

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Національний університет кораблебудування
імені адмірала Макарова

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

БУТУРЛЯ ЄВГЕН АНДРІЙОВИЧ

(прізвище, ім'я, по батькові)

УДК 621.791.37:621.438 (043.3)

(індекс)

ДИСЕРТАЦІЯ

РОЗРОБКА ПРИПОЮ І ТЕХНОЛОГІЇ ПАЯННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ
СПЛАВІВ ЛОПАТОК СУДНОВИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН НОВОГО ПОКОЛІННЯ

(назва дисертації)

132 – Матеріалознавство

(шифр і назва спеціальності)

13 – Механічна інженерія

(галузь знань)

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

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

(підпис, ініціали та прізвище здобувача)

Науковий керівник (консультант) Квасницький В.Ф., д.т.н., професор;

Матвієнко М.В. к.т.н., доцент

(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

Миколаїв 2021 рік

АНОТАЦІЯ

Бутурля Є.А. Розробка припою і технології паяння жароміцних нікелевих сплавів лопаток суднових газових турбін нового покоління – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 — Матеріалознавство. — Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова, 2021.

Робота присвячена науково-прикладній задачі – розробці припою для жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) нового покоління. Для суднового газотурбобудування завжди стояла проблема підвищення робочої температури та ресурсу роботи турбін, яка ускладнюється умовами роботи суднових газотурбінних двигунів (ГТД). Суднові ГТД працюють на важкому паливі із домішками сірки та в умовах високотемпературної сольової корозії (ВСК), швидкість якої в сотні разів більше, ніж швидкість корозії в авіаційних турбінах. Для суднових турбін нового покоління ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» і Фізико-технологічним інститутом металів і сплавів НАН України розроблено сплави СМ93-ВІ і СМ96-ВІ, що дозволяють підняти робочу температуру на 40-60 °С. Основним та універсальним способом з'єднання ливарних ЖНС є паяння, при якому виникає проблема підвищення жаростійкості і довготривалої високотемпературної міцності спаяних з'єднань. Тому, для розвитку суднового газотурбобудування актуальна розробка припою, який забезпечить необхідні фізико-хімічні характеристики спаяного з'єднання для нових сплавів.

Метою дисертаційного дослідження є розробка припою і технології паяння жароміцних нікелевих сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ для виробництва суднових газових турбін нового покоління з підвищенням високотемпературної міцності спаяних з'єднань не нижче 80 % міцності основного металу.

Наукова новизна полягає в тому, що:

1. Вперше обґрунтовано двоетапний метод розробки припою, суть якого полягає в тому, що на першому етапі, з використанням комп'ютерних програм, розрахована основа припою з включенням найбільш ефективних легуючих елементів, які забезпечують твердорозчинне і дисперсійне зміцнення, та границі легування припою тугоплавкими металами для запобігання утворення ТЩУ фаз, зокрема σ -фази, а на другому етапі експериментально визначається необхідна концентрація депресантів.

2. Вперше встановлено, що багатокомпонентні припої з Re і Ta системи Ni-Cr-Co-Al-Ta-Re-W-Mo-Ti-Nb-B-Hf-Zr-C забезпечують крайові кути змочування сплавів CM93-BI і CM96-BI до 6° , питому площу розтікання 1,4-1,5 мм²/мг при температурі 1200-1230 °C паяння і виправлення поверхневих дефектів відливок.

3. Удосконалено систему легування припою, яка забезпечує довготривалу міцність спаяних з'єднань сплавів CM93-BI і CM96-BI при 900 °C на рівні 0,9 від міцності основного металу.

4. Дістало подальший розвиток уявлення про напружений стан спаяних з'єднаннях з прошарком припою з його відносною товщиною (s/d від 0,0025...0,01), що має відмінні від основного металу фізико-механічні властивості, яка полягає в тому, що на більшій частині вузла в основному металі напруження практично відсутні при термічному навантаженні та лінійно розподілені при силовому навантаженні. Біля зовнішньої поверхні з'єднання та в самому прошарку утворюється об'ємний напружено-деформований стан, який призводить до зміцнення або знеміцнення основного металу та прошарку.

Практичне значення роботи містить:

Запропонований і реалізований двоетапний метод розробки припою із використанням комп'ютерних програм для розробки припою. Із використанням нового методу розроблено припій SBM-4 та технологію паяння і виправлення поверхневих дефектів лиття промислових відливок для жароміцних нікелевих сплавів CM93-BI і CM96-BI. Припій має температуру паяння 1200...1230 °C, довготривалу міцність для спаяних з'єднань при 900 °C на рівні 0,9 від рівня

основного металу і стійкість проти високотемпературної сольової корозії на рівні сплаву СМ88У-ВІ та пройшов етапи впровадження, що підтверджується відповідними актами. Розроблений припій може використовуватися для інших ЖНС та був застосований для відновлення паянням у вакуумі пошкоджених високотемпературних елементів обладнання з жароміцного сплаву ЧС88-ВІ для отримання відцентровим плазмовим розпиленням сферичних порошків.

У **першому розділі** виконано аналіз даних літературних джерел та розглянута різниця умов роботи авіаційних і суднових ГТД. Авіаційні сплави у своєму складі мають 4-6 % хрому, що дозволяє їм працювати при більш високих робочих температурах, ніж судові. Зниження робочої температури судових турбін обумовлено концентрацією хрому в сплавах на рівні 18,0-22,0 %. Таке значення хрому необхідно для захисту від високотемпературної сольової корозії, яка виникає в процесі експлуатації. Високотемпературну сольову корозію провокує комбінація шкідливих факторів, а саме повітря для згоряння палива має пари морської води та «важке» паливо, що у своєму складі містить сірку. Хром забезпечує стійкість проти ВСК, але знижує високотемпературну працездатність сплавів. Тому хімічний склад судових і авіаційних турбін суттєво відрізняється. Ливарні ЖНС мають проблеми при зварюванні плавленням. Основним способом з'єднання ЖНС є паяння, але цей процес виконується при температурах нижче, ніж температура плавлення основного металу, тому виникає проблема співвідношення міцності спаяного з'єднання (прошарку) до основного металу, яке на сьогоднішній час складає близько 0,8.

Проведений аналіз джерел щодо припоїв не показав висвітлення методів розробки припоїв та ролі проміжного прошарку в спаяному з'єднанні, який впливає на напружено-деформований стан і працездатність з'єднання.

У зв'язку з підвищенням робочої температури для судових турбін понад 900 °С в Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України спільно з ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» розроблено сплави СМ93-ВІ і СМ96-ВІ.

У другому розділі наведені хімічний склад та границя міцності досліджуваних матеріалів, обладнання та методи, що використані в роботі.

В дисертаційному дослідженні використано обладнання для паяння зразків, яке знаходиться на кафедрі зварювального виробництва НУК ім. адмірала Макарова: піч СНВЭ 1.3.1-16И1, вакуумна установка УДСВ-ДТ, Надвисоковакуумний універсальний технологічний комплекс ВВУ-1Д. Для виплавлення промислового припою та термічної обробки застосовано обладнання, яке знаходиться на ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект»: вакуумний індукційний модуль VIM-125, СЭВ-11,54, вакуумна піч «Schmett».

Механічні випробування виконані за стандартною методикою із використанням МП-1200 і АИМА-5. Дослідження макро- і мікроструктури, хімічний аналіз зразків виконувалось за допомогою Неофот-21 та РЭММА-102-02. Диференціальний термічний аналіз виконано на установці ВДТА-8М.

Використано метод планування експерименту та статистична обробка даних, за допомогою якої створена математична модель.

У програмному комплексі «ANSYS» методом скінчених елементів змодельований вузол циліндр-циліндр із визначенням напружено-деформованого стану спаяного з'єднання з проміжним прошарком.

У третьому розділі виконана розробка припою для паяння сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ. Була проведена спроба знизити температуру паяння припою SBM-3, але підвищення концентрації кремнію негативно сказалося на структурі спаяного шва. Тому виконана розробка нового припою, який отримав назву SBM-4. Припій розроблено за двоетапним методом, в якому на першому етапі обрана основа припою, на другому - експериментально визначено концентрацію депресантів. Було застосована програма PHASOMP, за допомогою якої розраховані розподіл елементів між γ - і γ' -фазами, температури ліквідуса, солідуса і кількості електронних вакансій. В якості основи припою обрано сплав СМ93-ВІ до складу якого було внесено корективи. Вольфрам частково замінено ренієм, який має меншу кількість електронних вакансій, додатково введено

гафній для покращення ливарних властивостей, введено цирконій для покращення проникності припою у мукрозори. Середній вміст елементів основи припою складає (% мас.): 13,0 Cr; 7,0 Co; 4,0 Al; 4,5 Ta; 3,75 Re; 2,5 W; 1,5 Mo; 5,45 Ti; 0,25 Hf; 0,575 Zr; 0,4 Nb; 0,07 C; Ni – решта.

На другому етапі експериментальним шляхом визначена концентрація бору при якій спостерігається ефективно розтікання припою. До першого варіанту SBM-4 (вміст бору 0,75 % мас.) додавали сплав 4Д із наступним хімічним складом 14,0Cr-9,5Co-2,5Al-2,4V, що дозволило змінювати концентрацію бору від 0,915 до 1,245 %. Математична модель, яка прогнозує площу розтікання із врахуванням температури паяння та кількості сплаву 4Д, показала майже повне співпадіння експериментальних і розрахункових значень. Установлено, що при концентрації бору 1,0-1,2 % припій добре змочує поверхню ЖНС.

В **четвертому розділі** наведено дослідження промислового припою SBM-4, хімічний склад якого складає (% мас.): (12,5-14,5)Cr;(6,5-7,5)Co; (3,0-5,0)Al; (5,0-6,0)Ta; (3,0-4,5)Re; (2,0-3,0)W; (1,0-2,0)Mo; (4,7-6,2)Ti; (0,3-0,5)Nb; (1,0-1,2)V; (0,2-0,3)Hf; (0,45-0,7)Zr; (0,07-0,10)C; Ni – решта. Припій виплавлено на підприємстві ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект». Дослідження показали високі поверхневі властивості припою та добре заповнення зазорів кланових зразків зі сплавів CM93-BI і CM96-BI. Поверхнева енергія припою за методом лежачої краплі складає 1,38 і 1,9 Дж/м² при температурах 1240 і 1220 °C відповідно. Дослідження довготривалої міцності спаяних з'єднань сплавів CM93-BI і CM96-BI виконували на полікристалічних зразках. При температурі 900 °C на базі 100 год довготривала міцність дорівнює 285 МПа, що складає 0,91 і 0,89 від міцності основного металу для сплавів CM93-BI і CM96-BI відповідно. Після паяння і механічної обробки боридна евтектика в зоні стику відсутня. Швидкість ВСК припою SBM-4 становить 0,4-1,32 мг/см²·год, таке значення відповідає технічним вимогам. Проникність припою SBM-4 дозволяє використовувати його для ремонту дефектів лиття лопаток газових турбін..

В п'ятому розділі методом скінченних елементів проведено моделювання напружено-деформованого стану (НДС) спаяного з'єднання типу циліндр-циліндр з жароміцних сплавів у пружному стані і в умовах миттєвої пластичності.

Показано, що в спаяному вузлі із різними співвідношеннями модуля пружності, температурних коефіцієнтів лінійного розширення (ТКЛР) і границь плинності жароміцного сплаву і прошарку (припою) на більшій частині стику в основному металі напруження практично відсутні при термічному навантаженні та лінійно розподілені при силовому. Тільки в невеликій зоні біля зовнішньої поверхні і в прошарку формується об'ємний НДС, який призводить до знеміцнення (зниження рівня границі плинності і підвищення пластичності) чи до зміцнення (підвищення границі плинності і зниження пластичності) основного металу та прошарку в зоні стику в порівнянні з лінійним напруженим станом.

Моделювання НДС показало, що рівень міцності спаяного з'єднання наближається до рівня міцності основного металу при наближенні по всій довжині стику коефіцієнта жорсткості напруженого стану до одиниці. Це відбувається при забезпеченні хімічної і структурної однорідності металу спаяного з'єднання.

Шостий розділ присвячено практичному використанню розробленого пропою SBM-4. Показана структуру виправленого дефекта.

В розділі розроблена послідовність операцій, яку необхідно дотримуватись при підготовці лопаток до паяння та за якими режимами виконувати паяння для сплавів CM93-BI і CM96-BI. При складанні лопаток в пакет, на відстані не менше 5 мм від стику, виконується зачищення лопаток до металевого блиску. Припій замішується до пастоподібного стану із використанням 5 %-го розчину акрилової смоли БМК-5 на ацетоні, після чого фіксується на деталі. Об'єм припою складає приблизно 1,4 від об'єму, який заповнюється. Паяння виконується у вакуумній печі, яка забезпечує вакуум не гірше ніж 10^{-2} Па. Температура паяння припоєм SBM-4 для сплаву CM93-BI складає 1200-1215 °С, для сплаву CM96-BI 1220-1230 °С, час витримки для обох сплавів дорівнює 15 ± 5 хв. Після паяння лопатки

повинні охолоджуватися у вакуумі до 1070 °С із витримкою 60 хв., після чого продовжується охолодження у вакуумі до температури 200 °С.

Перед виправленням дефектів лопатки повинні пройти весь ступінчатий цикл термічної обробки, включаючи гомогенізацію при температурі 1180 °С відповідно до Технологічного процесу. Дефекти, що підлягають виправленню можуть виправлятися з наповнювачем або без нього. Місце дефекту розроблюється під кутом $90^\circ \leq \beta \leq 120^\circ$, після чого виконується очистка на відстані не менше 5 мм та знежирюється. Наповнювачем може виступати порошок СМ88У-ВІ, який виготовляється «Укрспецсталлю», або розроблений в НУК ім. адмірала Макарова і НВКГ «Зоря»-«Машпроект» припій SBM-3. Припій і наповнювач змішуються у пропорції 1:1. Кількість суміші припою і наповнювача повинна бути більше від об'єму дефекту на 40-50 %. Як і при паянні, порошкова суміш закріплюється із застосуванням 5%-го розчину акрилової смоли БМК-5 на ацетоні. Температурні режими при виправленні дефектів аналогічні режимам паяння.

Ключові слова: жароміцний сплав, структура, хімічний сплав, швидкість ВСК, паяння, припій, спаяне з'єднання, лопатка турбіни, виправлення поверхневих дефектів, високотемпературна сольова корозія, коефіцієнт жорсткості напруженого стану, прошарок, моделювання напружено-деформованого стану, короткочасна міцність, довготривала міцність, крайові кути.

Публікації основних наукових результатів дисертації

1. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Вплив властивостей прошарку припою на напружено-деформований стан спаяних вузлів з жароміцних сплавів / Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. – 2020. - №4 (482). – с. 119-128

2. Viktor V. Kvasnytskyi, Maksym V. Matviienko, Heorhii P. Mialnitsa, Yevhen A. Buturlia. Investigation of brazing filler for brazing high-temperature nickel alloys

of marine gas turbines // Shipbuilding & Marine Infrastructure. – 2020. – № 2 (14). – P. 65–72.

