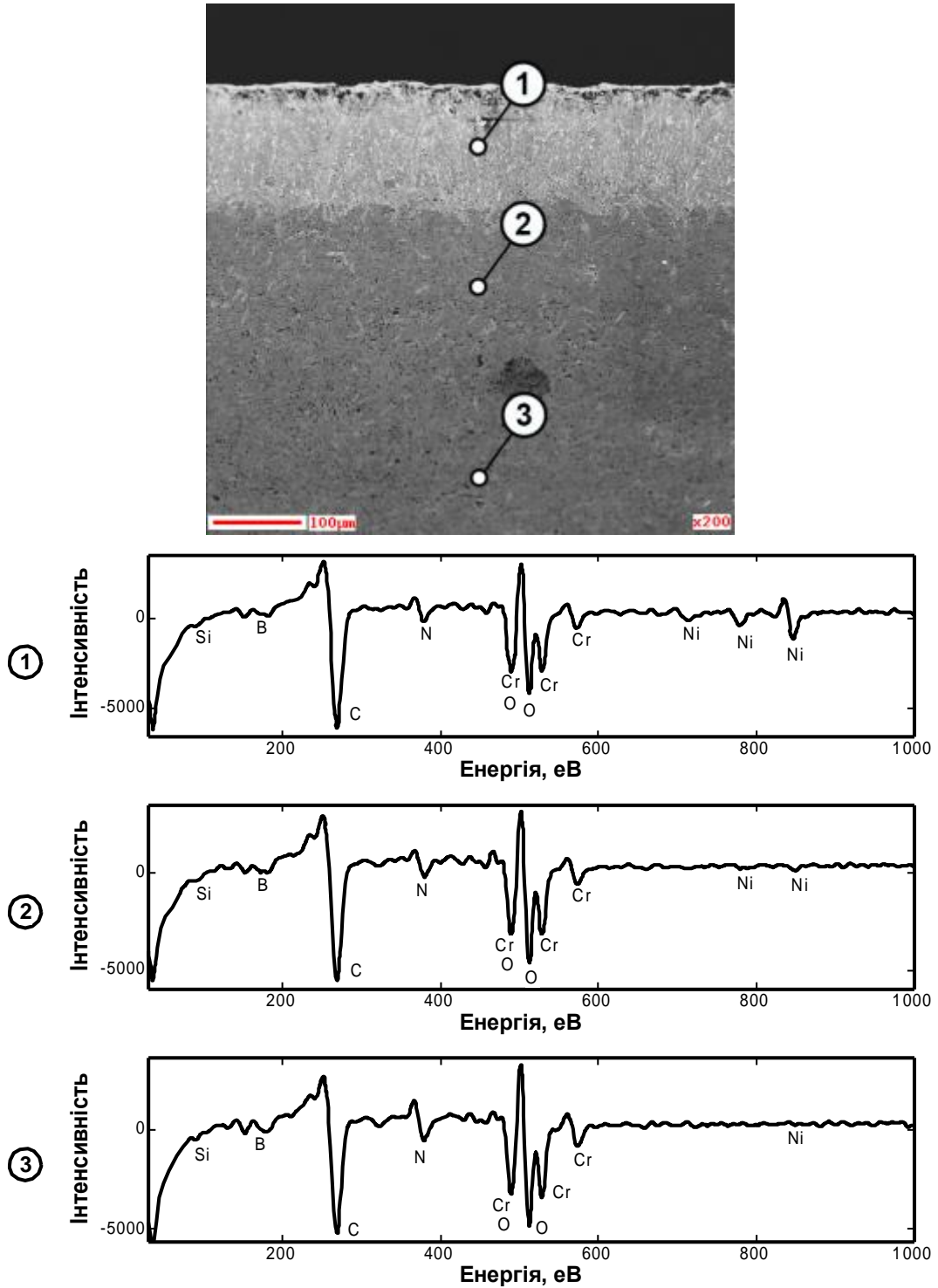


Рис. 3.2.1. Розподіл хімічних елементів в зразкові системи «NiAl-CrB₂»:

1 – зона взаємодії; 2 – проміжок між ЗВ і CrB₂; 3 – CrB₂.

очевидно, являється продуктом взаємодії інтерметаліду та дибориду і світлі прошарки, розташовані між кристалами сірої фази, які є вихідним NiAl. Нижче перехідної зони знаходиться CrB₂. Методом Оже-аналізу в перехідній зоні виявлено Ni, Al, B, Cr. Мікроаналіз області на відстані ~70 мкм від ЗВ показав існування фази CrB₂ з незначним вмістом розчиненого в ній нікелю (<2%). На відстані ~300 мкм від перехідної зони Ni в дибориді хрому не знайдено (рис. 3.2.1).

Особливість поведінки рідкої фази NiAl на поверхні CrB₂ полягає в тому, що після плавлення інтерметаліду відбувалося розтікання каплі з одночасною активною взаємодією на межі «тверда-рідка фаза». Результатом цієї взаємодії, очевидно, є утворення нулевих контактних кутів змочування з формуванням перехідної зони у поверхневому шарі підкладки. Структура такого перехідного шару представлена на рис. 3.2.2¹⁴⁸.

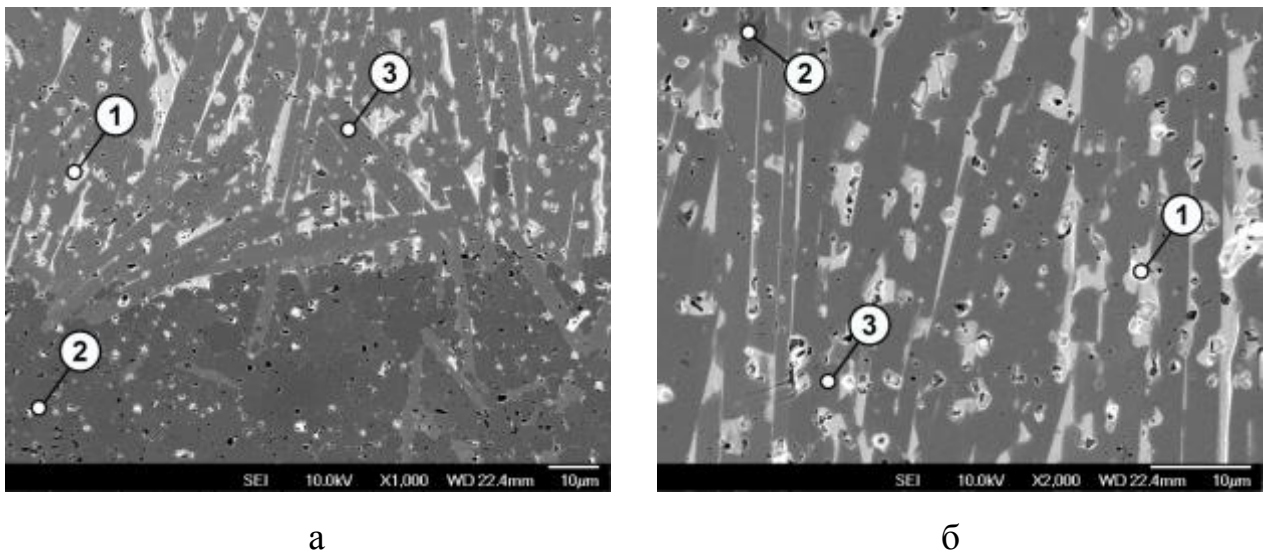


Рис. 3.2.2. Перехідний шар системи «NiAl-CrB₂» (а) та його ділянка (б):

1 – біла фаза; 2 – темно-сіра фаза; 3 – світло-сіра фаза.

Структура перехідної зони (рис. 3.2.2) утворена світло-сірими голчастими кристалами (рис. 3.2.2, 3), витягнутими, переважно, в напрямку, перпендикулярному до поверхні підкладки, та білими прошарками алюмініду нікелю (рис. 3.2.2, 1), розташованими між цими кристалами. Світло-сіра фаза

(рис. 3.2.2, 3), очевидно, є продуктом взаємодії NiAl (рис. 3.2.2, 1) і CrB₂ (рис. 3.2.2, 2).

Механізм утворення перехідної зони може бути наступним:

- I. Температура в камері установки (рис. 2.2.2, 2) нижче $T_{пл}$ алюмініду нікелю (рис. 3.2.3, а). Фази знаходяться у відносній рівновазі: інтерметалід (рис. 3.2.3, а, 1) знаходиться на поверхні диборидної пластинки (рис. 3.2.3, а, 2);
- II. Температура в камері ~ 1640 °C (рис. 3.2.3, б). Алюмінід нікелю (рис. 3.2.3, б, 1) плавиться з утворенням каплі. Розплав інтерметаліду починає взаємодіяти із матеріалом підкладки 2 (рис. 3.2.3, б). Взаємодія полягає в розчиненні компонентів CrB₂ у розплаві інтерметаліду. З часом фронт взаємодії інтерметаліду з диборидом рухається вглиб підкладки, утворюючи верхній шар перехідної зони 3 (рис. 3.2.3, б);
- III. Температура в камері утримується на рівні ~ 1640 °C (рис. 3.2.3, в). NiAl повністю рівномірно розтікається по поверхні підкладки. Паралельно з цим проходять і згадані в пункті II процеси взаємодії. Це викликає просування фронту взаємодії вглиб матеріалу підкладки (рис. 3.2.3, 2) із утворенням перехідної зони (рис. 3.2.2, 3).
- IV. В момент, коли капля інтерметаліду, внаслідок інтенсивної взаємодії, повністю проникає в об'єм дибориду хрому – температура в камері починає поступово знижуватися до кімнатної. Перехідна зона (рис. 3.2.3, в, 3) на протязі певного етапу часу збільшується в розмірах до набуття фінального вигляду. Процеси взаємодії пасивуються. Розчинені в NiAl компоненти CrB₂ разом з компонентами NiAl утворюють кристали стовпчастої світло-сірої структури (рис. 3.2.2, 3). При цьому, паралельно кристалізується і NiAl, займаючи вільний об'єм між стовпами новоутвореної фази 3 (рис. 3.2.2), утворюючи проміжки 1 (рис. 3.2.2).

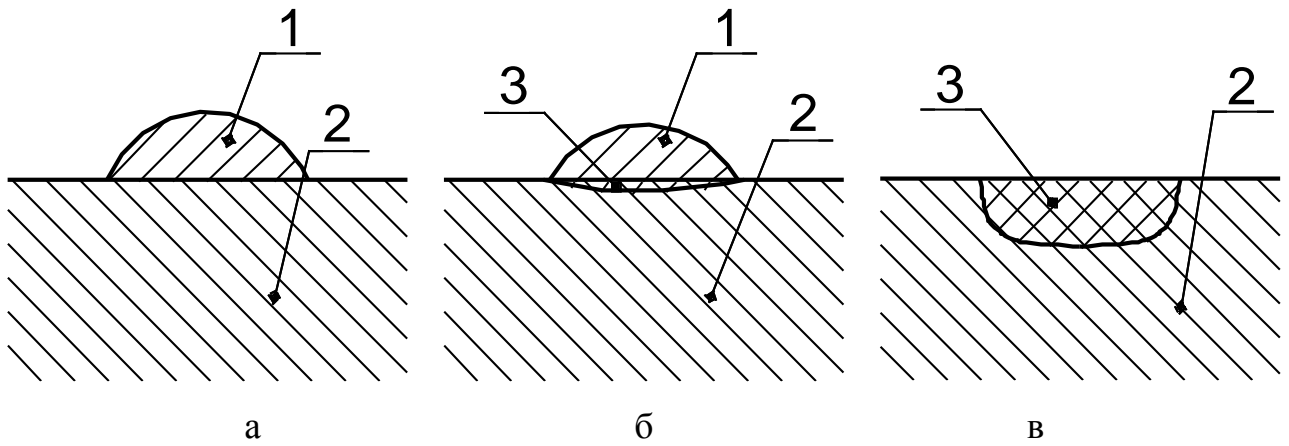


Рис. 3.2.3. Умовне зображення процесу змочування пластинки CrB_2 розплавом NiAl на I (а), II (б), III і IV (в) етапах: 1 – NiAl ; 2 – CrB_2 ; 3 – зона проникнення NiAl в об'єм CrB_2 (перехідна зона).

Таким чином, структура отриманого зразка системи « NiAl-CrB_2 » складається із двох характерних ділянок – перехідної зони і вихідного дибориду хрому.

На межі цих двох ділянок виявлено 3 фази (рис. 3.2.4): вихідні NiAl (біла) і CrB_2 (темно-сіра), а також новоутворена фаза (світло-сіра). Методом Оже-аналізу підтверджено, що біла фаза відповідає алюмініду нікелю (рис. 3.2.4, 2), а темно-сіра – бориду хрому (рис. 3.2.4, 2). Новоутворена стовпчаста світло-сіра фаза (рис. 3.2.4, 3), згідно отриманих даних, складається з Ni , B і Cr .

В структурі вихідного дибориду хрому (глибина ~ 300 мкм від ЗВ) спостерігаються одиничні ділянки із включеннями NiAl (рис. 3.2.5, 1), які, очевидно, сформувалися внаслідок наявності в підкладці CrB_2 (рис. 3.2.5, 2) дефектів у вигляді мікротріщин.

Методом мікрорентгеноспектрального аналізу також було отримано карту розподілу елементів зони взаємодії системи « NiAl-CrB_2 » (рис. 3.2.6) ¹⁴⁸.

Оскільки зона взаємодії системи « NiAl-CrB_2 » (рис. 3.2.6, а) повністю знаходиться в об'ємі підкладки, то, очікувано, вміст хрому (рис. 3.2.6, г) та бору (рис. 3.2.6, б) в ній набагато вищі за вміст нікелю (рис. 3.2.6, д) та алюмінію (рис. 3.2.6, в). При цьому, бор розподілений більш рівномірно у ЗВ, порівняно із хромом. Кількість бору, зареєстрована аналізатором в зоні взаємодії, нижча,

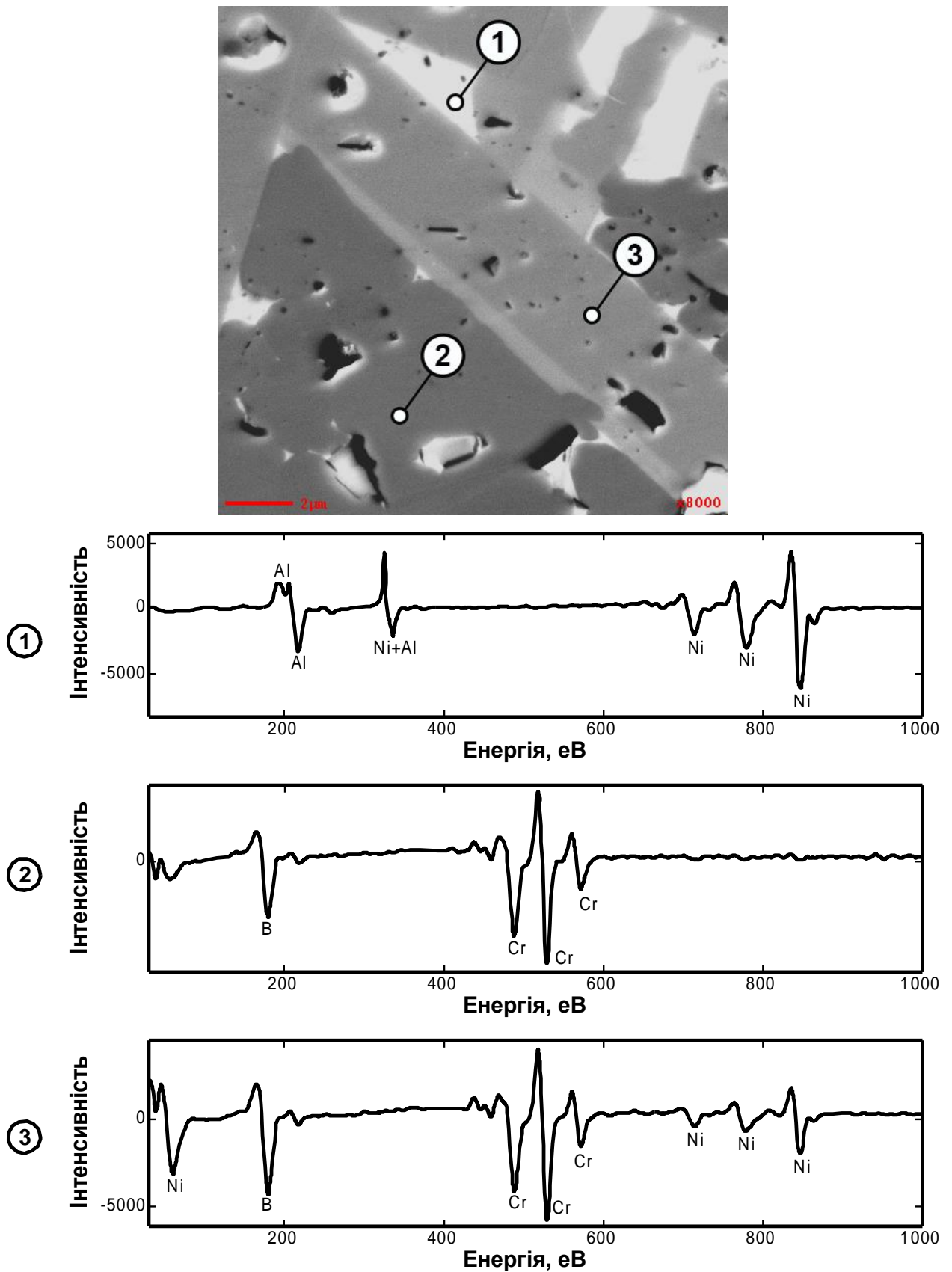


Рис. 3.2.4. Розподіл хімічних елементів
на межі «зона взаємодії – диборид хрому»:
1 – біла фаза; 2 – темно-сіра фаза; 3 – світло-сіра фаза.

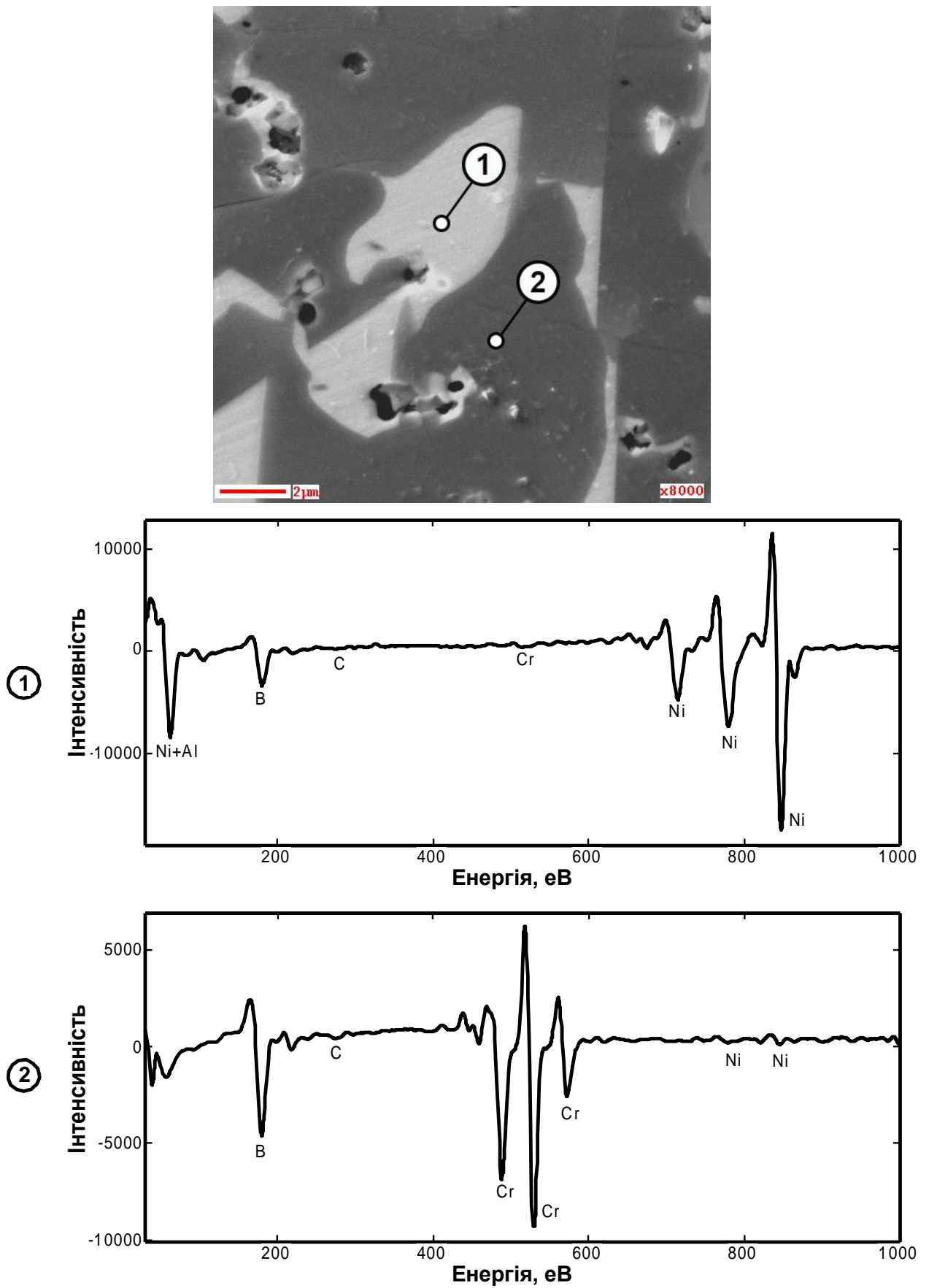


Рис. 3.2.5. Розподіл елементів в диборидній підкладці (~300 мкм від ЗВ):

1 – включення NiAl; 2 – CrB₂.

ніж в об'ємі CrV₂ (рис. 3.2.6, б), в той час, як хрому (рис. 3.2.6, г) – навпаки було зафіксовано у ЗВ більше, ніж у дибориді. Причиною цього, очевидно, є різна частка даних елементів у підкладці та ЗВ. Так, у дибориді у 2 рази менше хрому ніж бору, а у зоні взаємодії дане співвідношення змінилося, бо частка бору у фазі на основі Cr і В зменшилась.

В процесі взаємодії каплі з підкладкою в об'єм дибориду проникло набагато більше нікелю (рис. 3.2.6, д), ніж алюмінію (рис. 3.2.6, в). При цьому, майже весь нікель залишився в межах ЗВ і лише його невелика кількість (<5%) спостерігається на глибині до 100 мкм від зони взаємодії, в той час як алюміній рівномірно розповсюдився як у ЗВ, так і в шарі дибориду (глибина <100 мкм від ЗВ).

Отримані карти розподілу елементів (рис. 3.2.6) підтверджують результати, наведені на рис. 3.2.1, 3.2.4 і 3.2.5 – зона взаємодії утворена двома фазами: NiAl, та оточуючою його новоутвореною сполукою. З рис. 3.2.6 (б, г, д) можна зробити висновок, що ця сполука складається із Ni, Cr і В.

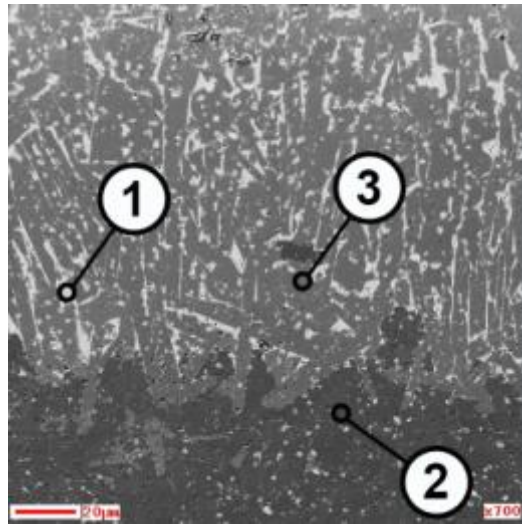
3.2.2 Хімічний склад зони взаємодії системи «NiAl-CrV₂»

На даний момент в літературі відсутні дані про взаємодію у системах «NiAl-CrV₂», проте доступні (табл. 3.2.1) результати дослідження систем «Ni-Cr-B» і «Ni-Cr-B-X», де X – Al, Si ¹⁴⁹⁻¹⁵⁵.

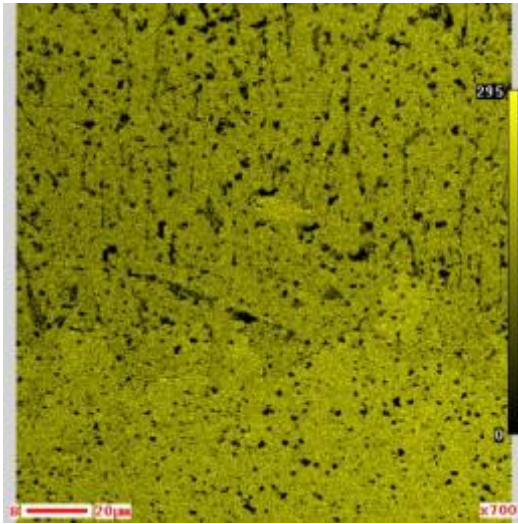
Таблиця 3.2.1

Фази, утворені при взаємодії Ni, Cr та В

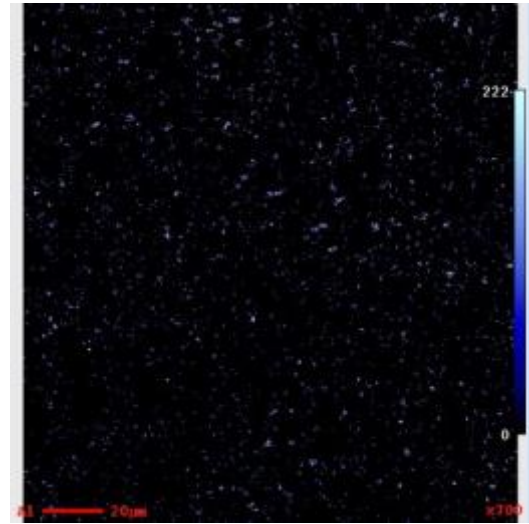
Фаза	Робота
Ni ₃ Cr ₂ V ₆ , NiCr ₃ V ₆	149,151
γ-Ni+CrV+Ni ₃ V, γ-Ni+Ni ₃ V, γ-Ni+CrV	152
Комбінації з фаз γ-Ni, CrV, Ni ₃ V, CrV ₂ , Cr ₂ V ₆ , Cr ₃ V ₄ , Cr ₅ V ₃ , CrV ₄	153
γ-Ni+γ'-Ni ₃ Al+CrV+Me ₂₃ V ₆	151,154
γ-Ni+CrV	155



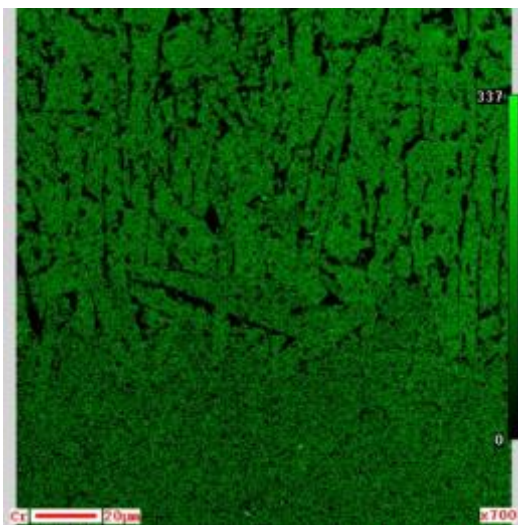
а



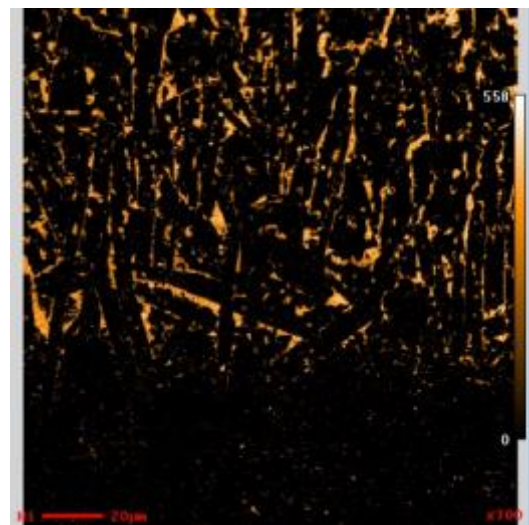
б



в



г



д

Рис. 3.2.6. Зона взаємодії системи «NiAl-CrV₂» (а) і розподіл в ній В (б), Al (в), Cr (г) та Ni (д): 1 – NiAl; 2 – CrV₂; 3 – новоутворена фаза.

Для того, щоб визначити сполуки, які утворилися в результаті взаємодії розплаву NiAl та підкладки CrB₂, використовуючи МРСА було встановлено вміст хімічних елементів в кожному компоненті ЗВ. В табл. 3.2.2 наведений елементний та фазовий склад кожного компоненту зони взаємодії системи «NiAl-CrB₂».

Таблиця 3.2.2

Хімічний склад зони взаємодії системи «NiAl-CrB₂» (рис. 3.2.6)

№ фази	Вміст елементу, ат.%				Фазовий склад
	B	Al	Cr	Ni	
1	-	37	-	63	NiAl
2	66	-	34	-	CrB ₂
3	56,79	-	40,71	2,5	Ni-Cr-B

Результати хімічного аналізу підтвердили раніше отримані результати та висунуті гіпотези. Так, фаза 1 (рис. 3.2.6) складається із нікелю та алюмінію і, очевидно, є NiAl з надлишком γ -Ni (~26 ат.%). Отримані результати узгоджуються з результатами попередніх досліджень^{149,151-156}. Незважаючи на те, що, згідно рис. 3.2.5-3.2.6, в даній фазі має бути присутній B, мікроаналізатор його випромінювання не зафіксував. Очевидно, причиною цього є те, що частка B в NiAl, який знаходиться у ЗВ менша 0,5%.

Другою фазою є диборид хрому CrB₂ з незначним надлишком Cr. Оскільки величина надлишку знаходиться в межах похибки (<<5%) (табл. 3.2.2) – нею можна знехтувати.

Фаза 3 є результатом взаємодії нікелю, хрому та бору. Беручи до уваги співвідношення між складовими елементами зони взаємодії системи «NiAl-CrB₂» (табл. 3.2.2, 3) можна зробити висновок, що дана фаза, очевидно, є боридом Cr₃B₄, легованим Ni.

З метою дослідження температурних процесів, які мають місце при утворенні фази Ni-Cr-B було проведено високотемпературний диференційно-термічний аналіз зразку «NiAl-15% CrB₂».

3.3 Високотемпературний диференційно-термічний аналіз зразку «NiAl-15% CrB₂»

3.3.1 Термограма системи «NiAl-15% CrB₂»

Як вказувалося у підрозділі 2.3, високотемпературний диференційно-термічний аналіз використовується для визначення термодинамічних змін (ендотермічного чи екзотермічного характеру) в зразку з метою встановлення кількості та температурних діапазонів інтенсивної взаємодії між компонентами КППМ. Результати аналізу мають вигляд термограм – кривих, які зображують залежність «ентальпія/температура» для досліджуваного матеріалу чи зразку.

Ендотермічні чи екзотермічні реакції, які відбуваються або при зміні агрегатного стану одним з компонентів системи (I), або при їх активній взаємодії (II) відображаються на даних кривих у вигляді піків. Отримавши координати точок їх початку і кінця можна визначити температурний діапазон проходження даних реакцій. В системах із відсутньою взаємодією між компонентами на термограмах присутні лише піки, які відповідають процесам плавлення чи кристалізації складових. Якщо на термограмах, окрім вищевказаних, присутні інші екстремуми, то між компонентами досліджуваного матеріалу в цих температурних інтервалах відбувається взаємодія.