3. Квасницький В.В., Мяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Dong Chunlin. Исследование взаимодействия сплава на основе Ni_3Al с прослойками различных систем легирования для TLP-соединения // Автоматическая сварка, 2019, № 8. – С. 22 – 29. (на момент опублікування входить до фахових видань України)

4. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Квасницький В.Ф., Ермолаев Г.В. Влияние толщины прослойки на напряженно-деформированное состояние сварных и паяных соединений жаропрочных сплавов / Міжвуз. тематичн. збір. наукових праць «Наука та виробництво», Випуск 20, № 1. Маріуполь: ПДТУ. 2019. – С. 23 – 33. (на момент опублікування входить до фахових видань України)

5. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Квасницький В.Ф., Ермолаев Г.В. Напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке и пайке цилиндрических узлов с мягкой прослойкой в условиях силового термического нагружения в пределах упругости // Вісник Одеського Національного морського університету. Зб. наук. праць. – Одеса: ОНМУ. – 2019. Випуск 1 (58). – С. 126 – 138. (на момент опублікування входить до фахових видань України)

6. Влияние характера нагружения на напряженное состояние соединений с мягкой прослойкой / В.В. Квасницький, М.В. Матвиенко, Е.А. Бутурля, В.Ф. Квасницький, Г.В. Ермолаев // Наука і виробництво: міжвуз. тематичн. збір. наукових праць. – Маріуполь: 2019. Вип. 21. – С. 39 – 47. (на момент опублікування входить до фахових видань України)

7. Kvasnytskyi, V. Designing brazing filler metal for heat-resistant alloys based on Ni_3Al intermetallide / Viktor Kvasnytskyi, Volodymyr Korzhyk, Viacheslav Kvasnytskyi, Heorhii Mialnitsa, Chunlin Dong, Tetiana Pryadko, Maksym Matviienko, Yevhen Buturlia // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2020. – Vol. 6, №12 (108). – P. 6-19. (НБД Scopus)

Публікації, в яких апробовано матеріали дисертації

8. Квасницький В.В., Мьяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Изучение взаимодействия сплава на основе Ni_3Al с прослойками различных систем для TLP-соединения // Матеріали Міжнародної конференції «Інноваційні технології та інженіринг у зварюванні і споріднених процесах – Poly Weld. 2019» 23-24 травня 2019р. Україна. Київ – К: «КПІ імені Ігора Сікорського». 2019. – с.47-48

9. Квасницький Віктор, Мьяльница Георгій, Матвиенко Максим, Бутурля Євген. Особливості легування припоїв для жароміцних нікелевих сплавів нового покоління // 14-й Міжнародний симпозіум інженерів-механіків у Львові (м. Львів, 23 травня – 24 травня 2019 р.): Матеріали симпозіуму. – Львів: КІНПАТРІ ЛТД, 2019 – с. 8-9.

10. Квасницький В.В., Мьяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Припои для жаропрочных сплавов газовых турбин нового поколения // Проблеми зварювання та споріднених технологій / Всеукраїнська конференція з міжнародною участю, що присвячена 60-річчю кафедри зварювального виробництва НУК (Миколаїв-Коблево 17-19 вересня 2019 р.) : Матеріали Всеукраїнської конференції з міжнародною участю. – Миколаїв : Видавець Торубара В.В., 2019. 75-77 с.

ABSTRACT

Buturlia Ye.A. Development of brazing filler and brazing technology of heat-resistant nickel alloys of new generation marine gas turbine blades - Qualifying scientific work on the rights of the manuscript.

The dissertation on competition of a scientific degree of the doctor of philosophy on a specialty 132 - Materials science. - Admiral Makarov National University of Shipbuilding, Mykolaiv, 2021.

The work is devoted to a scientific and applied problem - the development of brazing filler metal for heat-resistant nickel alloys of the new generation (HNA). For marine gas turbine construction there has always been a problem of increasing the operating temperature and service life of turbines, which is complicated by the operating conditions of marine gas turbine engines (GTE). Marine GTE operate on heavy fuel with sulfur impurities and in conditions of high-temperature salt corrosion (HSC), the speed of which is hundreds of times higher than the corrosion rate in aircraft turbines. Alloys CM93-VI and CM96-VI were developed for the new generation turbines of Gas Turbine Research and Production Complex Zorya-Mashproekt and the Physico-technological institute of metals and alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, which allow to increase the operating temperature of the gas by 40... 60 ° C. The base and universal way of joining foundry HNA is brazing, which has the problem of increasing the heat resistance and longevity of high-temperature strength of brazed joints. Therefore, for the development of marine gas turbine construction, it is important to develop a brazing filler that will provide the necessary physical and chemical characteristics of the welded joint for new alloys.

The aim of the dissertation research is to develop brazing filler and brazing technology of heat-resistant nickel alloys CM93-VI and CM96-VI for the production of new generation vascular gas turbines with increasing gas operating temperature and high temperature strength of brazed joints not less than 80% strength of the base metal.

The scientific novelty may be that:

1. For the first time a two-stage method of brazing filler metal development is substantiated, the essence of which is that at the first stage, using computer programs, the brazing filler metal base is calculated with the inclusion of the most effective alloying elements providing solid-soluble and dispersion hardening. to prevent the formation of TDP phases, in particular the σ -phase, and in the second stage the required concentration of depressants is experimentally determined.

2. It was first established that multicomponent brazing filler metal from Re and Ta systems Ni-Cr-Co-Al-Ta-Re-W-Mo-Ti-Nb-B-Hf-Zr-C provide edge wetting angles of alloys CM93-VI and CM96-VI up to 6° , specific spreading area 1.4-1.5 mm²/mg at the temperature of soldering and correction of surface defects of castings 1200-1230 ° C.

3. The brazing filler metal alloying system has been improved, which provides long-term strength of CM93-VI and CM96-VI alloys at 900 °C at the level of 0.9 of the strength of the base metal.

4. Received a further development of the idea of the stress state of brazed joints with a interlayer of solder with its relative thickness (s/d from 0,0025 ... 0,01), which has different from the base metal physical and mechanical properties, which consists in because on most of the node in the main metal stresses are virtually absent under thermal load and linearly distributed under force load. In the outer surface of the joint and in the interlayer itself, a three-dimensional stress-strain state is formed, which leads to the strengthening or weakening of the base metal and the interlayer.

The practical significance of the work includes:

A two-stage theoretical and experimental method of brazing filler metal development using computer programs is proposed and implemented. Using the new method, SBM-4 brazing filler metal and brazing and correction technology for surface defects of industrial castings for heat-resistant nickel alloys CM93-VI and CM96-VI were developed. The brazing filler metal passed the Gas Turbine Research and Production Complex Zorya-Mashproekt, which showed the brazing temperature of 1215...1230 °C, long-term strength for brazed joints at 900 ° C at the level of 0.9 of the base metal level and resistance against high-temperature salt corrosion at the level of

the alloy CM88U-VI. The brazing filler metal can be used for other HNA and was used to restore by brazing in vacuum damaged high-temperature elements of the equipment of heat-resistant alloy ChS88-VI to obtain centrifugal plasma spraying of spherical powders.

In the **first section** the analysis of data of literature sources is executed and the difference of conditions of work of aviation and ship GTD is considered. Aviation alloys contain 4-6% chromium, which allows them to operate at higher operating temperatures than ship. The decrease in the operating temperature of marine turbines is due to the concentration of chromium in the alloys at the level of 18.0-22.0%. This value of chromium is necessary to protect against high-temperature salt corrosion (HTSC) that occurs during operation. High-temperature salt corrosion is provoked by a combination of harmful factors, namely the air for fuel combustion has sea water vapor and "heavy" fuel, which contains sulfur. Chromium provides resistance against HTSC, but reduces the high-temperature performance of alloys. Therefore, the chemical composition of ship and aircraft turbines differs significantly. Foundry HNA have problems with fusion welding. The main way to connect the HNA is brazing, but this process is performed at temperatures lower than the melting point of the base metal, so there is a problem of the ratio of the strength of the brazed joint (layer) to the base metal, which is currently about 0.8.

The analysis of the sources for brazing filler metals did not show the coverage of methods of brazing filler metals development and the role of the intermediate layer in the welded joint, which affects the stress-strain state and performance of the connection.

In connection with the increase of operating temperature for ship turbines over 900° C in the Physics-technological institute of metals and alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine together with Gas Turbine Research and Production Complex Zorya-Mashproekt CM93-VI and CM96-VI.

The second section presents the chemical composition and yield strength of the investigated materials, equipment and methods used in the research.

The dissertation research uses equipment for soldering samples, which is located at the Department of Welding Admiral Makarov NUS: SNVE 1.3.1-16I1 furnace,

UDSV-DT vacuum unit, Ultra-high-vacuum universal technological complex VVU-1D. For smelting of industrial solder and heat treatment, the equipment located at GTRPC Zorya-Mashproekt was used: vacuum induction module VIM-125, SEV-11,54, vacuum furnace "Schmett".

Mechanical tests were performed according to standard methods using MP-1200 and AIMA-5. Studies of macro- and microstructure, chemical analysis of samples were performed using Neofot-21 and REMMA-102-02. Differential thermal analysis was performed on the VDTA-8M unit.

The method of experiment planning and statistical data processing were used, with the help of which a mathematical model was created.

In the software complex "ANSYS" by the finite element method the node cylinder-cylinder is modeled with determination of the stress-strain state of the welded joint with the intermediate layer.

In the **third section**, the development of brazing filler metal for brazing alloys CM93-VI and CM96-VI. An attempt was made to reduce the brazing temperature of SBM-3 brazing filler metal, but the increase in silicon concentration had a negative effect on the structure of the brazed seam. Therefore, the development of a new brazing filler metal, called SBM-4. The brazing filler metal was developed by a two-stage method, in which the solder base was selected at the first stage, and the concentration of depressants was experimentally determined at the second stage. The PHACOMP program was used to calculate the distribution of elements between γ - and γ' -phases, liquidus temperature, solidus and the number of electronic vacancies. Alloy CM93-VI was chosen as the basis of the brazing filler metal, which was adjusted. Tungsten has been partially replaced by rhenium, which has a lower density of electronic vacancies, hafnium has been additionally introduced to improve the casting properties, and zirconium has been introduced to improve the permeability of the solder to the microgaps. The average content of the elements of the base of the brazing filler metal is (% wt.): 13.0 Cr; 7.0 Co; 4.0 Al; 4.5 Ta; 3.75 Re; 2.5 W; 1.5 Mo; 5.45 Ti; 0.25 Hf; 0.575 Zr; 0.4 Nb; 0.07 C; Ni - the rest.

In the second stage, the boron concentration at which effective brazing filler metal spreading is observed is determined experimentally. To the first variant SBM-4 (boron content 0.75% wt.) Was added alloy 4D with the following chemical composition 14.0Cr-9.5Co-2.5Al-2.4B, which allowed to change the concentration of boron from 0.915 to 1.245%. The mathematical model, which predicts the spreading area taking into account the brazing temperature and the amount of 4D alloy, showed almost complete coincidence of experimental and calculated values. It was found that at a boron concentration of 1.0-1.2%, the solder wets the surface of the gastrointestinal tract well.

The **fourth section** presents a study of industrial brazing filler metal SBM-4, the chemical composition of which is (% wt.): (12.5-14.5) Cr; (6.5-7.5) Co; (3.0-5.0) Al; (5.0-6.0) Ta; (3.0-4.5) Re; (2.0-3.0) W; (1.0-2.0) Mo; (4.7-6.2) Ti; (0.3-0.5) Nb; (1.0-1.2) B; (0.2-0.3) Hf; (0.45-0.7) Zr; (0.07-0.10) C; Ni - the rest. The brazing filler metal was smelted at the enterprise of GTRPC Zorya-Mashproekt. Studies have shown high surface properties of the brazing filler metal and good filling of the gaps of clan samples from alloys CM93-VI and CM96-VI. The surface energy of the brazing filler metal by the method of a lying drop is 1.38 and 1.9 J/m² at temperatures of 1240 and 1220 °C, respectively. Studies of long-term strength of brazed joints of alloys CM93-VI and CM96-VI were performed on polycrystalline samples. At a temperature of 900 ° C on the basis of 100 h long-term strength is 285 MPa, which is 0.91 and 0.89 of the strength of the base metal for alloys CM93-VI and CM96-VI, respectively. After brazing and machining boride eutectic in the joint area is absent. The HTSC speed of SBM-4 solder is 0.4-1.32 mg/cm²·h, this value meets the technical requirements. The permeability of the SBM-4 solder allows it to be used to repair defects in the casting of gas turbine blades.

In the **fifth section**, the finite element method is used to model the stress-strain state (SSS) of a cylinder-cylinder welded joint made of heat-resistant alloys in the elastic state and in the conditions of instantaneous plasticity.

It is shown that in a welded joint with different ratios of modulus of elasticity, temperature coefficients of linear expansion (TCLR) and yield strength of heat-resistant

alloy and layer (brazing filler metal) at most of the joint in the main metal stresses are practically absent under thermal load and linearly distributed under force. Only in a small area near the outer surface and in the layer is formed bulk SSS, which leads to weakening (lowering the yield strength and increasing ductility) or to strengthening (increasing yield strength and reduced ductility) of the parent metal and the layer in the joint area compared to linear stress state.

The SSS simulation showed that the level of strength of the welded joint approaches the level of strength of the base metal when approaching the stiffness coefficient of the stress state along the entire length of the joint. This occurs by ensuring the chemical and structural homogeneity of the metal of the welded joint.

The **sixth section** is devoted to the practical use of the developed brazing filler metal SBM-4. The structure of the corrected defect is shown.

The section develops the sequence of operations that must be followed when preparing the blades for brazing and the modes of brazing for alloys CM93-VI and CM96-VI. When assembling the blades in a package, at a distance of at least 5 mm from the joint, the blades are cleaned to a metallic luster. The brazing filler metal is kneaded to a pasty state using a 5% solution of acrylic resin BMK-5 in acetone, and then fixed on the part. The volume of brazing filler metal is approximately 1.4 times the volume to be filled. Brazing filler metal is performed in a vacuum furnace, which provides a vacuum of not less than 10^{-2} Pa. The brazing temperature of SBM-4 brazing filler metal for alloy CM93-VI is 1200-1215 °C, for alloy CM96-VI 1220-1230 °C, holding time for both alloys is 15 ± 5 minutes. After brazing, the blades must be cooled in vacuum to 1070 °C for 60 minutes, after which cooling is continued in vacuum to a temperature of 200 °C.

Before correcting the defects, the blades must go through the entire step cycle of heat treatment, including homogenization at a temperature of 1180 °C in accordance with the technological process. Defects to be corrected can be corrected with or without filler. The defect site is developed at an angle of $90^\circ \leq \beta \leq 120^\circ$, after which cleaning is performed at a distance of at least 5 mm and degreased. The filler can be powder SM88U-VI, which is manufactured by «Ukrspetsstal» or developed at Admiral

Makarov NUS and GTRPC Zorya-Mashproekt brazing filler metal SBM-3. The brazing filler metal and filler are mixed in a ratio of 1: 1. The amount of mixture of brazing filler metal and filler should be greater than the volume of the defect by 40-50%. As with brazing, the powder mixture is fixed using a 5% solution of acrylic resin BMK-5 in acetone. Temperature modes for defect correction are similar to brazing modes.

Keywords: heat-resistant alloy, structure, chemical alloy, HTSC speed, brazing, brazing filler metal, brazed joint, turbine blade, surface defect correction, high-temperature salt corrosion, stress stiffness coefficient, interlayer, modeling of stress-strain state, short-term strength, long-term strength, edge angles.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	2
ABSTRACT	11
ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	21
ВСТУП.....	22
1 ЖАРОМІЦНІ НІКЕЛЕВІ СПЛАВИ, ПРИПОЇ І ОСОБЛИВОСТІ РОБОТИ СУДНОВИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН.....	27
1.1 Особливості умов роботи суднових газових турбін.....	27
1.2 Хімічний склад жароміцних нікелевих сплавів та його вплив на структуру ..	30
1.3 Жароміцні нікелеві сплави для суднових газових турбін нового покоління..	35
1.4 Способи паяння і припої для жароміцних нікелевих сплавів	40
ВИСНОВКИ ЗА РОЗДІЛОМ ТА ПОСТАНОВКА ЗАВДАНЬ ДОСЛІДЖЕННЯ	52
2 МЕТОДИКА І ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	54
2.1 Досліджувані матеріали.....	54
2.2 Обладнання і апаратура	55
2.3 Методи фізико-хімічних досліджень	58
2.3.1. Металографічні дослідження і диференціальний термічний аналіз.....	58
2.3.2 Рентгеноспектральний і рентгеноструктурний аналізи	59
2.4 Методи механічних випробувань і визначення стійкості припою проти високотемпературної сольової корозії.....	59
2.5 Методика планування експерименту	61
2.6 Методика комп'ютерного моделювання напруженого стану циліндричних з'єднань з проміжним прошарком.....	66
Висновки за розділом 2.....	68
3 ВИЗНАЧЕННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ПРИПОЮ ДЛЯ ПАЯННЯ СПЛАВІВ СМ93-ВІ І СМ96-ВІ СУДНОВИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН	70
3.1 Дослідження можливості зниження температури плавлення основи припою SBM-3	70
3.2 Дослідження основи припою SBM-4	79

3.3 Дослідження впливу депресанта припою на температуру паяння та площу розтікання.....	88
Висновки за розділом 3.....	94
4 ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИПЛАВЛЕНОГО ПРИПОЮ SBM-4, ЙОГО ПОВЕРХНЕВОЇ ЕНЕРГІЇ І СТІЙКОСТІ ПРОТИ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ СОЛЬОВОЇ КОРОЗІЇ ТА СТРУКТУРИ, ХІМІЧНОГО СКЛАДУ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПАЯНИХ З'ЄДНАНЬ	96
4.1 Припій SBM-4 для промислового використання.....	96
4.2 Розрахунок поверхневої енергії припою SBM-4.....	104
4.3 Дослідження стійкості припою SBM-4 проти високотемпературної сольової корозії	106
4.4 Структура хімічний склад і механічні властивості спаяних з'єднань	109
Висновки за розділом 4.....	117
5 КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ЦИЛІНДРИЧНИХ ВУЗЛІВ З ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ З ПРОШАРКОМ ПРИПОЮ.....	119
5.1 Вплив величини осьового навантаження на напружено-деформований стан вузла.....	119
5.2 Вплив товщини прошарку на напружено-деформований стан вузла з жароміцних сплавів при осьовому навантаженні	126
5.2.1 Напружено-деформований стан вузлів з «м'яким» прошарком	127
5.2.2 Напружено-деформований стан вузлів з «жорстким» прошарком.....	130
5.3 Вплив різниці ТКЛР основного металу і прошарку на напружено-деформований стан вузла з жароміцних сплавів при термічному навантаженні	136
5.3.1 Напружено-деформований стан вузла циліндр-циліндр з прошарком, що має ТКЛР менший, ніж основний метал.....	138
5.3.2 Напружено-деформований стан вузла циліндр-циліндр з прошарком, що має ТКЛР більший, ніж основний метал	142

5.4. Вплив співвідношення границь плинності і ТКЛР основного металу і прошарку на напружено-деформований стан вузлів з жароміцного сплаву з прошарком припою	147
5.4.1 Напружено-деформований стан вузлів з жароміцного сплаву з прошарком припою при охолодженні без тиска	149
5.4.2 Напружено-деформований стан вузлів з жароміцного сплаву з прошарком припою при охолодженні під тиском.....	154
Висновки за розділом 5.....	160
6 РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ПАЯННЯ ЛОПАТОК СУДНОВИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН ЗІ СПЛАВІВ СМ93-ВІ І СМ96-ВІ ТА ВИПРАВЛЕННЯ ДЕФЕКТІВ ЛИТТЯ ПРИПОЄМ SBM-4.....	163
6.1 Технологічні властивості припою SBM-4 і паяння лопаток суднових турбін	163
6.2 виправлення поверхневих дефектів лопаток методом паяння припоєм SBM-4	165
Висновки за розділом 6.....	170
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	172
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	174
ДОДАТОК А. ДОГОВІР НА ВИКОНАННЯ НАУКОВО-ДОСЛІДНИХ РОБІТ	189
ДОДАТОК Б. ДОКУМЕНТИ ЩОДО ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ	193
ДОДАТОК В. ПАТЕНТ НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ	199
ДОДАТОК Г. СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ	202

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ВСК – високотемпературна корозія;

ГТД – газотурбінний двигун;

ЖНС – жароміцний нікелевий сплав

ТЦУ-фаза – топологічно-щільноупакована фаза

НДС – напружено-деформований стан;

ОМ – основний метал

Пр. – припій

E_o , $E_{пр}$ – модуль пружності основного металу і прошарку відповідно, МПа;

$\kappa_{ж} = \sigma_{1(3)} / \sigma_{екв}$ – коефіцієнт жорсткості напруженого стану, де $\sigma_{1(3)}$ – максимальні діючі головні напруження, $\sigma_{екв}$ – еквівалентні напруження;

σ , σ_y , σ_z , $\sigma_{екв}$ – радіальні, осьові, окружні, еквівалентні напруження відповідно, МПа.

σ_1, σ_3 – головні напруження, МПа

ТКЛР – температурний коефіцієнт лінійного розширення, 1/град.;

ppm - одиниця виміру будь-яких відносних величин, що дорівнює $1 \cdot 10^{-6}$ від базового показника

УХЛ – об'єднання помірного і холодного макрокліматичних районів (включаючи територію Європи і Росії, США і Канади)

ВСТУП

Актуальність теми. Жароміцні нікелеві сплави (ЖНС) є основним конструкційним матеріалом в сучасному газотурбобудуванні. Підвищення температури робочого тіла, ресурсу і ефективності енергетичних установок вимагає розробки нових жароміцних сплавів, здатних протистояти усьому комплексу факторів впливу, існуючих у реальних умовах їх роботи. Паливо суднових турбін містить сірку, натрій тощо, а в продуктах згоряння палива містяться солі, що потрапляють з парами морської води. Тому лопатки суднових газових турбін піддаються інтенсивній корозії, швидкість якої може бути в сотні разів більшою швидкості корозії на повітрі або в атмосфері кисню. Цей вид корозії називають високотемпературною сольовою корозією (ВСК). ВСК пов'язують з конденсацією солей лужних металів, з яких найбільш агресивним є сульфат натрію. Жаростійкість сплавів забезпечує хром, що утворює щільну термодинамічно стійку оксидну плівку, але при згорянні палива, що містить сірку і натрій, внаслідок взаємодії натрію з SO_2 і SO_3 , утворюється сіль Na_2SO_4 , яка руйнує захисну оксидну плівку Cr_2O_3 . Хлор, що утворюється при взаємодії солі NaCl з оксидами сірки сприяє ВСК.

Для забезпечення високої стійкості сплавів суднових турбін проти ВСК необхідно підвищувати концентрацію хрому, але при цьому знижується їх тривала високотемпературна міцність, яка необхідна для підвищення робочої температури турбін. В цьому велика різниця між ЖНС авіаційних і суднових турбін.

Не дивлячись на складні умови роботи суднових газових турбінних двигунів (ГТД) спроектовано турбіни нового покоління та розроблено нові ЖНС CM93-BI і CM96-BI, які дозволяють підвищити робочу температуру газу на $40\ldots 60^\circ\text{C}$. Спільними особливостями сплавів авіаційних і суднових ГТД є проблема їх зварювання плавленням і широке застосування паяння. За суттю процесу припій має нижчу температуру плавлення і паяння порівняно з жароміцним сплавом. Основною проблемою паяння є підвищення жаростійкості

і довготривалості високотемпературної міцності спаяних з'єднань. Для паяння нових ЖНС необхідні розробки нових припоїв з більш високими температурами плавлення і паяння, жаростійкістю і довготривалою високотемпературною міцністю з'єднань. Розв'язання цієї задачі є вельми **актуальним** для розвитку суднового газотурбобудування.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконувалася в рамках Держбюджетної теми «Механіка та фізико-хімічні процеси при дифузійному зварюванні, паянні, зміцненні жароміцних нікелевих сплавів та різнорідних матеріалів», 2083 (2017-2019 рр.), договорів між НУК ім. адмірала Макарова і «Зовнішньоекономічним представництвом Китайсько-Українського інституту зварювання імені Є.О. Патона» «Дослідження взаємодії сплаву на основі Ni_3Al з матеріалами прошарків різних систем легування для TLP-дифузійного зварювання та впливу властивостей матеріалів на напружено-деформований стан (НДС) з'єднань жароміцного сплаву при дифузійному зварюванні з активацією поверхонь розплавом з використанням комп'ютерного моделювання» №45/2108 (2017-2018 рр.), між НУК і Державним Підприємством «Науковий-виробничий комплекс газотурбобудування «Зоря»-«Машпроект» договір на виконання науково-дослідних робіт, 2107 (2017-2020 рр.). Дисертант був виконавцем робіт.

Мета і задачі досліджень. Мета дисертації – розробка припою і технології паяння жароміцних нікелевих сплавів CM93-VI і CM96-VI для виробництва суднових газових турбін нового покоління з підвищенням робочої температури газу і високотемпературної міцності спаяних з'єднань не нижче 80 % міцності основного металу. Для реалізації поставленої мети визначено такі задачі:

- запропонувати метод розробки припою з використанням комп'ютерних програм, що визначають розподіл легуючих елементів по фазам, стабільність структури та зміцнення ЖНС;
- вибрати раціональне легування основи припою і визначити ефективну концентрацію депресантів та визначити температуру паяння з іншими важливими параметрами припою;

- дослідити поверхневі властивості припою та взаємодію зі сплавом СМ93-ВІ і СМ96-ВІ, визначити структуру, хімічний склад і властивості спаяних з'єднань;
- дослідити формування напружено-деформованого стану з'єднань з прошарком припою;
- розробити технологію паяння і виправлення поверхневих дефектів лиття для сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ.

Об'єкт досліджень. Процеси формування спаяних з'єднань сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ та напружено-деформований стан з'єднань з проміжним прошарком, яким є спаяний шов.

Предмет досліджень. Структура, хімічний склад, механічні властивості спаяних з'єднань, швидкість ВСК, напруження, деформації.

Методи дослідження. Дослідження макро- і мікроструктури сплавів та спаяних з'єднань виконувалось методами оптично- і електронно-мікроскопічного, фазово-структурного та рентгеноструктурного аналізів. За допомогою високотемпературного диференціального аналізу визначали температури фазових перетворень, температури початку і кінця плавлення сплавів. Вибір основи припою і прогнозування структурної стабільності виконано за допомогою комп'ютерного комплексу PHACOMP. Для зменшення кількості натурних експериментів застосовувалися методи планування експериментів. Аналіз і моделювання напружено-деформованого стану спаяного з'єднання із проміжним прошарком, виконувалось за допомогою програмного комплексу ANSYS. Для розрахунку енергії поверхневого натягу краплі припою використовувався метод лежачої краплі. Фізико-механічні властивості та стійкість проти високотемпературної корозії визначалися за допомогою стандартизованих методик.

Наукова новизна

1. Вперше обґрунтовано двоетапний метод розробки припою, суть якого полягає в тому, що на першому етапі, з використанням комп'ютерних програм, розрахована основа припою з включенням найбільш ефективних легуючих

елементів, що забезпечують твердорозчинне і дисперсійне зміцнення, та границі легування припою тугоплавкими металами для запобігання утворення ТЩУ фаз, зокрема σ -фази, а на другому етапі експериментально визначається необхідна концентрація депресантів [6].

2. Вперше встановлено, що багатокомпонентні припої з Re і Ta системи Ni-Cr-Co-Al-Ta-Re-W-Mo-Ti-Nb-B-Hf-Zr-C забезпечують крайові кути змочування сплавів CM93-BI і CM96-BI до 6° , питому площу розтікання 1,4-1,5 мм²/мг при температурі паяння і виправлення поверхневих дефектів відливок 1200-1230 °C [2].

3. Удосконалено систему легування припою, яка забезпечує довготривалу міцність сплавів CM93-BI і CM96-BI при 900 °C на рівні 0,9 від міцності основного металу [5].

4. Дістало подальший розвиток уявлення про напружений стан спаяних з'єднаннях з прошарком припою з його відносною товщиною (s/d від 0,0025...0,01), що має відмінні від основного металу фізико-механічні властивості, яка полягає в тому, що на більшій частині вузла в основному металі напруження практично відсутні при термічному навантаженні та лінійно розподілені при силовому навантаженні. У зовнішньої поверхні з'єднання та в самому прошарку утворюється об'ємний напружено-деформований стан, який призводить до зміцнення або знеміцнення основного металу та прошарку [4,9,10].

Практична цінність отриманих результатів

Запропонований і реалізований двоетапний метод розробки припою із використанням комп'ютерних програм для розробки припою. Із використанням нового методу розроблено припій SBM-4 та технологію паяння і виправлення поверхневих дефектів лиття промислових відливок для жароміцних нікелевих сплавів CM93-BI і CM96-BI. Припій має температуру паяння 1215...1230 °C, довготривалу міцність для спаяних з'єднань при 900 °C на рівні 0,9 від рівня основного металу і стійкість проти високотемпературної сольової корозії на рівні сплаву CM88Y-BI та пройшов етапи впровадження, що підтверджується відповідними актами. Розроблений припій може використовуватися для інших

ЖНС та був застосований для відновлення паянням у вакуумі пошкоджених високотемпературних елементів обладнання з жароміцного сплаву ЧС88-ВІ та для отримання відцентровим плазмовим розпиленням сферичних порошків.

Апробація дисертації. Основні наукові положення і представлені результати пройшли апробацію на наступних наукових конференціях: Міжнародна конференція «Інноваційні технології та інженіринг у зварюванні і споріднених процесах – «PolyWeld. 2019»(м. Київ, 23-24 травня 2019 р.) [1]; 14-й Міжнародний симпозіум інженерів-механіків у Львові (м. Львів, 23 травня – 24 травня 2019 р.) [2]; Всеукраїнська науково-технічна конференція з міжнародною участю «Проблеми зварювання та споріднених процесів і технологій», присвячена 60-річчю кафедри зварювального виробництва (Миколаїв, 17-19 вересня 2019 р.) [3].

Публікації. За темою дисертації опубліковано 7 наукових статей, з яких: дві статті у наукових фахових виданнях України категорії «Б» [4,5], одна стаття що входить до наукометричної бази даних Scopus [6], 4 статті, що входили у список наукових фахових видань України на момент опублікування [7-10]

Особистий внесок здобувача. Дисертація виконана автором самостійно і є закінченим дослідженням. Планування, виконання експериментальних досліджень та отримання результатів виконано автором особисто. В роботі [4] запропонована розрахункова модель та узагальнені результати комп'ютерного моделювання. В роботах [5-7] автором отримані експериментальні зразки та узагальнені результати експериментів. У роботах [8,10] автором визначені початкові й граничні умови та узагальнені результати комп'ютерного моделювання. В роботі [9] запропонована розрахункова модель вузлів з м'яким прошарком та узагальнені результати комп'ютерного моделювання.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається із вступу, 6 розділів, загальних висновків, списку літератури та додатків. Загальний обсяг дисертації становить 152 сторінок, до якого входять 64 рисунків, 26 таблиць, список літератури з 123 найменувань та 7 додатків.

1 ЖАРОМІЦНІ НІКЕЛЕВІ СПЛАВИ, ПРИПОЇ І ОСОБЛИВОСТІ РОБОТИ СУДНОВИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН

1.1 Особливості умов роботи суднових газових турбін

Параметри робочого тіла, а саме температура газу, безпосередньо впливають на ефективність роботи енергетичної установки. Наприклад, якщо підвищити температуру газу перед турбіною на 230°C до 1050°C , то це дозволить вдвічі збільшити потужність і підвищити економічність роботи, не змінюючи габарити ГТД [11]. Підвищення ресурсу роботи ГТД, їх ефективність, а також підвищення температури робочого тіла вимагає використання більш жароміцних сплавів для тривалої експлуатації в екстремальних умовах роботи. На рис. 1.1 показано двигун UGT10000, який використовується як привід генератора, компресора та суднового рушія.



Рисунок 1.1 – Газотурбінний двигун моделі UGT 10000

Паливо суднових турбін містить до 2,2 % сірки, натрію, ванадію, а в продуктах згоряння палива міститься сіль в кількості 0,35 мг на 1 кг повітря. Джерелом шкідливих домішок є «важке» паливо і повітря, що подається для згоряння палива, в якому містяться пари морської води.

Факторами впливу на швидкість ВСК є склад і типи з'єднань, продукти згоряння палива, температура їх випаровування та дисоціації. При різних концентраціях солей в морі і океані, склад середовища змінюється несуттєво, в ньому містяться NaCl , Na_2SO_4 , MgCl_2 , MgSO_4 , CaSO_4 , K_2SO_4 , CaCO_3 . Температура плавлення евтектичних складових солей із Na_2SO_4 складає 628...913 °С, а солей CaCO_3 - 1339 °С, Na_2SO_4 – 884 °С, MgCl_2 – 714 °С.

Конденсацію солей лужних металів пов'язують з ВСК, серед яких найбільш агресивну форму має сульфат натрію [12]. На суднах із динамічними способами підтримки, умови роботи сприяють попаданню судових солей у вигляді аерозолів разом із повітрям в компресор, камеру згоряння, на першу ступінь турбіни високого тиску. Паливо, яке має високий вміст сірки є одним з головних негативних чинників в умовах роботи судових ГТД. При згорянні сірка утворює сполуки SO_2 і SO_3 . Натрій, що міститься в паливі і надходить з морської води, взаємодіє з SO_2 і SO_3 та утворює сульфат Na_2SO_4 , що руйнує захисну оксидну плівку із Cr_2O_3 [12]. Хлор, що утворюється при взаємодії солі NaCl із SO_2 та SO_3 , ініціює корозійні процеси.