Так як, згідно отриманих результатів дослідження зони взаємодії, в системі «NiAl-CrB₂» присутня взаємодія, яка призводить до формування фази Ni-Cr-B, то на її термограмі, окрім піків плавлення і кристалізації алюмініду нікелю (максимальна температура в камері під час аналізу становила 1850 °C), будуть присутні екстремуми, індикуючі утворення і затвердіння сформованої фази.

ВДТА проводився в діапазоні температур 20÷1800 °C зі швидкістю нагрівання/охолодження 40 °C/хв у середовищі He. Для дослідження використовувалася порошкова суміш 85% алюмініду нікелю з 15% CrB₂. Обсяг дибориду хрому (15 %) зумовлений в першу чергу тим, що дана кількість вважається оптимальною для досягнення рівномірного розподілу зміцнюючого

компоненту в об'ємі інтерметаліду^{82,83}. Отримана термограма наведена на рис. 3.3.1¹⁴⁸.

Згідно отриманих результатів (рис. 3.3.1), при нагріванні зразку характерний пік спостерігається вже за температури ~ 350 °С. З огляду на відсутність яскраво вираженої вершини і низьку величину відхилення кривої від нормалі за 350 °С даний пік не є результатом проходження ендотермічної реакції.

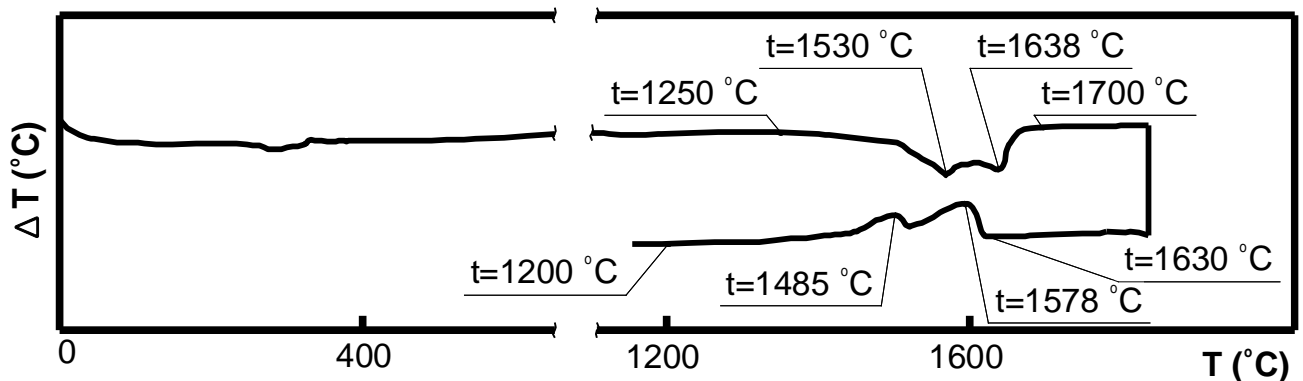


Рис. 3.3.1. Термограма системи «NiAl-15% CrB₂»

Після 500 °С спостерігається плавне зростання енергії системи. За температури ~ 1417 °С починає відбуватися перша ендотермічна реакція, пік якої настає при досягненні ~ 1530 °С. Дана реакція поступово переходить в іншу з піковим значенням поглинання енергії за ~ 1638 °С. Система стабілізується після досягнення ~ 1700 °С – в діапазоні температур 1700÷1800 °С не спостерігається жодних змін енергії системи.

При охолодженні зразку до ~ 1620 °С починає виділятися енергія в результаті проходження екзотермічної реакції, пік якої настає за температури ~ 1580 °С. Після цього інтенсивність виділення енергії спадає і при досягненні близько 1500 °С розпочинається друга екзотермічна реакція з піком за температури ~ 1490 °С. Екзотермічна реакція завершується після охолодження камери нижче 1200 °С.

Інтерпретувати отримані результати можна наступним чином. Очевидно, при встановленні в системі «NiAl-15% CrB₂» температури ~ 1250 °С відбувається плавлення мікрооб'ємів порошинок інтерметаліду. В даних мікрооб'ємах

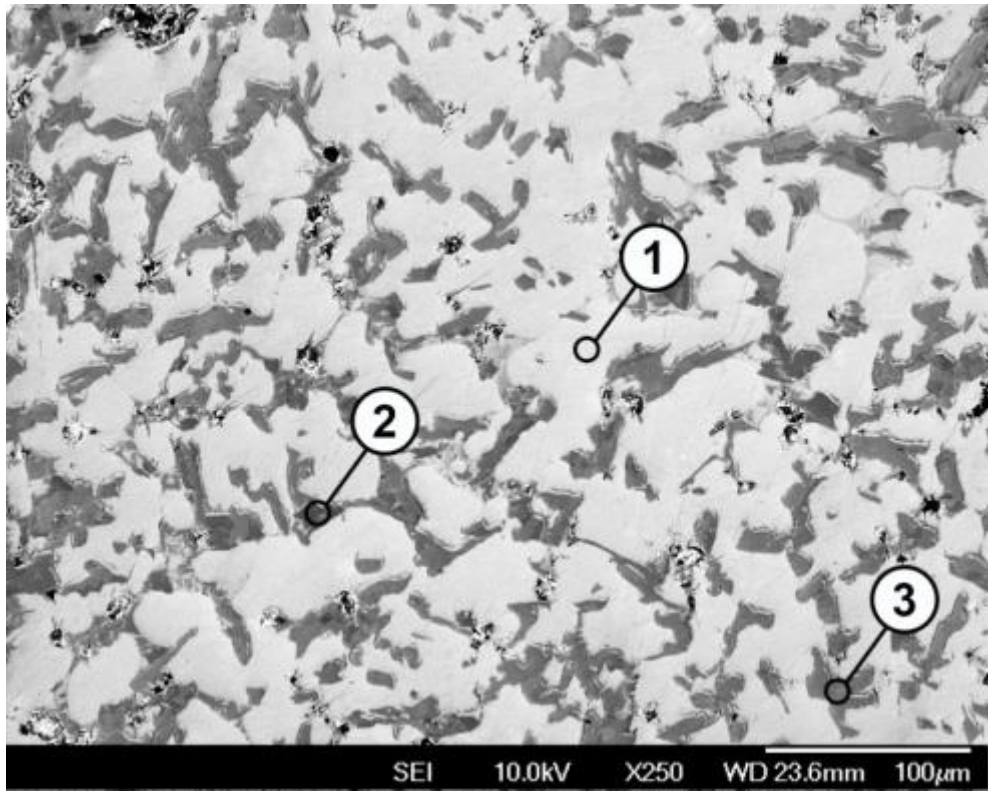
розплавленого алюмініду нікелю розчиняються компоненти CrB_2 . Внаслідок цього починає утворюватися фаза Ni-Cr-B . З подальшим нагріванням зразку процес розповсюджується в об'ємі шихти, що призводить до поступового підвищення використання енергії. За $T \approx 1530$ °C дана взаємодія значно інтенсифікується. При цьому, очевидно, утворена навколо зерен CrB_2 фаза Ni-Cr-B знижує інтенсивність розчинення компонентів дибориду в розплаві алюмініду нікелю. За температури 1638 °C весь об'єм NiAl переходить в рідкий агрегатний стан. Оскільки $T_{\text{пл}} \text{CrB}_2$ становить 2200 °C, то в температурному проміжку 1700÷1800 °C не відбувається жодних реакцій, супроводжуваних помітною зміною енергії системи.

В процесі кристалізації алюмініду нікелю і фази Ni-Cr-B енергія починає істотно виділятися після зниження температури до 1620 °C. Пік даної ендотермічної реакції настає при ~ 1580 °C. Процес кристалізації, очевидно, завершується при охолодженні зразку до 1200 °C.

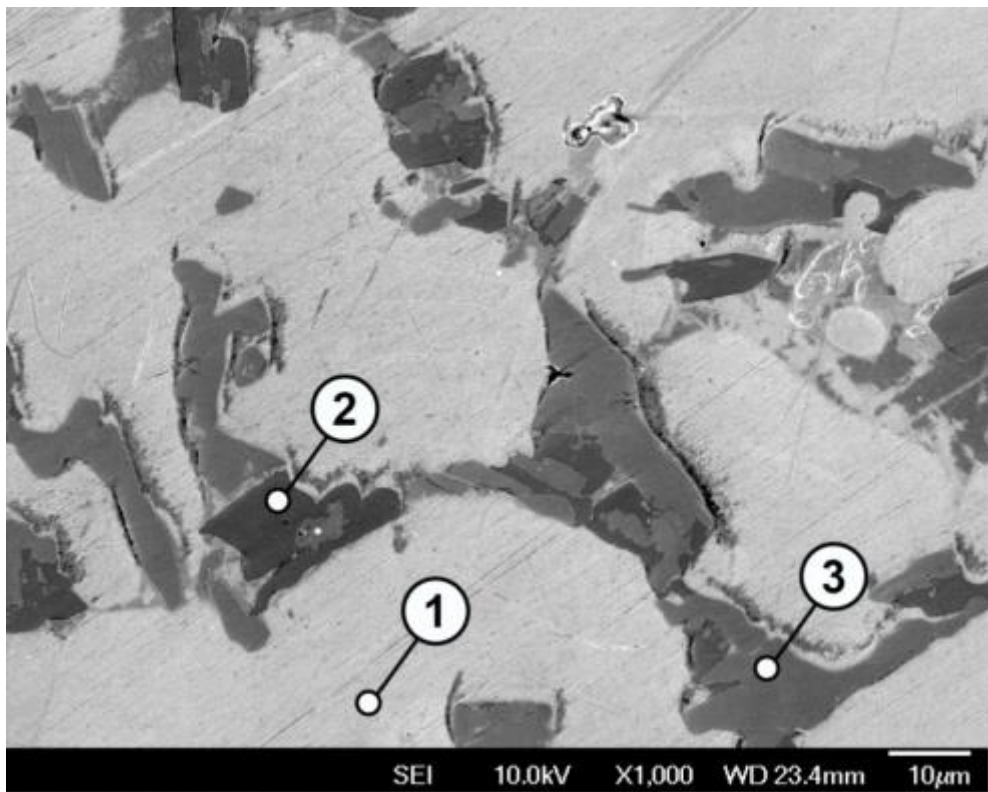
З отриманих даних можна зробити висновок, що в системі « NiAl-15\% CrB_2 » утворення і кристалізація основного об'єму новоутвореної фази відбуваються за 1530 °C і 1490 °C відповідно. При цьому, початок формування і завершення кристалізації фази Ni-Cr-B відбувається при температурах 1200÷1250 °C. Таким чином, можна стверджувати, що 1200 °C – критична температура для системи « NiAl-CrB_2 ». Так як дана величина набагато вища за 800 °C, то отриманий матеріал « NiAl-15\% CrB_2 » придатний для роботи в діапазоні температур 20÷800 °C.

3.3.2 Мікроструктура компактного матеріалу « NiAl-15\% CrB_2 »

В результаті проведеного високотемпературного диференційно-термічного аналізу порошкової шихти системи « NiAl-15\% CrB_2 » був отриманий компактний матеріал (рис. 3.3.2) ^{148,157–159}. Його мікроструктура є типовою для дисперсно-зміцнених матеріалів: армуюча фаза (рис. 3.3.2, 2) рівномірно розподілена в матриці (рис. 3.3.2, 1). Частинки CrB_2 мають чіткі, переважно прямолінійні, грані



а



б

Рис. 3.3.2. Мікроструктура компактного матеріалу «NiAl-15% CrB₂» при збільшенні $\times 250$ (а) і $\times 1000$ (б): 1 – NiAl; 2 – CrB₂; 3 – Ni-Cr-B.

з гострими вершинами. Зерна дибориду хрому (рис. 3.3.2, 2) оточені «оболонкою» з фази Ni-Cr-B (рис. 3.3.2, 3), причому її структура відрізняється від структури цієї ж фази, знайденої в зоні змочування системи «NiAl-CrB₂» (рис. 3.2.2, 3). Замість стовпчастої дана сполука (рис. 3.3.2, 3) має неправильну розгалужену форму з переважно округлими вершинами.

Необхідно також відмітити плавність переходу між фазами NiAl та CrB₂, який забезпечується присутністю проміжної фази Ni-Cr-B, яка, очевидно, підвищує міцність зв'язку між армуючими зернами CrB₂ та матрицею NiAl. В зв'язку з цим, присутність такої проміжної фази повинна позитивно вплинути на фізико-механічні характеристики розроблюваного КІМ системи «NiAl-MeB₂».

Отриману конфігурацію структури компактного матеріалу можна пояснити тим, що, очевидно, в процесі проведення ВДТА, за температури 1800 °С зразок, в основному, мав вигляд розплаву інтерметаліду, в якому знаходилися частки дибориду хрому. Компоненти дибориду хрому по периметру частинок розчинилися в розплаві NiAl. Тому при зниженні температури зразка навколо зерен дибориду кристалізувалася фаза Ni-Cr-B, яка, очевидно, є нижчим боридом Cr₃B₄, легованим Ni.

Вищенаведений опис складу отриманого матеріалу частково підтверджується результатами рентгено-фазового (рис. 3.3.3) та повністю підтверджується мікро-рентгеноспектральним аналізом (табл. 3.3.1) ¹⁴⁸.

Розбіжності між результатами двох аналізів можна пояснити різними механізмами їх проведення, а також тим, що рентгено-фазовий характеризується незадовільною точністю при використанні зразків відносно невеликих розмірів (дослідження проводилися на поверхні повздовжнього перерізу циліндру з

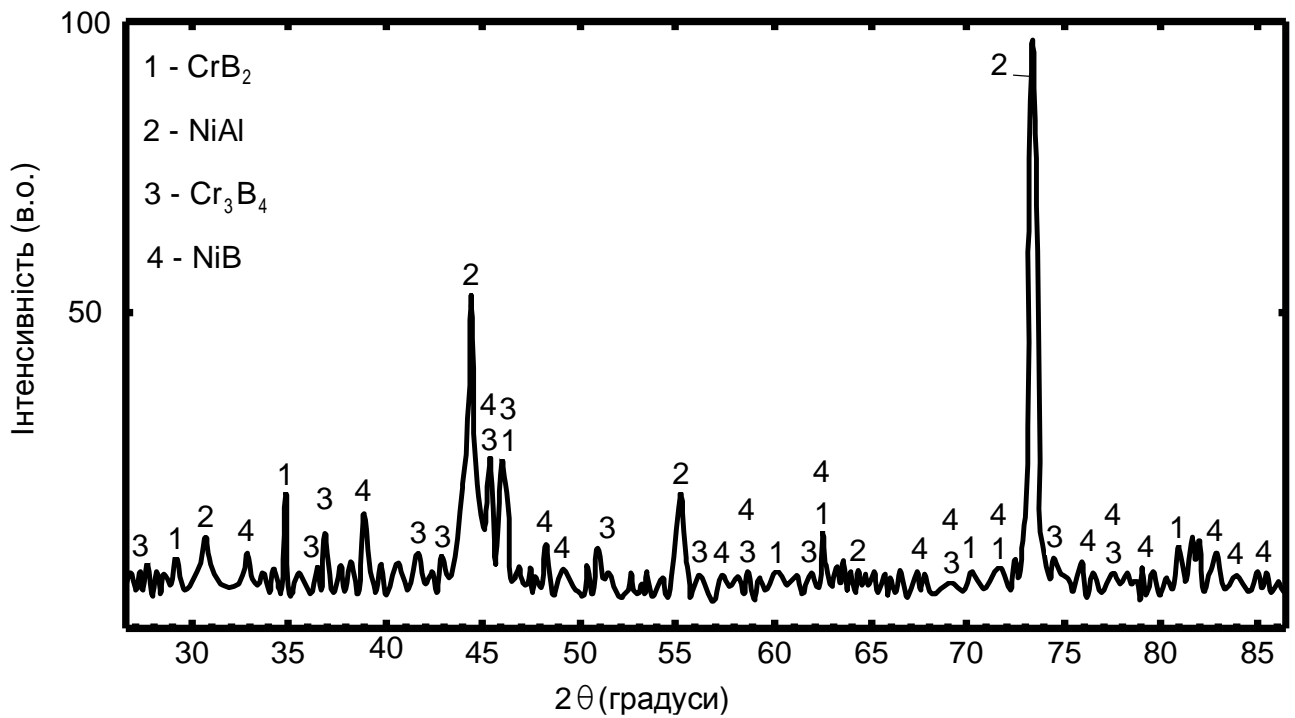


Рис. 3.3.3. Результати РФА компактного матеріалу «NiAl-15% CrB₂».

Ø=6 мм, висотою ~5 мм). Тому, при проведенні РФА аналізатор розпізнав борид Cr₃B₄, легований Ni, як поєднання NiB і Cr₃B₄.

Таблиця 3.3.1

Результати МРСА матеріалу «NiAl-15% CrB₂» (рис. 3.3.2)

№ фази	Вміст елемента, ат.%				Фазовий склад	Частка, %
	B	Al	Cr	Ni		
1	-	46,38	-	53,62	NiAl	79
2	64,9	-	35,1	-	CrB ₂	13
3	56,87	-	41,13	2	Ni-Cr-B	8

Результати МРСА для компактного матеріалу аналогічні відповідним результатам для зони взаємодії системи «NiAl-CrB₂», наведеним в підрозділі 3.2. Різниця між раніше отриманими показниками і значеннями для розробленого композиту становить не більше 1%, за виключенням елементного складу фази NiAl (рис. 3.3.2, 1). Внаслідок того, що для ВДТА використовувалася менша кількість CrB₂, ніж при визначенні змочування, менша кількість атомів нікелю

взяла участь у формуванні фази Ni-Cr-B (рис. 3.3.2, 3). Саме тому дефіцит Ni в NiAl становить ~4 ат. %.

Вміст хрому та бору в фазі CrB₂ компактного матеріалу знаходиться в межах норми (табл. 3.3.1).

3.4 Мікротвердість складових зони взаємодії системи «NiAl-CrB₂»

Як зазначалося раніше, при розробці композиційних матеріалів потрібно уникати комбінацій компонентів, між якими присутність взаємодія, яка приводить до формування нових сполук^{92,100}. Цей принцип є не зовсім об'єктивним. Він не враховує випадки, коли внаслідок взаємодії утворюються додатково-армуючі фази, тобто коли новосформована сполука має вищі характеристики, ніж, як мінімум, один із компонентів КМ та не призводить до значного погіршення властивостей розроблюваного композиту. Оскільки в системі «NiAl-CrB₂» присутня взаємодія, в результаті якої формується фаза Ni-Cr-B, то необхідно встановити – погіршуватиме дана фаза властивості розроблюваного КПМ системи «NiAl-CrB₂», чи ні.

Мікротвердість є одним з найважливіших параметрів для зносостійких КМ та покриттів, так як дозволяє оцінити їх рівень опору зношуванню^{82,83,160}. Вважається, що більш тверді матеріали мають вищу зносостійкість^{82,83}. Таким чином, якщо мікротвердість фази 3 (рис. 3.2.2 і 3.3.2) буде нижчою за величину аналогічного параметру NiAl (5÷5,4 ГПа, табл. 1.1.2), то утворена сполука 3 (рис. 3.2.2 і 3.3.2) погіршуватиме властивості розроблюваного КПМ. Це буде ознакою того, що CrB₂ є непридатним у вигляді зміцнюючої домішки для алюмініду нікелю. Якщо ж мікротвердість фази Ni-Cr-B (рис. 3.2.2 і 3.3.2, 3) буде вищою, ніж 5,4 ГПа, то дана фаза буде додатково армуючою. В даному випадку це означатиме те, що серед диборидів цирконію, титану і хрому останній буде оптимальною зміцнюючою домішкою. На жаль, в літературі відсутні дані про рівень експлуатаційних властивостей отриманої внаслідок взаємодії алюмініду

нікелю та дибориду хрому фази Ni-Cr-B (рис. 3.2.2 і 3.3.2, 3), тому мікротвердість даної фази необхідно було встановити власноруч.

Мікротвердість фаз системи «NiAl-CrB₂» визначалася за кімнатної температури на пристрої ПМТ-3. Згідно отриманих результатів (табл. 3.4.1) мікротвердість NiAl (рис. 3.2.1 і 3.3.2, 1) становить 5,3 ГПа, CrB₂ (рис. 3.2.1 і 3.3.2, 2) – 19,4 ГПа, Ni-Cr-B (рис. 3.2.1 і 3.3.2, 3) – 10,2 ГПа. Таким чином, фаза, яка утворюється в результаті взаємодії алюмініду нікелю з диборидом хрому, є додатково-армуючою.

Таблиця 3.4.1

Мікротвердість фаз системи «NiAl-CrB₂» (рис. 3.2.2 і 3.3.2)

№ фази	Фаза	Мікротвердість, ГПа
1	NiAl	5,3
2	CrB ₂	19,4
3	Ni-Cr-B	10,2

Висновки до розділу 3

Проведено дослідження змочування в системах «NiAl-MeB₂» і встановлено, що з досліджуваних диборидів Zr, Ti та Cr найбільш оптимальним для створення зносостійкого композиційного порошкового матеріалу на основі Ni є диборид хрому, який змочується розплавом інтерметаліду з формуванням контактних кутів $\theta \approx 0^\circ$.

В результаті детального дослідження ЗВ системи «NiAl-CrB₂» встановлено, що в процесі взаємодії утворюється нова, додатково-армуюча, фаза Ni-Cr-B, мікротвердість якої становить 10,2 ГПа.

Таким чином, композиційний матеріал системи «NiAl-CrB₂» складається з інтерметалічної матриці і двох типів армуючих домішок: вихідного CrB₂ і фази Ni-Cr-B, утвореної в результаті взаємодії алюмініду нікелю з диборидом хрому. Згідно результатів МРСА та РФА дана фаза є боридом Cr₃B₄, легованим Ni.

Фаза Ni-Cr-B оточує частинки дибориду хрому і формує плавний перехід між NiAl та CrB₂. Присутність такої перехідної фази повинна позитивно відобразитися на міцності з'єднання зерен дибориду з інтерметалідом, забезпечуючи високі фізико-механічні характеристики композиційного матеріалу системи «NiAl-CrB₂».

Такий композит може бути рекомендований для застосування у високотемпературних вузлах тертя, оскільки тугоплавкі домішки сприяють опору пластичній деформації інтерметаліду з одного боку та підвищують його зносостійкість – з іншого.

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ДОМІШОК ДИБОРИДУ ХРОМУ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МІЦНОСТІ АЛЮМІНІДУ НІКЕЛЮ В ШИРОКОМУ ДІАПАЗОНІ ТЕМПЕРАТУР

В 3 розділі було встановлено, що диборид хрому є оптимальною армуючою домішкою для алюмініду нікелю з точки зору фізико-хімічної сумісності NiAl та CrB₂. Так як композиційний порошковий матеріал планується використовувати у високотемпературних вузлах тертя, в даному розділі було вирішено задачі дослідження характеристик міцності КМ системи «NiAl-CrB₂».

Вихідний NiAl не може бути використаним у якості покриття, призначеного для роботи в умовах тертя за високих температур внаслідок його інтенсивної пластичної деформації. Домішки CrB₂ в інтерметалід можуть зменшувати його високу пластичність при температурах вище ТДпмКПС і робити можливим його застосування у високотемпературних вузлах тертя. В даній роботі вплив домішок CrB₂ на пластичність NiAl оцінювався шляхом визначення характеристик міцності армованого диборидом хрому NiAl при різних схемах навантаження в широкому діапазоні температур (20÷800 °C).

Для вирішення поставлених задач було отримано компактні зразки матеріалу НАБХ-15, НАБХ-30 і НАБХ-45 (для розроблених КПМ системи «NiAl-CrB₂» та покриттів на їх основі прийнято маркування типу «НАБХ-х», де х – кількість домішок CrB₂ до NiAl в масових відсотках), визначено їх межу текучості, деформацію до руйнування та міцність на вигин.

4.1 Межа текучості композиційних порошкових матеріалів серії «НАБХ-х» в діапазоні температур 20÷800 °C

Як було зазначено в розділі 1, основним недоліком алюмініду нікелю, як зносостійкого матеріалу, придатного до роботи у високотемпературних вузлах тертя, є його відносно висока пластичність за температур вище 500 °C.

Інтенсивне пластичне деформування інтерметаліду за $T \geq 500$ °C призводить до руйнації захисної оксидної плівки, утвореної на його поверхні. Зруйнована оксидна плівка не захищає поверхню NiAl від активного захоплення з матеріалом контр-тіла. Внаслідок цього алюмінід нікелю при терті за температур вище 500 °C має адгезійний механізм зношування і незадовільну величину зносу. З метою зниження інтенсивності пластичної деформації інтерметаліду за $T \geq 500$ °C до його об'єму вводяться зносостійкі частинки дибориду хрому.

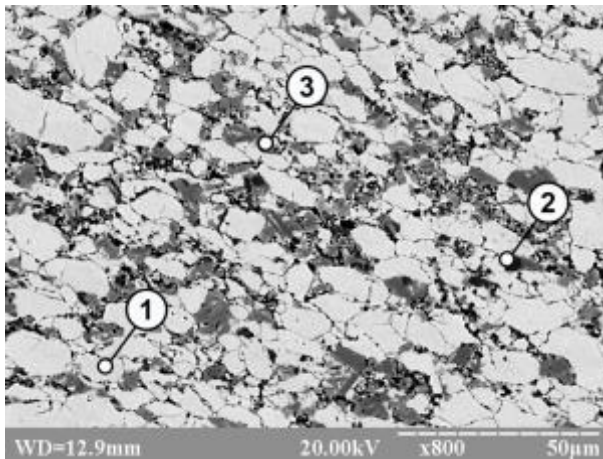
В розділі 3 встановлено, що внаслідок взаємодії NiAl (рис. 3.3.2, фаза 1) з CrB₂ (рис. 3.3.2, фаза 2) утворюється фаза Ni-Cr-B (рис. 3.3.2, фаза 3). Дана фаза (рис. 3.3.2, фаза 3) оточує зерна дибориду хрому (рис. 3.3.2, фаза 2), утворюючи перехідну зону між інтерметалідом (рис. 3.3.2, фаза 1) і диборидом (рис. 3.3.2, фаза 2) ^{148,157-159}. Присутність такої перехідної зони може підвищувати міцність зв'язку матриці з армуючими частинками дибориду хрому.

Визначення механічних характеристик композитів серії «НАБХ-х» при різних схемах навантаження, а також впливу на дані характеристики співвідношення вмісту фаз та температури випробування дасть можливість планувати використання композитів у високотемпературних вузлах тертя, які працюють у різних умовах експлуатації.

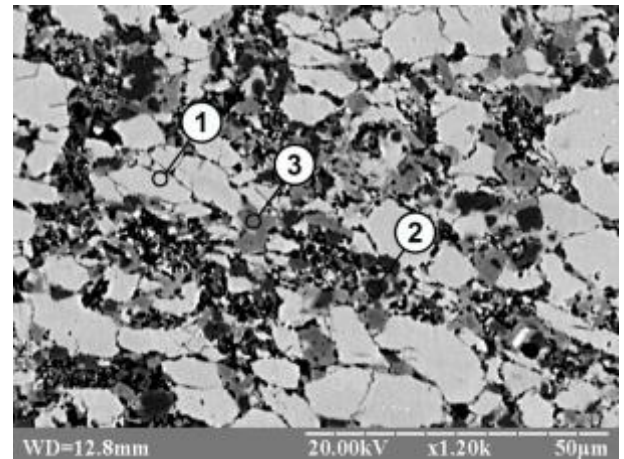
Оскільки цільові вузли використання композитів серії «НАБХ-х» працюють в широкому діапазоні температур (підрозділ 1.3), то в даній роботі характеристики міцності КПМ НАБХ-15, НАБХ-30 і НАБХ-45 визначалися при $T=20 \div 800$ °C.

Для встановлення впливу кількості домішок дибориду хрому на характеристики міцності NiAl методом гарячого пресування за температури ~1350 °C було виготовлено композиційні матеріали НАБХ-15, НАБХ-30 і НАБХ-45. На установці електроерозійного різання із отриманих композитів було виготовлено зразки необхідної довжини з перерізом розміром 3×4 мм. Пористість отриманих матеріалів становила до 8%. Перед проведенням досліджень зразки шліфувалися алмазними кругами з подальшим поліруванням та знежиренням їх поверхонь.

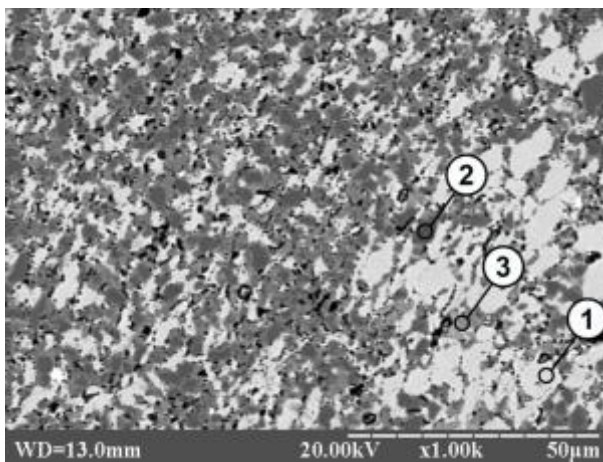
На першому етапі для КПМ серії «НАБХ-х» досліджувалася межа текучості ($\sigma_{0,2}$) при стиску, яка визначалася при стисканні зразків в напрямку, перпендикулярному до площі з розмірами 3×4 мм вздовж ребра 5 мм, в камері установки НИКИМП типу 1231-У-10 на відкритому повітрі. Швидкість руху захвату – 0,5 мм/хв, швидкість деформації ($\dot{\epsilon}$) – $1,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.



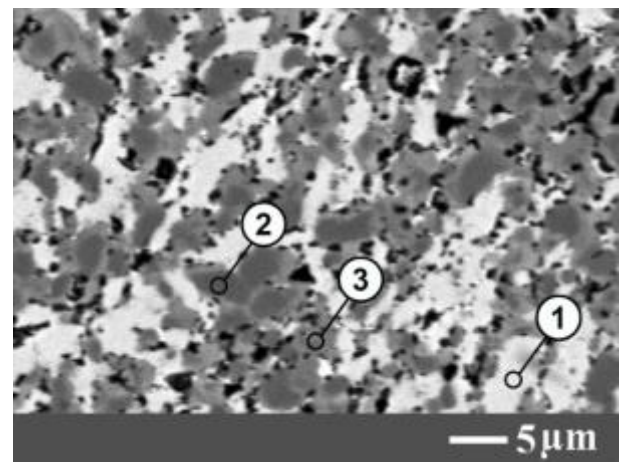
а



б



в



г

Рис. 4.1.1. Мікроструктура гарячепресованих композиційних матеріалів НАБХ-15 (а), НАБХ-30 (б) і НАБХ-45 (в, г):

1 – NiAl; 2 – CrB₂; 3 – фаза Ni-Cr-B.

Мікроструктура вихідних зразків гарячепресованих компактних композиційних матеріалів серії «НАБХ-х» із домішками 15, 30 і 45 % CrB₂ складається з боридної фази темно-сірого кольору та інтерметалічної світлої

фази (рис. 4.1.1). Для КМ із домішками 15 і 30 % CrB_2 характерною є сегрегація частинок порошку за розміром (рис 4.1.1, а, б). Крупні (12÷18 мкм) частинки NiAl створюють щільні групи, в яких пористість практично відсутня. Поміж цих груп скупчуються дрібні (5÷7 мкм) частинки NiAl та частинки бориду CrB_2 розміром 5÷10 мкм. У скупченні дрібних часток залишаються рівновісні пори. При вмісті бориду 45% крупні частинки NiAl тільки частково створюють щільні скупчення. Велика їх кількість рівномірно розповсюджена між частинками бориду (рис. 4.1.1, в, г).

Контакт частинок NiAl та CrB_2 при гарячому пресуванні приводить до розчинення компонентів CrB_2 в розплаві інтерметаліду. На рис. 4.1.2 показано, що в результаті цього процесу по периметру диборидних зерен формується фаза Ni-Cr-B із вмістом Ni до 10%.

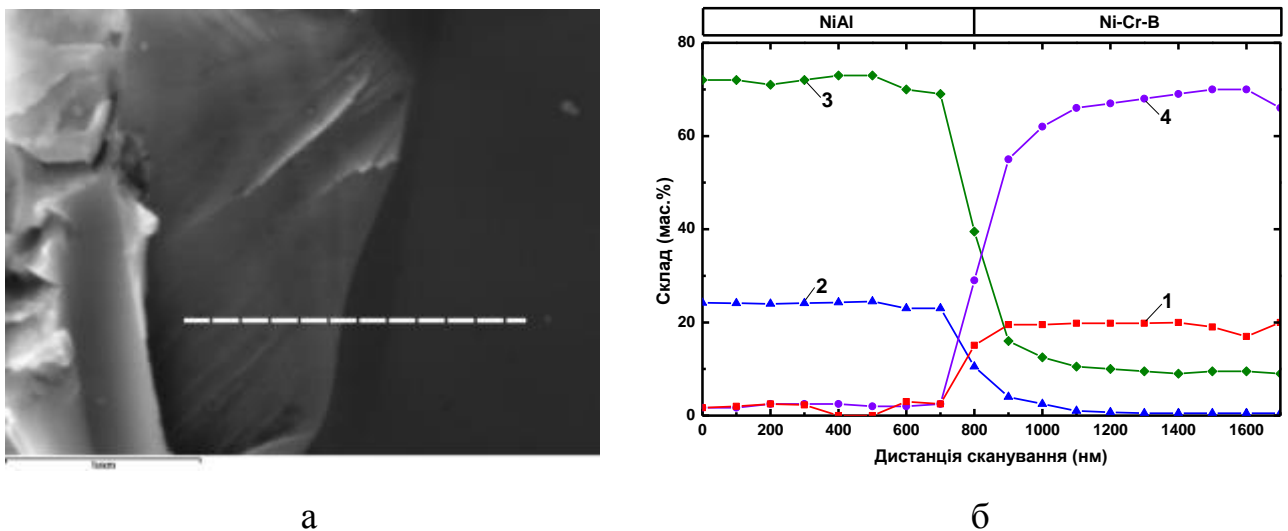


Рис. 4.1.2. Границя між фазами NiAl-CrB_2 (а) та розподіл хімічних елементів в даній зоні (б): 1 – В; 2 – Al; 3 – Ni; 4 – Cr.

Напруження початку деформування композиту, ($\sigma_{0,2}$), при температурах 20÷800 °C різко збільшується порівняно з вихідним інтерметалідом, при введенні 15% CrB_2 до NiAl . При визначенні межі текучості спостерігається монотонне зменшення величини $\sigma_{0,2}$ з ростом температури, яке прискорюється вище $T=600$ °C (рис. 4.1.3).

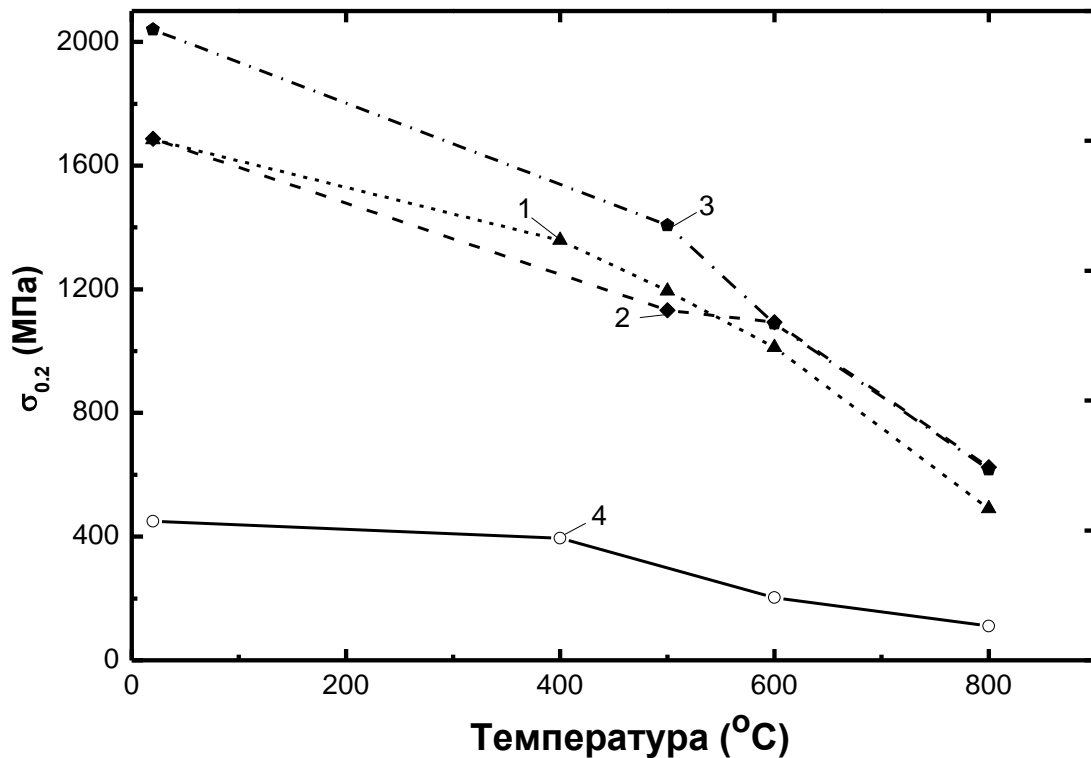


Рис. 4.1.3. Межа текучості ($\sigma_{0.2}$) матеріалів серії «НАБХ-х»:

1 – НАБХ-15; 2 – НАБХ-30; 3 – НАБХ-45; 4 – NiAl.

Відомо, що у пористих матеріалах пористість стає відкритою (зв'язною), коли вона досягає значення 10÷12 %. Враховуючи, що значення густини NiAl ($\rho=5,16 \text{ г/см}^3$) та CrB₂ ($\rho=5,22 \text{ г/см}^3$) близькі, масові відсотки у складі композиту відповідають об'ємним. Це означає, що у композиті НАБХ-15 утворюються фрагменти зв'язного каркасу з частинок тугоплавких сполук (рис. 4.1.4, б), оскільки, у даному випадку, в об'ємі інтерметаліду знаходиться ~15% частинок дибориду хрому. По аналогії з пористістю, частинки CrB₂ можуть контактувати між собою і утворювати просторовий каркас при їх вмісті в композиті 12 об.% і вище. Тобто при концентрації дибориду хрому в інтерметаліді до 12 об.% частинки CrB₂ оточені алюмінідом нікелю і не контактують між собою (рис. 4.1.4, а). Отже, якщо під впливом навантаження фаза інтерметаліду (рис. 4.1.4, а, 1) у складі композиту на базі NiAl із домішками <12 об.% CrB₂ почне інтенсивно пластично деформуватися, то зерна дибориду (рис. 4.1.4, а, 2) не створять значного опору даній деформації. При концентрації боридних частинок 12 об.% і вище зміцнююча фаза утворює каркас, для деформування

якого потрібно прикласти додаткове зусилля. Необхідність прикладання такого додаткового зусилля для деформації матеріалу забезпечує значне зростання міцності композитів серії «НАБХ-х» з домішками 15÷45 CrB₂, порівняно з вихідним інтерметалідом. Рис. 4.1.3 показує, що після створення каркасу збільшення вмісту часток CrB₂ у композиті до 45% слабо впливає на напруження початку деформування композиту. З цього слідує, що в межах концентрацій від 15 до 45 % CrB₂ деяке зростання зв'язності каркасу з CrB₂ слабо впливає на його жорсткість.

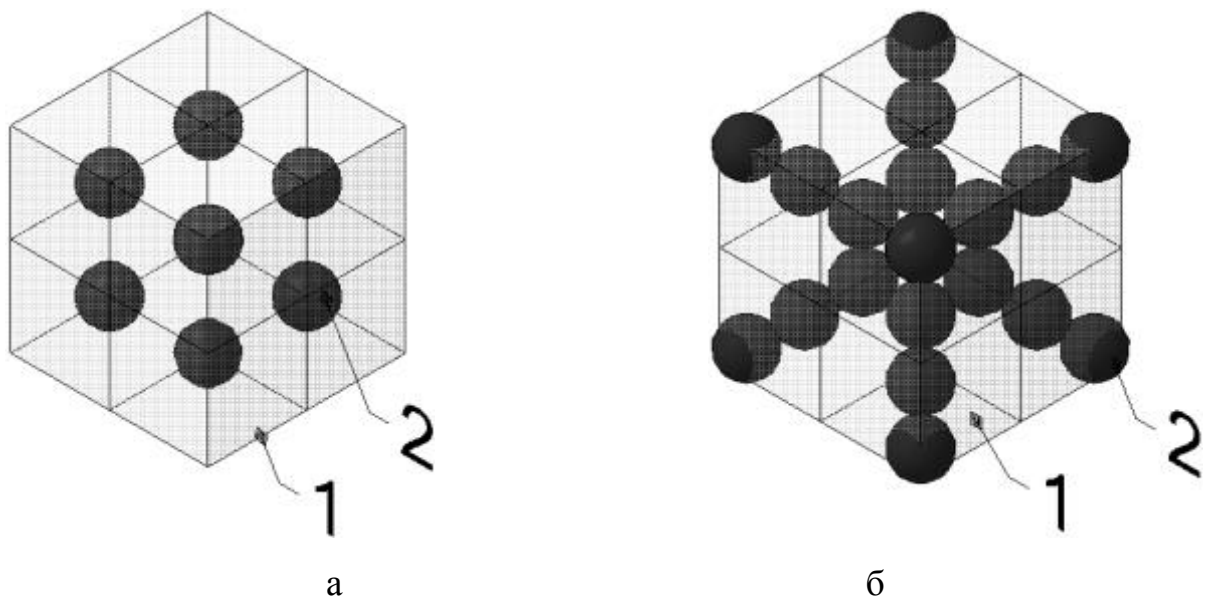


Рис. 4.1.4. Схематичне зображення структури композиційних матеріалів системи «NiAl-CrB₂» з вмістом дибориду хрому менше 12 % (а) і більше 12 % (б): 1 – сплавлені частинки NiAl; 2 – частинки CrB₂.

При випробуванні на стиснення розроблених композитів на базі NiAl перед руйнуванням зразки пластично деформуються. Вплив складу і температури випробування зразків композитів на їх деформацію перед руйнуванням (ϵ) наведено на рис. 4.1.5. Зміна у композиті вмісту бориду від 15 до 45 % приводить до зменшення пластичності матеріалу при стисканні (рис. 4.1.5), тобто деформацію композиту при температурах до 800 °C забезпечує NiAl. Це

підтверджується аналізом зон руйнування усіх трьох досліджуваних композитів

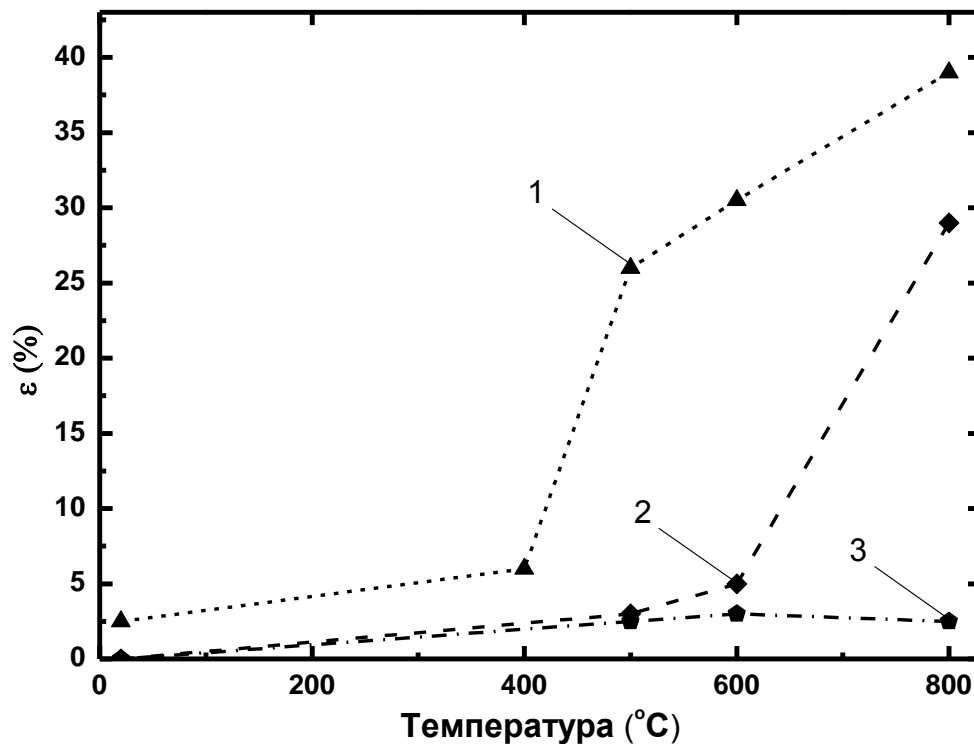
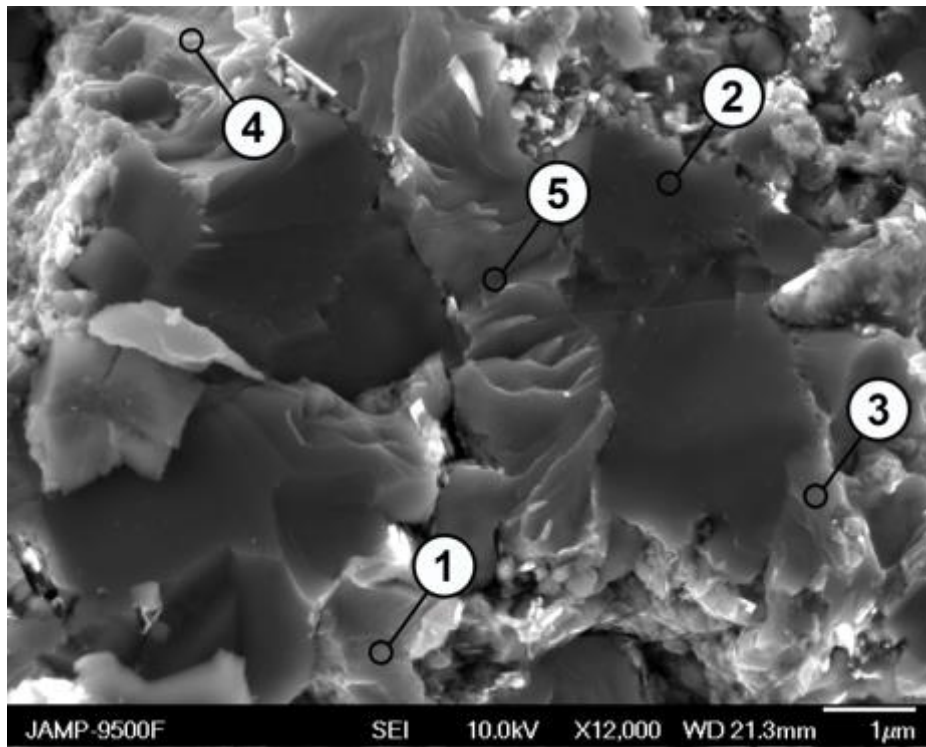
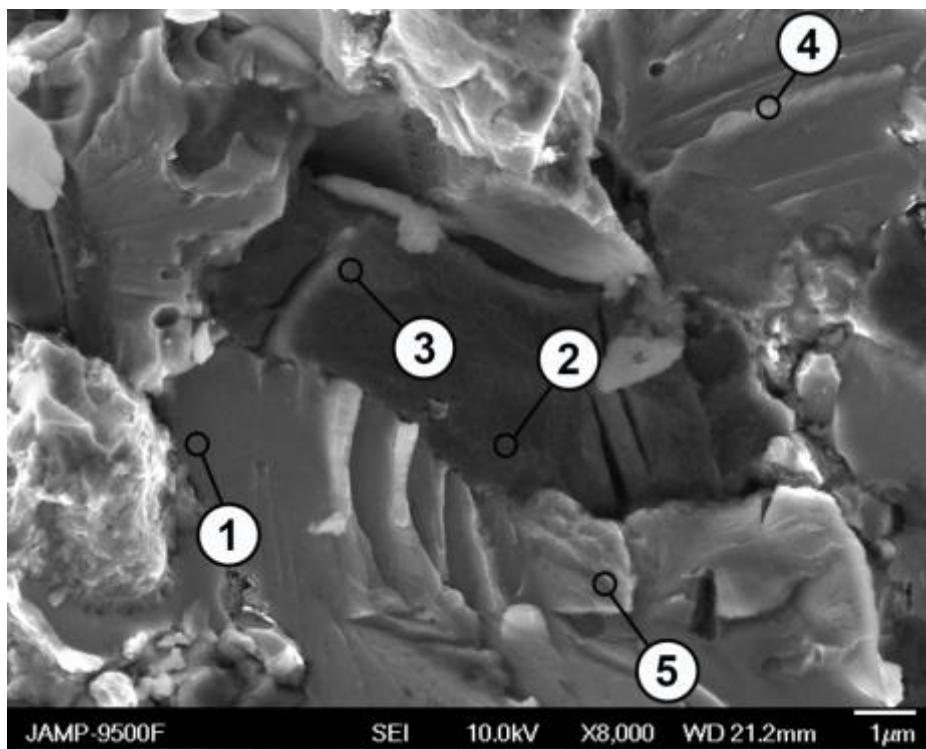


Рис. 4.1.5. Деформація до руйнування при стиску (ε) матеріалів серії «НАБХ-х»: 1 – НАБХ-15; 2 – НАБХ-30; 3 – НАБХ-45.

серії «НАБХ-х» при різних температурах. Ознаки пластичності – язички пластичної течії – є характерними для цих матеріалів і присутні лише на зернах NiAl (рис. 4.1.6, 4). Фасетки сколу зерен бориду хрому плоскі. На них немає не тільки пластичних витягнутостей («утяжек»), але і струмкоподібного візерунку, пов'язаного із розгалуженням тріщини, руйнуючої зразок (рис. 4.1.6, фаза 2). Цим і пояснюється різке зменшення пластичності композитів із підвищенням вмісту CrB_2 (рис. 4.1.5).



а



б

Рис. 4.1.6. Поверхні зламів зразків КМ НАБХ-15, зруйнованих при

$T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) і $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б):

1 – NiAl; 2 – CrB₂; 3 – Ni-Cr-B;

4 – язики пластичної течії; 5 – струмкоподібний злам.

4.2 Міцність на вигин КПМ серії «НАБХ-х» за температур 20÷800 °С

Як відзначалося в розділі 3, внаслідок взаємодії між вихідними компонентами NiAl та CrV₂ відбувається утворення фази Ni-Cr-V. Фаза Ni-Cr-V має мікротвердість $H_{\mu} \approx 10$ ГПа, порівняно з ~ 5 ГПа для алюмініду нікелю і ~ 20 ГПа для дибориду хрому. Вплив даної фази на адгезію між складовими композиту і підвищення міцності останнього можна оцінити, використовуючи при механічних випробуваннях схеми навантаження з великими розтягуючими напруженнями. Наприклад, випробування на вигин.

При випробуванні композиційних матеріалів системи «НАБХ-х» на вигин встановлено, що введення дибориду хрому до складу інтерметаліду призводить до значного збільшення напруження руйнування КМ порівняно з вихідним NiAl (рис. 4.2.1, криві 1-3). Значення $\sigma_{3г}$ при $T=20$ °С для композитів НАБХ-15 і

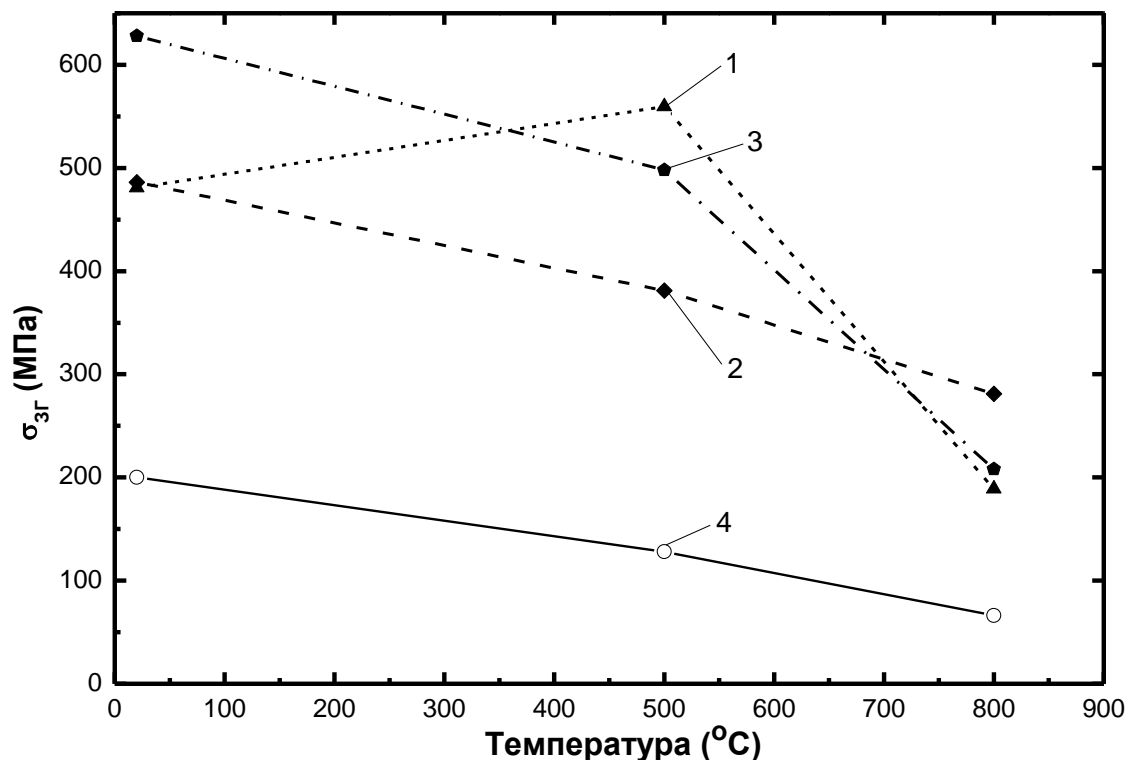
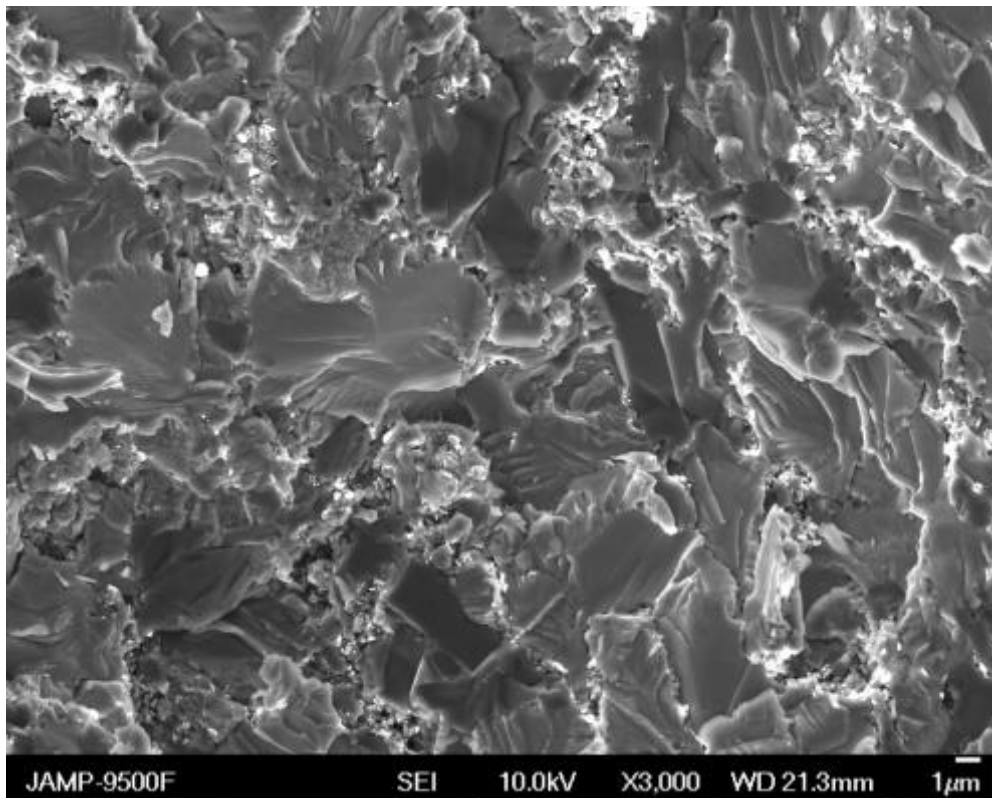


Рис. 4.2.1. Результати визначення високотемпературної міцності на вигин ($\sigma_{3г}$) матеріалів серії «НАБХ-х»: 1 – НАБХ-15; 2 – НАБХ-30; 3 – НАБХ-45; 4 – NiAl^{94,161}.

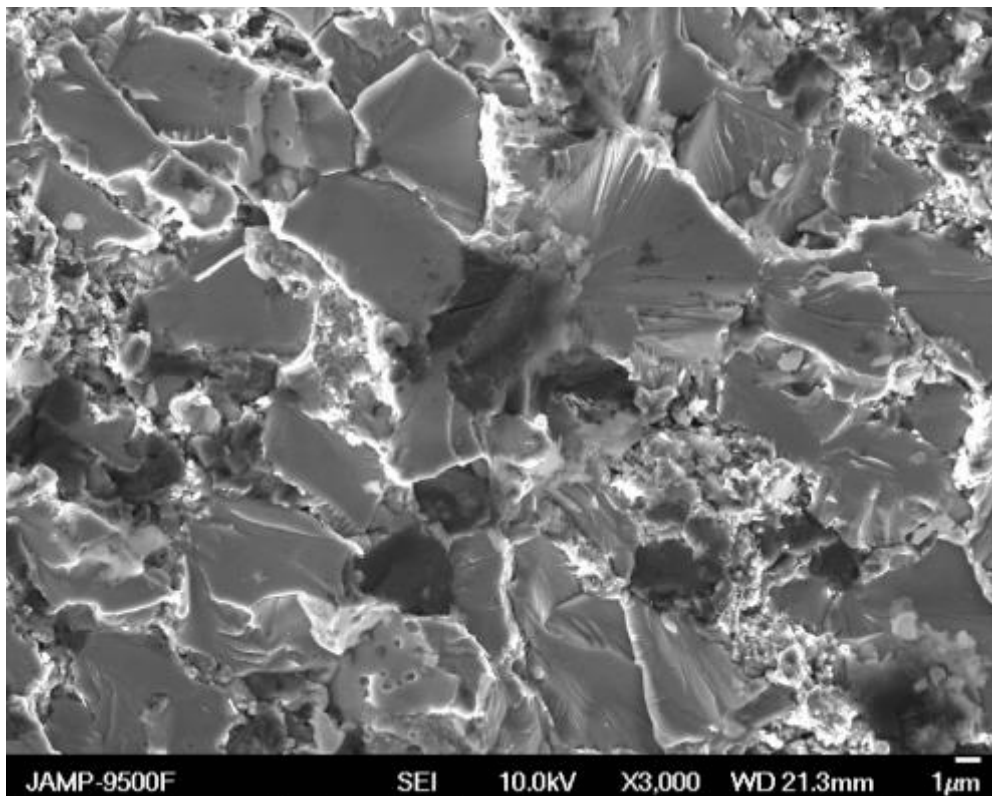
НАБХ-30 становить 480 МПа, а для НАБХ-45 – 640 МПа. При цьому, температурна залежність напруження руйнування при вигинанні композита НАБХ-15 не монотонна. Максимум має місце при 500 °С і він перевищує значення, отримані для композитів з більшим вмістом бориду (рис. 4.2.1). Це свідчить про більшу чутливість величини напруження руйнування при вигинанні до фазового складу і особливостей мікроструктури зразка, ніж величини межі деформації при стиску.

Окрім експериментально встановлених нами даних для композиційних матеріалів серії «НАБХ-х», на рис. 4.2.1 для порівняння також наведені дані для чистого NiAl^{94,161} (крива 4). Більша стійкість до руйнування може бути результатом високої міцності зв'язку між фазами NiAl і CrV₂. Значне підвищення напруження руйнування, яке виникло після введення до NiAl бориду, показує, що частки CrV₂ в комплексі з фазою Ni-Cr-V створюють перешкоду розвитку руйнуючої тріщини. Тобто для того, щоб зруйнувати зразок композиту необхідно до нього прикласти додаткове навантаження порівняно з вихідним інтерметалідом.

Мікроаналіз показав, що на зламах зразків КМ серії «НАБХ-х» присутні переважно ділянки транскристалітного руйнування (рис. 4.2.2). Тобто тріщина, поширюючись в об'ємі композиту, проходила через фази інтерметаліду і дибориду хрому. При кімнатній температурі і при T=500 °С алюмінід нікелю має один характер руйнування (рис. 4.2.2, а), а при T=800 °С – інший (рис. 4.2.2, б). При температурах до 500 °С NiAl руйнується з утворенням характерного рельєфу – струмкоподібного зламу. Наявність ділянок струмкоподібного зламу свідчить про опір матричної фази алюмініду нікелю пластичному деформуванню. Зерна боридів хрому, очевидно, чинять опір вільному переміщенню дислокацій, запобігають їх взаємодії і накопиченню в кількостях, необхідних для руйнування зерен NiAl. Структура матеріалу, зруйнованого при температурі T=800 °С, характеризується наявністю переважно ділянок гладкого сколу матричної фази (рис. 4.2.2, б). При даній температурі, згідно рис. 4.1.5, різко зростає пластичність алюмініду нікелю. Внаслідок цього вплив зерен бориду хрому на міцність



а



б

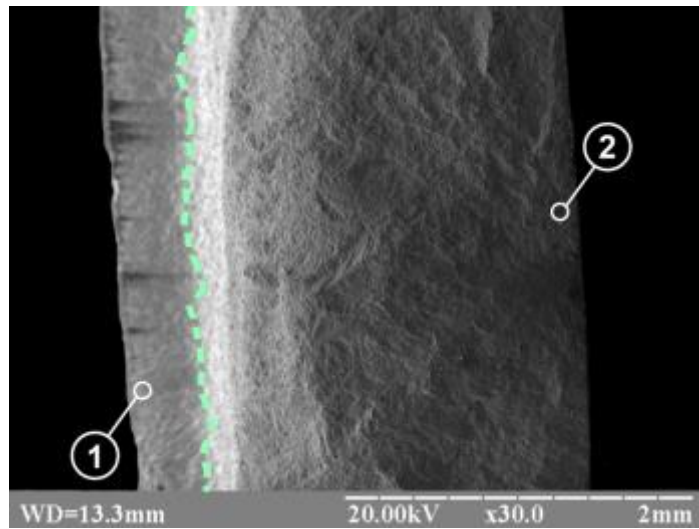
Рис. 4.2.2. Поверхні зламів зразків композиту НАБХ-15, випробуваних при $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) і $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б).