У порівнянні з авіаційними ГТД, більш низькі температури газу в судових турбінах сприяють збільшенню часу перебування солей в деталях гарячого тракту, підвищуючи ймовірність ВСК. У той час як в авіаційних турбінах під час експлуатації зберігається достатня товщина оксидної плівки для захисту деталей від корозії.

Аналіз умов роботи судових ГТД показує принципову відмінність від умов роботи авіаційних ГТД, яка полягає в тому, що:

- морські ГТД використовують паливо з високим вмістом сірки і зольністю;
- морська вода в судових ГТД, забруднює паливо домішками важких фракцій продуктів перегону нафти при заправці танкерами;
- солі морської води виявляються в проточній частині ГТД;
- морські ГТД працюють на усіх допустимих режимах, починаючи від холостого ходу, закінчуючи максимальною потужністю та мають більший ресурс експлуатації.

Через особливості роботи суднових ГТД, в них застосовуються ЖНС, хімічний склад та властивості яких відрізняються від авіаційних на користь протистояння ВСК. Тому вміст хрому в сплавах суднових турбін зазвичай складає 18...22 %, а в авіаційних сплавах менше 10 %. Вплив хрому на температурну працездатність нікелевих сплавів чітко видно з рисунку 1.2 [12], який пояснює чому робоча температура суднових газових турбін значно нижча від авіаційних. На рис. 1.2 відзначено положення американських сплавів, а також деяких сплавів суднових турбін.

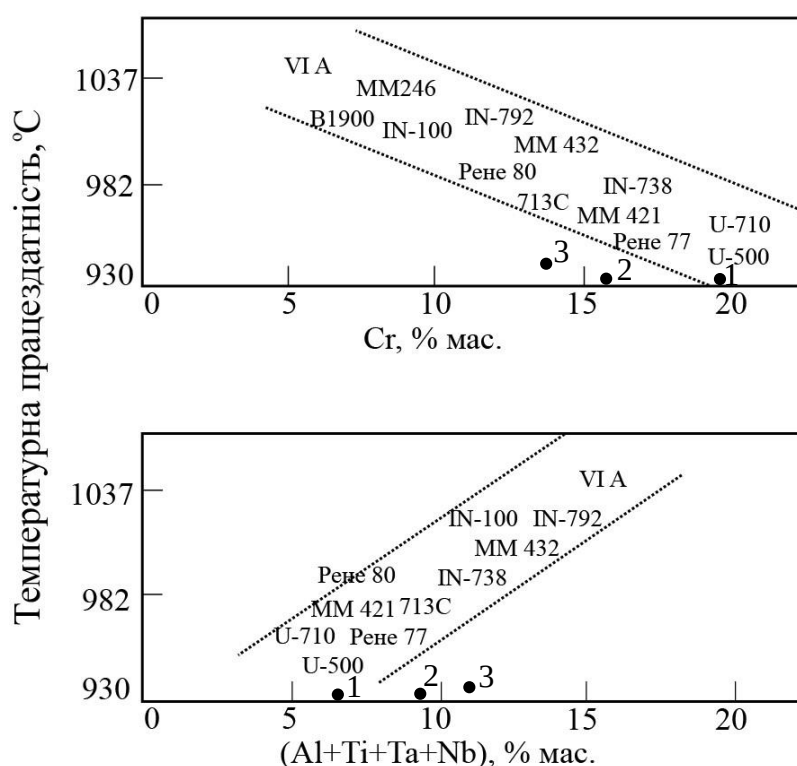


Рисунок 1.2 – Вплив концентрації хрому та легуючих елементів (Al+Ti+Ta+Nb) на температурну працездатність ливарних жароміцних нікелевих сплавів: 1 – ЧС104-ВІ; 2 – ЧС70-ВІ; 3 – СМ93-ВІ

На рис. 1.2 показано також вплив елементів, які забезпечують дисперсійне зміцнення сплавів. Дисперсійні зміцнення здійснюються головним чином за рахунок γ' - фази, яка, зазвичай, записується $Ni_3(Al,Ti)$, але Al і Ti можуть заміщуватися іншими елементами, наприклад Nb і Ta залежно від загального легування. Розподіл елементів між γ - і γ' - фазами розраховується за програмою PHASOMP.

На рис. 1.3 показані лопатки турбіни виплавлені із суднових сплавів нового покоління CM93-BI і CM96-BI.



a

б

Рисунок 1.3 – Загальний вид зразків лопаток ГТД, виготовлених із ЖНС CM93-BI (*a*) і CM96-BI (*б*)

На відміну від суднових, в сплавах авіаційних ГТД, працюючих на чистому паливі, концентрація хрому знижується до 4...8 %

1.2 Хімічний склад жароміцних нікелевих сплавів та його вплив на структуру

Жароміцні нікелеві сплави є складно легованими, більшість ЖНС минулого століття в середньому містять (% мас.): 0,06...0,20 C; 6,0...22,0 Cr; 0...20,0 Co; 0...10,0 Mo; 0...11,0 W; 0...50 Ti; 0...7,0 Al. Легуючі елементи за їх функціями поділяють на класи [12,13].

Перший клас утворює аустенітну матрицю на основі нікелю, леговану кобальтом, хромом, молібденом, вольфрамом, тощо зміцнюючи її.

Другий клас сприяє утворенню зміцнюючих фаз, γ' - фази - $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$: алюміній, титан, ніобій, тантал. Алюміній та титан можуть замінюватися іншими елементами, наприклад, Nb, Ta і Hf.

Третій клас – це елементи, атоми, яких мають велику різницю в атомарних діаметрах порівняно з нікелем, що сприяє сегрегації на межах зерен, наприклад бор, вуглець, цирконій, магній.

Також виділяється два підкласи. Перший це карбідоутворюючі елементи: хром, молібден, вольфрам, ванадій, ніобій, тантал і титан, другий - хром і алюміній, що утворюють щільні оксидні плівки і забезпечують жаростійкість сплавів.

Мікроструктура жароміцних нікелевих сплавів має гранецентровану кубічну ґратку, що містить карбіди і когерентну інтерметаллідну γ' - фазу. Зміцнення сплаву досягається за рахунок легування матриці молібденом, вольфрамом, кобальтом, хромом (твердорозчинне зміцнення) і алюмінієм, титаном, ніобієм, танталом, гафнію з утворенням γ' - фази (дисперсійне зміцнення). Хром, молібден, вольфрам, тантал, утворюють карбіди, що зміцнюють межі зерен. Кобальт сприяє стабільності аустеніту і підвищує температуру розчинення γ' - фази разом з максимальною робочою температурою сплаву.

Комплексне легування ЖНС алюмінієм, титаном, вольфрамом, молібденом, хромом істотно підвищує працездатність сплавів при високих температурах, але при надмірному легуванні утворюються первинні інтерметаллідні фази, що призводять до зниження жароміцності сплавів з окрихчуванням. Легування кобальтом підвищує жароміцність сплавів. [12]

Алюміній і титан - це основні елементи, що утворюють γ' - фазу. Сумарний вміст алюмінію і титану зазвичай не перевищує 8,0 %, в деяких сплавах ці елементи замінюють ніобієм і танталом. Обмеження змісту алюмінію і титану обумовлено зниженням температури солідусу сплавів і високотемпературної пластичності.

У багатьох випадках до жароміцних сплавів вводять мікродобавки бору, ніобію, церію, барію, ванадію. Сплави, леговані бором в межах 0,002...0,06 %, містять бориди на межах зерен. В основному це бориди Me_3B_2 . До їх складу можуть входити молібден, титан, вольфрам, хром і нікель. При цьому гальмуються дифузійні процеси і підвищується жароміцність сплаву.

Легування ЖНС малою кількістю ніобію підвищує короточасну і тривалу міцність при високих температурах. Ніобій входить у γ -твердий розчин та в γ' -фазу. При достатньої кількості він утворює інтерметалід типу Ni_3Nb або входить до γ' -фази та у склад карбідів. Він підвищує термічну стійкість твердого розчину і пластичність сплавів в гарячому стані [12].

Мікролегування цирконієм підвищує жароміцність сплавів і за рахунок зв'язування легкоплавких домішок, таких як сірка, фосфор, сурма тощо, в тугоплавкі сполуки. Цирконій в невеликій кількості може заміщати титан в γ' -фазі і підвищувати жароміцність.

Незначні концентрації ванадію (0,3...0,5%) застосовують для підвищення деформаційної здатності сплавів. Збільшення концентрації ванадію до 1,0 ... 4,5% не впливає на тривалу міцність сплаву.

Марганець і кремній в дисперсійно-зміцнених ЖНС є постійними добавками. Навіть невеликих концентрацій достатньо для зниження жароміцності сплавів. Концентрація цих елементів обмежується до 0,15 ... 0,30%.

Вміст свинцю, сурми, вісмуту, фосфору, сірки, олова, які негативно впливають на тривалу міцність і пластичність в жароміцних сплавах жорстко обмежується. Особливо шкідливий вплив має сірка. Вміст вуглецю в жароміцних сплавах становить 0,06...0,20%, оскільки підвищення його концентрації негативно впливає на жаростійкість і має компенсуватися хромом. Крім того, вуглець, зв'язуючи титан в карбіди, зменшує схильність сплаву до старіння і кількість γ' -фази.

У ЖНС утворюються такі карбіди: MC , $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C , $M_{12}C$ [13]. Карбіди типу MC утворюють Ti , Mo , W , Nb і Ta при температурі нижче температури їх затвердіння, вони розчиняють Ni , Co , Cr и Si . Зазвичай, карбіди

мають характер окремих, великих, довільним чином орієнтованих включень кубічної або скелетоподібної морфології, нерівномірно розподілених у сплаві по межах зерен і в середині зерен. У порядку зменшення стабільності ці карбіди можна розмістити в наступний ряд: TaC, NbC, TiC, WC.

Карбіди $M_{23}C_6$, на основі хрому, спостерігаються в сплавах з помірним або високим вмістом хрому. Вони утворюються при термічній обробці і експлуатації сплавів при температурі 760...980 °C внаслідок розпаду карбідів MC і залишкового вуглецю, розчиненого в матриці сплаву. Вони розміщуються, як правило, по межах зерен, а іноді на дефектах ґратки вздовж ліній і на кінцях двійників. Неприятливе розміщення карбідів по межах зерен значно знижує тривалу міцність сплавів.

Карбіди M_7C_3 є проміжними і перетворюються в $M_{23}C_6$.

Карбіди M_6C утворюються в інтервалі температур 815...980 °C при високому вмісті тугоплавких металів, зазвичай при заміщенні хрому молібденом або вольфрамом в інших карбідах. Вони стабільні при більш високих температурах у порівнянні з карбідами $M_{23}C_6$. Карбіди $M_{12}C$ утворюються при тривалому старінні і вважаються більш стабільною формою карбіду M_6C .

Високий вміст хрому, титану і алюмінію сприяє утворенню карбіду $M_{23}C_6$, молібдену і вольфраму - карбіду M_6C , ніобію і танталу - карбіду MC.

Легування жароміцних нікелевих сплавів визначає технологію виробництва з них деталей. Найбільш жароміцні дисперсійнозміцнені сплави є ливарні. Вони можуть працювати при температурах до 1050 °C. Температура 1100 °C для них становить 80 % від температури плавлення і є граничною. Найбільш теплонавантаженими є соплові і робочі лопатки турбін. Соплові лопатки працюють при найвищих температурах, робочі лопатки знаходяться при нижчих температурах, але з високими навантаженнями. Лопатки виготовляють з ливарних ЖНС методами лиття з використанням моделей або моделей, які виплавляються. Хімічний склад деяких сплавів суднових ГТД наведено в таблиці 1.1 [14,15].

У ЖНС, наведених у таблиці 1.1, вміст кремнію не перевищує 0,3%, марганцю - 0,3%, міді - 0,1%, ітрію - 0,03%, фосфору і сірки - 0,01%, а в деяких сплавах - 0,008%. Бор, церій, магній, цирконій, лантан, ітрій вводяться в сплави за результатами розрахунків, а у виробництві сплаву ці елементи не визначаються хімічним способом, проте в сертифікат вносяться розрахункові дані. Загальна концентрація домішок, що знижують експлуатаційні характеристики сплавів, згідно технічних вимог на поставку сплаву не повинна перевищувати 400 ppm. У сертифікатах зазначається також параметр N_v (число електронних вакансій), який розраховується і визначає схильність сплаву до окрихчування через виділення σ -фази [15]. З таблиці 1.1 видно, що в більшості сплавів вміст заліза обмежується до 0,5%, в сплаві ЕК9-ВА міститься 1,5%, а в сплаві ЧС91-ВІ – 16 %. Основними легуючими елементами є кобальт, молібден, вольфрам, алюміній, титан і хром.

1.3 Жароміцні нікелеві сплави для суднових газових турбін нового покоління

Оскільки в сплавах суднових ГТД концентрація хрому повинна бути високою, то для підвищення довготривалої високотемпературної міцності йдуть шляхом регулювання структури (спрямованої, монокристалічної), оптимізації хімічного складу, охолодження лопаток тощо. Залежно від структури відлитого металу змінюються його експлуатаційні властивості. Виливки монокристалічної або полікристалічної будови зі спрямованими дендритами мають більш високі характеристики жаростійкості і тривалої високотемпературної міцності, порівняно з полікристалічними відливками з неорієнтованою структурою в процесі кристалізації. Експериментально встановлено, що модуль пружності сплавів зі спрямованою кристалізацією вздовж кристалітів суттєво менше ніж поперек.

В Україні проектуванням і виробництвом суднових ГТД займається ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект», за участі якого освоюється таке ж

виробництво в КНР. Проблемами розробки нових сплавів займається ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект», Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, проблемами їх з'єднання – Національний університет кораблебудування спільно з ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект».

Для суднових ГТД нового покоління розроблено новий легуючий комплекс корозійностійких сплавів [16].

В роботі [16] відзначається, що в Україні є підприємства газотурбобудування в м. Миколаїв НВКГ «Зоря»-«Машпроект» і в м. Запоріжжя ЗМКБ «Прогрес» та ВАТ «Мотор Січ», але випускають судові турбіни лише в НВКГ «Зоря»-«Машпроект», де використовуються сплави типу ЧС (ЧС70, ЧС88У, ЧС104), які мають обмежений ресурс роботи (біля 25 тис. годин роботи) через нестабільність структури та руйнування в умовах високотемпературної сольової корозії. Нагальною була також задача підвищення високотемпературної міцності і жаростійкості сплавів. Для розробки нових сплавів почали застосовувати легування танталом і ренієм. Реній є більш ефективним зміцнювачем ніж молібден і вольфрам. Наявність танталу призводить до утворення оксиду Ta_2O_3 , який, на відміну від оксидів молібдену, вольфраму і ніобію, що реагують з Na_2SO_4 , сприяючи розчиненню захисного шару оксидів, не взаємодіє з сульфатом натрію і тим самим, призводить до утворення щільної захисної плівки жаровини та зниження швидкості високотемпературної корозії [16].

Важливу роль відіграє також те, що тантал є активним карбідоутворювачем і взаємодіючи з вуглецем утворює з ним карбід $Me_{23}C_6$, звільнюючи частину хрому, що розчиняється в γ -фазі, підвищуючи стійкість проти корозії. Саме ці основні положення використано при розробці сплавів CM93-VI і CM96-VI для турбін нового покоління.

Застосування ренію і танталу в ЖНС авіаційних турбін і їх ефективність доведено в роботах [17-20]. Вплив Re детально розглянуто в роботах [17-19], танталу в роботі [20]. Реній, що має максимальний модуль пружності ($E_{Re} = 463$, $E_W = 411$, $E_{Mo} = 329$, $E_{Ta} = 186$, ГПа) дає найбільший внесок у

зміцнення твердого розчину, він також підвищує розчинність домішок впровадження. Під впливом Re, частина W входить до складу γ' -фази, коефіцієнт розподілу W стає більше 1 ($k_i = \frac{C_{i(\gamma')}}{C_{i(\gamma)}}$, де C_i – концентрація i елемента (% ат.) в γ' - і γ фазі відповідно), що підвищує структурну стабільність γ' -фази. Легування Re знижує дифузійну рухливість атомів, яка характеризується коефіцієнтом самодифузії атомів нікелю, що підвищує довготривалу міцність сплавів [19].