інтерметаліду суттєво знижується, що призводить до зниження міцності композитів серії «НАБХ-х» при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.2.1). Проте, присутність частинок CrV_2 в об'ємі алюмініду нікелю забезпечує значно вищу міцність КМ НАБХ-15 (30, 45) порівняно з вихідним NiAl .

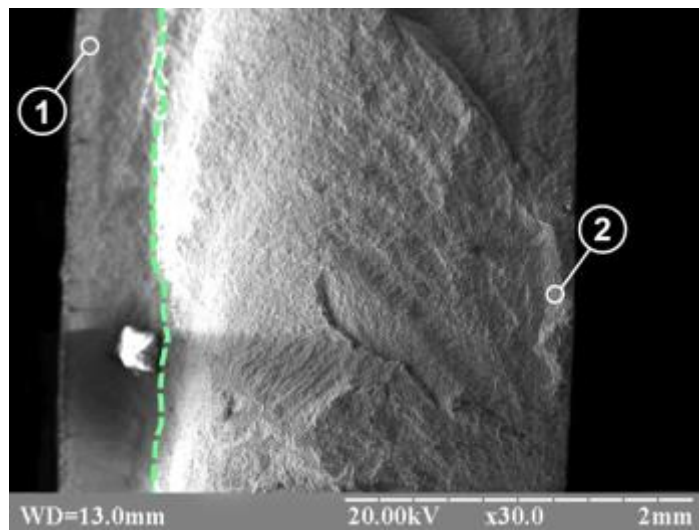
При визначенні міцності на вигин діють напруження розтягу. В умовах дій таких напружень непластичні, крихкі матеріали мають в кілька разів меншу міцність, ніж при дії напружень стиску^{162,163}. При $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ усі композити серії «НАБХ-х» є непластичними. Тому КМ з 15 і 30 % дихориду хрому мають відносно однакову міцність. Матеріал НАБХ-45 має вищу $\sigma_{зг}$ завдяки більш дрібнозернистій мікроструктурі з меншою кількістю дефектів, порівняно з НАБХ-15 (30). Очевидно, обрані режими виготовлення зразків КМ (підрозділ 2.7) є неоптимальними для композицій з 15 і 30 % CrV_2 .

Отриманий розподіл міцності на вигин матеріалів серії «НАБХ-х» при $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ в залежності від вмісту в них CrV_2 підтверджується також структурою зламів зразків НАБХ-15 (30, 45) (рис. 4.2.3). Матеріали НАБХ-15 і НАБХ-30 мають відносно однакову міцність при кімнатній температурі з незначною перевагою КМ із 30% CrV_2 . Внаслідок цього ділянка формування тріщини у зразку НАБХ-30 (рис. 4.2.3, б, зона 1) більша, ніж у зразку НАБХ-15 (рис. 4.2.3, а, зона 1). На етапі доламу композитів матеріал із 30% CrV_2 , очевидно, проявив сильніший опір поширенню тріщини, порівняно із КМ з 15% CrV_2 , про що свідчить більш розвинутий рельєф поверхні доламу зразка НАБХ-30 (рис. 4.2.3, а, б, зона 2).

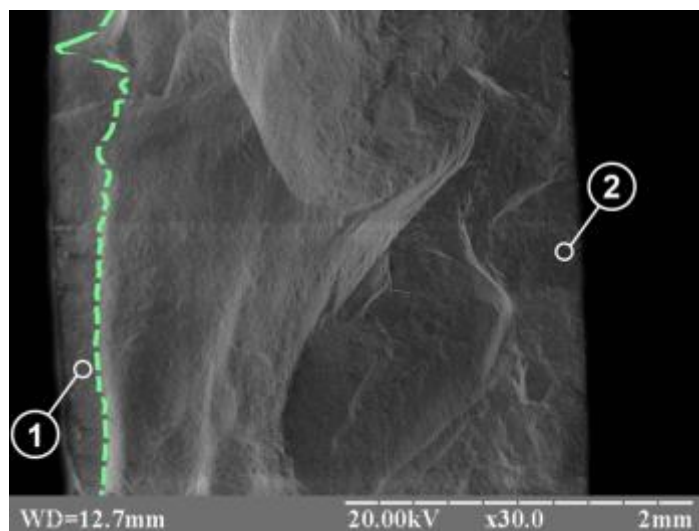
Не дивлячись на те, що при кімнатній температурі КМ НАБХ-45 має найвище значення $\sigma_{зг}$ серед усіх протестованих матеріалів, зразок даного композиту характеризується найменшою ділянкою зародження тріщини (рис. 4.2.3, в, зона 1). При цьому, для КМ із 45% CrV_2 характерний найбільш розвинений рельєф ділянки доламу порівняно з НАБХ-15 і НАБХ-30 (рис. 4.2.3, в, зона 2). Очевидно, значно вищий опір розповсюдженню тріщини, який проявив КМ НАБХ-45 на етапі доламу, є причиною вищої $\sigma_{зг}$ композиту із 45% CrV_2 порівняно з двома іншими розробленими матеріалами (рис. 4.2.1, крива 3).



а



б



в

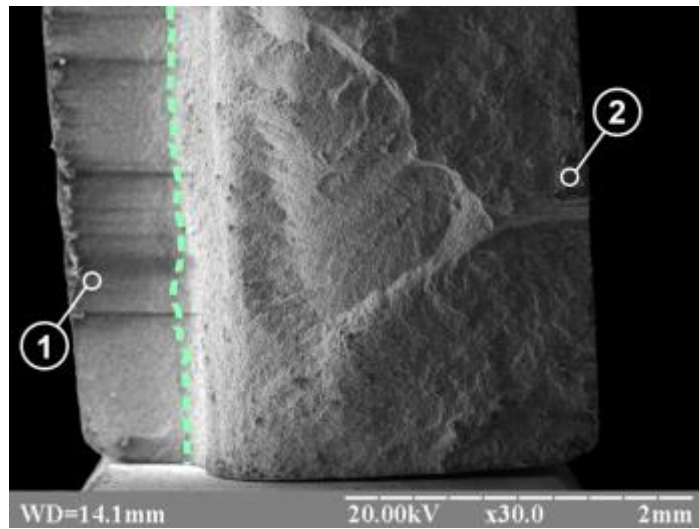
Рис. 4.2.3. Злами КМ НАБХ-15 (а), НАБХ-30 (б) і НАБХ-45 (в), отримані при $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$: 1 – ділянка зародження тріщини; 2 – ділянка доламу.

При $T=500$ °C, згідно даних, наведених на рис. 4.1.5, композит НАБХ-15 стає пластичним, а композити НАБХ-30 (45) залишаються крихкими. Пластичні матеріали мають відносно однакову міцність при дії напружень розтягу і стиску і, при цьому, краще працюють на розтяг, ніж крихкі матеріали^{162,163}. Тому зразок пластичного КМ НАБХ-15 (рис. 4.2.1, крива 1) за $T=500$ °C мав вищу міцність порівняно із зразками двох інших КМ, які були непластичними (рис. 4.2.1, криві 2 і 3). При цьому, матеріал НАБХ-45 має вищу $\sigma_{зг}$, ніж НАБХ-30 завдяки більш дрібнозернистій структурі.

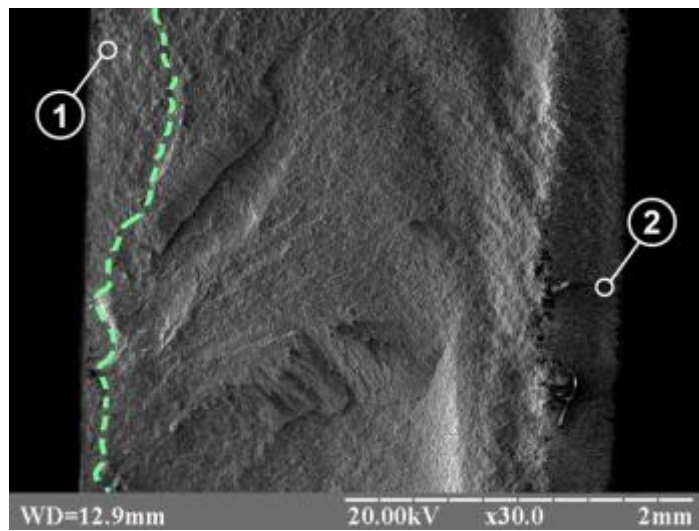
Аналіз структури зламів композиційних матеріалів серії «НАБХ-х» підтверджує отриманий розподіл значень $\sigma_{зг}$ для даних композитів при температурі 500 °C (рис. 4.2.4). Внаслідок високого опору КМ НАБХ-15 до розповсюдження тріщини при $T=500$ °C на даному зразку утворилася найбільша ділянка зародження тріщини серед усіх досліджених матеріалів серії «НАБХ-х» (рис. 4.2.4, а, зона 1). Найвища $\sigma_{зг}$ композиту із 15% CrV_2 підтверджується також присутністю найбільш розвинутого рельєфу в зоні доламу порівняно з іншими двома КМ (рис. 4.2.4, а, зона 2).

При $T=500$ °C на зразку КМ НАБХ-30 утворюється більша за площею ділянка зародження тріщини (рис. 4.2.4, б, зона 1), порівняно із КМ НАБХ-45 (рис. 4.2.4, в, зона 1). При цьому, композит із 45% CrV_2 характеризується більш розвиненим рельєфом зони доламу (рис. 4.2.4, в, зона 2) відносно матеріалу із 30% CrV_2 (рис. 4.2.4, б, зона 2). Тобто КМ НАБХ-45 більше опирався розповсюдженню тріщини в об'ємі матеріалу при $T=500$ °C, ніж КМ НАБХ-30. Внаслідок цього, очевидно, композит із 45% дибориду хрому при даній температурі має вищу $\sigma_{зг}$ порівняно з матеріалом із 30% CrV_2 .

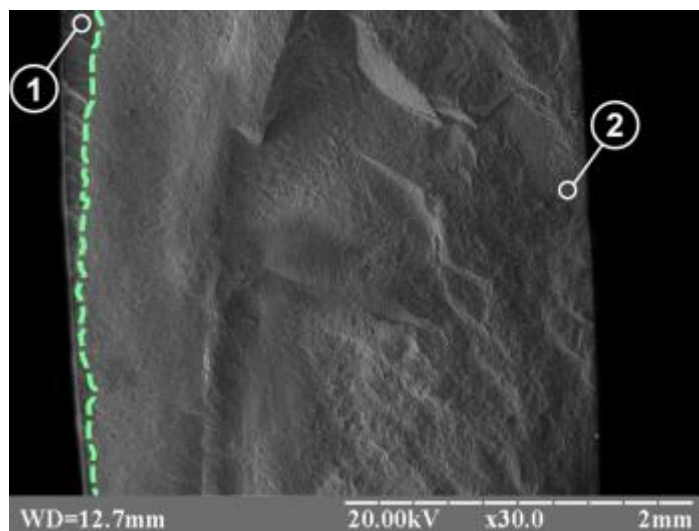
При підвищенні температури до 800 °C композиційний матеріал НАБХ-30 стає пластичним (рис. 4.1.5, крива 2). При цьому, КМ НАБХ-45 залишається крихким. Тому, композит із 30% CrV_2 має вищу $\sigma_{зг}$, ніж композит із 45%. За $T=800$ °C композиційний матеріал НАБХ-15 має вищу пластичність, ніж матеріал НАБХ-30 (рис. 4.1.5) і характеризується найнижчою міцністю при вигині



а



б



в

Рис. 4.2.4. Злами КМ НАБХ-15 (а), НАБХ-30 (б) і НАБХ-45 (в), отримані при $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$: 1 – ділянка зародження тріщини; 2 – ділянка доламу.

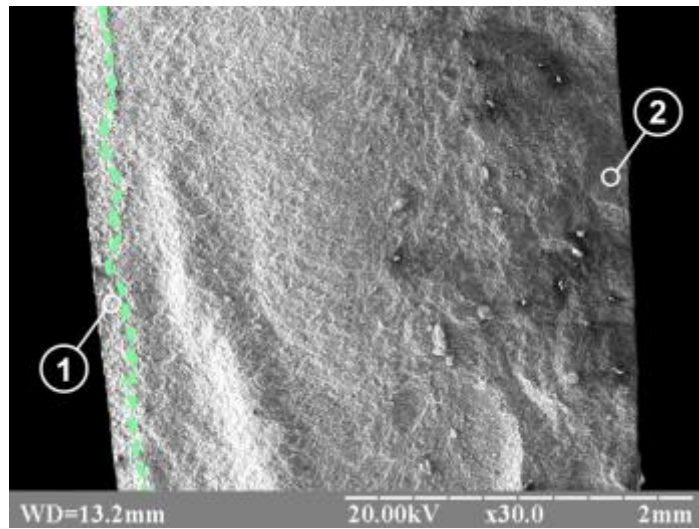
порівняно з іншими двома КМ. Очевидно, існує певний оптимум пластичності, в межах якого дисперсно армовані композити серії «НАБХ-х» мають високу міцність в умовах дії напружень розтягу. КМ НАБХ-15 мав оптимальний рівень пластичності за $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.1.5, крива 1), а КМ НАБХ-30 – за $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 4.1.5, крива 2). В обох випадках деформація до руйнування даних матеріалів (ϵ) становила $\sim 30\%$.

При кімнатній температурі і при $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ алюмінід нікелю має один характер руйнування (рис. 4.2.2, а), а при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ – інший (рис. 4.2.2, б). При температурах до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ NiAl руйнується з утворенням характерного рельєфу – струмкоподібного зламу. Наявність ділянок струмкоподібного зламу відповідає великому значенню напруження руйнування (рис. 4.2.1, крива 1). При температурі $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ напруження руйнування зменшується в ~ 2 рази, що відповідає розповсюдженню тріщини без розгалуження і створення гладкого зламу (рис. 4.2.2, б).

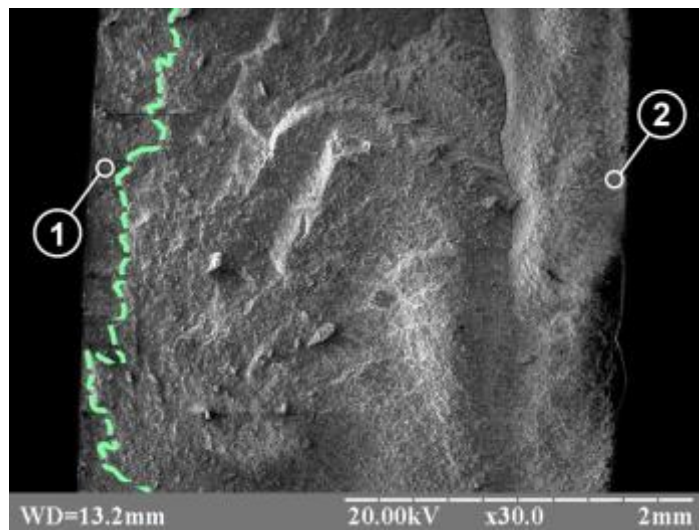
Внаслідок зміни механізму руйнування інтерметаліду при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ змінюється і рельєф зламів зразків КМ серії «НАБХ-х» (рис. 4.2.5). Згідно рис. 4.2.1 композити НАБХ-15 і НАБХ-45 мають невелику різницю в міцності на вигин, що підтверджується незначною різницею в отриманому рельєфі їхніх зламів (рис. 4.2.5, а і в).

При $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ КМ НАБХ-30 має найвищу $\sigma_{зг}$ серед усіх протестованих композитів серії «НАБХ-х» (рис. 4.2.1, крива 2), що підтверджується отриманою структурою зламу (рис. 4.2.5, б). Для даного композиційного матеріалу при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ є характерними найбільший розмір ділянки зародження тріщини (рис. 4.2.5, б, зона 1) та найрозвиненіший рельєф зони доламу (рис. 4.2.5, б, зона 2), порівняно із КМ НАБХ-15 (45) (рис. 4.2.5, а і в).

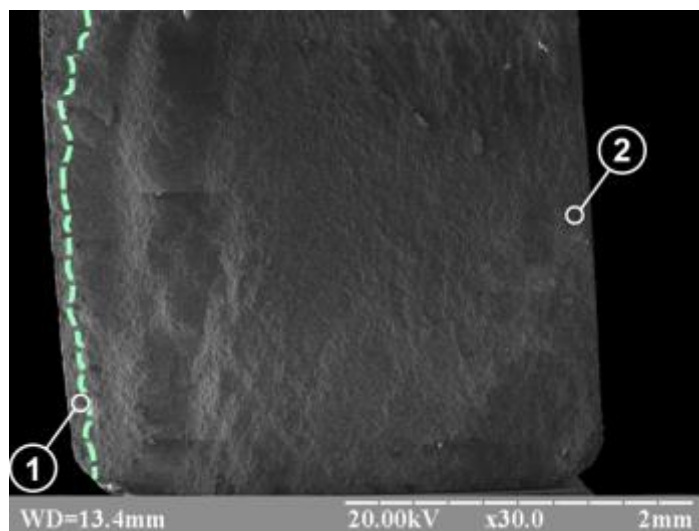
Оскільки за $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ КМ НАБХ-15 має вищі $\sigma_{0,2}$ та $\sigma_{зг}$ ніж вихідний NiAl за $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$, то даний композит має достатній рівень характеристик міцності, щоб не деформуватися інтенсивно під впливом навантажень, які діють в зоні тертя, і



а



б



в

Рис. 4.2.5. Злами КМ НАБХ-15 (а), НАБХ-30 (б) і НАБХ-45 (в), отримані при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$: 1 – ділянка зародження тріщини; 2 – ділянка доламу.

не спричиняти руйнування захисної оксидної плівки, утвореної на поверхні фази інтерметаліду. Тобто 15% є оптимальною кількістю армуючої домішки CrB_2 , яку необхідно ввести до алюмініду нікелю з метою використання отриманого композиту як захисного матеріалу у високотемпературних вузлах тертя ($T=20\div 800\text{ }^\circ\text{C}$).

Висновки до розділу 4

Армування інтерметаліду NiAl боридом CrB_2 підвищує характеристики міцності отриманих композитів серії «НАБХ-х» при випробуванні на стиск і вигин. Підвищується як напруження деформування при стиску, так і напруження руйнування КМ під дією розтягуючих напружень при вигині.

Введення до NiAl домішок CrB_2 в кількості вище 12% призводить до утворення фрагментів зв'язного каркасу із частинок тугоплавких сполук в об'ємі інтерметаліду. Завдяки присутності такого каркасу КМ серії «НАБХ-х» із вмістом 15 (30, 45) % CrB_2 мають значно вищу $\sigma_{0,2}$ та напруження руйнування порівняно з вихідним інтерметалідом при температурах $20\div 800\text{ }^\circ\text{C}$.

Відсутність міжзеренного руйнування свідчить про високу адгезію на границі фаз «інтерметалід-диборид». Внаслідок цього тріщина проходить через фази інтерметаліду і дибориду хрому, утворюючи мікроструктуру з характерними ділянками транскристалічного руйнування.

При дії напружень розтягу найвищу $\sigma_{\text{зг}}$ мають ті композити серії «НАБХ-х», пластичність яких знаходиться в оптимальних межах, коли деформація до руйнування (ϵ) становить $\sim 30\%$.

КМ НАБХ-15 має значно вищі характеристики міцності, порівняно з вихідним інтерметалідом, в цільовому діапазоні температур $20\div 800\text{ }^\circ\text{C}$, що означає, що даний композиційний матеріал НАБХ-15 може бути рекомендований до застосування його у високотемпературних вузлах тертя.

РОЗДІЛ 5

ВПЛИВ ДОМШОК ДИБОРИДУ ХРОМУ НА ОСОБЛИВОСТІ ЗНОШУВАННЯ ПОКРИТТІВ АЛЮМІНІДУ НІКЕЛЮ В ШИРОКОМУ ДІАПАЗОНІ ТЕМПЕРАТУР (20÷800 °С)

В розділі 4 було встановлено, що дисперсне армування алюмініду нікелю диборидом хрому призводить до підвищення характеристик міцності і зниження пластичності останнього в діапазоні температур 20÷800 °С. Завдяки зменшенню пластичної деформації інтерметаліду при температурах вище 500 °С захисні оксидні плівки, утворені в зоні тертя на поверхнях композиційних матеріалів серії «НАБХ-х», повинні руйнуватися менш інтенсивно, порівняно з вихідним NiAl і працювати як тверде мастило, знижуючи рівень зносу розроблених КПП.

Для визначення зносостійкості та механізмів зношування композитів серії «НАБХ-х» в цільовому діапазоні температур (20÷800 °С) виготовили порошкові суміші і електроди для отримання газотермічних та електроіскрових покриттів, обрали оптимальні режими нанесення даних покриттів і провели триботестування отриманих композиційних покриттів за схемою «pin-on-disc» в цільовому діапазоні температур (20÷800 °С).

5.1 Нанесення та мікроструктура газотермічних покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30

Методи газотермічного напилювання (ГТН) покриттів, на даний момент, залишаються найбільш розповсюдженим способом отримання захисних шарів з високим рівнем експлуатаційних властивостей^{1,91,93,140}. Наприклад, в парах тертя «торцеве опорне кільце-торцеве контр-кільце» чи «торець лопатки-корпус ГТД» з метою захисту методами ГТН на робочі поверхні, які підлягають інтенсивному зношуванню, наносять зносостійкі сполуки^{1,121}. Оскільки найбільш перспективним, поширеним і універсальним способом газотермічного нанесення покриттів є плазмове напилювання у відкритій атмосфері^{121,164,165}, то цей метод

було обрано для отримання газотермічних покриттів із композиційних порошкових матеріалів НАБХ-15 (30).

5.1.1 Отримання плазмових покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30

Як вказувалося у підрозділі 2.8, газотермічні покриття утворюються шляхом переносу частинок матеріалу газовим потоком із дозатора на поверхню підкладки. Суть процесу полягає в тому, що порошок, потрапляючи в потік газу, нагрівається (чи розплавлюється), набувають певної кінетичної енергії і вдаряються об підкладку, утворюючи покриття. Чим вища кінетична енергія частинки – тим вищою буде міцність її зчеплення з підкладкою. Тому для ГТН, в основному, використовуються порошки з фракцією ~ 100 мкм, але не нижче 40 мкм (більш дрібні порошки використовуються відносно рідко). При цьому, з метою підвищення таких характеристик покриття, як низький рівень внутрішніх напружень і пористості, а також висока адгезія до підкладки рекомендується для напилювання використовувати порошкові суміші з вузьким діапазоном фракцій (різниця між розміром мінімальної частинки і максимальної повинна становити ~ 30 мкм).

Для нанесення покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30 було виготовлено суміші порошоків ПН70Ю30 (NiAl) (фракція -40 мкм) і CrV₂ (фракція -10 мкм). Кількість дибориду хрому становила 15% і 30% відповідно (табл. 2.7.1). Оскільки розмір частинок CrV₂ є малим, порівняно із частинками інтерметаліду, то з метою отримання якісних (згідно критеріїв, наведених вище) покриттів проводилося конгломерування порошкової суміші на органічній зв'язці.

Частинки алюмініду нікелю та дибориду хрому за допомогою нітроцелюлозної зв'язки з'єднувалися в кульки розміром до 3 мм. Отримані конгломерати подрібнювалися і відсіювалися на фракції (-100+70) мкм і (-70+40) мкм. З метою збільшення адгезії і вирівнювання коефіцієнтів термічного розширення на підкладку, перед напилюванням композиційних покриттів, наносили підшар терморегуючого матеріалу ПГ-Ю5-Н. Для отримання покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30 використовувалась камера-

маніпулятор 15ВБ та установка УПУ-3Д, модернізована в ІПМ НАН України. Напилювання проводилося на режимах, наведених в табл. 2.8.1: струм дуги – 350÷360 А, напруга дуги – 65 В, подача аргону – 50 л/хв, подача водню – 12÷15 л/хв. Дистанція напилювання для фракції (-100+70) мкм становила 160 мм, для фракції (-70+40) мкм – 120 мм. Товщина отриманих покриттів становила $0,5\pm 0,05$ мм.

5.1.2 Мікроструктура отриманих плазмових покриттів

На рис. 5.1.1 наведено мікроструктуру покриття НАБХ-15. Отриманий композиційний шар має типову структуру для плазмових покриттів: ламелі матеріалу НАБХ-15 (рис. 5.1.1, 1) рівномірно розташовані на терморегулюючому підшарі (рис. 5.1.1, 2), нанесеному на сталеву підкладку (рис. 5.1.1, 3).

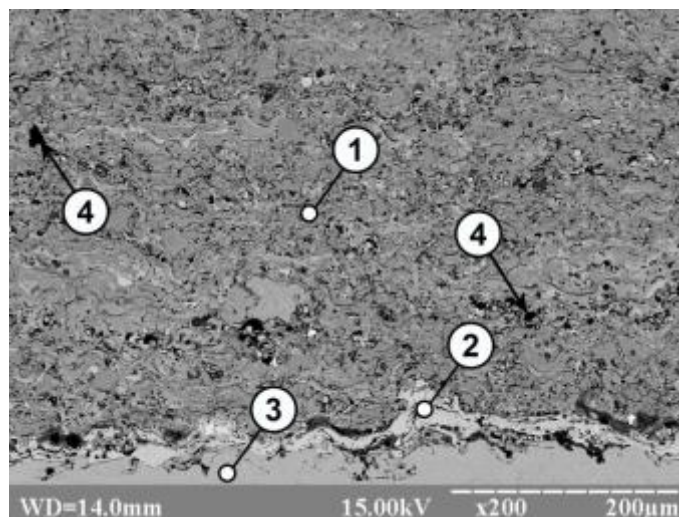


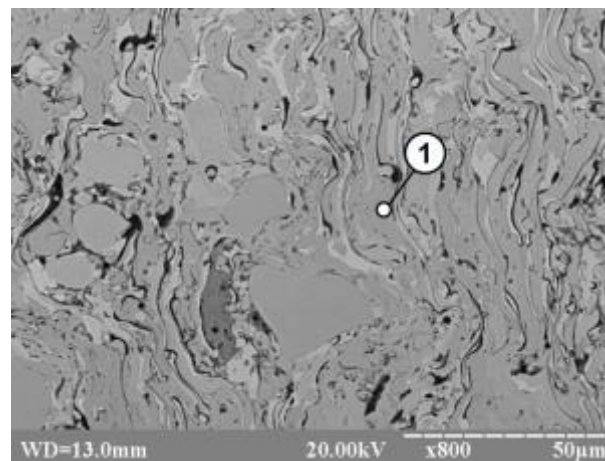
Рис. 5.1.1. Плазмове покриття НАБХ-15: 1 – ламелі; 2 – підшар;
3 – підкладка; 4 – пори.

В покритті присутні характерні дефекти у вигляді пор (рис. 5.1.1, 4). Пористість отриманих композиційних шарів знаходиться в допустимих межах (табл. 5.1.1). Міцність адгезії покриттів до підкладки, виміряна штифтовим методом, знаходиться в межах від 28 до 43 МПа (табл. 5.1.1). Підвищення вмісту дибориду хрому в алюмініді нікелю призводить до росту пористості покриття та зниження міцності його зчеплення з підкладкою.

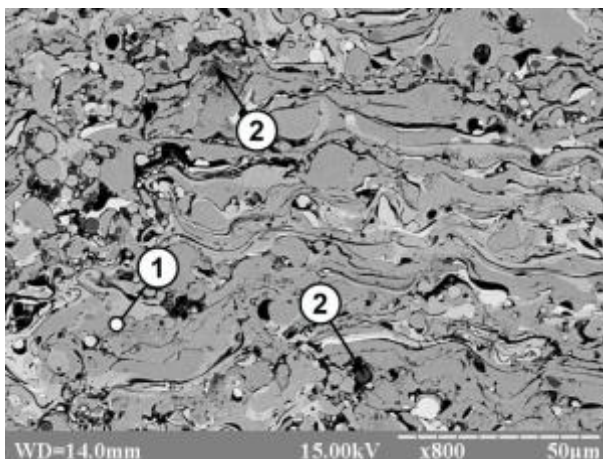
Технологічні характеристики отриманих плазмових покриттів

Параметр	Одиниці вимірювання	Матеріал покриття		
		NiAl	НАБХ-15	НАБХ-30
Пористість	%	4-6	6-8	7-9
Адгезія	МПа	43-40	36-30	33-28

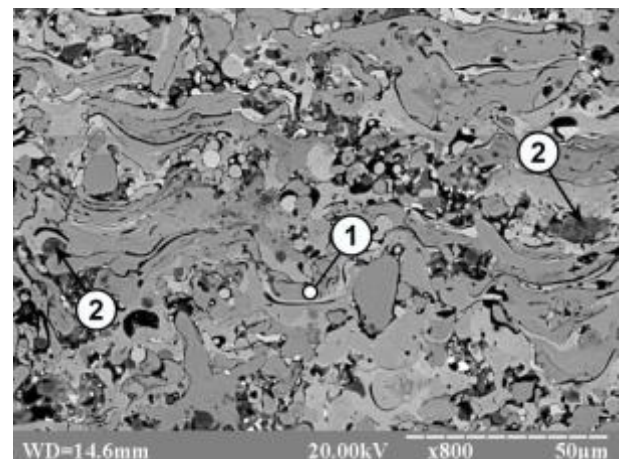
При більш детальному аналізі мікроструктури отриманих плазмових покриттів можна виділити частинки дибориду хрому (рис. 5.1.2, б і в, 2), розташовані серед ламелей алюмініду нікелю (рис. 5.1.2, б і в, 1)¹⁶⁶.



а



б



в

Рис. 5.1.2. Плазмові покриття NiAl (а), НАБХ-15 (б) і НАБХ-30 (в) при збільшенні $\times 800$: 1 – ламелі NiAl; 2 – частинки CrB₂.

CrB_2 розміщений рівномірно в об'ємі інтерметаліду. При цьому, в матеріалі НАБХ-30 зустрічаються як одиничні зерна дибориду хрому, так і їх скупчення (рис. 5.1.2, в, 2).

5.2 Особливості зношування отриманих плазмових покриттів в парі зі сталевим контр-тілом

При розробці нового матеріалу необхідно встановити його придатність до роботи в цільових умовах експлуатації. Найбільш точним методом для цього є натурні випробування: матеріал досліджується в реальних або максимально близьких до реальних умовах. Проте, такі дослідження є затратними з точки зору ресурсів. Тому, натурні випробування є останньою стадією розробки і дослідження властивостей матеріалу перед його впровадженням до виробництва і експлуатації.

На стадії розробки матеріалу доцільніше проводити дослідження, які моделюватимуть реальні умови експлуатації з певним наближенням. Такі дослідження дають можливість оцінити рівень властивостей матеріалу і встановити процеси, які мають місце при його роботі в таких умовах, а також обрати найбільш перспективну композицію (за умови тестування з метою визначення оптимального складу композиту).

Розроблений КМ серії «НАБХ-х» призначений для роботи в умовах тертя за температур 20÷800 °С. Цільовим вузлом застосування отриманого композиту є пари тертя «торцеве опорне кільце-торцеве контр-кільце» і «торець лопатки-корпус ГТД» (робочі температури ≤ 800 °С). Отже, роботу покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30 в цільових умовах експлуатації можна змоделювати шляхом встановлення їх зносостійкості в умовах тертя за схемою «pin-on-disc» (рис. 5.2.1) в температурному діапазоні 20÷800 °С. Отримані композиційні шари наносилися на торці стержнів 3 (рис. 5.2.1). В якості контр-тіл при такій схемі дослідження виступали диски (рис. 5.2.1, 4).

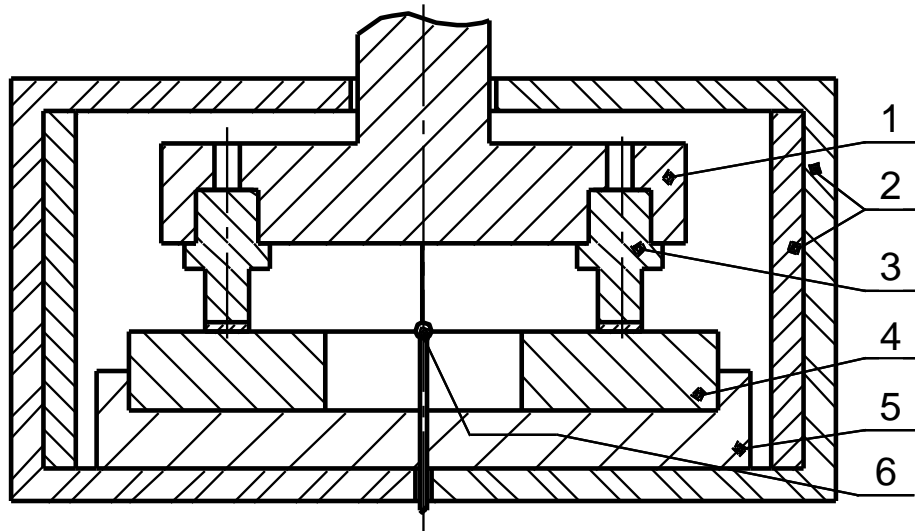


Рис. 5.2.1. Схема установки МТ-68 для триботестування:

- 1 – рухомий фіксатор зразків; 2 – нагрівальний елемент із захисним кожухом;
3 – зразок з покриттям; 4 – контр-тіло; 5 – фіксатор контр-тіла; 6 – термопара.

Матеріал дисків повинен максимально відповідати тому матеріалові, в парі з яким працюватиме розроблюваний композит. В підрозділі 1.3, при описі цільових пар тертя вказано, що, в залежності від робочих температур, в них можуть використовуватися різні жаростійкі сплави (переважно – на базі нікелю^{122–127}) або покриття на їх основі. Більшість таких сплавів мають в своєму складі фазу NiAl. Тому, при встановленні зносостійкості отриманих покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30 в широкому діапазоні температур в якості контр-тіл доцільно використовувати покриття NiAl, нанесені на сталеві підкладки.

При проведенні триботехнічних досліджень часто спостерігається явище перенесення матеріалу покриття на контр-тіло і навпаки. Якщо використовувати контр-тіло NiAl, то основою матеріалів покриття і контр-тіла буде алюмінід нікелю. В даному випадку є важкодоступним встановити, в якому напрямку відбувається масоперенесення. Тому, в якості контр-тіла для трибодослідження плазмових покриттів використовували швидкоріжучу сталь Р18, яка має високу зносостійкість в умовах тертя за підвищених температур¹⁴⁵. Окрім того, сталі та матеріали на основі заліза можуть застосовуватися в цільових вузлах тертя^{117,122–127}.

5.2.1 Інтенсивність зношування покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30 в парі зі сталевим контр-тілом Р18

Перед встановленням зносостійкості отриманих композиційних покриттів поверхні зразків та контр-тіл шліфувалися алмазними дисками з подальшим їх очищенням та знежиренням. Стержні 3 встановлювалися в рухомий фіксатор зразків 1, контр-тіло 4 – в нерухомий затискач (рис. 5.2.1). Коли в камері 2 (рис. 5.2.1) встановлювалася необхідна температура, вмикався привід і фіксатор 1 разом із зразками 3 (рис. 5.2.1) здійснював обертальні рухи. Після того, як покриття пройдуть необхідну дистанцію тертя, привід вимикався, кожух відкривався і зразки охолоджувалися на повітрі. Зносостійкість визначалася при тиску в зоні контакту $P=2$ МПа і швидкості ковзання $V=1,5$ м/с. Дистанція тертя становила $S=1000$ м. Інтенсивність зношування встановлювали за температур 20, 500 і 800 °С.

На рис. 5.2.2 наведено отримані результати визначення інтенсивності зношування плазмових покриттів.

Отримані результати (рис. 5.2.2) показали, що нанесені плазмові покриття мають найнижчу зносостійкість за кімнатних температур, а найвищу – за $T=500$ °С. При підвищенні температури випробування до 800 °С їх опір зношуванню знизився на ~20%.

Серед трьох випробуваних покриттів найнижчу зносостійкість має вихідний NiAl. Домішки дибориду хрому значно підвищують опір зношуванню алюмініду нікелю (рис. 5.2.2) в діапазоні температур 20÷800 °С. Найвища зносостійкість досягається при введенні 15% CrB₂ в об'єм інтерметаліду^{157,159,166}.

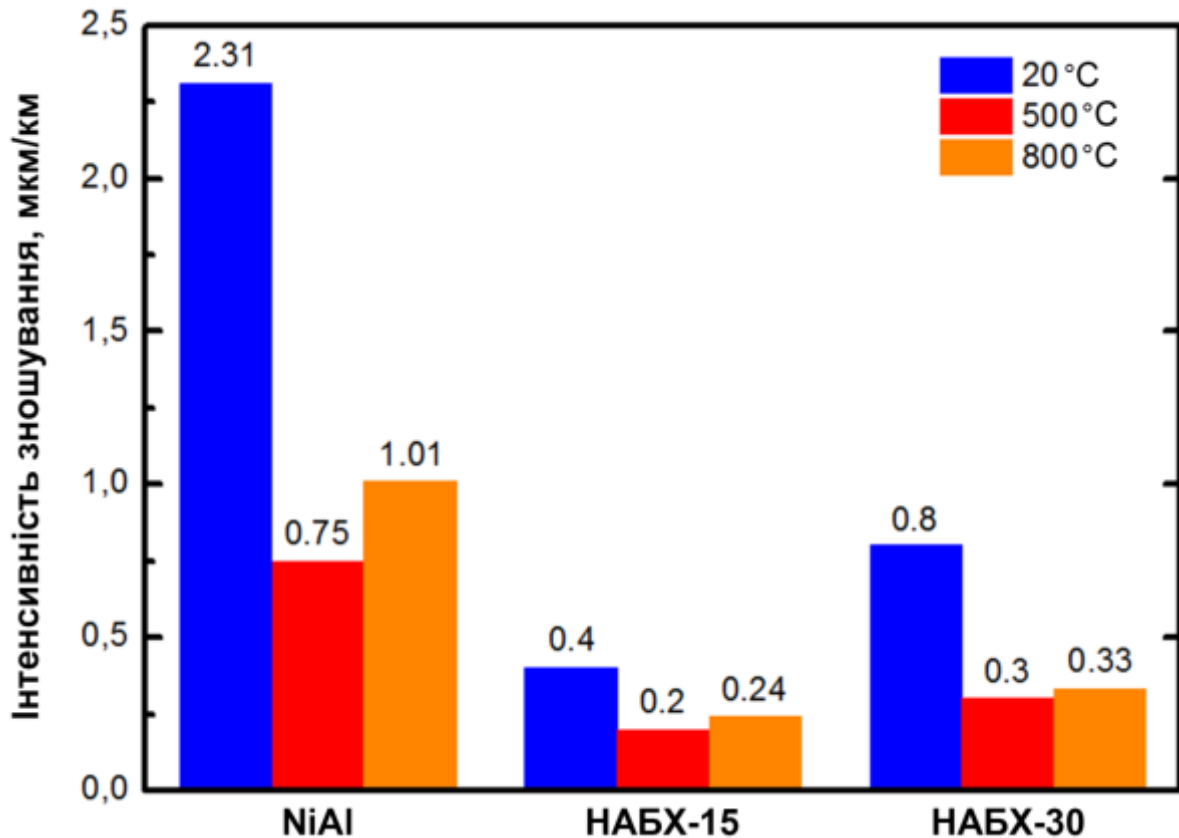
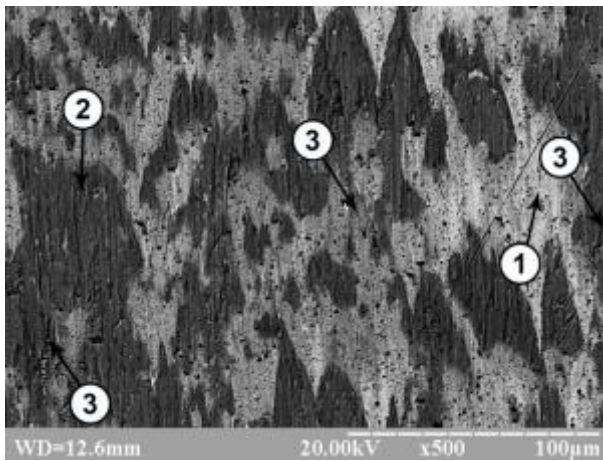


Рис. 5.2.2. Інтенсивність зношування отриманих плазмових покриттів в парі з контр-тілом зі сталі P18.

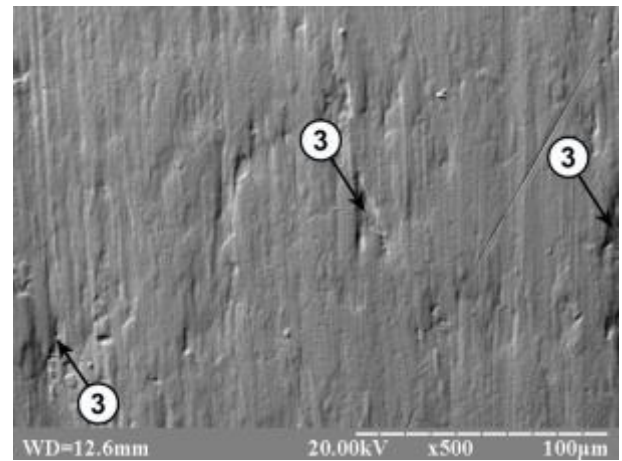
5.2.2 Механізми зношування плазмових покриттів в парі з контр-тілом зі сталі P18

Покриття NiAl. З метою встановлення механізмів зношування випробуваних покриттів їх доріжки тертя було досліджено за допомогою МРСА та Оже-аналізу.

Механізм тертя плазмового покриття алюмініду нікелю за кімнатних температур є абразивно-адгезійним. Адгезійне захоплення, очевидно, виникає внаслідок локального нагрівання матеріалу контр-тіла та інтерметаліду в зоні тертя. В даних зонах, внаслідок росту температури, алюмінід нікелю стає відносно пластичним. Захисні оксидні плівки, сформовані на поверхні інтерметаліду (рис. 5.2.3, 1), руйнуються і перестають запобігати захопленню алюмініду нікелю з матеріалом контр-тіла (рис. 5.2.3, 2). Окрім того, матеріал



а

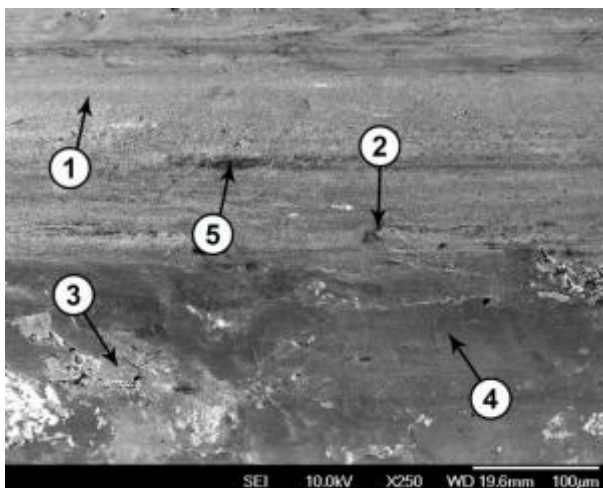


б

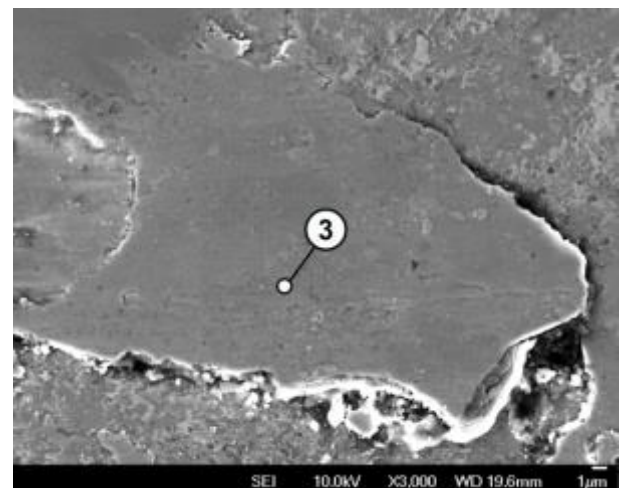
Рис. 5.2.3. Доріжки тертя плазмового покриття NiAl, отримані при його роботі за $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ в парі з контр-тілом P18 у COMPO (а) та ТОРО (б) випромінюванні растрового електронного мікроскопу РЕМ-106И:

- 1 – вихідне покриття; 2 – перенесений матеріал контр-тіла;
3 – вихідні дефекти покриття.

матеріал контр-тіла захоплюється також поверхневими дефектами (рис. 5.2.3, 3) на поверхні NiAl, які виникли в процесі нанесення чи внаслідок відшарування



а



б

Рис. 5.2.4. Доріжка тертя плазмового покриття NiAl, отримана при роботі за $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ в парі з контр-тілом P18 (а), та її ділянка (б): 1, 2 і 5 – комплексні оксидні плівки на базі Ni, Al і Fe; 3 – відшарування перенесеного матеріалу контр-тіла; 4 – перенесений матеріал контр-тіла.

покриття. Оскільки за кімнатних температур інтерметалід має відносно високу крихкість, то в процесі тертя кількість поверхневих дефектів зростає, інтенсифікуючи трансфер матеріалу контр-тіла на поверхню алюмініду нікелю.

За температури 500 °С механізм зношування NiAl при терті в парі з контр-тілом зі сталі P18 змінюється. Поверхня доріжки тертя вкрита комплексними оксидними плівками на базі нікелю, алюмінію та заліза (рис. 5.2.4, фази 1, 2 і 5). Даними оксидами є NiO, Fe₂O₃, Al₂O₃ і шпінелі NiAl₂O₄. Оксиди нікелю, алюмінію та шпінелі утворилися в процесі окиснення алюмініду нікелю.

Разом із ділянками, вкритими комплексними плівками оксидів, на поверхні доріжки тертя присутні також зони переносу матеріалу контр-тіла (рис. 5.2.4, 4). В даному випадку це оксиди заліза та сталь P18. Матеріал контр-тіла схоплювався із поверхнею NiAl рівномірно, утворивши відносно гладку плівку. Місцями дана плівка має дефекти, в яких накопичувалися продукти тертя, утворюючи характерний рельєф (рис. 5.2.4, 3).

Аналіз отриманої доріжки тертя (рис. 5.2.4) показав, що за 500 °С, в парі з контр-тілом із сталі P18, покриття NiAl має адгезійний механізм зношування. Зразки знаходилися в камері установки МТ-68 до моменту, поки температура в зоні контакту не досягне 500 °С. Поверхні алюмініду нікелю і сталевого контр-тіла окислилися і покрилися плівками NiO+Al₂O₃ (рис. 5.2.5, 2) і Fe₂O₃ відповідно. Із досягненням в зоні тертя температури 500 °С почалося триботестування. Після початку тертя покриття інтерметаліду, рухаючись по контр-тілу, починає інтенсивно деформуватися внаслідок відносно високої пластичності NiAl, що підтверджується даними, наведеними в розділі 4 (рис. 4.1.3 і 4.2.1). Захисні оксидні плівки NiO+Al₂O₃, сформовані на поверхні алюмініду нікелю, починають руйнуватися по схемі, наведеній в підрозділі 1.1 (рис. 5.2.5, 4). Незахищений оксидами інтерметалід починає схоплюватись із матеріалом контр-тіла у вигляді частин сталі та Fe₂O₃ (рис. 5.2.5, 5). Процес тертя призводить до додаткового формування тепла в зоні контакту. Внаслідок зростання температури алюмінід нікелю стає ще більш пластичним і трансфер матеріалу контр-тіла на поверхню зразку і навпаки інтенсифікується. В

результаті, на поверхні NiAl формуються відносно великі масиви перенесеного матеріалу (рис. 5.2.4, фаза 4) ^{142,157,158,167}.

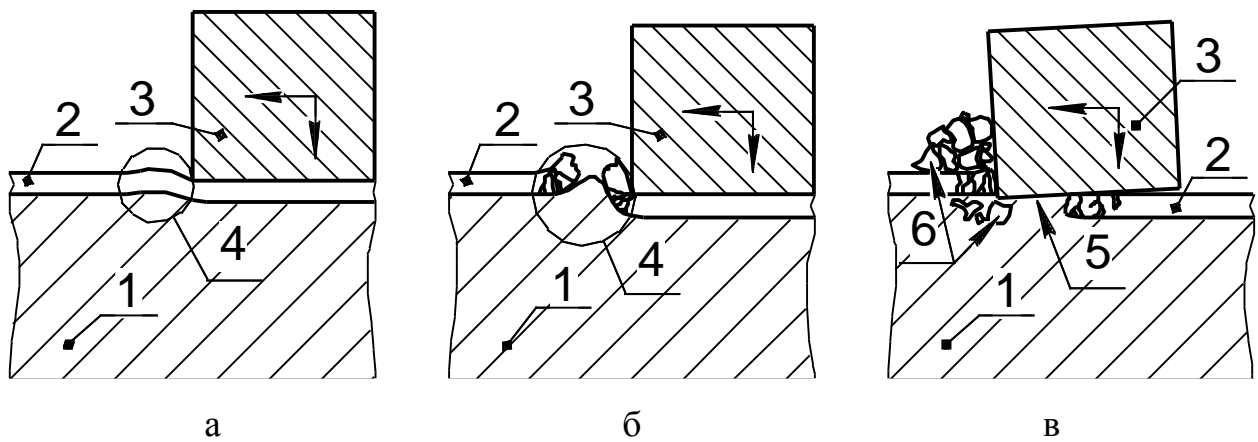


Рис. 5.2.5. Механізм тертя NiAl за підвищеної температури:

1 – NiAl; 2 – плівка NiO+Al₂O₃; 3 – контр-тіло;

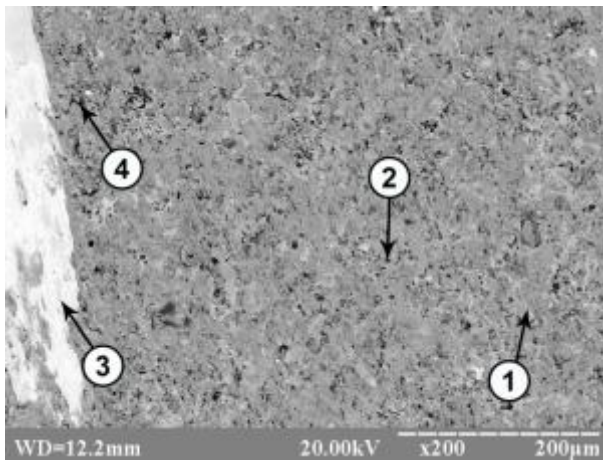
4 – зона деформації NiAl і оксидної плівки;

5 – ділянка захоплення матеріалів пари тертя; 6 – абразив.

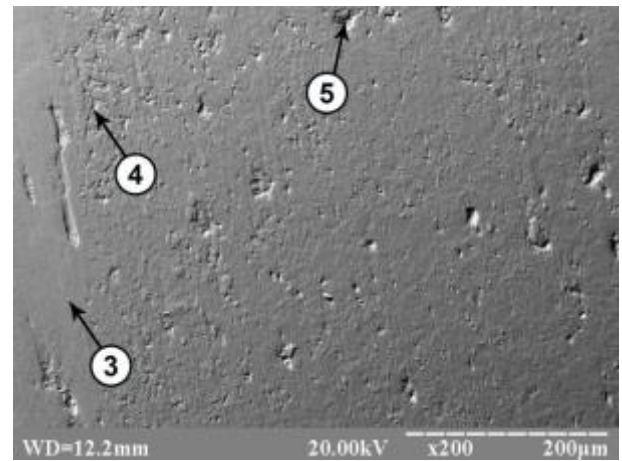
Підвищення температури випробувань до 800 °С не змінює механізму зношування, лише підвищує інтенсивність переносу матеріалу контр-тіла на поверхню інтерметаліду. Доріжки тертя мають конфігурацію, аналогічну доріжкам, отриманим за 500 °С.

Покриття НАБХ-15. В розділі 4 показано, що внаслідок додавання до покриття алюмініду нікелю 15% домішок дибориду хрому пластичність інтерметаліду знижується, а міцність зростає (рис. 4.2.1). Окрім того, поверхня покриття стає неоднорідною: тугоплавкі включення рівномірно розподілені по площі інтерметаліду в зоні контакту. Це призводить до зміни механізмів зношування покриття НАБХ-15 відносно NiAl в усьому дослідженому діапазоні температур.

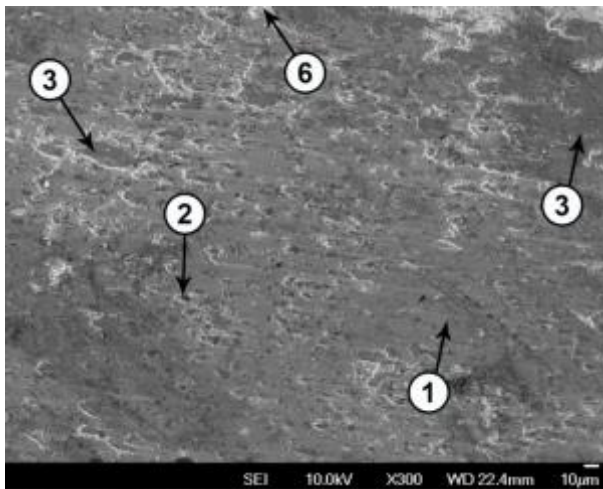
Доріжки тертя НАБХ-15 ¹⁶⁶, отримані за кімнатної температури, характеризуються присутністю одиничних зон переносу матеріалу контр-тіла у вигляді сталі P18 (рис. 5.2.6, а і б, фаза 3) на поверхню покриття. За даних умов матеріал показав абразивний механізм зношування. Поверхня доріжки тертя



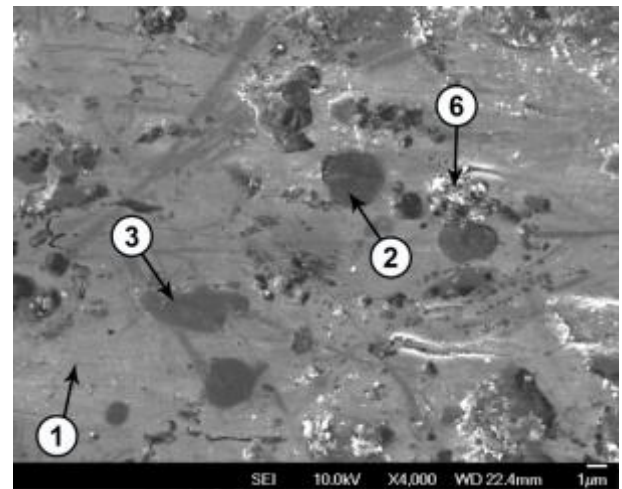
а



б



в



г

Рис. 5.2.6. Доріжки тертя плазмового покриття НАБХ-15, отримані при роботі за $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б) і $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в, г) в парі з контр-тілом Р18:

1 – NiAl; 2 – CrB₂; 3 – перенесений матеріал контр-тіла; 4 – вихідні дефекти покриття; 5 – зона відшарування покриття; 6 – продукти тертя.

відносно плоска, має вигляд вихідного покриття і вкрита характерними вихідними дефектами у вигляді пор (рис. 5.2.6, а і б, фаза 4), що свідчить про низький знос НАБХ-15. Крім того, в процесі тертя окремі ламелі відшарувалися від основного об'єму покриття, утворивши характерний рельєф (рис. 5.2.6, б, фаза 5).

Зростання температури випробування до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ призводить до зміни абразивного механізму зношування покриття НАБХ-15 на окиснювальний, а не

адгезійний, який є характерним для NiAl^{142,158,167}. Внаслідок цього доріжка тертя має вигляд вихідного покриття (рис. 5.2.6, в, г).

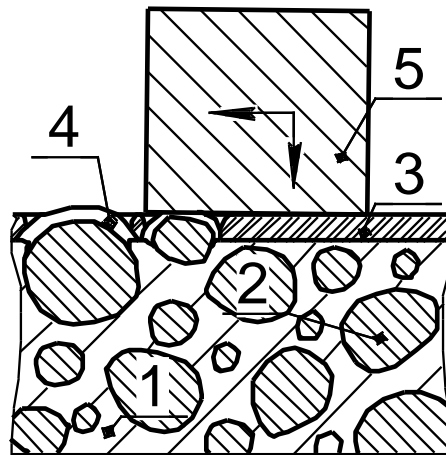


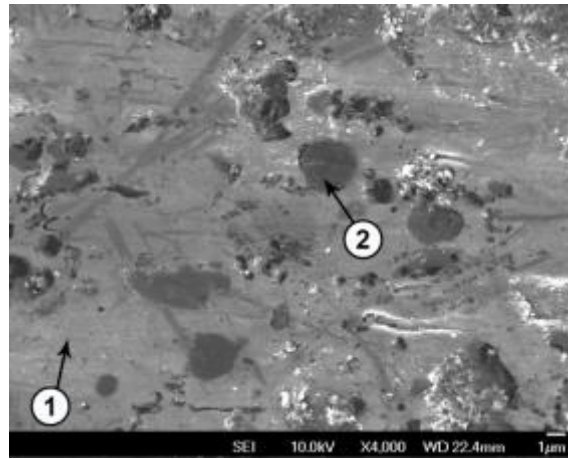
Рис. 5.2.7. Механізм тертя НАБХ-15 за підвищеної температури:

1 – NiAl; 2 – CrB₂; 3 – плівка NiO+Al₂O₃; 4 – плівка В₂O₃ (В₂O₃+Cr₂O₃);
5 – контр-тіло.

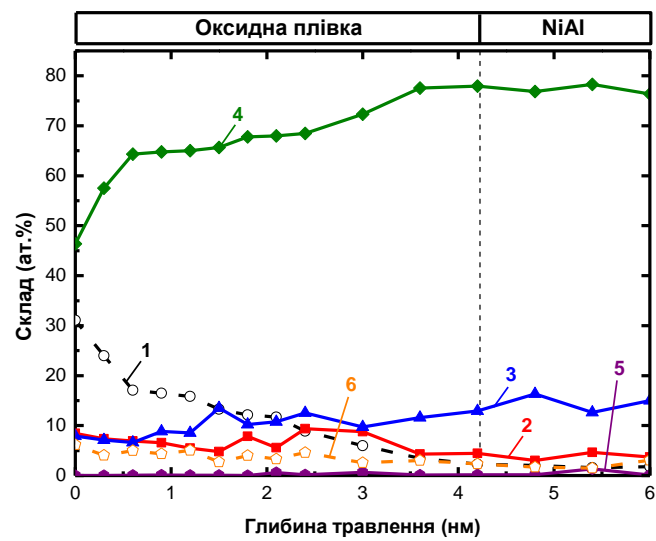
Причиною цього є декілька факторів. По-перше, поверхнева оксидна плівка (рис. 5.2.7, точка 3), утворена на NiAl (рис. 5.2.7, точка 1), не руйнується внаслідок підвищеного опору інтерметаліду пластичній деформації за рахунок армування діборидами. По-друге, поверхня оксидної плівки, внаслідок присутності в інтерметаліді CrB₂ (рис. 5.2.7, точка 2) є не суцільною, а сегментованою. Отже для її руйнації потрібно прикласти значно більше навантаження. При цьому, оксидні плівки (рис. 5.2.7, точка 4), утворені на поверхні дібориду хрому (особливо В₂O₃), також працюють як тверде мастило.

З метою встановлення товщини оксидних плівок, присутніх в процесі тертя на матриці та армуючій фазі НАБХ-15, було проведено Оже-аналіз (рис. 5.2.8)^{142,157}.

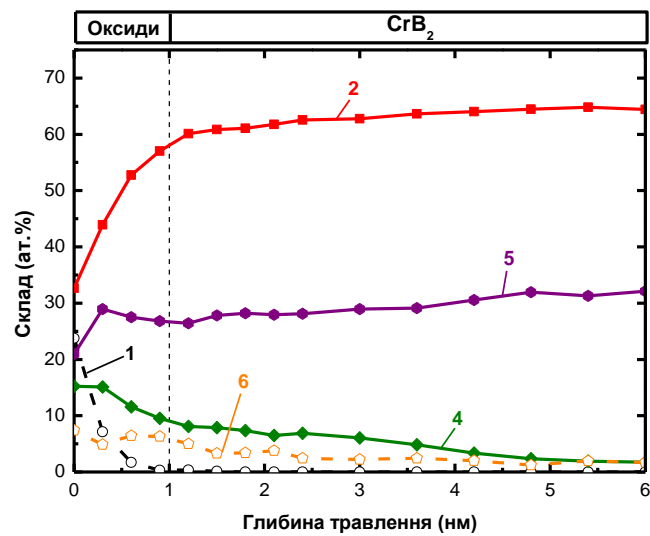
Товщина оксидної плівки, утвореної на NiAl, становить ~4 нм (рис. 5.2.8, а). Даний шар складається переважно із вихідних оксидів нікелю та алюмінію. В процесі тертя на ці оксидні шари перенеслися компоненти плівки В₂O₃ і Fe₂O₃.



а



б



в

Рис. 5.2.8. Доріжка тертя покриття НАБХ-15 (рис. 5.2.6, г) (а) і склад оксидів, утворених в точках 1 (б) і 2 (в): 1 – О; 2 – В; 3 – Al; 4 – Ni; 5 – Cr; 6 – Fe.

Очевидно, зерно дибориду хрому (рис. 5.2.6, в, фаза 2) виступало над поверхнею інтерметаліду, оскільки, при відносно рівній поверхні доріжки тертя, оксидний шар, сформований на CrB_2 , має набагато нижчу товщину ~ 1 нм (рис. 5.2.8, б), порівняно із оксидом, утвореним на NiAl (рис. 5.2.6, в, 1 і рис. 5.2.8, а). Відомо, що в процесі окиснення на зернах дибориду утворюються оксидні плівки, товщина яких в кілька разів вища за товщину плівок, утворених на інтерметаліді¹⁴². Оксидні плівки, утворенні на зернах CrB_2 , складаються із V_2O_3 і Cr_2O_3 . В процесі тертя на них частково перенеслися плівки NiO і Fe_2O_3 .

Таким чином, можна зробити висновок, що внаслідок дисперсного армування алюмініду нікелю диборидом хрому утворюється такий рельєф поверхні, завдяки якому оксидні плівки, сформовані на поверхні CrB_2 , виступають над окисненою поверхнею покриття НАБХ-15. Ці оксиди сприймають основне навантаження, що діє в зоні тертя, працюють як тверде мастило і зношуються в першу чергу, забезпечуючи відносно низький знос нанесеного композиційного покриття.