У роботі [16] відзначається, що розробка нових композицій ЖНС для суднових ГТД є невідкладною у зв'язку із підвищенням робочої температури сплавів понад 900 °С. У зв'язку з цим було проведено оптимізацію легуючого комплексу ХН58КТВЮМБЛ (ЧС-104) додатковим введенням тугоплавких Re і Та з метою підвищення структурної стабільності як γ' -фази так і сплаву в цілому за рахунок зменшення дифузійної рухомості елементів, а також підвищити стійкість сплаву проти ВСК. В роботі [16] розглядалася композиція (% мас.): Ni-0,10C-20,0Cr-2,5Al-2,5Ti-10,2Co-0,8Mo-4,5W-0,35Nb-0,05Zr-0,5Fe.

Методом математичного планування в роботі [16] визначено склад додаткового легуючого комплексу (% мас.): 3,0Ta-3,0Mo-0,25Nb-3,0Re-3,5W. Питання отримання орієнтованої структури нових жароміцних сплавів підіймаються в роботах [21-23]. В ній розглянуто основні фазові перетворення методом ВДТА і вплив швидкості охолодження на зміщення фронту кристалізації з урахуванням морфологічних параметрів структурних складових для відливок потрібного типорозміру, вибрано оптимальний рівень швидкості кристалізації 5 мм/хв. В роботі [21] розглянуто особливості технології виплавлення лопаток зі спрямованою кристалізацією і визначено вплив легування ренієм і танталом на швидкість кристалізації.

В роботах [22-24] особлива увага приділяється дослідженню стабільності структури сплавів легованих танталом і ренієм при виготовленні полікристалічних та монокристалічних лопаток. Наприклад, в науковій

статті [22] особлива проблема забезпечення стабільності структури існує при роботі лопаток у випадку експлуатації в агресивному середовищі, коли сплав має високу концентрацію хрому. В цьому випадку сумарний вміст тугоплавких металів хрому, вольфраму, молібдену, ніобію, ренію, танталу для забезпечення експлуатаційних характеристик може перевищувати 30 %. Це може призвести до виділення в матриці поряд зі зміцнюючими дисперсними, карбідними і інтерметалідними фазами (γ' -фаза $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), також і окрихчувальних топологічно щільно упакованих фаз (ТЩУ фази типу σ , μ).

Визначається, що з усіх елементів легуючого комплексу найбільшу розчинність в γ -фазі і найменшу в γ' -фазі має реній. Коефіцієнт розподілення ренію між γ' і γ фазами $\text{Re}_{(\gamma')}/\text{Re}_{(\gamma)} = 0,1$, тобто реній має найбільшу ліквідаційну здатність, яка не ліквідується повністю навіть при довготривалій високотемпературній гомогенізації, при наявності в сплаві хрому, вольфраму, молібдену, ніобію і сприяє виділенню ТЩУ фаз. Ці фази утворюються зазвичай в осях дендритів і являють собою пластини, що виділяються паралельно площинам октаедра $\{111\}$. Можуть утворюватися три типи ТЩУ-фаз: ромбоєдрична μ -фаза, тетрагональна σ -фаза і орторомбічна Р-фаза. Р-фаза може містити до 50% ренію і до 20% вольфраму. Кристалічна структура σ -фази відноситься до тетрагональної системи зі складним елементарним осередком, яка містить 30 атомів. Записують σ -фазу як $(\text{Cr}, \text{Co})_x(\text{Ni}, \text{Co})_y$, де x і y можуть змінюватися в межах від 1 до 7. Оскільки кристалічна структура σ -фази і карбіду Me_{23}C_6 когерентні, то σ -фаза більше зароджується на карбідах типу Me_{23}C_6 при тривалих високотемпературних витримках сплавів з вмістом хрому більше 11 % мас.

Топологічно-щільноупаковані фази є крихкими, різко знижують опір сплавів руйнування. Тому вміст тугоплавких металів в ЖНС повинен жорстко контролюватися [12, 13]. Одним з методів контролю є розрахунок по програмі PHASCOMP числа електронних вакансій в основі припою, який і використовувався в даній роботі. В роботах [12, 13] розглядається можливість

стабілізації структури шляхом заміни частки вуглецю на бор. При цьому бор в ЖНС сприяє стабілізації границь зерен, уповільнюючи дифузійні процеси під час старіння. Відзначено також можливість зв'язувати деяку частину тугоплавких металів в борида, наприклад вольфраму, молібдену. Такий захід використовували для сплавів типу ЧС70, СМ88У та легованого ренієм ХН57КВЮТМБР [24, 25].

В роботах [24, 25] також описано вибір термічної обробки сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ. Температуру та тривалість гомогенізації вибирали з урахуванням температур солідуса, ліквідуса, сольвуса (повного розчинення γ' -фази). Як особливість відзначається, що переважне розчинення ренію і танталу в аустенітній фазі знижує швидкість дифузійних процесів і гальмує розчинення і коагуляцію первинної γ' -фази, що призводить до збільшення часу процесу. Цей факт визначається, як суттєво позитивний, оскільки гальмуються процеси, що контролюють знеміцнення металу в умовах високотемпературної повзучості.

Гомогенізація проводиться для розчинення нерівноважних сегрегацій евтектики γ/γ' та подальшого виділення вторинної більш дисперсної рівномірно розподіленої γ' -фази кубічної морфології в твердому розчині. Відповідно до досліджень авторів така морфологія є найбільш сприятливою для гальмування повзучості. Таким чином, вибрано режим гомогенізації при температурі 1210 ± 5 °С тривалістю 2,5 і 3,0 години.

Введення додаткового комплексу легування підвищує вміст в γ -фазі тугоплавких металів, що збільшує число електронних вакансій в сплаві, і може призвести до утворення σ -фази (окрихчування сплаву). Тому в роботі [22] визначили інтервали легування оптимальної композиції тугоплавких металів та технологічних параметрів вирощування лопаток ГТУ необхідного типу з нового складу жароміцного корозійностійкого сплаву. Отримано термограми фазових перетворень та визначено механічні властивості сплаву з мінімальною граничною сумою тугоплавких металів. Установлено особливості термообробки сплаву з орієнтованою структурою [23], визначені

теплофізичні особливості формування структури відливок, отриманих методом спрямованої кристалізації [24].

Технологічні особливості нікелевого сплаву, легованого Re і Ta описано в роботі [25]. Установлено, що при введенні Ta і Re концентрація хрому може бути знижена, оскільки ці елементи підвищують опір ВСК. Сплави CM93-VI і CM96-VI мають однаковий принцип легування. Суттєвою відмінністю сплавів є вміст ренію, який значно підвищує температуру плавлення сплаву і відноситься до елементів, які зміцнюють твердий розчин разом з Cr, Co, Mo, W і є найбільш ефективним зміцнювачем та має число електронних вакансій менше, ніж Mo і W. Число електронних вакансій сплава визначає стійкість сплаву проти окрихчування при виділенні ТЩУ фаз, зокрема σ -фази.

1.4 Способи паяння і припої для жароміцних нікелевих сплавів

Зварювання плавленням ЖНС не дає позитивних результатів. Тому паяння є найбільш поширеним і універсальним способом з'єднання ЖНС. Оскільки суть цього процесу вимагає більш низької температури плавлення і паяння порівняно з температурою плавлення основного металу, то спаяні з'єднання поступаються довготривалою високотемпературною міцністю основному металу. З підвищенням температури робочого газу, ця проблема ускладнюється. Тому розроблено цілий ряд способів паяння для наближення властивостей спаяних з'єднань до властивостей основного металу. Застосовуються паяння з тиском, дифузійне паяння, паяння композиційними припоями, контактено-реактивне паяння та розробляються нові припої [26, 27]. В міжнародній літературі такі способи відомі під назвою TLP-з'єднання (transient liquid phase bonding). Жаростійкість припоїв для ЖНС забезпечується хромом, а довготривала високотемпературна міцність легуванням твердого розчину на основі нікелю, а також дисперсійним зміцненням (γ' -фаза, карбіди) тощо. Для зниження температури плавлення припою в нього вводять елементи, які утворюють з нікелем евтектики або необмежені тверді розчини,

що мають мінімальну температуру плавлення, такі елементи називають депресантами. Припої для ЖНС умовно поділяють на три групи. Припої на основі нікелю з бором і кремнієм, що можуть вводитися сумісно або окремо. До першої групи відносять складнолеговані припої ВПр24, ВПр27, ВПр47, ВNi1, ВNi2 та інші. До другої групи відносять припої, в яких для зниження температури паяння, введено Zr, Hf, Ti, Nb, що забезпечує більш високі температури паяння, ніж мають припої першої групи. До третьої групи відноситься припій ПЖК-1000, що містить (% мас.) 33 Ni і 19 Cr, але є також припої на основі нікелю з вмістом 24 Pd і 15 Cr. Температура паяння припоєм ПЖК-1000 1260 °С [27]. Відомі також припої, в яких в якості депресантів використовують марганець (ВПр7, ВПр8). Марганець утворює з нікелем твердий розчин з мінімальною температурою плавлення 1018 °С, але інтенсивно випаровується при паянні у вакуумі та різко знижує жаростійкість і жароміцність сплавів.

З'єднання ЖНС мають максимальну міцність при зазорах 0,02...0,03 мм, збільшення зазорів приводить до формування в шві евтектичної складової, якщо депресант має діаграму стану з нікелем евтектичного типу. Припої для паяння деталей судових турбін повинні мати високу стійкість проти ВСК. Для вибору депресантів і легуючих елементів можна користуватися графіками, показаними на рис. 1.4 і 1.5 [27]. Дослідження ВСК проводили в розчині солей 75% Na₂SO₄ + 25% NaCl з витримкою 20 годин при температурі 900 °С. В ЖНС вводили окремі елементи і проводили термічну обробку у вакуумі 10⁻² Па за режимом: витримка при температурі 1170 °С – 4 години + 1050 °С – 4 години + 850 °С – 16 годин.

Результати дослідження відповідають сучасним уявленням про те, що основним елементом, який забезпечує жаростійкість і стійкість проти ВСК є хром при його кількості в нікелі 15...16 % швидкість ВСК менше 1 мг/(см²·год). ВСК сплавів авіаційних турбін значно менша, тому вміст хрому в них зменшується до 4...6 %, а відповідно можна знижувати його вміст в припої. Деякі припої для паяння ЖНС наведені в таблиці 1.2 [27].

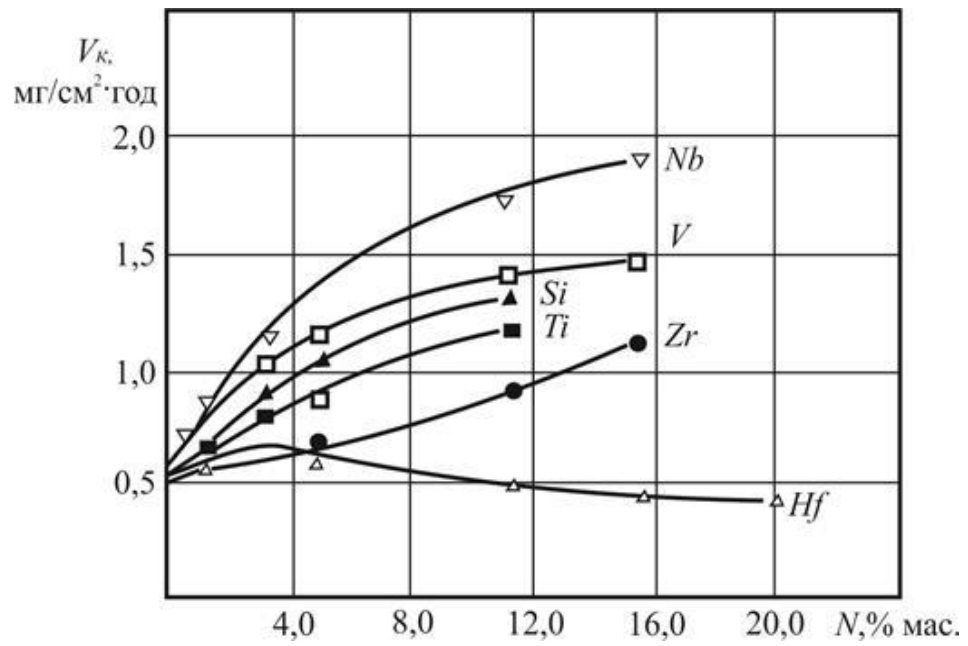


Рисунок 1.4 – Швидкість ВСК для сплаву ХН58КВТЮМБЛ-ВІ при температурі 900 °С в залежності від концентрації (% мас.) в ньому ніобію, ванадію, кремнію, титану, цирконію і гафнію

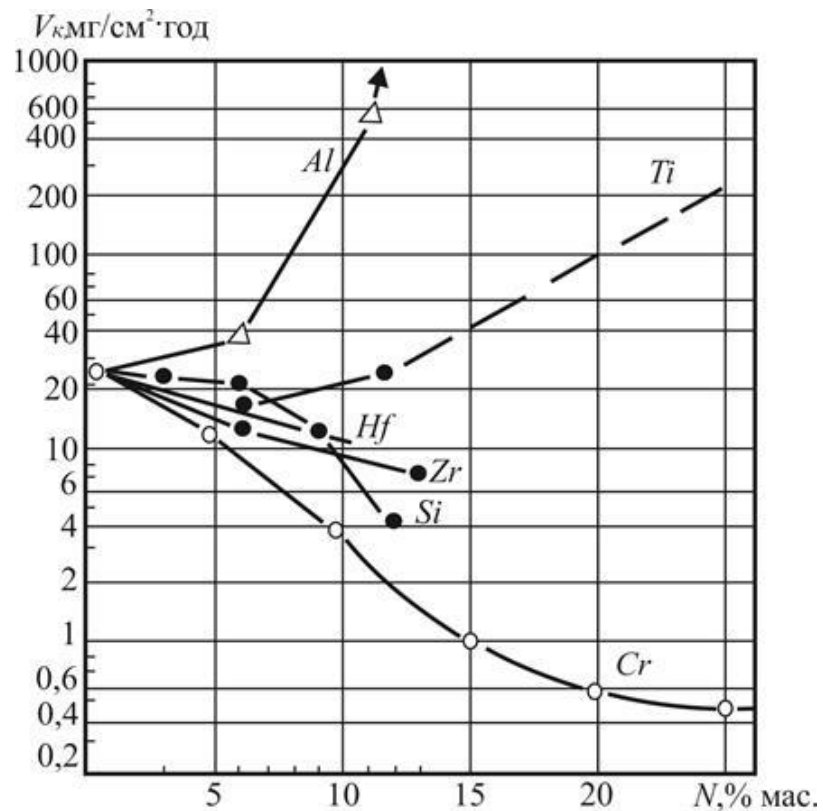


Рисунок 1.5 – Середня швидкість ВСК двокомпонентних систем на основі нікелю в залежності від концентрації елементів

Таблиця 1.2 – Хімічний склад (% мас.) і температура плавлення (°C) деяких припоїв на основі Ni

Марка припою згідно [27]	Хімічний склад (% мас.)				Температура, С	
	Cr	Si	B	Інші елементи	початку плавлення	повне розплавлення
ВПр11	14,0-16,0	4,0-5,0	2,0-3,0	0,5-0,6C; 3,0-5,0Fe	980	1020
ВПр11-40Н	-	1,8-2,2	12,-1,6	0,4(Ni-2,0Si-1,4B)+0,6(ВПр11)	908	1020
НС12	-	12,1	-	-	1152	1152
НС12А	16,0	11,5-12,0	-	-	1152	1170
ВПр24	6,0-7,0	1,9-2,9	0,2-0,3	8,5-9,5Co; 10,0-11,0Nb; 0,10-0,13C; 8,5-9,5W; 1,6-2,0Mo; 4,5-5,0Al; 1,8-3,1Ti	1150	1190
ВПр36	8,0-10,0	-	0,8-1,1	7,0-10,0Co; 3,0-6,0Al; 1,4-2,0Mo; 2,0-6,0W; 2,6-5,0Nb; 0,04-0,2C	-	1260
ВNi1	13,0-15,0	4,0-5,0	2,75-3,5	0,6-0,9C; 4,0-5,0Fe	977	1077
ВН-2 (КНР)	7,1-7,3	-	2,4	2,6Hf; 0,09C; 5,5Al; 12,2Co; 1,5Mo; 6,8Ta; 5,0W; решта Ni	1180	1230
SBM-3	10,5-12,5	-	0,8-1,2	0,04-0,15C; 7,0-10,0Co; 3,0-5,0Al; 2,0-4,0Ta; 2,0-4,0Re; 1,5-3,0W; 1,0-2,0Mo; 4,5-5,5Ti; 1,0-2,0Hf; 0,04-0,15C; решта Ni	1190	1240
MBF80	15,0	-	3,5	0,023C; решта Ni	1000	1100

Одним із останніх припоїв, рекомендованих ВІАМ для паяння ЖНС, в тому числі і на основі інтерметаліду Ni_3Al , є припій ВПр36 [28, 29], термограма якого показана на рис. 1.6.