За 800°C покриття НАБХ-15 показує окиснювальний механізм зношування. Процеси тертя, що мають місце при цьому – аналогічні описаним вище для цього ж матеріалу за температури 500°C . Очевидно, внаслідок підвищеної температури оксиди, сформовані на поверхні НАБХ-15, мають нижчу зносостійкість, що і призвело до зростання інтенсивності зношування даного покриття за 800°C .

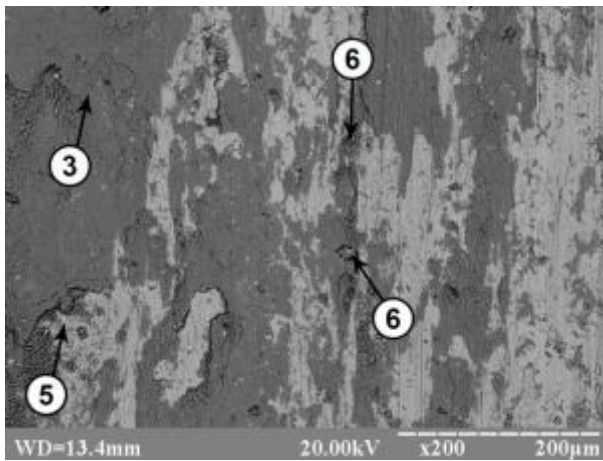
Покриття НАБХ-30. В розділі 4 показано, що введення до інтерметаліду 30% дибориду хрому призводить до підвищення характеристик міцності NiAl , проте знижує його пластичність і, очевидно, опір утворенню та поширенню тріщин. В умовах тертя в зоні контакту діють знакозмінні напруження та вібрації. Даний вид навантаженого стану призводить до руйнації крихких і сприятливих до утворення тріщин матеріалів (таких, як НАБХ-30 за $T=20^\circ\text{C}$), так як внаслідок навантажень та вібрацій, присутніх в зоні тертя, тріщини активно розвиваються, утворюючи межі, по яким відшаровуються частини матеріалу покриття. Відшаровані уламки покриття НАБХ-30 працюють як додатковий абразив в зоні

тертя. В результаті, плазмове покриття алюмініду нікелю з домішками 30% дибориду хрому в умовах тертя по сталі P18 за кімнатних температур має нижчу зносостійкість, порівняно із НАБХ-15.

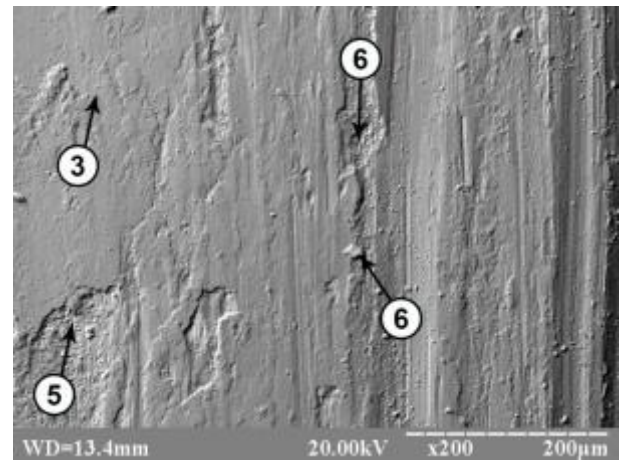
Через велику кількість ділянок відшарування матеріалу покриття, зміцненого 30% CrB_2 (рис. 5.2.9, а і б, фаза 5), доріжка тертя набуває рельєфу, завдяки якому відбувається інтенсивний трансфер матеріалу контр-тіла (рис. 5.2.9, а і б, фаза 3) на поверхню НАБХ-30. В даних заглибленнях (рис. 5.2.9, а і б, фаза 5) накопичуються також продукти тертя (рис. 5.2.9, а і б, фаза 6).

Із підвищенням температури до $500\text{ }^\circ\text{C}$ пластичність матеріалу НАБХ-30 зростає, що підтверджується даними, наведеними в розділі 4 (рис. 4.1.5). Незважаючи на це, стійкість НАБХ-30 до зародження і поширення тріщин значно не змінилася. Внаслідок цього доріжка тертя вкрита численними тріщинами (рис. 5.2.9, в-е, фаза 4). Очевидно, дані тріщини утворюють границі, по яким відшаровується покриття. Дані дефекти захоплюють матеріал контр-тіла і продукти тертя у вигляді переважно Fe_2O_3 . Як і у випадку НАБХ-15, поверхня НАБХ-30, випробувана за $500\text{ }^\circ\text{C}$, вкрита оксидами: $\text{NiO}+\text{Al}_2\text{O}_3$ – на матриці (рис. 5.2.9, в-е, фаза 1), B_2O_3 – на зміцнюючій фазі (рис. 5.2.9, в-е, фаза 2). За підвищених температур даний матеріал характеризується переважно окиснювальним механізмом зношування.

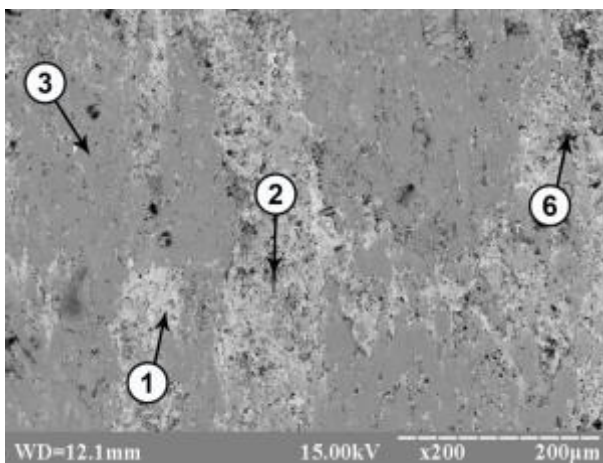
Як і для НАБХ-15, при зростанні температури випробувань механізм зношування покриття НАБХ-30 не змінився. Інтенсивність переносу матеріалу контр-тіла на поверхню зразку за $800\text{ }^\circ\text{C}$ відносно не зросла. При цьому, внаслідок нижчої зносостійкості оксидних плівок, сформованих в зоні тертя, збільшився знос покриття НАБХ-30 за $800\text{ }^\circ\text{C}$.



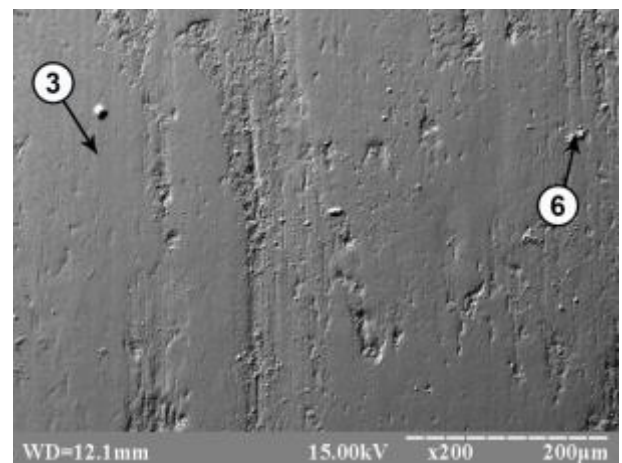
а



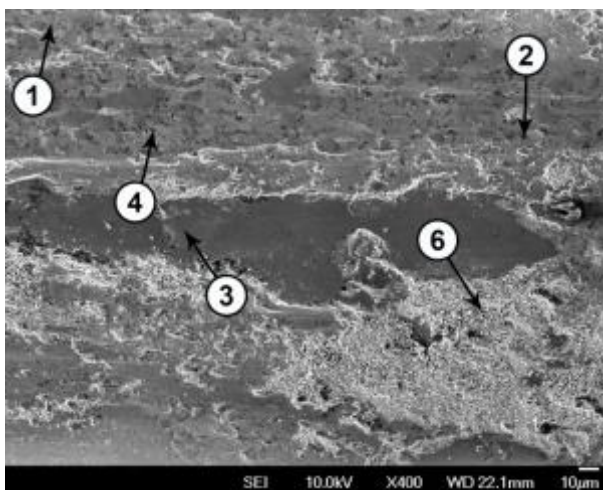
б



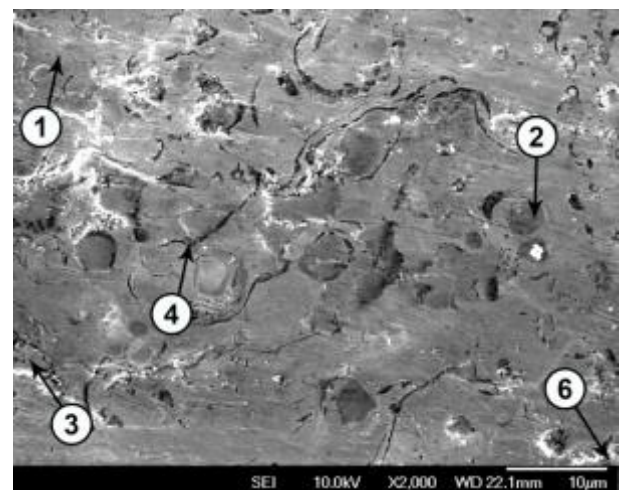
в



г



д



е

Рис. 5.2.9. Доріжки тертя плазмового покриття НАБХ-30, отримані при роботі за $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б) і $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в-е) в парі з контр-тілом Р18: 1 – NiAl; 2 – CrB₂; 3 – перенесений матеріал контр-тіла; 4 – тріщини; 5 – зона відшарування покриття; 6 – продукти тертя.

5.3 Особливості отримання та зношування електроіскрових покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30

Електроіскрове легування (ЕІЛ) – процес нанесення матеріалу плавкого електроду на електропровідну підкладку за допомогою пульсуючої електричної дуги, яка характеризується короткотривалими імпульсами з великою силою струму¹⁶⁸. Основним напрямком застосування ЕІЛ є нанесення зносо- та/чи корозійностійких покриттів^{41,42,168–172}. Розроблені КПМ на базі алюмініду нікелю призначені для роботи в умовах високотемпературного тертя у вигляді захисних покриттів. Тому визначення зносостійкості і механізмів зношування електроіскрових покриттів НАБХ-15 (30) має науковий інтерес.

5.3.1 Нанесення електроіскрових покриттів серії «НАБХ-х»

Для нанесення ЕІЛ покриттів НАБХ-15 і НАБХ-30 було виготовлено електроди з алюмініду нікелю, армованого 15 (30) % дибориду хрому. Електродні матеріали були отримані шляхом змішування вихідних порошків NiAl та CrB₂ у відповідних пропорціях з їх подальшим гарячим пресуванням за T=1400 °C. Із спресованих заготовок було вирізано електроди у вигляді паралелепіпедів із розмірами 3×4×36 мм.

Мікроструктура отриманих електродів аналогічна до мікроструктури КМ НАБХ-15 (30), які використовувалися для визначення високотемпературної міцності розроблених композитів на вигин (рис. 4.1.1): частинки дибориду хрому, оточені фазою Ni-Cr-B, рівномірно розподілилися в об'ємі NiAl.

У якості підкладок для дослідження кінетики приросту маси катоду (збільшення маси нанесеного покриття) у процесі легування використовувалися куби із довжиною сторони 10 мм, виготовлені із сталі 20¹⁴⁵. Кінетика приросту маси катоду та ерозії аноду (композиційного електроду) визначалася шляхом зважування підкладки та електроду після кожної хвилини нанесення покриття на аналітичних вагах ВЛР-200. Визначення вищезгаданої кінетики ЕІЛ дозволяє

встановити продуктивність процесу та обрати оптимальні режими для нанесення покриттів.

Для нанесення ЕІЛ покриттів використовувалася установка «Alier-52». Режими роботи установки приведені в табл. 2.9.1. Основними критеріями вибору режиму нанесення електроіскрових покриттів в даній роботі були рівномірний приріст покриття по всій площі підкладки та високий коефіцієнт масоперенесення. В результаті проведених досліджень (табл. 5.3.1) було встановлено, що NiAl оптимально наносити на режимі 4 імпульсами струму тривалістю $170 \pm 20\%$ мкс і енергією 0,61 Дж. Для композиційних матеріалів було обрано режим 7. Тривалість та енергія імпульсів струму встановлювалися на рівні $1400 \pm 20\%$ мкс і 5 Дж відповідно. В обох випадках амплітуда імпульсів становила $200 \pm 20\%$ А, частота повторення імпульсів – 100 Гц і частота вібрації тримача електродів – 600 Гц.

Таблиця 5.3.1

Особливості нанесення ЕІЛ-покриттів отриманими електродами

Матеріал електроду	Критерій відбору режимів ЕІЛ	Режим електроіскрового легування						
		1	2	3	4	5	6	7
NiAl	Коефіцієнт масоперенесення, %	12,78	22,35	29,64	64,4	61,7	20,31	12,86
	Рівномірний приріст покриття	ні	ні	ні	так	так	ні	так
НАБХ-15	Коефіцієнт масоперенесення, %	14,75	30,49	65,93	56,27	49,59	21,27	57,14
	Рівномірний приріст покриття	ні	ні	ні	так	ні	ні	так
НАБХ-30	Коефіцієнт масоперенесення, %	6,32	12,01	51,07	24,33	33,28	12,96	30,12
	Рівномірний приріст покриття	ні	ні	ні	так	ні	ні	так

При легуванні сталевого зразку електродом NiAl спостерігається плавне збільшення його маси протягом 7 хвилин (рис. 5.3.1, крива 1). Під час нанесення покриття НАБХ-15 приріст катоду ($\Sigma\Delta K$) зростає до значення 0,52 г (рис. 5.3.1, крива 2), після чого плавно зменшується протягом 2 хвилин і стабілізується. Із збільшенням в NiAl кількості дибориду хрому до 30% спад росту маси катоду спостерігається на 3 хвилині (рис. 5.3.1, крива 3) ¹⁴⁴.

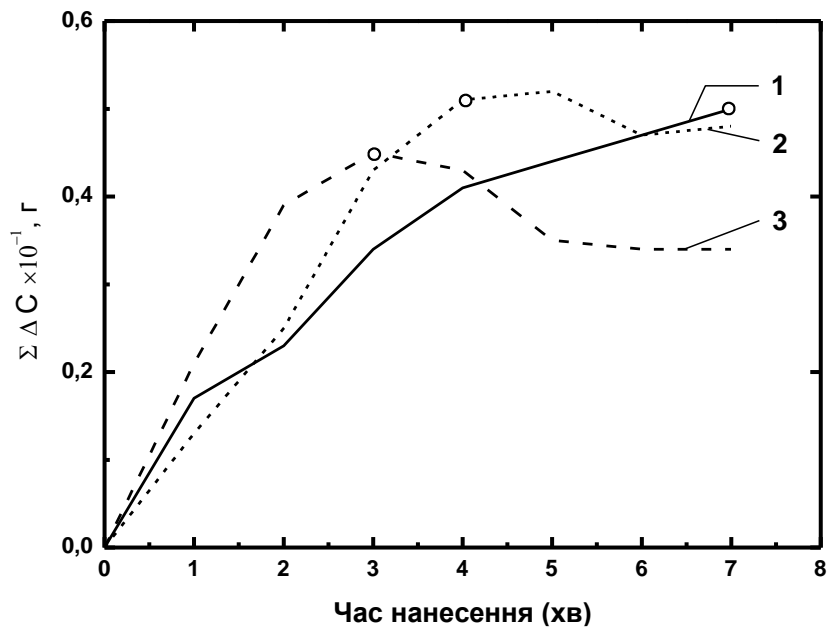


Рис. 5.3.1. Приріст маси зразку ($\Sigma\Delta C$) під час ЕІЛ:

1 – NiAl; 2 – НАБХ-15; 3 – НАБХ-30.

Базуючись на результатах аналізу кінетики масоперенесення отримано електроіскрові покриття. Час нанесення NiAl та композиційних матеріалів із 15 та 30% CrV₂ становив 7, 4 та 3 хвилини відповідно (рис. 5.3.1). Отримані електроіскрові покриття характеризуються щільністю в діапазоні 70-80% та присутністю перехідної зони глибиною близько 30 мкм, яка являє собою сталь, леговану Ni, Al та Cr (рис. 5.3.2, а-в, ділянка 2) ¹⁴⁴.

Покриття NiAl характеризується численними тріщинами, що зароджуються в перехідній зоні і прямують в напрямку приросту покриття (рис. 5.3.2, а). Основною причиною утворення тріщин, очевидно, є залишкові напруження, як наслідок великої різниці коефіцієнтів термічного розширення NiAl ($13\div 25 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) ^{3,37,38} та сталі ($12 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) ¹⁴⁵. Введення до складу NiAl дибориду хрому у кількості 15 та 30% запобігає утворенню тріщин шляхом релаксації вищезгаданих напружень (рис. 5.3.2, б, в).

З метою дослідження явища зменшення приросту маси катоду при збільшенні часу нанесення покриття проведено мікроаналіз покриття НАБХ-30, отриманого після 7 хвилин електроіскрового легування сталевий заготовки (рис. 5.3.3).

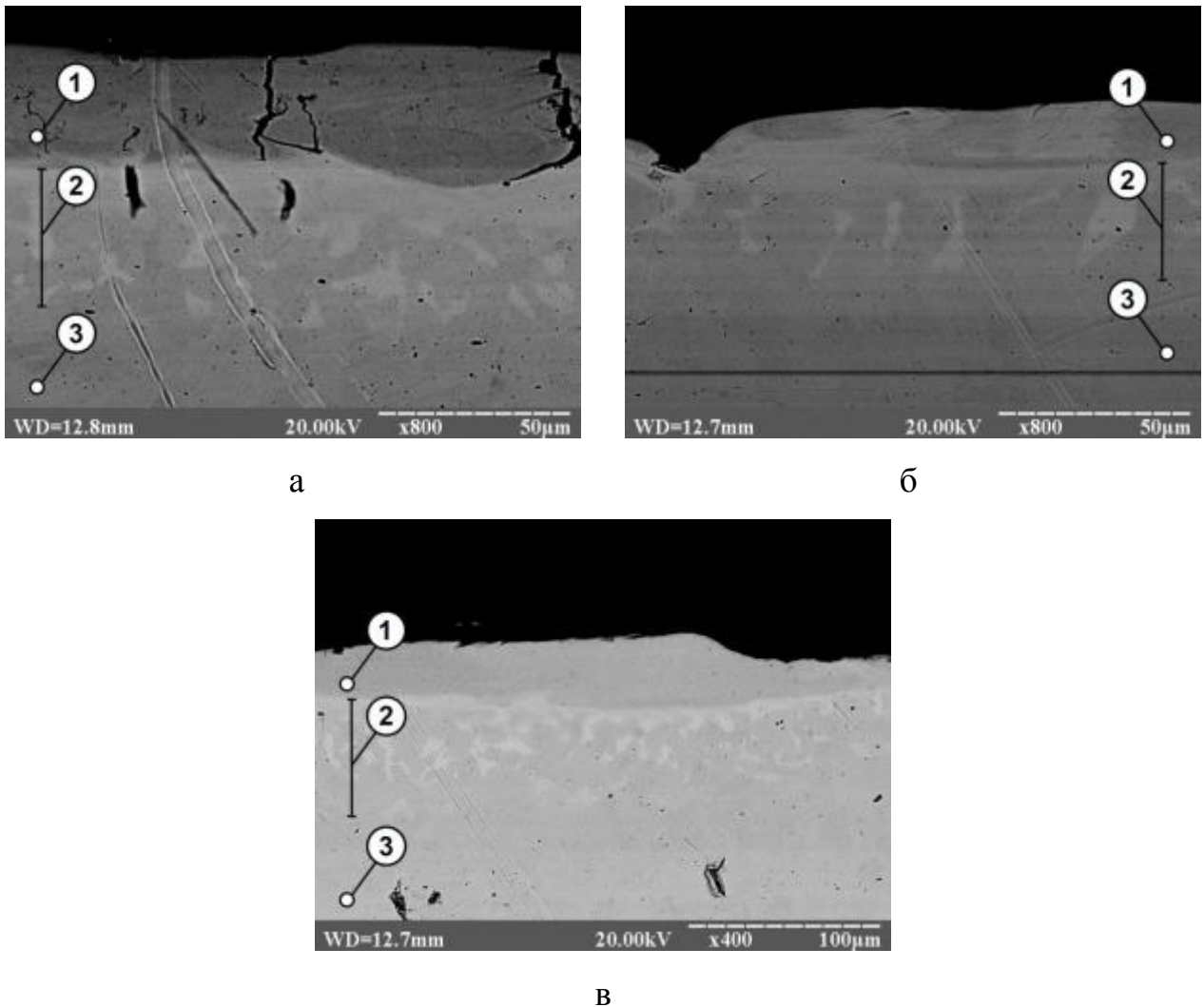


Рис. 5.3.2. Мікроструктура електроіскрових покриттів NiAl (а), НАБХ-15 (б) і НАБХ-30 (в): 1 – покриття; 2 – перехідна зона; 3 – підкладка.

Покриття характеризується високою товщиною (150-200 мкм), низькою суцільністю та великою кількістю тріщин, які, зароджуються в перехідній зоні. Причиною їх утворення, очевидно, є залишкові напруження, які накопичуються протягом процесу нанесення. Після 3-ї хвилини легування тріщини розвиваються і скупчуються, утворюючи межі розділу, по яким відбувається поділ покриття на фрагменти з подальшою його руйнацією. Інтенсивність руйнування зростає з 3 хвилини нанесення і досягає максимуму на 5 хвилині,

коли маса електродного матеріалу, що переноситься, дорівнює масі покриття, яке руйнується протягом того ж періоду часу.

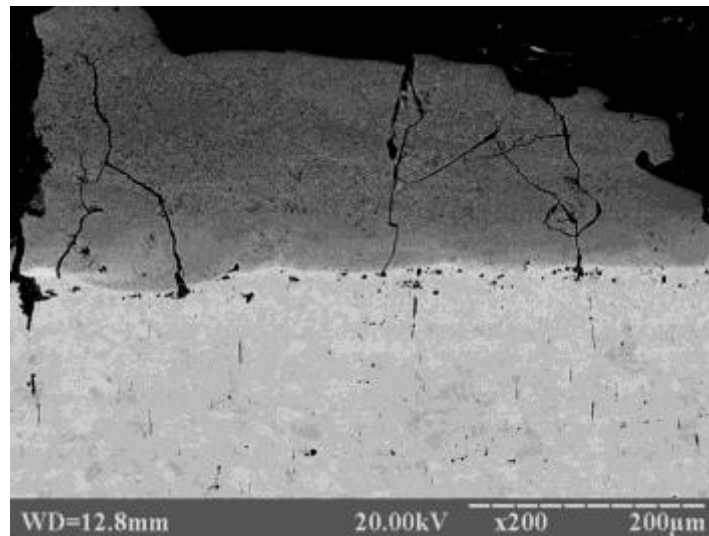


Рис. 5.3.3. Мікроструктура покриття НАБХ-30 після 7 хвилин нанесення.

Таким чином, для проведення трибодосліджень були виготовлені зразки шляхом легування торців сталевих стержнів 3 (рис. 5.2.1) електродами на базі NiAl та композиційних матеріалів із 15 та 30% CrB₂ протягом 7, 4 та 3 хвилин відповідно.

5.3.2 Встановлення зносостійкості отриманих електроіскрових покриттів

Отримані покриття було апробовано шляхом визначення їх зносостійкості при температурах 20, 500 і 800 °С за схемою «pin-on-disc». Режими випробування були такими ж, як і для плазмових покриттів (підрозділи 2.12 і 5.2): тиск в зоні контакту P=2 МПа, швидкість ковзання V=1,5 м/с, дистанція тертя S=1000 м. У якості контр-тіл використовувалися сталеві диски, покриті алюмінідом нікелю.

Згідно з отриманими результатами (рис. 5.3.4), введення до складу інтерметаліду 15% та 30% дибориду хрому значно підвищує зносостійкість покриттів на базі NiAl, у порівнянні з вихідним інтерметалідом, в усьому діапазоні температур. Як і у випадку з плазмовими покриттями (рис. 5.2.2), найнижчу інтенсивність зношування має покриття НАБХ-15^{143,144}.

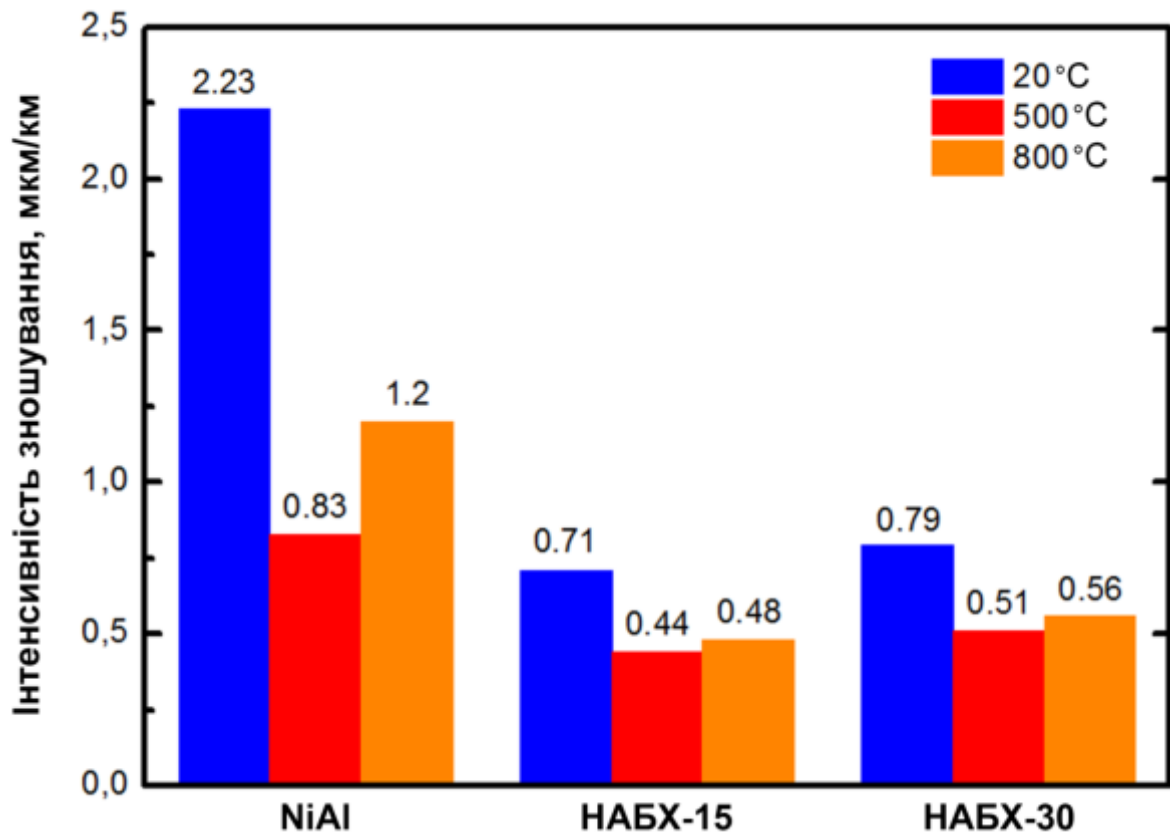


Рис. 5.3.4. Інтенсивність зношування отриманих ЕІЛ покриттів.

5.3.3 Визначення механізмів зношування ЕІЛ покриттів за досліджуваних температур

З метою встановлення механізмів зношування електроіскрових покриттів отримані доріжки тертя було проаналізовано за допомогою МРСА.

ЕІЛ покриття за $T=20$ °C. За кімнатної температури отримані електроіскрові покриття інтерметаліду та композитів НАБХ-15 (30) мають абразивно-адгезійний та абразивний механізми зношування відповідно. На поверхнях тертя чітко виділяються характерні смуги ковзання, що виникли внаслідок тертя покриття з контр-тілом. При цьому, на покритті NiAl (рис. 5.3.5, а) вони глибші, порівняно із НАБХ-15 (30) (рис. 5.3.5, б).

Також на зношених поверхнях покриттів (рис. 5.3.5, фаза 1) присутні продукти тертя (рис. 5.3.5, фаза 2) у вигляді алюмініду нікелю, перенесеного з контр-тіла. На доріжках тертя НАБХ-15 (30) (рис. 5.3.5, б) ділянки з перенесеним

покриттям є одиничними. На NiAl ділянки захоплення матеріалу зразка з матеріалом контр-тіла покривають більшу площу поверхні.

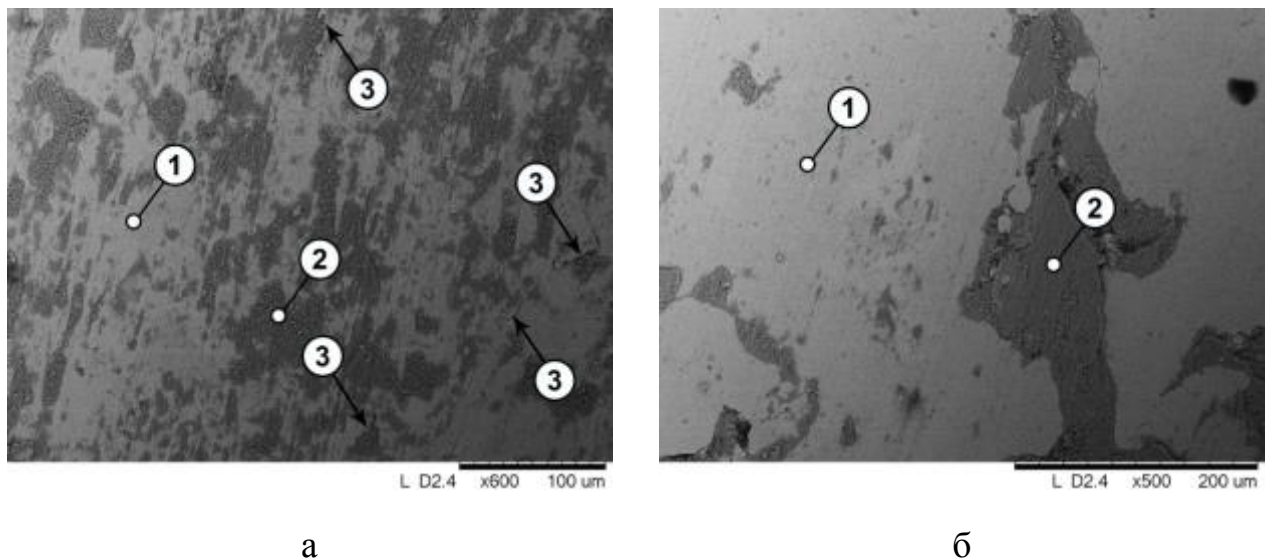


Рис. 5.3.5. Доріжки тертя ЕІЛ покриттів NiAl (а) і НАБХ-15 (30) (б), отримані за $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$: 1 – покриття; 2 – продукти тертя; 3 – дефекти покриття.

Окрім адгезійного захоплення трансфер матеріалу контр-тіла на поверхню електроіскрових покриттів відбувся також внаслідок присутності на їх поверхні дефектів (рис. 5.3.5, а, фаза 3) у вигляді тріщин і порожнин, які виникли при утворенні покриття. Поверхневими дефектами захоплювалися частини NiAl з контр-тіла і продукти тертя у вигляді абразиву із контактної зони.

ЕІЛ покриття за $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Як і у випадку з плазмовими покриттями (підрозділ 5.2), підвищення температури випробування до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ призводить до зміни механізмів зношування отриманих електроіскрових покриттів.

При терті покриття NiAl реалізується, переважно, адгезійний механізм зношування. Під впливом високої температури та навантажень у зоні тертя захисні оксидні плівки, які утворюються на поверхні алюмініду нікелю, руйнуються, що призводить до захоплення матеріалу контр-тіла з покриттям (рис. 5.3.6, а, фаза 1). Внаслідок цього переважна частина поверхні доріжки тертя покрита матеріалом, перенесеним з контр-тіла (рис. 5.3.6, а, фаза 2). Введення до

складу інтерметаліду дибориду хрому в кількості 15% та 30% підвищує міцність та жорсткість покриття, що позитивно впливає на збереження та формування

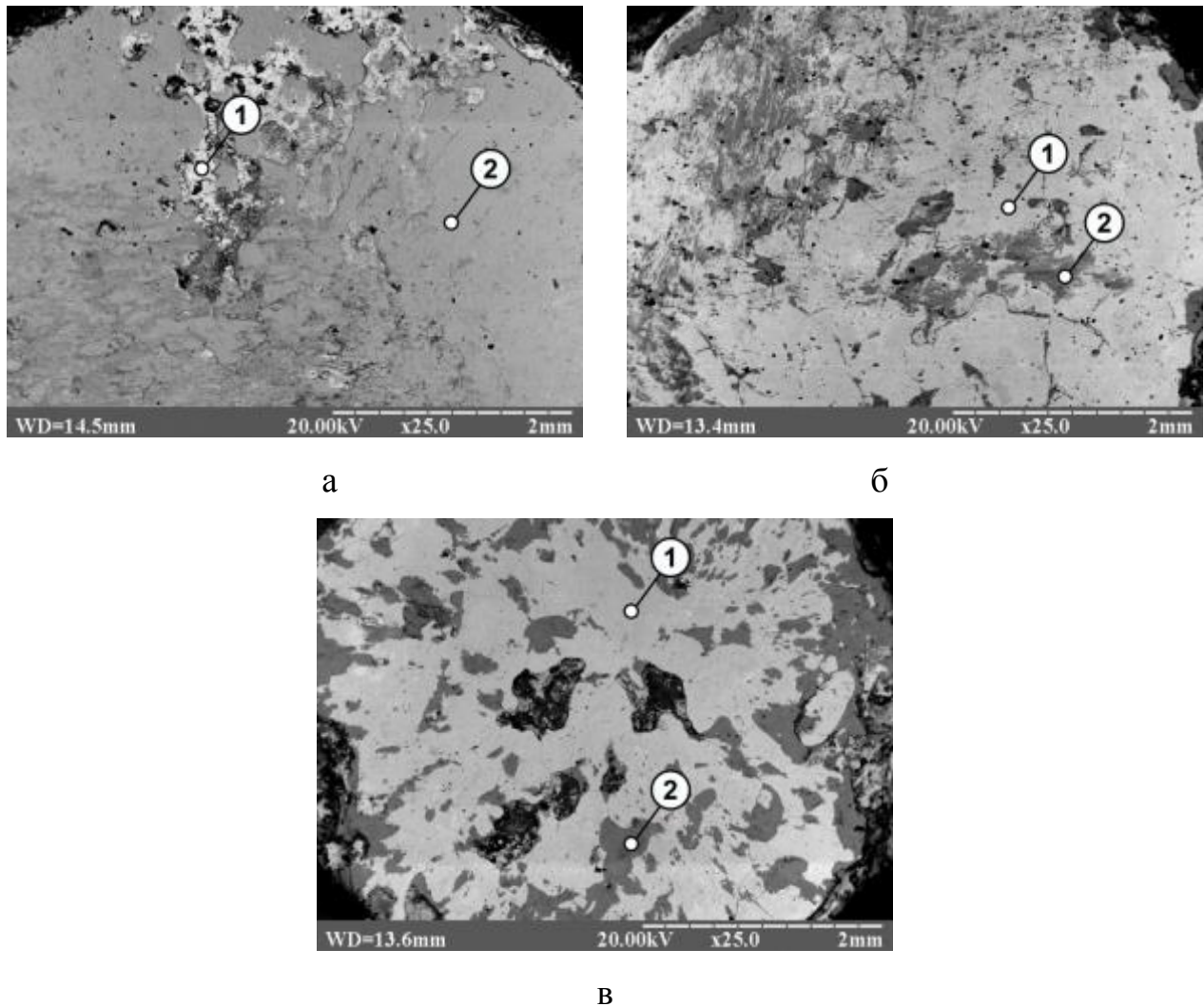


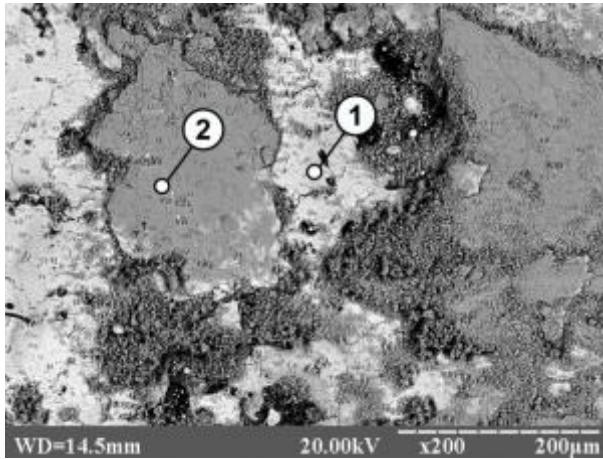
Рис. 5.3.6. Мікроструктура поверхонь тертя електроіскрових покриттів NiAl (а), НАБХ-15 (б) та НАБХ-30 (в), отриманих за $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 25$:

1 – покриття; 2 – продукти тертя.

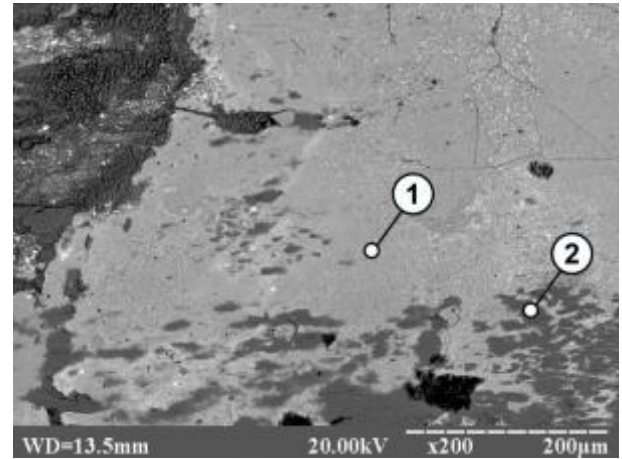
захисних оксидних плівок на його поверхні. В даному випадку відбувається трансформація адгезійного механізму зношування на окиснювальний. Доріжка тертя являє собою початкове покриття (рис. 5.3.6, б і в, фаза 1) із одиничними зонами переносу продуктів тертя (рис. 5.3.6, б і в, фаза 2).

Мікроструктура доріжки тертя NiAl складається з двох основних фаз – конгломерованих та дрібних продуктів тертя (рис. 5.3.7, а, фаза 2), що

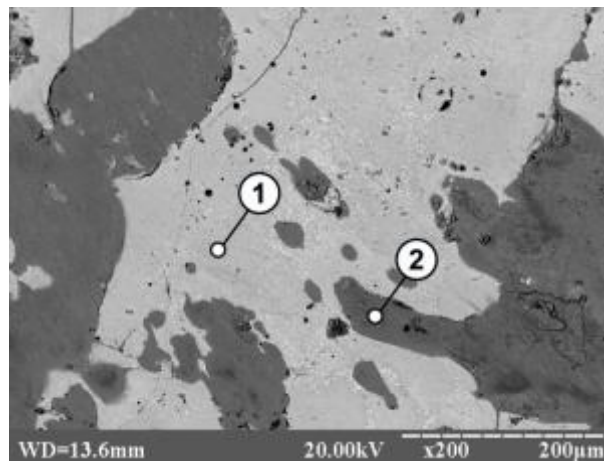
приєдналися до власне самого покриття (рис. 5.3.7, а, фаза 1). Продукти тертя утворені, в основному, дрібними частками інтерметаліду, який, в даному випадку, є матеріалом покриття та контр-тіла, а також фрагментами зруйнованих оксидних плівок на базі Ni та Al.



а



б



в

Рис. 5.3.7. Мікроструктура поверхонь тертя електроіскрових покриттів NiAl (а), НАБХ-15 (б) та НАБХ-30 (в), отриманих за $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 200$:

1 – покриття; 2 – продукти тертя.

В процесі тертя НАБХ-15 (30) продукти тертя утворюють на поверхні композиційного покриття (рис. 5.3.7, б і в, фаза 1) плівкоподібні нашарування (рис. 5.3.7, б і в, фаза 2). Частина продуктів тертя накопичилася у порожнинах, утворених в процесі нанесення покриття. В даному випадку мікроаналізатор,

окрім вищезгаданих складових продуктів трибосинтезу, реєструє наявність оксидних плівок на базі Cr та В.

Подальше підвищення температури випробувань до 800 °С не змінює механізмів тертя отриманих електроіскрових покриттів. Отримані доріжки тертя мають мікроструктуру, аналогічну мікроструктурі, отриманій за 500 °С (рис. 5.3.6 і 5.3.7).

5.4 Вплив домішок дибориду хрому на механізми зношування алюмініду нікелю в діапазоні температур 20÷800 °С

Отримані результати (підрозділи 5.2-5.3) показали, що, незалежно від методу нанесення, покриття алюмініду нікелю мають абразивно-адгезійний вид зношування за кімнатних температур. Ділянки адгезійного схоплювання, очевидно, виникають внаслідок локального нагрівання матеріалу контр-тіла та інтерметаліду в зоні тертя. В даних місцях, внаслідок росту температури, алюмінід нікелю стає відносно пластичним (рис. 5.2.5, б, 4). Оксидні плівки, сформовані на поверхні інтерметаліду внаслідок взаємодії алюмінію із атмосферним киснем, руйнуються і перестають запобігати схоплюванню NiAl з матеріалом контр-тіла. Окрім того, матеріал контр-тіла захоплюється також поверхневими дефектами на поверхні алюмініду нікелю, які виникли в процесі нанесення чи внаслідок відшарування частини інтерметаліду від об'єму покриття.

При підвищенні температури до 500 °С і вище інтерметалід має переважно адгезійний механізм зношування. В даному випадку трансфер матеріалу контр-тіла на поверхню алюмініду нікелю відбувається майже по всій площі контакту 142,157,158,167.

Армування алюмініду нікелю диборидом хрому підвищує опір інтерметаліду до пластичної деформації і характеристики міцності в діапазоні температур 20÷800 °С. При цьому, домішки CrB₂ підвищують тріщиностійкість NiAl, що особливо помітно на прикладі електроіскрових покриттів (рис. 5.3.2)

^{143,144}. Як результат, композиційні матеріали на основі алюмініду нікелю, дисперсно армованого диборидом хрому, мають високу зносостійкість, порівняно з вихідним інтерметалідом (рис. 5.2.2 і 5.3.4) в усьому діапазоні температур.

Завдяки зниженню пластичності інтерметаліду, внаслідок його армування частинками дибориду хрому, захисні оксидні плівки, сформовані на поверхні NiAl (рис. 5.2.7, 3), не руйнуються і запобігають схоплюванню інтерметаліду з матеріалом контр-тіла.

Оксиди на базі бору і хрому, сформовані на CrB₂ (рис. 5.2.7, 4), завдяки тому, що вони виступають над оксидною плівкою, утвореною на алюмініді нікелю, зношуються в першу чергу, знижуючи знос композиційних покриттів НАБХ-15 (30). Також, в процесі тертя дані оксиди (особливо – B₂O₃) працюють як тверде мастило.

Отже, введення до об'єму NiAl домішок CrB₂ не тільки призводить до зміцнення, зниження пластичності та інтенсивності зношування інтерметаліду в діапазоні температур 20÷800 °С. Дисперсне армування алюмініду нікелю диборидом хрому також змінює абразивно-адгезійний механізм зношування вихідного інтерметаліду на абразивний для отриманих композитів за температур нижче 500 °С, адгезійний на окислювальний – за температур вище 500 °С ^{142,157,158,167}.

При цьому, найбільш оптимальним, з точки зору забезпечення максимальної зносостійкості ГТН і ЕІЛ покриттів в діапазоні температур 20÷800 °С, є введення до об'єму інтерметаліду 15% дибориду хрому. Розроблений композиційний матеріал НАБХ-15 складу NiAl-15% CrB₂ рекомендується для застосування у високотемпературних вузлах тертя, температури експлуатації яких знаходяться в діапазоні 20÷800 °С.

Висновки до розділу 5

Отримано плазмові та електроіскрові покриття композиційних матеріалів НАБХ-15 (30) і визначено інтенсивність та механізми їх зношування в парі зі сталевим та NiAl контр-тілом в широкому діапазоні температур (20÷800 °С).

За кімнатних температур покриття алюмініду нікелю мають найнижчу зносостійкість і абразивно-адгезійний механізм зношування. За 500 °С і вище – адгезійний. Отримані доріжки тертя покриттів NiAl переважно вкриті матеріалом, перенесеним із контр-тіла, внаслідок його захоплення з інтерметалідом.

Найвищу зносостійкість в умовах тертя за 20÷800 °С має покриття алюмініду нікелю, армованого 15% CrB₂. Композиційні покриття НАБХ-15 (30) за кімнатних температур мають абразивний механізм зношування, а за 500 °С і вище – окиснювальний.

Розроблений композиційний матеріал НАБХ-15 (NiAl-15% CrB₂) рекомендується до застосування у високотемпературних вузлах тертя (T=20÷800 °С).

УЗАГАЛЬНЕННЯ. ВИДАЧА РЕКОМЕНДАЦІЙ ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ РОЗРОБЛЕНИХ ПОКРИТТІВ

Прикладна мета даної роботи – розв’язання актуальної матеріалознавчої проблеми: створення КІМ системи «NiAl-тугоплавка сполука» для отримання газотермічних та електроіскрових покриттів з високою зносостійкістю, призначених для роботи в умовах високотемпературного (500÷800 °С) тертя.

Алюмінід нікелю має високу корозійну стійкість в широкому діапазоні температур. Проте його використання у високотемпературних вузлах тертя обмежене внаслідок інтенсифікації пластичного деформування інтерметаліду за $T \geq 500$ °С^{3,29}. Внаслідок деформації алюмініду нікелю в зоні тертя оксидні плівки, які формуються на поверхні NiAl, руйнуються і не захищають інтерметалід від захоплення з матеріалом контр-тіла, що призводить до реалізації адгезійного механізму зношування і зростання зносу алюмініду нікелю.

Аналіз літературних джерел показав, що з метою отримання покриттів із високою зносостійкістю на базі алюмініду нікелю інтерметалід необхідно дисперсно армувати тугоплавкими сполуками із високими експлуатаційними характеристиками^{3,29}. На даний момент у якості зміцнюючої фази у високотемпературних зносостійких КМ на базі NiAl використовуються переважно оксиди^{5,32,66,94}. Проте, дані сполуки є неоптимальною зміцнюючою фазою внаслідок їх низької змочуваності. Вони утримуються в композитах переважно за рахунок зв’язків механічного характеру. У процесі тертя, внаслідок зносу матеріалу оксиди вириватимуться із об’єму інтерметаліду, працюючи як абразив і підвищуючи знос КМ.

Найбільш перспективними сполуками для зміцнення алюмініду нікелю було обрано тугоплавкі дибориди цирконію, титану та хрому. Це зумовлено тим, що вони мають відносно високі фізико-механічні характеристики, хімічну стабільність та корозійну стійкість за температур до 1000 °С^{90,103–106}. При цьому, в процесі їх окиснення на поверхні диборидів формуються оксиди бору і

цирконію, титану та хрому відповідно. Дані оксидні плівки (особливо – V_2O_3) працюють в зоні тертя як тверде мастило і знижують знос покриття.

Розробку КПМ систем «інтерметалід-тугоплавка сполука» було розділено на три основних етапи:

1. Вибір перспективної армуючої фази для зносостійкого КПМ системи «інтерметалід-диборид».

Для того щоб зробити науково-обґрунтований вибір перспективної зміцнюючої домішки^{100,173} для зносостійкого КПМ на базі алюмініду нікелю було визначено особливості контактної взаємодії та структуроутворення в системах «NiAl-MeB₂». Проаналізувавши отримані дані серед диборидів Zr, Ti і Cr в якості перспективної армуючої фази було обрано CrB₂. Даний вибір пояснюється наступним:

- CrB₂ добре змочується розплавом алюмініду нікелю з формуванням контактного кута $\theta=0$ °С;

- між інтерметалідом та диборидом хрому присутня взаємодія, в результаті якої утворюється нова фаза системи Ni-Cr-B. Дана фаза є додатково-зміцнюючою: її мікротвердість ~10 ГПа (мікротвердість NiAl ~5 ГПа); вона оточує зерна CrB₂, підвищуючи міцність зв'язку між алюмінідом нікелю і диборидом хрому.

2. Дослідження впливу домішок дибориду хрому на опір до пластичної деформації алюмініду нікелю в широкому діапазоні температур.

Метою армування алюмініду нікелю диборидом хрому було зниження пластичності інтерметаліду за температур вище 500 °С. Вплив домішок CrB₂ на пластичність NiAl встановлювався шляхом визначення межі текучості і міцності на вигин композитів НАБХ-15 (30, 45) (NiAl-15 (30, 45) % CrB₂ відповідно) за температур 20÷800 °С. Проведені дослідження показали, що введення дибориду хрому до об'єму інтерметаліду призводить до:

- значного зростання характеристик міцності отриманих композитів в усьому діапазоні температур, порівняно з вихідним алюмінідом нікелю;

– підвищення опору КМ серії «НАБХ-х» до пластичної деформації за $T \geq 500$ °С, порівняно з NiAl.

З точки зору забезпечення характеристик міцності і опору інтенсивному пластичному деформуванню алюмініду нікелю за температур $20 \div 800$ °С оптимально вводити до його об'єму 15% CrB₂.

3. Визначення впливу домішок дибориду хрому на зносостійкість і механізми зношування покриттів алюмініду нікелю в широкому діапазоні температур (20÷800 °С).

З метою встановлення впливу домішок CrB₂ на триботехнічні властивості NiAl нанесено плазмові та електроіскрові покриття НАБХ-15 і НАБХ-30. Плазмові покриття мають типову структуру: диборид хрому рівномірно розподілений між ламелями інтерметаліду. Введення CrB₂ до алюмініду нікелю призводить до підвищення тріщиностійкості електроіскрових покриттів НАБХ-15 (30) порівняно з вихідним інтерметалідом.

Отримані плазмові покриття випробовувалися за схемою «pin-on-disc» в парі зі сталевим контр-тілом в діапазоні температур $20 \div 800$ °С. ЕІЛ-покриття випробовувалися в умовах, ідентичних до плазмових, в парі з контр-тілом NiAl.

В результаті проведеного триботестування встановлено наступні закономірності:

– дисперсне армування алюмініду нікелю диборидом хрому змінює абразивно-адгезійний механізм зношування вихідного інтерметаліду на абразивний для отриманих композитів за температури 20 °С;

– внаслідок підвищеної пластичності за $T \geq 500$ °С алюмінід нікелю інтенсивно деформується в зоні тертя, внаслідок чого руйнуються оксидні плівки, сформовані на поверхні інтерметаліду. Внаслідок руйнації оксидного шару поверхня NiAl є незахищеною і алюмінід нікелю схоплюється з матеріалом контр-тіла. Тобто за $T \geq 500$ °С інтерметалід має адгезійний механізм зношування;

– оскільки введення CrB₂ до складу NiAl призводить до значного зниження пластичності інтерметаліду за підвищених температур, то оксидні плівки, які формуються на алюмініді нікелю, не руйнуються в зоні контакту і запобігають

інтенсивному схоплюванню NiAl з матеріалом контр-тіла. Тобто за $T \geq 500$ °C отримані композиційні покриття НАБХ-15 (30) мають окиснювальний механізм зношування;

– формування оксидів Cr і В на поверхні зерен дибориду хрому в нанесених покриттях НАБХ-15 (30) є позитивним явищем, оскільки в процесі тертя в зоні контакту дані плівки працюють як тверде мастило. Крім того, завдяки нижчій корозійній стійкості CrB₂, порівняно з NiAl, оксидні плівки Cr₂O₃ і В₂O₃ виступають над поверхнею інтерметаліду, покритого шаром Al₂O₃, і сприймають переважну частину навантаження, присутнього в контактній зоні. Внаслідок своїх високих триботехнічних характеристик оксиди хрому і бору знижують рівень зносу покриттів НАБХ-15 (30);

– найвищу зносостійкість за температур 20÷800 °C мають покриття алюмініду нікелю, армованого 15% CrB₂. Підвищений (порівняно із НАБХ-15) знос покриття НАБХ-30 пояснюється відшаруванням його частин в процесі тертя. Причиною цього є низька тріщиностійкість даного КМ: тріщини в об'ємі НАБХ-30 під час тертя розвиваються і накопичуються, утворюючи границі, по яким відбувається відшарування частин покриття. Дані частини покриття працюють як абразив в зоні контакту із контр-тілом, підвищуючи знос складових пари тертя. Тому, оптимальним обсягом армуючої домішки, яку необхідно ввести до об'єму алюмініду нікелю з метою забезпечення його високої зносостійкості в діапазоні температур 20÷800 °C є 15% CrB₂.

Розроблений композиційний порошковий матеріал НАБХ-15 (NiAl-15% CrB₂) рекомендується використовувати для отримання корозійно- і зносостійких покриттів, призначених для роботи в умовах високих температур (20÷800 °C) і навантажень.

Стендові випробування на базі ДП «Конструкторське бюро «Південне» ім. М.К. Янгеля» лопаток турбокомпресору турбореактивного двоконтурного двигуна, торці яких були зміцнені плазмовими покриттями НАБХ-15, показали їх високі експлуатаційні характеристики та зносостійкість в 1,5-1,8 разів вищу, порівняно з лопатками, типовими для даної конструкції за $T=500$ °C.

На основі проведених досліджень розроблено науковий підхід до створення високотемпературних зносостійких КПМ на основі NiAl, який полягає у необхідності його армування дисперсними тугоплавкими сполуками з метою зниження пластичності інтерметаліду за температур $T \geq 500$ °С, запобігання руйнації захисного оксидного шару, сформованого на поверхні NiAl при терті і, як наслідок, підвищення зносостійкості отриманого композиту.

Розроблений КПМ НАБХ-15 рекомендується використовувати для нанесення захисних покриттів на робочі поверхні деталей, що працюють в умовах високотемпературного ($T=20 \div 800$ °С) тертя (в тому числі – в парах тертя, перерахованих в підрозділі 1.3).

ВИСНОВКИ

Результатом даної роботи є вирішення актуальної науково-технічної задачі створення нового КПМ на основі NiAl, армованого CrB₂, для отримання зносо- та корозійностійких покриттів, що працюють в умовах високих температур.

1. Визначено особливості контактної взаємодії та структуроутворення в системах «NiAl-Zr (Ti, Cr) B₂» з метою вибору оптимальної армуючої фази для створення зносо- та корозійностійкого КПМ. Найбільш перспективним зміцнюючим компонентом серед досліджених сполук є диборид хрому. Він змочується розплавом інтерметаліду з формуванням контактного кута $\theta \approx 0^\circ$, а внаслідок взаємодії NiAl та CrB₂ утворюється нова, додатково армуюча фаза – Ni-Cr-B.

2. Армування інтерметаліду NiAl боридом CrB₂ підвищує характеристики міцності отриманих композитів серії «НАБХ-х» при випробуванні на стиск і вигин. Підвищується як напруження деформування при стиску, так і напруження руйнування КМ при вигині. Відсутність міжзеренного руйнування свідчить про високу адгезію на границі фаз «інтерметалід-диборид». При T=500 °C оптимальну пластичність має КМ НАБХ-15, при T=800 °C – НАБХ-30. КМ НАБХ-15 має значно вищі характеристики міцності, порівняно з вихідним інтерметалідом, в цільовому діапазоні температур 20÷800 °C.

3. КМ серії «НАБХ-х» в процесі тертя окиснюються селективно в діапазоні температур 20÷800 °C: на алюмініді нікелю утворюються оксиди нікелю і алюмінію та шпінелі NiAl₂O₄, а на поверхні дибориду хрому – оксиди бору або хрому.

4. Армування інтерметаліду домішками дибориду хрому призводить до значного зростання зносостійкості отриманих плазмових та електроіскрових композиційних покриттів, порівняно з покриттями вихідного алюмініду нікелю, при терті за температур 20÷800 °C. Введення CrB₂ змінює адгезійний механізм зношування, характерний для NiAl, на окиснювальний, характерний для покриттів НАБХ, при терті за T≥500 °C. Причиною цього є зниження

пластичності інтерметаліду і, як наслідок, збереження поверхневої оксидної плівки, сформованої на алюмініді нікелю, а також робота оксидів, утворених на зернах дибориду, в якості твердого мастила в зоні тертя. Найвищу зносостійкість в усьому дослідженому діапазоні температур має матеріал НАБХ-15.

5. В результаті стендових випробувань на державному підприємстві «Конструкторське бюро «Південне» ім. М.К. Янгеля» лопаток турбокомпресору турбореактивного двоконтурного двигуна, торці яких були зміцнені плазмовими покриттями НАБХ-15, встановлено їх високі експлуатаційні характеристики та вища в 1,5-1,8 разів зносостійкість при $T=500$ °С, порівняно з лопатками, типовими для даної конструкції.

6. Розроблені композиційні матеріали системи «NiAl-CrB₂» в подальшому будуть апробовані в якості детонаційних та HVOF покриттів в діапазоні температур 20÷800 °С. Планується проведення спільно з Талліннським технологічним університетом (Естонія) циклу випробувань по встановленню корозійної стійкості розроблених композиційних матеріалів та покриттів в умовах високих температур на повітрі та в агресивних середовищах. Для отриманих газо-термічних та електроіскрових покриттів буде проведено випробування в умовах інтенсивного високотемпературного газо-абразивного зносу та зроблено рекомендації по впровадженню їх до промислового виробництва.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

- (1) Rajendran, R. *Eng. Fail. Anal.* **2012**, 26, 355–369.
- (2) Hardwicke, C. U.; Lau, Y. C. *J. Therm. Spray Technol.* **2013**, 22 (June), 564–576.
- (3) Miracle, D. B.; Darolia, R. In *Structural Applications of Intermetallic Compounds*; Westbrook, J. H., Fleischer, R. L., Eds.; John Wiley & Sons: New York, 2000; p 20.
- (4) ОАО “Полема” - Жаростойкие сплавы на основе никеля и железа для покрытий <http://www.polema.net/nikelevye-zharostojkie-splavy-dlja-pokrytij.html>.
- (5) Zhu, S.; Bi, Q.; Niu, M.; Yang, J.; Liu, W. *Wear* **2012**, 274–275, 423–434.
- (6) ОАО “Торезтвёрдосплав” - Характеристика и область применения <http://gold.dn.ua/catalog/3/11122/page11130.html>.
- (7) ОАО “Полема” - Смеси для покрытий <http://www.polema.net/smesi-dlja-pokrytij.html>.
- (8) Celik, E.; Culha, O.; Uyulgan, B.; Ak Azem, N. F.; Ozdemir, I.; Turk, a. *Surf. Coatings Technol.* **2006**, 200, 4320–4328.
- (9) Oerlicon Metco - Cermet Powder Materials for Thermal Spray <http://www.oerlikon.com/metco/en/products-services/coating-materials/thermal-spray-materials/cermets/>.
- (10) Whittenberger, J. D.; Arzt, E.; Luton, M. J. *J. Mater. Res.* **1990**, 5 (2), 271–277.
- (11) Мигунов, В. П.; Деговец, М. Л.; Ступина, Т. И. *Авиационные материалы и технологии* **2012**, S, 94–97.
- (12) Castolin Eutectic - Наплавочные расходные материалы <http://www.castolin.com/ru-RU/Coating-Consumables>.
- (13) Verwimp, J.; Rombouts, M.; Geerinckx, E.; Motmans, F. *Phys. Procedia* **2011**, 12, 330–337.

- (14) Ramazani, M.; Ashrafizadeh, F.; Mozaffarinia, R. *J. Therm. Spray Technol.* **2013**, *22*, 1120–1132.
- (15) Панасюк, А. Д.; Фоменко, В. С.; Глебова, Г. Г. *Стойкость неметаллических материалов в расплавах*; Чернюк, З. П., Слыщенко, А. С., Eds.; Наукова думка: Киев, 1986.
- (16) Вол, А. Е. *Строения и свойства двойных металлических систем*; Авгеев, Н. В., Ed.; Государственное издательство физико-математической литературы: Москва, 1959.
- (17) Neumann, J. P.; Chang, Y. A.; Lee, C. M. *Acta Metall.* **1976**, *24* (7), 593–604.
- (18) Taylor, A.; Doyle, N. J. *J. Appl. Crystallogr.* **1972**, *5* (3), 201–209.
- (19) Guard, R. W.; Turkalo, A. M. *Mechanical Properties of Intermetallic Compounds*; Westbrook, J. H., Ed.; John Wiley & Sons Ltd: New York, 1960.
- (20) Enami, K.; Nenno, S.; Shimizu, K. *Trans. Japan Inst. Met.* **1973**, *14* (2), 161–165.
- (21) Tanner, L. E.; Pelton, A. R.; VanTendeloo, G.; Schryvers, D.; Wall, M. E. *Scr. Metall. Mater.* **1990**, *24* (9), 1731–1736.
- (22) Smialek, J. L.; Hehemann, R. F. *Metall. Trans.* **1973**, *4* (6), 1571–1575.
- (23) Chakravorty, S.; Wayman, C. M. *Metall. Trans. A* **1976**, *7* (4), 569–582.
- (24) Au, Y. K.; Wayman, C. M. *Scripta Metallurgica*. 1972, pp 1209–1214.
- (25) Thompson, R. J.; Zhao, J. C.; Hemker, K. J. *Intermetallics* **2010**, *18* (5), 796–802.
- (26) Bradley, A. J.; Taylor, A. *Proc. R. Soc. A* **1937**, *159*, 56.
- (27) Rusović, N.; Warlimont, H. *Phys. Status Solidi* **1977**, *44* (2), 609–619.
- (28) Harmouche, M.; Wolfenden, A. *J. Test. Eval.* **1987**, *15* (2), 101.
- (29) Darolia, R. *JOM* **1991**, 44–48.
- (30) Zhang, Z. Y.; Guo, H. B.; Peng, H.; Gong, S. K.; Xu, H. Bin. *Mater. Sci. Forum* **2013**, 747–748, 788–796.