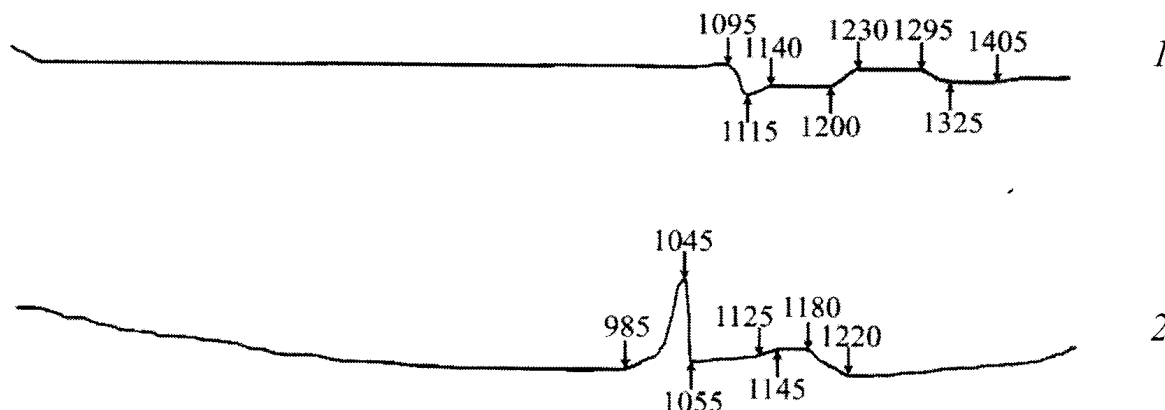


Рисунок 1.6 – Термограма припою ВПр36: 1 – нагрівання; 2 – охолодження

З рисунку 1.6 видно, що припій ВПр36 має широкий температурний інтервал плавлення. Його температура паяння є зависокою навіть для авіаційних сплавів ЖС6У, ЖС32 та інших. Тому в деяких роботах розглядали можливості зниження температури паяння. В роботах [30, 31] досліджено паяння припоєм ВПр36 з додаванням кремнію, в роботі [32] паяння композиційним припоєм на базі ВПр36, в роботах [33, 34] – припоєм ВПр36, разом з припоєм НС12, що є нелогічним у зв'язку з жорсткими обмеженнями вмісту кремнію в ливарних ЖНС. Припій НС12 застосовується для паяння ЖНС судових турбін. Він містить 12,1 % мас. Si, який підвищує стійкість сплавів проти ВСК (див. рис. 1.5). З нікелем кремній утворює евтектику з температурою плавлення 1150 °C.

В роботі [32] відзначається, що спроби застосування чистого припою ВПр36 для паяння сплаву ЖС6У на ЗМКБ «Прогрес» при температурі паяння 1250-1260 °C і витримці 20 хв. не дали позитивних результатів. В спаяному шві виділяються крупні карбоборидні фази $\text{Me}(\text{C}, \text{B})$ на основі Nb і W, які стабільні при високій температурі, карбіди Me_6C , а також складнолеговані евтектики які

кристалізуються останніми, знаходяться в центральній частині спаяного шва та призводять до крихкого руйнування з'єднань. Паяння сплаву ЖС6К чистим припоєм ВПр36 при температурі 1230 °С не дала позитивного результату внаслідок неповного розплавлення. Підвищення температури паяння до 1245 °С з витримкою 15 хв. дозволило розплавити припій, але механічні властивості з'єднань були незадовільними. Короткочасна міцність при температурах 900 і 20 °С задовільні, але довготривала міцність при 900 °С низька, що пов'язано з утворенням грубих карбоборидних фаз ніобію, вольфраму і хрому, а також евтектик, знижуючих довготривалу міцність. Підвищення цього показника досягли шляхом додавання в припій 30 % сплаву ЖС32 або Рене142. Введення в композицію 10-15 % припою НС12 сприяло затіканню припою у вузький зазор. В роботі [32] відзначається висока активність в припої бору, швидкість дифузії якого в нікелі дорівнює $6,22 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$, а швидкість дифузії кремнію $3,9 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$.

Припій ВПр36 близький за складом до сплаву ЖС6У, але містить 2...5 Nb. Присутність Nb з високою спорідненістю до С, якого у сплаві ЖС6У 0,13-0,2 %, призводить до утворення грубих карбідних фаз, що негативно впливає на якість з'єднань, особливо при зазорі 100 мкм.

Максимальне значення довготривалої міцності спаяних з'єднань отримано при зазорі 10...20 мкм, тому при паянні необхідно забезпечувати складання деталей без перекосів, оскільки незначні зміщення їх призводить до збільшення зазорів, наявності евтектичних прошарків в центральній частині шва, по якій і відбуваються руйнування. Це підтверджують випробування спаяних з'єднань сплаву ІС10 припоєм ВН-3 (КНР) при температурі 1100 °С і зазорах 0,03 і 0,08 мм. При зазорі 0,03 мм границя міцності складала 268 МПа, а при 0,08 мм – 169 МПа. Це пояснюється тим, що при зазорі 0,03 мм дифузія відбувається з обмеженого джерела дифузії і хімічний склад металу вирівнюється при термічній обробці за рахунок литійної дифузії перпендикулярно до стику, а при товщині прошарку 0,08 мм – за схемою необмеженого джерела дифузії [35]

З літератури [36-38] відомі також припої ВПр37 і ВПр44 з більш високими температурами плавлення, порівняно з припоєм ВПр36.

Припої другої групи розроблені на базі систем Ni-Cr-Zr, Ni-Cr-Hf, Ni-Cr-Hf-Zr [39-42]. Багатокомпонентні припої було досліджено в роботах [43, 44]. В роботі [43] досліджено мікроструктуру припою з гафнієм, а в роботі [44] досліджено припій Ni-10Co-8Cr-4W-13Zr паяння монокристалічних жароміцних сплавів, особливістю якого була евтектична концентрація цирконію. Пізніше припої евтектичного типу застосовували для паяння з тиском [45, 46]. Складнолеговані припої з Zr і Hf досліджено в роботах [47, 48].

Слід відзначити, що припої використовуються не лише для паяння лопаток в пакети, але також для виправлення поверхневих дефектів відливок лопаток суднових газових турбін, що дозволяє суттєво підвищити відсоток придатних відливок [49].

При виготовленні охолоджуваних лопаток необхідно запаяти також так звані знакові отвори, які призначені для закріплення керамічних срижнів. Для цього в роботі [50] розроблена припійна композиція, що містить Zr і Hf [51]. Оскільки Zr і Hf мають діаграму стану з необмеженими розчинами, у багатокомпонентних припоях частину Hf замінювали Zr, евтектика якої з Ni має дещо нижчу температуру плавлення, ніж евтектика в системі Ni-Hf [52, 53].

В роботах [54, 55] розроблено порошкові композиції для виправлення дефектів відливок та досліджено вплив Zr та Hf на стійкість проти ВСК сплавів [55, 56]. Встановлено, що підвищення концентрацію Zr і Hf більше 2-3 % знижує стійкість металу проти ВСК, а при зазорах 0,08-0,10 мм довготривала високотемпературна міцність низька через існування евтектичного прошарку, наявність якого неприпустима і при паянні, тобто вимоги до припою при паянні і виправлення дефектів однакові.

В роботі [57] використовували цирконій в якості депресанта системи Ni-Cr-Zr для паяння інтерметалідів Ni-14Al і Ni-14Al-5Mo-4Co-2,5W (% мас.).

Дослідження поверхневих властивостей і мікроструктури спаяних з'єднань припою показали перспективність припою і в роботі [58] застосували припої системи Ni-Cr-Ti-Nb-Al-(Me)-Zr. За результатами паяння вибрали два припої з концентраціями 2,0 і 1,0 % мас. Zr. Температура ліквідуса і солідуса складали 1231 і 1101 °С відповідно для припою з 2,0 % Zr, 1259 і 1141 °С – припою з 1,0 % Zr. З використанням цих припоїв виконали паяння зразків із сплаву ЖС6У при температурі ліквідуса кожного з цих припоїв. Довговічність зразків визначали на стикових з'єднаннях плоских зразків при температурі 975 °С і напруженні 140 МПа. Руйнування спаяних з'єднань відбувалось протягом 18...19 год. з припоєм, що містить 2,0 % Zr і протягом 41...60 год. з припоєм, що містить 1,0 % Zr.

Паяння сплаву на основі Ni_3Al в роботі не проводили, але показані результати паяння сплаву ЖС6У були низькі.

Припої третьої групи застосовуються мало, але один з них розглянуто в роботі [59].

В даному огляді проаналізовано більше 30 джерел інформації щодо різних припоїв, але в них відсутній опис методу розробки цих припоїв.

Аналіз наведених робіт показує, що найбільш широко застосовуються для паяння ЖНС припої, в яких в якості депресанта використовують бор і тому вони є найбільш дослідженими. Бор знаходить застосування і при розробці сплавів нового покоління, в тому числі і на основі інтерметаліду Ni_3Al , прикладом яких є припої ВПр36, ВПр37, ВПр44, а також припій SBM-3, наведений в табл. 1.2. Цей припій розроблено в Національному університеті кораблебудування імені адмірала Макарова [60]. Він забезпечує границю міцності з'єднань із зазором 0,08 мм короточасну міцність при температурі 1100 °С на рівні 98 % від основного металу, а довготривала міцність на базі 100 год випробувань задовільняє вимогам основного металу.

Основою припою SBM-3 є сплав IC10, що містить Co, Cr, Ti, Ta, W, Mo. Додатково до нього введено реній, враховуючи його високу ефективність як зміцнювача твердого розчину, який в сучасних сплавах частково або повністю

замінює вольфрам і молібден. Досягнуті результати при паянні сплавів на основі Ni_3Al є одними з кращих у світі за однорідністю спаяних з'єднань і довготривалою міцністю 1100°C і зазорі $0,08\text{ мм}$.

Розглядаючи механічні властивості спаяних з'єднань слід приймати до уваги те, що при 1100°C і зазорі $0,08\text{ мм}$ ми маємо справу із з'єднаннями ЖНС з проміжними прошарками, в яких залежно від фізико-механічних властивостей основного металу, прошарку, його товщини тощо формується напружено-деформований стан, що впливає на працездатність з'єднань [61].

Вперше на це звернули увагу автори робіт [62-64]. На той час робота з'єднань розглядалась головним чином в пружному стані. Розвиток комп'ютерної техніки та програмне забезпечення дозволяють вивчати напружено-деформований стан в умовах пластичності з урахуванням будь-яких факторів, включаючи фізико-механічні властивості матеріалів та їх зміну залежно від температури, характеру навантаження, геометричних розмірів тощо [65-67].

Залежно від співвідношення границь плинності припою $\sigma_{\text{Тпр.}}$ та основного металу $\sigma_{\text{То.м.}}$ розрізняють «м'які» ($\sigma_{\text{Тпр.}} < \sigma_{\text{То.м.}}$) і тверді прошарки ($\sigma_{\text{Тпр.}} > \sigma_{\text{То.м.}}$). У пружній стадії критерієм «м'якості» є модуль пружності. Прошарки з модулем пружності меншим, ніж з'єднувані матеріали, називають «м'якими» і «жорсткими» з меншим модулем. В роботі [65] було показано, що важливу роль має не абсолютна, а відносна товщина прошарку η :

$$\eta = \frac{h}{d},$$

де h – товщина прошарку, d – сторона квадратного стрижня або діаметр круглого стрижня.

На рис. 1.7 показано схему деформації вузлів з «м'яким» (*a*) і «твердим» (*б*) (жорстким) прошарком [27]. При розтягу вузла з «м'яким» прошарком матеріал прошарку одержує більше подовження вздовж осі і більше укорочення в радіальному напрямку (рис 1.7, *a*). За рахунок нерозривності деформацій по границі розділу матеріалів у прошарку з'являються

напруження розтягу (рис. 1.7, **в**). Напружений стан стає об'ємним (розтяг у всіх напрямках), що знижує еквівалентні напруження, спостерігається поява пластичних деформацій. Виникає ефект так званого зміцнення матеріалу прошарку, або його розвантаження. При рівних значеннях σ_T прошарку і основного металу в останньому пластична деформація виникає раніше ніж в прошарку.

Картина зворотна у вузлах з «твердим» прошарком рис. 1.7,**б**. У «твердому» прошарку основний розтяг поєднується зі стиском у радіальному напрямку (рис. 1.7,**г**). Еквівалентні напруження збільшуються, виникає ефект «зміцнення» (довантаження) «твердого» прошарку. При рівних значеннях σ_T прошарку і основного металу повинен пластично деформуватися раніше, але якщо прошарок крихкий, то в ньому утворюються тріщини.

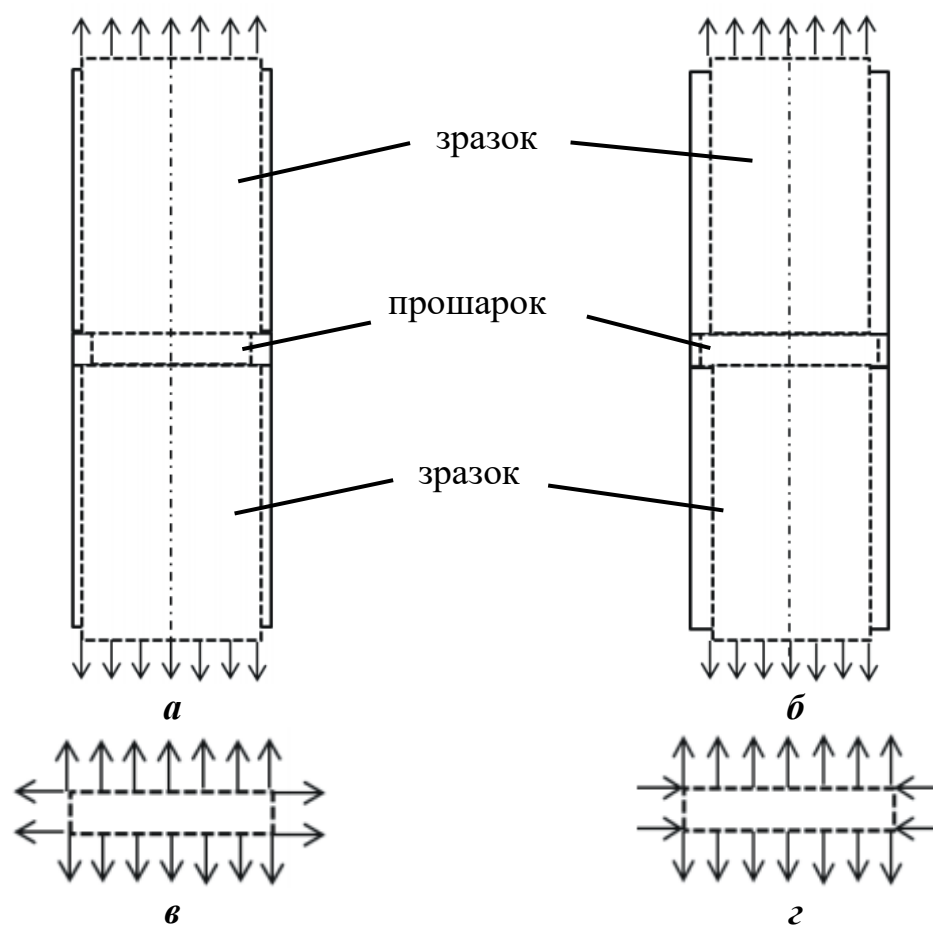


Рисунок. 1.7 – Схема деформації вузлів з «м'яким» (**а**) і «твердим» (жорстким) (**б**) прошарком та напружений стан «м'якого» (**в**) і «твердого» (жорсткого) (**г**) прошарків при одновісному розтягу

У пластичній стадії роботи вузлів спостерігається аналогічне явище, при якому головним фактором є рівень границі плинності, що визначає величину деформації.