- (31) Bhaumik, S. K.; Divakar, C.; Rangaraj, L.; Singh, A. K. *Mater. Sci. Eng. A* **1998**, 257, 341–348.
- (32) Movahedi, B. *Surf. Coatings Technol.* **2013**, 235, 212–219.
- (33) Moose, C. A. (1991). MS thesis, P. S. U. Moose 1991, Pennsylvania State University, 1991.
- (34) Rusović, N.; Warlimont, H. *Phys. Status Solidi* **1979**, 53 (1), 283–288.
- (35) Wasilewski, R. J. *Trans. Metall. Soc. AIME* **1966**, 236, 455–457.
- (36) Walston, W. S.; Darolia, R. In *MRS Proceedings*; Baker, I., Darolia, R., Whittenberger, J. D., Yoo, M. H., Eds.; Materials Research Society, 1992; Vol. 288, p 237.
- (37) Wachtell, R. L. *Investigation of Various Properties Of NiAl, Technical Report 52-291*; 1952.
- (38) Wang, Y.; Liu, Z. K.; Chen, L. Q. *Acta Mater.* **2004**, 52 (9), 2665–2671.
- (39) Yamaguchi, Y. *J. Appl. Phys.* **1968**, 39 (1), 231.
- (40) Yoshitomi, T.; Ochiai, Y.; Brittain, J. O. *Solid State Commun.* **1976**, 20 (8), 741–742.
- (41) Паустовский, А. В.; Алфинцева, Р. А.; Пятачук, С. Г.; Трещенко, В. С.; Новикова, В. И.; Мордовец, Н. М. *Порошковая металлургия* **2009**, 7/8, 79–86.
- (42) Radek, N.; Bartkowiak, K. *Phys. Procedia* **2012**, 39, 295–301.
- (43) Tungsten carbide https://en.wikipedia.org/wiki/Tungsten_carbide.
- (44) Frandsen, M. V.; Williams, W. S. *J. Am. Ceram. Soc.* **1991**, 74 (6), 1411–1416.
- (45) Grebenkina, V. G.; Denbnovetskaya, E. N. *Sov. Powder Metall. Met. Ceram.* **1968**, 7 (3), 187–188.
- (46) Barinov, S. M.; Kornilova, Z. I.; Krasulin, Y. L.; Lazarev, É. M.; Nartova, T. T.; Sapozhnikova, L. V. *Sov. Powder Metall. Met. Ceram.* **1987**, 27 (12), 1002–1006.

- (47) Hutchings, R.; Loretto, M. H. *Met. Sci.* **1978**, *12* (11), 503–510.
- (48) Li, D.; Guo, H.; Wang, D.; Zhang, T.; Gong, S.; Xu, H. *Corros. Sci.* **2013**, *66*, 125–135.
- (49) Barrett, C. A. *Oxid. Met.* **1988**, *30* (5–6), 361–390.
- (50) Smialek, J. L.; Meier, G. H. *Superalloys II*; Sims, C. T., Stoloff, N. S., Hagel, W. C., Eds.; John Wiley & Sons Ltd: Chichester, 1987.
- (51) Jedliński, J.; Mrowec, S. *Mater. Sci. Eng.* **1987**, *87*, 281–287.
- (52) Jaeger, R. M.; Kuhlenbeck, H.; Freund, H.-J.; Wuttig, M.; Hoffmann, W.; Franchy, R.; Ibach, H. *Surf. Sci.* **1991**, *259*, 235–252.
- (53) Zei, M. S.; Lin, C. S.; Wen, W. H.; Chiang, C. I.; Luo, M. F. *Surf. Sci.* **2006**, *600*, 1942–1951.
- (54) Lozovoi, A. Y.; Alavi, A.; Finnis, M. W. *Phys. Rev. Lett.* **2000**, *85* (3), 610–613.
- (55) Mrowec, S.; Danielewski, M.; Godlewska, E.; Godlewski, K. *Oxidation of High Temperature Intermetallics*; Doychak, T., Grobstein, J., Eds.; TMS: Warrendale, PA, 1989.
- (56) McCarron, R. L.; Lindblad, N. R.; Chatterji, D. *Corrosion* **1976**, *32* (12), 476–481.
- (57) Lahrman, D. F.; Darolia, R. *Lahrman and Darolia 1992*; 1992.
- (58) Hahn, K. H.; Vedula, K. *Scr. Metall.* **1989**, *23* (1), 7–12.
- (59) Locci, I. E.; Dickerson, R.; Bowman, R. R.; Whittenberger, J. D.; Nathal, M. V.; Darolia, R. In *MRS Proceedings*; Boston, 1992; Vol. 288.
- (60) Kumar, K. S.; Mannan, S. K.; Viswanadham, R. K. *Acta Metall. Mater.* **1992**, *40* (6), 1201–1222.
- (61) Vehoff, H. In *Ordered Intermetallics — Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*; 1992; pp 299–320.
- (62) Russel, S. M.; Law, C. C.; Blackburn, M. J. *Lightweight Disk Alloy*

- Development*; Ohio, 1990.
- (63) Reuss, S.; Vehoff, H. *Scr. Metall. Mater.* **1990**, 24 (6), 1021–1026.
- (64) Большаков, В. И.; Харченко, В. И.; Журавель, В. И.; Загородний, А. Б.; Любушкин, В. И.; Замковой, В. Е.; Милосердов, А. Б. *Строительство, материаловедение, машиностроение сб. науч. трудов* **2008**, 45 (ч. 1), 87–91.
- (65) Goward, G. W. *J. Met. Metall.* **1970**, 22 (10), 31–39.
- (66) Guo, J.; Wang, Z.; Sheng, L.; Zhou, L.; Yuan, C.; Chen, Z.; Song, L. *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.* **2012**, 22 (5), 414–425.
- (67) Whittenberger, J. D.; Kumar, S.; Mannan, S. K.; Viswanadham, R. K. *J. Mater. Sci. Lett.* **1990**, 9 (3), 326–328.
- (68) Whittenberger, J. D.; Viswanadham, R. K.; Mannan, S. K.; Sprissler, B. J. *Mater. Sci.* **1990**, 25 (1), 35–44.
- (69) Karantzalis, A. E.; Lekatou, A.; Tsirka, K. *Mater. Charact.* **2012**, 69, 97–107.
- (70) Bhushan, B.; Kennedy, F.; Szeri, A. In *Modern Tribology Handbook*; Bhushan, B., Ed.; CRC Press LLC: Boca Raton, Florida, 2000; pp 7–9.
- (71) Whittenberger, J. D.; Nathal, M. V.; Raj, S. V.; Pathare, V. M. *Mater. Lett.* **1991**, 11 (8–9), 267–272.
- (72) Hou, S.; Liu, Z.; Liu, D.; Ma, Y. *Phys. Procedia* **2012**, 32 (August 2010), 71–77.
- (73) Venkatesh, T. A. *Reactive Infiltration Processing and Compression Creep of NiAl and NiAl Composites*, Massachusetts Institute of Technology, 1998.
- (74) Jeong, S.; Lee, D. *Met. Mater. Int.* **1998**, 4 (5), 1077–1083.
- (75) Erdemir, A.; Holmberg, K. In *Modern Tribology Handbook*; Bhushan, B., Ed.; CRC Press LLC: Boca Raton, Florida, 2001.
- (76) Федорченко, И. М.; Францевич, И. Н.; Радомысельский, И. Д.; Др., И. *Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области*

- применения*; Федорченко, И. М., Ed.; Наук. думка: Київ, 1985.
- (77) Alman, D. E.; Hawk, J. A. *Wear* **1999**, 225–229, 629–639.
- (78) Bača, L.; Lenčič, Z.; Jogl, C.; Neubauer, E.; Vitkovič, M.; Merstallinger, A.; Šajgalík, P. *J. Eur. Ceram. Soc.* **2012**, 32, 1941–1948.
- (79) Chaudhury, S. K.; Singh, a. K.; Sivaramakrishnan, C. S.; Panigrahi, S. C. *Wear* **2005**, 258, 759–767.
- (80) Daoud, A.; Abou El-khair, M. T. *Tribol. Int.* **2010**, 43 (3), 544–553.
- (81) Jianxin, D.; Lili, L.; Jianhua, L.; Jinlong, Z.; Xuefeng, Y. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* **2005**, 45, 1393–1401.
- (82) Kumar, S.; Panwar, R. S.; Pandey, O. P. *Ceram. Int.* **2013**, 39 (6), 6333–6342.
- (83) Kumar, S.; Sharma, V.; Panwar, R. S.; Pandey, O. P. *Tribol. Lett.* **2012**, 47, 231–251.
- (84) Mitra, R.; Upender, S.; Mallik, M.; Chakraborty, S.; Ray, K. K. *Key Eng. Mater.* **2009**, 395, 55–68.
- (85) Mukhopadhyay, A.; Raju, G. B.; Basu, B.; Suri, a. K. *J. Eur. Ceram. Soc.* **2009**, 29, 505–516.
- (86) Qiu, L. X.; Yao, B.; Ding, Z. H.; Zheng, Y. J.; Jia, X. P.; Zheng, W. T. *J. Alloys Compd.* **2008**, 456, 436–440.
- (87) Tjong, S. *Compos. Sci. Technol.* **2000**, 60, 1141–1146.
- (88) Tjong, S. C.; Lau, K. C. *Mater. Lett.* **1999**, No. November, 153–158.
- (89) Tu, J. P.; Rong, W.; Guo, S. Y.; Yang, Y. Z. *Wear* **2003**, 255, 832–835.
- (90) Yamada, S.; Hirao, K.; Yamauchi, Y.; Kanzaki, S. *J. Eur. Ceram. Soc.* **2003**, 23, 561–565.
- (91) Ільющенко, А. Ф.; Шевцов, А. И.; Оковитый, В. А.; Громыко, Г. Ф. *Процессы формирования газотермических покрытий и их моделирование*; Беларус. навука: Минск, 2011.
- (92) Уманський, О. П. Наукові принципи вибору структурних складових і

- створення композиційних матеріалів на основі тугоплавких сполук титану і кремнію з підвищеною зносо – і корозійною стійкістю, ІПМ НАН України, 2003.
- (93) Bolelli, G.; Cannillo, V.; Lusvarghi, L.; Rosa, R.; Valarezo, A.; Choi, W. B.; Dey, R.; Weyant, C.; Sampath, S. *Surf. Coatings Technol.* **2012**, *206* (8–9), 2585–2601.
- (94) Sheng, L. Y.; Yang, F.; Xi, T. F.; Guo, J. T. *J. Alloys Compd.* **2013**, *554*, 182–188.
- (95) Shi, X.; Wang, M.; Zhai, W.; Zhu, Z.; Xu, Z.; Zhang, Q.; Song, S.; Yao, J.; Din, A. Q. U. *Wear* **2013**, *303*, 9–20.
- (96) Войтович, Р. Ф. *Окисление карбидов и нитридов*; Косолапова, Т. Я., Ed.; Наукова думка: Киев, 1981.
- (97) Самсонов, Г. В.; Веницкий, И. М. *Тугоплавкие соединения*, 2nd ed.; Металлургия: Москва, 1976.
- (98) Глебов, Л. А. Исследование высокотемпературного окисления некоторых боридов и силицидов переходных металлов в кислороде, ИПМ АН УССР, 1973.
- (99) Помыткин, А. П. Кинетика высокотемпературного окисления карбидов титана, ниобия, хрома, бора и кремния в кислороде, ИПМ АН УССР, 1975.
- (100) Кислый, П. С. *Керметы*; Наукова думка: Киев, 1985.
- (101) Shafrin, E. G.; Zisman, W. A. *J Phys Chem* **1960**, *64* (5), 519–524.
- (102) Delannay, F.; Froyen, L.; Deruyttere, A. *J. Mater. Sci.* **1987**, *22*, 1–16.
- (103) Самсонов, Г. В.; Серебрякова, Т. И.; Неронов, В. А. *Бориды*; Атомиздат: Москва, 1975.
- (104) Eakins, E.; Jayaseelan, D. D.; Lee, W. E. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* **2011**, *42* (April), 878–887.
- (105) Senda, T., Yamamoto, Y., Ochi, Y. *J. Ceram. Soc. Japan* **1993**, *101* (4), 461–

465.

- (106) Justin, J. F.; Jankowiak, A. *J. AerospaceLab* **2011**, No. 3, 1–11.
- (107) Çamurlu, H. E.; Maglia, F. *J. Alloys Compd.* **2009**, 478, 721–725.
- (108) Bhaumik, S. K.; Divakar, C.; Rangaraj, L.; Singh, A. K. *Mater. Sci. Eng. A* **1998**, 257, 341–348.
- (109) Hawk, J. A.; Alman, D. E. *Wear* **1999**, 225–229, 544–556.
- (110) Wang, Q. W.; Fan, G. H.; Geng, L.; Zhang, J.; Cui, X. P.; Pang, J. C.; Qin, S. H.; Du, Y. *Intermetallics* **2013**, 37, 46–51.
- (111) Cui, H.; Ma, L.; Cao, L.; Teng, F.; Cui, N. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* **2014**, 24, 346–353.
- (112) Shokati, A. A.; Parvin, N.; Shokati, M. *J. Alloys Compd.* **2014**, 585, 637–643.
- (113) Hou, S. X.; Liu, Z. De; Liu, D. Y. *Surf. Coatings Technol.* **2011**, 205 (19), 4562–4568.
- (114) Cao, G. H.; Liu, Z. G.; Shen, G. J.; Liu, J. M. *Intermetallics* **2001**, 9, 691–695.
- (115) Shen, G. J.; Cao, G. H.; Liu, Z. G. *Mater. Charact.* **2001**, 47, 39–42.
- (116) Shokati, A. A.; Parvin, N.; Sabzianpour, N.; Shokati, M.; Hemmati, A. *J. Alloys Compd.* **2013**, 549, 141–146.
- (117) Ivakhnenko, Y. A.; Varrik, N. M. *Proc. VIAM* **2015**, No. 6, 18.
- (118) Довгаль, А. Г. Закономірності структуроутворення нових зносостійких композиційних матеріалів на основі системи SiC-Al₂O₃ та покриттів з них для торцевих ущільнень, ІПМ НАН України, 2013.
- (119) Кременчукгумотехніка, Україна — Продукція <http://xn--80affab0accndielu2blc4b3a42a.xn--j1amh/index.php/ua/produktsiya>.
- (120) ТОВ «Герметика-Україна» - Продукція <http://hermetica.com.ua/produktsija>.
- (121) Терентьев, О. Є. Закономірності структуроутворення композиційних матеріалів на основі самофлюсівних сплавів з домішками тугоплавких сполук для газотермічних покриттів з підвищеною зносостійкістю, ІПМ

НАН України, 2015.

- (122) Даянов, С. Б.; Иванов, В. Г.; Храпутский, В. Ф. Москва 2011, р 300.
- (123) Вьюнов, С. А.; Гусев, Ю. И.; Карпов, А. В.; Ковалевская, А. Е.; Никитин, Ю. М.; Саркисов, А. А.; Споригина, Н. М.; Хачатуров, К. Р.; Хронин, Д. В. *Конструкция и проектирование авиационных газотурбинных двигателей*; Хронин, Д. В., Ed.; Машиностроение: Москва, 1989.
- (124) Бакулев, В. И.; Голубев, В. А.; Крылов, Б. А.; Марчуков, Е. Ю.; Нечаев, Ю. Н.; Онищик, И. И.; Сосунов, В. А.; Чепкин, В. М. *Теория, расчет и проектирование авиационных двигателей и энергетических установок*, 3-е ed.; Сосунов, В. А., Чепкин, В. М., Eds.; МАИ-САТУРН: Москва, 2003.
- (125) Дворниченко, В. В.; Бурова, А. Ю. In *Научный электронный архив заочной научной электронной конференции Российской Академии Естествознания*; Москва, 2011; pp 2–53.
- (126) Иноземцев, А. А.; Нихамкин, М. А.; Сандрацкий, В. Л. In *Газотурбинные двигатели*; Машиностроение: Москва, 2008; р 200.
- (127) Лозицкий, Л. П.; Ветров, А. Н.; Дорошко, С. М.; Иванов, В. П.; Коняев, Е. А. *Конструкция и прочность авиационных газотурбинных двигателей*; Воздушный транспорт: Москва, 1992.
- (128) Carter, T. J. *Eng. Fail. Anal.* **2005**, 12, 237–247.
- (129) Мигунов, В. П.; Фарафонов, Д. П.; Деговец, М. Л. *Труды ВИАМ* **2014**, 9.
- (130) Єременко, В. Н.; Найдич, Ю. В. *Змочування рідкими металами поверхонь тугоплавких сполук*; Видавництво АН УРСР: Львів, 1958.
- (131) Иващенко, Ю. М.; Єременко, В. Н. *Основи прецизійного вимірювання поверхневої енергії розплавів за методом лежачої краплі*; Наукова думка: Київ, 1972.
- (132) Найдич, Ю. В.; Єременко, В. Н. *Физика металлов и металловедение* **1961**, 11 (6), 883–888.
- (133) Иващенко, Ю. Н.; Богатыренко, Б. Б.; Єременко, В. Н. In *Поверхностные*

- явления в расплавах и процессах порошковой металлургии*; Издательство АН УССР: Киев, 1963; p 391.
- (134) Найдич, Ю. В. *Контактные явления в металлических расплавах*; Наук. думка: Киев, 1972.
- (135) Хрущев, М. М. *Закономерности абразивного изнашивания*; Наука: Москва, 1975.
- (136) Степанчук, А. Н.; Билык, И. И.; Бойко, П. А. *Технология порошковой металлургии*; Выща школа: Киев, 1989.
- (137) Ковальченко, М. С. *Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением*; Наукова думка: Київ, 1980.
- (138) Самсонов, Г. В.; Ковальченко, М. С. *Горячее прессование*; Гостехиздат УССР: Киев, 1962.
- (139) Ковальченко, М. С. *Порошковая металлургия* **2011**, 12, 22–42.
- (140) Борисов, Ю. С.; Харламов, Ю. А.; Сидоренко, С. Л.; Ардатовская, Е. Н. *Газотермические покрытия из порошковых материалов.*; Наукова думка: Киев, 1983.
- (141) Полярус, О. М.; Українець, М. С. Вплив методу конгломерації композиційних порошкових сумішей на зносостійкість плазмових покриттів, отриманих на базі даних сумішей, Вінницький національний технічний університет, 2014.
- (142) Umanskyi, O.; Poliarus, O.; Ukrainets, M.; Antonov, M.; Hussainova, I. *Mater. Sci.* **2016**, 22 (1), 49–53.
- (143) Ukrainets, M.; Umanskyi, O. The development of composite electrode materials based on NiAl intermetallic compound for electrospark alloying of steel, Warsaw Technical University, 2014.
- (144) Українець, М. С. *Проблеми трибології* **2016**, 2, 21–27.
- (145) Зубченко, А. С.; Колосков, М. М.; Каширский, Ю. В. *Марочник сталей и сплавов*, 2–е изд., ed.; Зубченко, А. С., Ed.; Машиностроение: Москва,

- 2003.
- (146) Панченко, Е. В.; Скаков, Ю. А.; Кример, Б. И. *Лаборатория металлографии*, 2-ое изд., ed.; Лившиц, Б. Г., Ed.; Металлургия: Москва, 1965.
- (147) Салтыков, С. А. *Стереометрическая металлография*; Металлургия: Москва, 1976.
- (148) Umanskyi, O.; Poliarus, O.; Ukrainets, M.; Antonov, M. *Weld. J.* **2015**, *94* (July), 225–230.
- (149) Campbell, C. E.; Kattner, U. R.; Division, M. *Calphad* **2002**, *26* (3), 477–490.
- (150) Gusliencko, Y. A.; Luchka, M. V.; Yanenskii, V. N.; Khrienko, A. F. *Sov. Powder Metall. Met. Ceram.* **1989**, *28* (3), 208–212.
- (151) Bondar, A. In *Non-Ferrous Metal Ternary Systems. Selected Soldering and Brazing Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data*; Springer-Verlag, 2007; Vol. 11C3, pp 153–159.
- (152) Tokoro, K.; Wikstrom, N. P.; Ojo, O. a.; Chaturvedi, M. C. *Mater. Sci. Eng. A* **2008**, *477* (1–2), 311–318.
- (153) Yuan, X.; Kim, M. B.; Kang, C. Y. *Mater. Charact.* **2009**, *60* (11), 1289–1297.
- (154) Liu, J.; Jin, T.; Zhao, N.; Wang, Z.; Sun, X.; Guan, H.; Hu, Z. *Mater. Charact.* **2011**, *62* (5), 545–553.
- (155) Xuan, H.; Wang, Q.; Bai, S.; Liu, Z.; Sun, H.; Yan, P. *Surf. Coat. Technol.* **2014**, *244*, 203–209.
- (156) Fang, J.; Chen, X.; Liu, B.; Yan, S.; Qiao, M.; Li, H.; He, H. *J. Catal.* **2005**, *229*, 97–104.
- (157) Umanskyi, O.; Poliarus, O.; Ukrainets, M.; Martsenyuk, I. *Key Eng. Mater.* **2014**, *604*, 20–23.
- (158) Уманский, А. П.; Полярус, Е. Н.; Украинец, М. С.; Капитанчук, Л. М. *Порошковая металлургия* **2015**, *1/2*, 65–73.

- (159) Umanskyi, O.; Poliarus, O.; Ukrainets, M.; Kostenko, O.; Terentyev, O. In *Influence of CrB₂ Additives into NiAl Intermetallics on Tribological Properties of Thermal Spray Coatings at High Temperature Friction*; Riga, 2013; pp 37–43.
- (160) Bhushan, B.; Marti, O. In *Modern Tribology Handbook*; Bhushan, B., Ed.; CRC Press LLC: Boca Raton, Florida, 2000.
- (161) Chang, S. T.; Tuan, W. H.; You, H. C.; Lin, I. C. *Mater. Chem. Phys.* **1999**, *59* (3), 220–224.
- (162) Писаренко, Г. С.; Агарев, В. А.; Квитка, А. Л.; Попков, В. Г.; Уманский, Э. С. *Сопротивление материалов: учебник для вузов*; Писаренко, Г. С., Ed.; Выща школа: Киев, 1979.
- (163) Беляев, Н. М. *Сопротивление материалов*; Главная редакция физико-математической литературы изд-ва “Наука,” 1976.
- (164) Коробов, Ю. С. In *Материалы международного научно-практического семинара, Екатеринбург, 28 -29 сентября 2010 г.*; Екатеринбург, 2010; pp 4–26.
- (165) Балдаев, Л. Х.; Борисов, В. Н.; Кудинов, В. В.; Пузряков, А. Ф. *Газотермическое напыление*; Балдаев, Л. Х., Ed.; Маркет ДС: Москва, 2007.
- (166) Українець, М. С.; Уманський, О. П.; Полярус, О. М.; Кущев, О. В.; Стельмах, О. У. *Міжвузівський збірник “НАУКОВІ НОТАТКИ”* **2013**, *41* (Ч. 2), 206–212.
- (167) Umanskyi, O.; Poliarus, O.; Ukrainets, M.; Hussainova, I.; Antonov, M. *Sliding wear of NiAl-based coatings reinforced by borides*, Kaunas Technical University, 2014.
- (168) Xie, Y. J.; Wang, M. C. *Surf. Coatings Technol.* **2006**, *201*, 3564–3570.
- (169) Liang, J.; Gao, W.; Li, Z.; He, Y. *Mater. Lett.* **2004**, *58*, 3280–3284.
- (170) Wang, M.; Wang, W.; Xie, Y.; Zhang, J. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*

2010, 20 (5), 795–802.

(171) Xie, Y. J.; Wang, M. C. *J. Alloys Compd.* **2009**, 484, 21–24.

(172) Xie, Y. J.; Wang, M. C. *J. Alloys Compd.* **2009**, 480, 454–461.

(173) Passerone, A.; Valenza, F.; Muolo, M. L. In *Drops and bubbles in contact with solid surfaces*; CRC Press LLC, 2013; pp 300–322.

ЗАТВЕРДЖУЮ



АКТ

технічного випробування

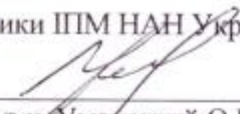
Ми, що нижче підписалися, представник ДП «Конструкторське бюро «Південне» ім. М.К. Янгеля» Гусарова І.О. та представники Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України проф., д.т.н. Уманський О.П., с.н.с. Кисіль В.М., с.н.с., к.т.н. Полярус О.М., в.о. м.н.с. Українець М.С. склали цей акт в тому, що з 5.01.2014 по 22.05.2015 р. проводились випробування лопаток турбокомпресору турбореактивного двоконтурного двигуна, торці яких зміцнені плазмовим покриттям з композиційного порошкового матеріалу НАБХ-15 (складу $\text{NiAl} + 15\% \text{CrB}_2$), розробленого в ШІМ НАН України за участю Полярус О.М. та Українця М.С.

В результаті попередньої перевірки встановлено, що нанесені на торці лопаток плазмові покриття з матеріалу НАБХ-15 відповідають вимогам, які висуваються до поверхонь тертя, а саме: відлущування, пори, раковини і відколи відсутні, шорсткість – в межах допустимих значень.


В процесі випробувань встановлено, що стійкість торця лопатки із плазмовим покриттям з матеріалу НАБХ-15 збільшилась у 1,5-1,8 рази порівняно з тим, що використовуються у даний час.


Розроблений композиційний порошковий матеріал НАБХ-15 може бути рекомендований для нанесення газотермічних покриттів на торці лопаток газотурбінних двигунів авіаційної та наземної техніки, які працюють в умовах тертя-ковзання.

Представники ШІМ НАН України


 проф., д.т.н. Уманський О.П.


 с.н.с. Кисіль В.М.


 с.н.с., к.т.н. Полярус О.М.


 в.о. м.н.с. Українець М.С.

Представники ДП «КБ «Південне»


 Гусарова І.О.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ*Статті*

1. Umanskyi, O. Physical-chemical interaction in NiAl-MeB₂ systems intended for tribological applications [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, M. Antonov // Welding Journal (США, режим доступу: <https://www.scopus.com/sourceid/12040?origin=sbrowse>). – 2015. – №94. – С. 225-230.

Дисертантом досліджено особливості контактної взаємодії в системах «NiAl-MeB₂», а також фізико-хімічну взаємодію та процеси фазоутворення в системі «NiAl-CrB₂», вивчено мікроструктуру отриманих композитів.

2. Umanskyi, O. High Temperature Sliding Wear of NiAl-based Coatings Reinforced by Borides [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, M. Antonov, I. Hussainova // Materials Science (Medžiagotyra) (Литва, режим доступу: <https://www.scopus.com/sourceid/19300157032?origin=sbrowse>). – 2016. – Vol. 22, Issue 1. – С. 49-53.

Автором визначено вплив домішок тугоплавких боридів на механізми зношування плазмових покриттів систем «NiAl-CrB₂» при терті в парі з NiAl за T=500 °C.

3. Umanskyi, O. Effect of ZrB₂, CrB₂ and TiB₂ Additives on the Tribological Characteristics of NiAl-Based Gas-Thermal Coatings [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, I. Martsenyuk // Key Engineering Materials (Швейцарія, режим доступу: <https://www.scopus.com/sourceid/12378?origin=sbrowse>). – 2014. – Vol. 604. – С. 20-23.

Дисертант отримав композиційні суміші для нанесення газотермічних покриттів NiAl-15 мас.% MeB₂ та визначив триботехнічні характеристики покриття NiAl-15 мас.% CrB₂ за T=500 °C.

4. Уманский, А. П. Структура и триботехнические характеристики композиционных материалов и покрытий из них на основе системы NiAl-CrB₂ [Текст] / А. П. Уманский, Е. Н. Полярус, **М. С. Украинец**, Л. М. Капитанчук //

Порошковая металлургия (Україна, режим доступу: <https://www.scopus.com/sourceid/27886?origin=sbrowse>). – 2015. – №1/2. – С. 65-73.

Автором визначено вплив зміцнення алюмініду нікелю частинками дибориду хрому на триботехнічні характеристики отриманих композиційних покриттів за температури 500 °С.

5. **Українець, М. С.** Вплив температури випробувань на триботехнічні характеристики композиційних покриттів системи NiAl-CrB₂ [Текст] / М. С. Українець, О. П. Уманський, О. М. Полярус, О. В. Кущев, О. У. Стельмах // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – 2013. – №41, ч.2. – С. 206-212.

Автором досліджено триботехнічні характеристики і механізми зношування плазмових покриттів систем «NiAl-CrB₂» при їх терті зі сталлю P18 за температур 20 і 500 °С.

6. **Українець, М. С.** Закономірності нанесення та зношування електроіскрових покриттів системи «NiAl-CrB₂» [Текст] / М. С. Українець // Проблеми трибології (Problems of Tribology). – 2016. – №2. – С. 21-27.

Дисертантом розроблено електроди для ЕІЛ, досліджено їх структуру і хімічний склад. Встановлено особливості нанесення та зношування ЕІЛ покриттів систем «NiAl-CrB₂» за T=500 °С.

Публікації за матеріалами доповідей

7. Umanskyi, O. Influence of CrB₂ additives into NiAl intermetallics on tribological properties of thermal spray coatings at high temperature friction [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, O. Kostenko, O. Terentyev // Conference MET-2013: Materials, Environment, Technology – Latvia, Riga. – June 19-20, 2013. – С. 37-43.

Дисертантом досліджено вплив домішок дибориду хрому до алюмініду нікелю на особливості зношування отриманих плазмових покриттів в широкому діапазоні температур.

8. **Ukrainets, M.** The development of composite electrode materials based on NiAl intermetallic compound for electrospark alloying of steel [Текст] / M. Ukrainets,

O. Umanskyi // Abstract book of the E-MRS 2014 Fall Meeting – Poland, Warsaw. – September 15-19, 2014. – С. 51.

Автором розроблено електроди, досліджено структуру, хімічний склад та особливості зношування EPL покриттів систем «NiAl-CrB₂» за T=500 °C.

9. Umanskyi, O. Sliding wear of NiAl-based coatings reinforced by borides [Текст] / O. Umanskyi, O. Poliarus, **M. Ukrainets**, I. Hussainova, M. Antonov // Abstract book of the 23rd International Baltic Conference on Materials Engineering – Lithuania, Kaunas. – October 23-24, 2014. – С. 85.

Дисертантом досліджено вплив домішок боридів Cr на механізми зношування плазмових покриттів на базі NiAl при терті за T=500 °C.

10. Полярус, О. М. Вплив методу конгломерації композиційних порошкових сумішей на зносостійкість плазмових покриттів, отриманих на базі даних сумішей [Текст] / О. М. Полярус, **М. С. Українець** // Тези доповідей II-ої Міжнародної інтернет-конференції “Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій” (ВНТУ, Вінниця, 12 листопада 2014) Частина 1. – Вінниця, ВНТУ. – Листопад 12, 2014. – С. 36.

Автором досліджено вплив методу виготовлення порошкової шихти на особливості зношування ГТН покриттів за кімнатної температури в парі з NiAl.

ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЇ

1. VI Міжнародна науково-практична конференція «Теоретичні та експериментальні дослідження в технологіях сучасного матеріалознавства і машинобудування» – м. Луцьк, Україна – 3-7 червня 2013 р. – Заочна форма участі;
2. Conference MET-2013: Materials, Environment, Technology – м. Рига, Латвія – 19-20 червня 2013 р. – Очна форма участі;
3. 22th International Baltic Conference of Engineering Materials&Tribology – м. Рига, Латвія – 14-15 листопада 2013 р. – Очна форма участі;
4. XIX Міжнародний конгрес двигунобудівників – м. Коблеве, Україна – 14-19 вересня 2014 р. – Заочна форма участі;
5. E-MRS 2014 Fall Meeting – м. Варшава, Польща – 14-19 вересня 2014 р. – Очна форма участі;
6. 23rd International Baltic Conference on Materials Engineering – м. Каунас, Литва – 23-24 жовтня 2014 р. – Очна форма участі;
7. II-а Міжнародна інтернет-конференція «Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій» – м. Вінниця, Україна – 12 листопада 2014 р. – Заочна форма участі;
8. 24th International Baltic Conference in cooperation with IFHTSE ENGINEERING MATERIALS & TRIBOLOGY «BALTMATTRIB 2015» – м. Таллінн, Естонія – 5-6 листопада 2015 р. – Очна форма участі.