«М'які» прошарки аналогічно «зміцнюються» (розвантажуються), тобто починають пластично деформуватися при осьових напруженнях розтягу, які перевищують їх границю плинності. «Тверді» прошарки навпаки – знеміцнюються (довантажуються), тобто еквівалентні напруження в них збільшуються за рахунок довантаження при переході до об'ємного НДС [27]. Аналогічні ефекти зміцнення і знеміцнення (розвантаження і довантаження) проявляються також у прилеглих ділянках до «м'яких» і «твердих» прошарків. Формування НДС необхідно оцінювати при формуванні спаяного з'єднання.

Для визначення напружень і деформацій при виготовленні конструкцій широко використовуються розрахункові методи, засновані на гіпотезі плоских перерізів [68,69]. Вони нескладні, проте не дають реальної картини при паянні навіть простих деталей.

Більш точне рішення дають методи, засновані на теорії пружності [70-75]. Наприклад, в роботах [70-72] для паяних з'єднань типу бруса встановлено, що викривлення перетинів зменшує нормальні напруження поблизу вільної кромки і не змінює їх на більшій частині довжини з'єднання. Таким чином, методи теорії пружності дають більш реальну картину напружено-деформованого стану, проте точне рішення можливо тільки для порівняно простих задач, так як аналітичне рішення задач в загальному вигляді відсутнє [76].

У наш час в системах інженерних і наукових розрахунків центральне місце займають програми моделювання полів фізичних величин, перш за все це програми аналізу міцності і деформування за методом скінченних елементів (МСЕ) [77-80].

Метод скінченних елементів розроблено у 1950 р фахівцями, що працювали в області будівельної механіки і теорії пружності. Сам термін "скінченні елементи" введений в 1960 р. Клафом (R.Clough). У 1963 р.

запропоновано порівняно простий спосіб застосування MCE для аналізу міцності шляхом мінімізації потенційної енергії. З'явилися програмно-методичні комплекси для аналізу і моделювання на основі MCE [81].

У 1970 року з'явився скінчено-елементний програмний пакет під назвою NASTRAN (NAsa STRuctural ANalysis). Ця програма забезпечувала виконання повного набору інженерних розрахунків, включаючи розрахунок напружено-деформованого стану, аналіз стійкості, рішення задач теплопередачі, дослідження сталих і несталих процесів, нелінійних статичних процесів, нелінійних динамічних перехідних процесів, аналіз частотних характеристик, відгуку на динамічні і випадкові впливи.

Комплекс DYNA3D (LS – DYNA) був розроблений в 1976 році. Програма призначена для розв'язання тривимірних динамічних нелінійних задач механіки деформованого твердого тіла, механіки рідини і газу, теплопереносу, а також пов'язаних задач. У LS – DYNA реалізовані явний і неявний метод скінчених елементів з можливістю побудови лагранжевої, ейлерової і гібридної сітки. Що дуже важливо, програма має можливості користувальницького програмування. З 1996 р вирішувач LS DYNA вбудований в пакет програм ANSYS.

Лідером серед програм скінченно-елементного аналізу вважається програмний комплекс ANSYS, це система, яка охоплює такі різні напрямки, як міцність, теплофізика, гідрогазодинаміка і електромагнетизм і має можливість вирішення пов'язаних задач за всіма перерахованими напрямками. Також комплекс має високий показник «ефективність / вартість». Серед безлічі скінчено-елементних програмних комплексів ANSYS був першим сертифікований за міжнародними стандартами ISO 9000 та ISO 9001 [82-85]. Тому, для розрахунку напружено-деформованого стану спаяних з'єднань з урахуванням впливу на працездатність вузла властивостей, геометричних характеристик прошарку та доданих до вузла навантажень, в роботі використаний програмний комплекс ANSYS [86], який використовувався в період дії ліцензії з 15.03.2018 по 15.03.2019.

ВИСНОВКИ ЗА РОЗДІЛОМ ТА ПОСТАНОВКА ЗАВДАНЬ ДОСЛІДЖЕННЯ

1. Суттєвою різницею між судновими і авіаційними турбінами є те, що робочі температури газу авіаційних турбін значно вищі ніж у суднових та відрізняються концентрацією хрому, який забезпечує стійкість сплавів проти ВСК, але знижує довготривалу високотемпературну міцність сплавів і робочу температуру суднових турбін.

2. Основним напрямом розвитку суднового газотурбобудування є підвищення робочого ресурсу турбіни, а також ефективність роботи турбіни, що вимагає підвищувати температуру газу.

3. Умови експлуатації суднових ГТД суттєво відрізняються від умов роботи авіаційних агресивним середовищем, яке приводить до високотемпературної сольової корозії.

4. Для суднових турбін нового покоління розроблено ЖНС СМ93-ВІ і СМ96-ВІ, леговані танталом і ренієм, які дозволяють підвищити температуру робочого газу на 40...60 °С, що вимагає розробки нових припоїв.

5. Жароміцні нікелеві сплави авіаційних і суднових турбін мають спільну особливість в тому, що зварювання їх плавленням не дає позитивних результатів. Тому основним способом з'єднання ливарних ЖНС є паяння.

6. Найбільш широко використовуються для паяння ЖНС припої, які мають в якості депресанта бор (перша група припоїв). Припої другої групи в якості депресантів використовують елементи IV і V груп. Припої третьої групи з паладієм використовуються мало, оскільки є недостатньо дослідженими.

7. Важливе значення для оцінки працездатності з'єднань ЖНС з про шарком припою має формування напружено-деформованого стану з'єднань.

8. Головним напрямком розвитку паяння ЖНС суднових турбін є підвищення високотемпературної тривалої міцності, стійкості проти

високотемпературної корозії та інших властивостей до рівня основного металу.

9. Спаяне з'єднання за своєю механікою представляє собою з'єднання з проміжним прошарком, його особливості відомі з 60-х років минулого століття, але для спаяних з'єднань ЖНС досліджень мало.

Метою дисертації є розробка припою і технології паяння жароміцних нікелевих сплавів CM93-BI і CM96-BI для виробництва суднових турбін нового покоління з підвищенням високотемпературної міцності не нижче 80 % міцності основного металу.

Для досягнення мети необхідно розв'язати наступні задачі:

- запропонувати метод розробки припою з використанням комп'ютерних програм, що визначають розподіл легуючих елементів по фазам, стабільність структури та зміцнення ЖНС;
- вибрати раціональне легування основи припою і визначити ефективну концентрацію депресантів та визначити температуру паяння з іншими важливими параметрами припою;
- дослідити поверхневі властивості припою та взаємодію зі сплавом CM93-BI і CM96-BI, визначити структуру, хімічний склад і властивості спаяних з'єднань;
- дослідити формування напружено-деформованого стану з'єднань з прошарком припою;
- розробити технологію паяння і виправлення поверхневих дефектів лиття для сплавів CM93-BI і CM96-BI.

2 МЕТОДИКА І ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Досліджувані матеріали

Дослідження проводили з використанням ЖНС СМ93-ВІ і СМ96-ВІ, які поставлялися ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» у вигляді циліндричних зразків діаметром 12-14 мм висотою 30 мм для механічних випробувань та висотою 10 мм для дослідження мікроструктури і хімічного складу спаяних з'єднань. Хімічний склад сплавів наведено в таблиці 2.1. Вибір матеріалів обумовлений сформульованою метою дисертаційного дослідження. Тому для дослідження використані ЖНС нового покоління, для яких необхідно розробити новий припій та технологію паяння.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад СМ93-ВІ і СМ96-ВІ, легованих Та і Ре для суднових ГТД нового покоління

№ п/п	Сплав	Хімічний склад, % мас.							
		С	Cr	Mo	W	Nb	Ti	Al	Co
1	СМ93-ВІ	0,08	12,3	0,8	4,3	0,1	4,6	2,8	6,7
		–	–	–	–	–	–	–	–
		0,12	12,8	1,2	4,7	0,3	5,0	3,2	7,3
2	СМ96-ВІ	0,04	12,5	1,1	6,35	0,3	2,3	3,4	7,25

Продовження таблиці 2.1

№ п/п	Сплав	Хімічний склад, % мас.									
		Fe	Zr	Ta	Re	Si	B	Mn	S	P	Cu
1	СМ93-ВІ	< 0,5	0,02	3,3	2,4	0,3	0,004	0,3	0,05	0,05	0,1
			–	–	–		–				
			0,06	3,6	2,8		0,008				
2	СМ96-ВІ	< 0,5	–	3,45	4,05	0,3	0,004 – 0,008	0,3	0,05	0,05	0,1

Границі міцності полікристалічних сплавів CM93-BI і CM96-BI наведено в таблиці 2.2

Таблиця 2.2 – Границя міцності полікристалічних сплавів

Сплав	Границя міцності, МПа		
	при 20 °С	при 900 °С	при 950 °С
CM93-BI	920...1050	640...750	—
CM96-BI	900...980	—	460...470

Зразки поставлялися в стані термічної обробки після виплавлення у вакуумі 10^{-2} Па. Границі міцності полікристалічних сплавів складають 920-1050 і 640-750 МПа при температурах відповідно 20 і 900 °С для сплаву CM93-BI та 900-980 і 460-470 МПа при температурах відповідно 20 і 950 °С для сплаву CM96-BI.

Експериментальні припої виплавлялися в Інституті металофізики імені Д.В. Курдюмова НАН України.

2.2 Обладнання і апаратура

Виплавку експериментальних припоїв за розробленою технологією проводили в водоохолоджуваному тиглі з безкисневої міді електродуговим методом з промивкою очищеним аргоном. Перед виправкою проводили промивку вакуумної камери аргоном і створювання вакууму форвакуумним насосом. Аналогічно виплавляли циліндричні зразки для дослідження стійкості припоїв проти ВСК.

Температура в камері контролюється з використанням термопар типу платинородій-платина із похибкою вимірювання ± 1 °С при температурах від 0 до 1100 °С та $\pm [1+0,003 (t-1100)]$, згідно ДСТУ 2857-94. Контрольно-вимірювальним прибором виступав одноканальний програмний

ПД-регулятора ОВЕН ТРМ251, що застосовується для керування багатоступінчастими температурними режимами в системах керування електропечами, похибка вимірювання якого складає $\pm 0,5 \%$, згідно з інструкцією до прибору. В установці передбачено радіаційне нагрівання через подачу електричного струму до вольфрамових нагрівачів всередині камери.

Для паяння та інших термічних процесів використовували вакуумну піч СНВЭ 1.3.1/16И1, що дозволяє отримати температури до 1500°C при вакуумі $(2-5) \cdot 10^{-3}$ Па.

Для проведення досліджень використовували також модернізовану установку УДСВ-ДТ, яка призначена для дифузійного зварювання і паяння деталей турбін з нагріванням струмами високої частоти. Робочий об'єм камери складає 54 л, а максимальна температура обумовлена режимом охолодження вузлів камери (дифузійний насос, ввід індуктора, гідравлічний вузол). Схема установки наведена на рис. 2.1.



Рисунок 2.1 – Робоча камера установки УДСВ-ДТ після модернізації:
1 – вакуумна камера; 2 – датчик переміщення; 3 – датчик навантаження

Крім вищезазначеного вакуумного обладнання в роботі використовували надвисоковакуумний комплекс ВВУ-1Д, який має статус Національного надбання, який наведено на рис. 2.2.

Комплекс має робочу камеру об'ємом $3,53 \text{ м}^3$, забезпечує робочий вакуум $10^{-5} \dots 10^{-6}$ Па, час досягнення робочого вакууму 90 хв., температура нагрівання $600-1800^{\circ}\text{C}$.

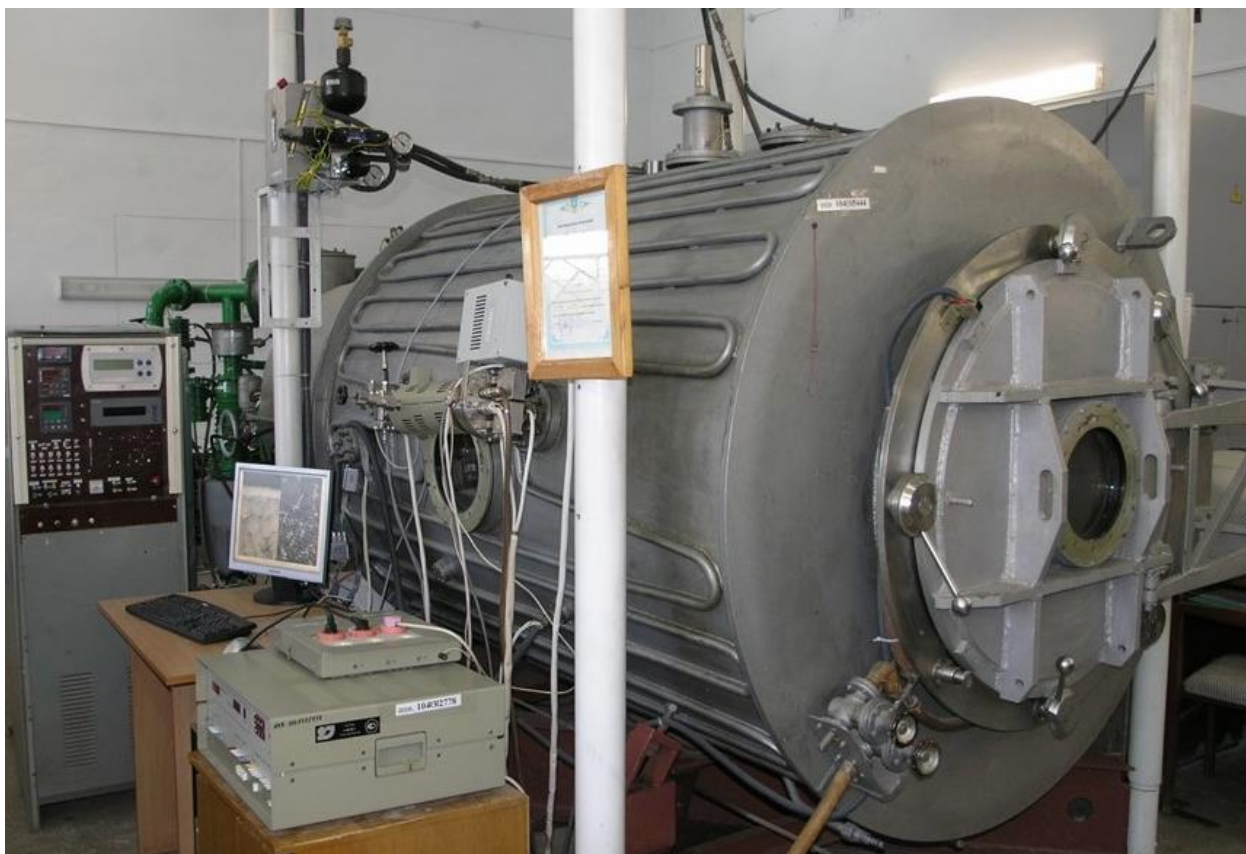


Рисунок 2.2 – Надвисоковакуумний універсальний технологічний комплекс ВВУ-1Д, який постановою (розпорядженням) Кабінету Міністрів України від 27 грудня 2006 р. N665-р. внесено до Державного реєстру наукових об'єктів, що становлять національне надбання

Особливістю ВВУ-1Д є широке призначення і виконання технологічних процесів у надвисокому вакуумі при відсутності парів мастил. Установа обладнана двома мас-спектрометрами для контролю складу залишкових газів в робочій камері.

Для виплавлення припою SBM-4 промислового призначення використовували вакуумний індукційний модуль VIM-125, паяння лопаток – вакуумну камерну піч СЗВ-11,5, для термічної обробки – вакуумну піч «Schmett» (НВКГ «Зоря»-«Машпроект»).

2.3 Методи фізико-хімічних досліджень

2.3.1. Металографічні дослідження і диференціальний термічний аналіз

Металографічний аналіз і фотографування структури металу проводили на світловому мікроскопі Неофот-21. Підготовка шліфів полягала в шліфуванні на дрібному абразивному паперу з наступним корегуванням на алмазних пастах. Наступне травлення для виявлення мікроструктури використовували реактивну суміш зі складом 80 % етилового спирту, 16 % HCl, 3% CuSO₄, 1% H₂SO₄ та реактив, що містить 80 % гліцерину, 15 % HNO₃ та 5 % HF.

Диференціальний термічний аналіз проводили на термоаналізаторі на ВДТА-8М. Принцип даного методу дослідження полягає в одночасному вимірі при нагріванні і охолодженні температури зразків і еталона, швидкість нагріву і охолодження автоматично підтримується постійною. При фазовому перетворенні, який супроводжується поглинанням (плавлення) або виділенням (кристалізація) тепла, швидкість підвищення температури зразка становиться менше (або більше), ніж в еталона, між ними виникає різниця температур, яка автоматично фіксується. Температура зразка, при якій відбувається певне відхилення, і є температурою початку фазового переходу. Момент, при якій температури між зразком і еталоном стають рівними, є температурами закінчення фазового переходу. Нагрівання еталону і зразка проводиться в печі. В ній використовують вольфрамову пластину, яка вигнута таким чином, що охоплює термостат з зазором 5...8 мм. Між кінцями нагрівача вставляється слюдяний ізолятор, який затискається в масивних мідних водоохолоджуваних струмопідводах. Температура печі регулюється високоточним регулятором температури таким чином, щоб різниця між сигналом з управляючою термопарою і за датчиком була нульовою.

Дослідження по визначенню температур плавлення (кристалізації) проводили в атмосфері високочистого гелію швидкість нагрівання і

охолодження складала $0,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Досліджувані зразки масою близько 1 грама поміщались в тиглі із Y_2O_3 . Термограми записувались двокоординатним самописцем в координатах $T-\Delta T$. Температура фазових перетворень визначались з використання кривої, побудованої по точках плавлення Al, Cu, Fe, Pt. Криві охолодження використовувались для якісного контролю кількості фазових переходів і для визначення температури початку кристалізації, похибка методу складає $\pm 7\text{ }^{\circ}\text{C}$.

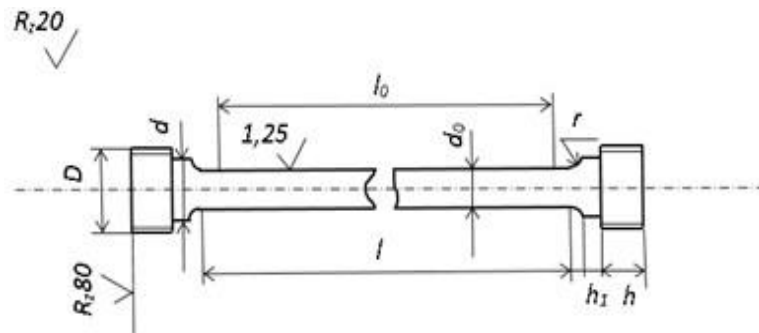
2.3.2 Рентгеноспектральний і рентгеноструктурний аналізи

Для дослідження структури припою та спаяних з'єднань, а також для проведення їх хімічного аналізу використовувався растровий електронний мікроскоп-мікроаналізатор (РЭММА-102-02). Дане обладнання об'єднує функції растрового електронного мікроскопа з високою роздільною здатністю і рентгенівського мікроаналізатора. Він призначений для дослідження рельєфу поверхні об'єктів в твердій фазі і для визначення елементного складу об'єктів методом рентгенівського мікроаналізу по довжинах хвиль і енергій квантів характеристичного рентгенівського випромінювання. Область його застосування – це матеріалознавство, мікроелектроніка та напівпровідникові технології, металознавство, металофізика, металургія тощо. За умовами експлуатації мікроскоп відноситься до виконання УХЛ категорії 4.1 за ГОСТ 15150-69 для роботи при температурі від $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $25\text{ }^{\circ}\text{C}$.

2.4 Методи механічних випробувань і визначення стійкості припою проти високотемпературної сольової корозії

Для визначення режимів паяння і термообробки спаяних з'єднань проводився комплекс механічних випробувань зразків при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ і $900\text{ }^{\circ}\text{C}$. Випробування на розтяг (короткочасний) проводились згідно ГОСТ 1497-84 на машинах Р-5 і УМ-20 зі швидкістю 10^{-3} мм/с . Випробували циліндричні

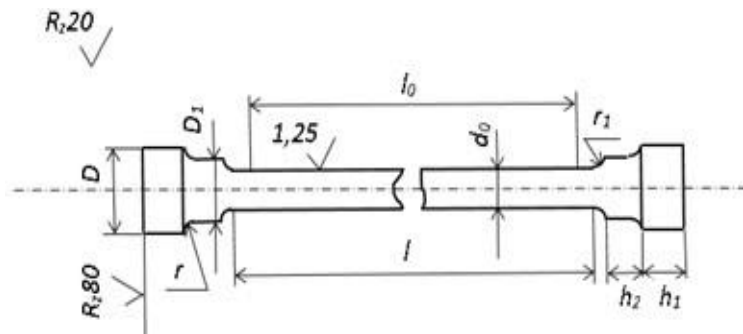
зразки діаметром $d_0 = 5$ мм і робочою базою $l_0 = 5d_0$, випробування проводили при кімнатній і високій температурах. Для випробувань на довготривалу міцність використовували аналогічні зразки, а випробування проводилися відповідно до ГОСТ 10145-81 на машинах МП-1200 і АИМА-5 (ДП НВКТ «Зоря»-«Машпроект»). Зразки для випробувань показані на рис. 2.3.



Розміри зразка для випробувань на довготривалу міцність

d_0 , мм	$l_0 = 5d_0$	l , мм	d , мм	D , мм	r , мм	h , мм	h_1 , мм
5	25	$l_0 + (1 \dots 2)d_0$	8	M12	5	14	5

a



Розміри зразка для випробувань на короткочасну міцність

d_0 , мм	$l_0 = 10d_0$	l , мм	D , мм	D_1 , мм	r , мм	r_1 , мм	h_1 , мм	h_2 , мм
5	50	$l_0 + (1 \dots 2)d_0$	13	7	1	2,5	12	5

б

Рисунок 2.3 – Зразки для випробувань при високих температурах на довготривалу (**a**) і короткочасну (**б**) міцність

Визначення стійкості припою проти ВСК проводили тигельним методом.

Високотемпературна сольова корозія включає ряд стадій: окиснення, сульфатизація, утворення хлоридів і сульфідних плівок з розплавом солі [87,88]. Тому теоретично визначити стійкість металу проти ВСК складно. Найбільш реальним є експериментальний метод. Лабораторні дослідження таких процесів є важливими при розробці нових матеріалів, як і випробування на газодинамічному стенді в реальних умовах експлуатації. Оскільки останні є трудомісткими, то існують три основних тигельних методи лабораторних досліджень [89]: в тиглі (з повним зануренням зразка в розплав або на половину його висоти); при покритті зразка солями; в «сольовому душі» (напилення солі на зразок при температурі випробувань безперервно або через певні проміжки часу). Кожний з цих методів має свої недоліки, а тому значна різниця може бути в результатах і їх важко порівнювати. Це вимагає чіткого контролю умов дослідження і великої кількості зразків.

Випробування проводили в розплаві солей: 25% NaCl і 75 % Na₂SO₄ при температурі 900 °С протягом 20 годин. Зразок розміщується в керамічному тиглі діаметром 30 мм з шаром розплавленої солі. Оптимальну глибину занурення зразка в розплав (h) розраховували за формулами [87-89]:

$$h = \frac{Q}{\rho(S_m - S_z)} \text{ при } h \leq 15 \text{ мм;}$$

$$h = \frac{Q}{\rho(S_m - S_z)} \text{ при } h \geq 15 \text{ мм,}$$

де Q – маса солі, г; S_m і S_z – площа тигля і зразка, см²; ρ – питома вага суміші солей, г/см³; 15 – довжина зразка, мм.

2.5 Методика планування експерименту

Для зменшення кількості проведення експериментів використовувався метод планування експерименту.

Повним факторним експериментом (ПФЕ) називається експеримент, в якому реалізовані всі можливі рівні факторів [90-92]. Умови ПФЕ з використанням 2^2 представлені в табл. 2.3 [91] матриці планування.

Таблиця 2.3 – Матриця планування ПФЕ 2^2

Номер досліджу	Фактори				Відгуки			
	x_0	x_1	x_2	x_{12}	y_1	y_2	y_3	$\bar{y}$
1	1	1	1	1				
2	1	-1	1	-1				
3	1	1	-1	-1				
4	1	-1	-1	1				

Скоротити число дослідів при використанні поліномів другого порядку можна завдяки композиційному або послідовному плану, розробленому Боксом і Вілсоном [91]. Так, при двох факторах модель функції відгуку $y = f(x_1, x_2)$ другого порядку являє собою поверхню у вигляді циліндра, конуса, еліпса тощо, та описується рівнянням

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_{11}x_1^2 + b_{22}x_2^2 + b_{12}x_1x_2$$

Для визначення такої поверхні необхідно знати координати не менше трьох точок, тобто фактори x_1 і x_2 варіюються не менше ніж на трьох рівнях. Тому план експерименту в площині факторів x_1 і x_2 , який графічно представлений на рис. 2.4 [91], не може складатися лише з дослідів 1, 2, 3, 4, як це дає ПФЕ 2^2 , що розташовується на вершинах квадрату. Необхідні додаткові точки-досліди (зіркові точки) 5, 6, 7, 8, що розміщуються на осях x_1 і x_2 із координатами $(\pm\alpha; 0)$, $(0; \pm\alpha)$, а також дослід в точці 9 – центр моделі, для того, щоб при напрямках (5-9-6), (1-9-4) та інших знаходилося три точки, які будуть описувати кривизну поверхні в заданому напрямі.

Таким чином, ядро композиційного плану при $k < 5$ є ПФЕ 2^k , $k \geq 5$ – дробну репліку. Для цього необхідно додати $2 \cdot k$ зіркових точок на координатних вісях факторного простору $(\pm\alpha, 0, 0, \dots, 0)$, $(0, \pm\alpha, 0, \dots, 0)$, $\dots, (0, 0, \dots, \pm\alpha)$, де α – відстань до зіркової точки та провести p_0 дослідів при в центрі плану.

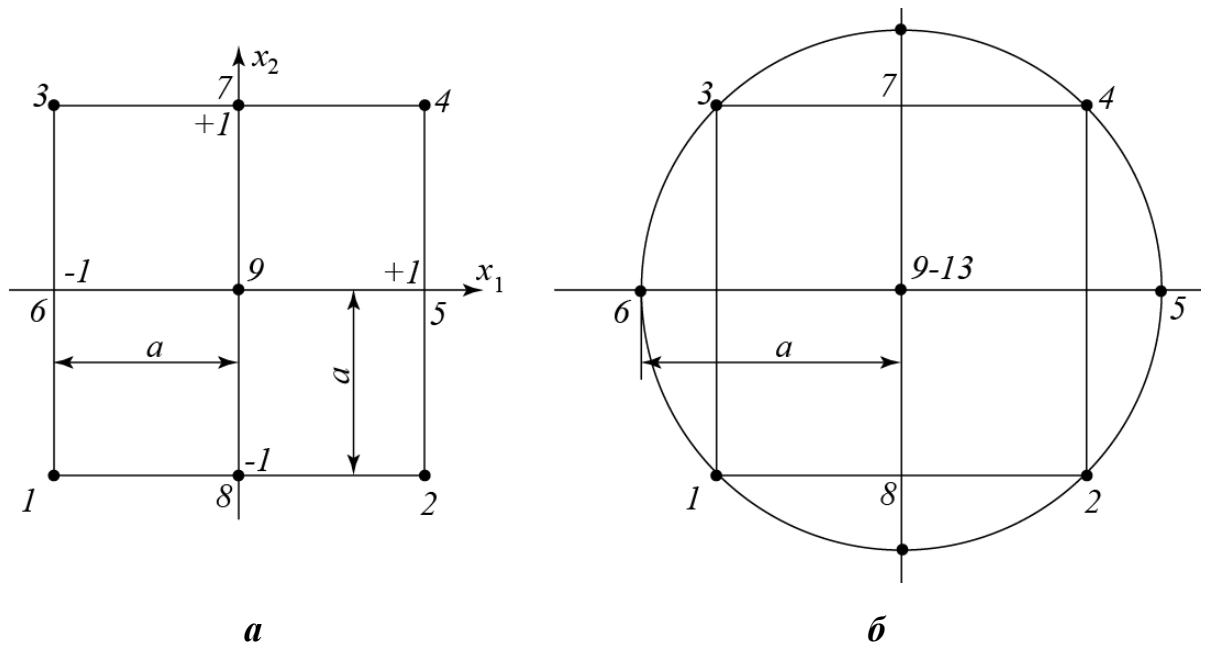


Рисунок 2.4 – Ортогональний (*a*) та ротатабельний (*б*) план другого порядку при $k = 2$

При k факторах число дослідів в матриці композиційного плану при $k < 5$ складатиме $n = 2^k + 2 \cdot k + n_0$, а при $k \geq 5$ $n = 2^{k-1} + 2 \cdot k + n_0$.

Величина зіркового плеча α і кількість дослідів в центрі плану n_0 залежить від виду композиційного плану.

Матриця композиційного плану другого порядку представлена у таблиці 2.4 [91]

Таблиця 2.4 – Матриця композиційного плану другого порядку

Номер дослідів		Фактори						Відгук
		x_0	x_1	x_2	$x_1 x_2$	x_1^2	x_2^2	
Ядро дослідів	1	+1	-1	-1	+1	+1	+1	y_1
	2	+1	+1	-1	-1	+1	+1	y_2
	3	+1	-1	+1	-1	+1	+1	y_3
	4	+1	+1	+1	+1	+1	+1	y_4
Зіркові точки	5	+1	$+\alpha$	0	0	α^2	0	y_5
	6	+1	$-\alpha$	0	0	α^2	0	y_6
	7	+1	0	$+\alpha$	0	0	α^2	y_7
	8	+1	0	$-\alpha$	0	0	α^2	y_8
Центр плану	9	+1	0	0	0	0	0	y_9

У загальному вигляді план у табл. 2.4 не ортогональний через те, що:

$$\sum_{j=1}^n x_{0j} x_{ij}^2 \neq 0; \sum_{j=1}^n x_{ij}^2 x_{uj}^2 \neq 0; i \neq u.$$

Для приведення його до ортогонального виду необхідно ввести нові змінні [91]:

$$x'_{ij} = x_{ij}^2 - \frac{\sum_{j=1}^n x_{ij}^2}{n} = x_{ij}^2 - \bar{x}_i^2.$$

При цьому $\sum_{j=1}^n x_{0j} x'_{ij} = \sum_{j=1}^n (x_{ij}^2 - \bar{x}_i^2) = \sum_{j=1}^n x_{ij}^2 - n\bar{x}_i^2 = 0$.

Рівняння регресії перетворюється у наступний вид:

$$y = b'_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i,u=1}^k b_{iu} x_i x_u + \sum_{i=1}^k b'_{ii} x'_i.$$

Композиційні плани приводяться до ортогональності завдяки зірковому плечу α , яке приведено у табл. 2.5. для різних факторів і числа дослідів у центрі плану n_0 [91].

Таблиця 2.5 – Значення зіркового плеча для ортогонального плану другого порядку

Кількість дослідів у центрі плану n_0	Зіркове плече α при різній кількості факторів k		
	$k=2$	$k=3$	$k=4$
1	1,000	1,215	1,414
2	1,007	1,285	1,471
3	1,148	1,53	1,546
4	1,214	1,414	1,606
5	1,267	1,471	1,664
6	1,320	1,525	1,718

В табл. 2.6 [91] представлено ортогональний план другого порядку для $k=2$ та $n_0=1$. Цей план надмірний, так як необхідно провести 9 дослідів для

визначення 6 коефіцієнтів, але завдяки цьому усереднюються випадкові погрішності.

Таблиця 2.6 – Ортогональний план другого порядку для проведення дослідів

Номер дослідів		Фактори						Відгук
		x_0	x_1	x_2	x_1x_2	x'_1	x'_2	
Ядро дослідів	1	+1	-1	-1	+1	+1/3	+1/3	y_1
	2	+1	+1	-1	-1	+1/3	+1/3	y_2
	3	+1	-1	+1	-1	+1/3	+1/3	y_3
	4	+1	+1	+1	+1	+1/3	+1/3	y_4
Зіркові точки	5	+1	$\alpha = +1$	0	0	+1/3	-2/3	y_5
	6	+1	$\alpha = -1$	0	0	+1/3	-2/3	y_6
	7	+1	0	$\alpha = +1$	0	-2/3	+1/3	y_7
	8	+1	0	$\alpha = -1$	0	-2/3	+1/3	y_8
Центр плану	9	+1	0	0	0	-2/3	-2/3	y_9

Для перевірки значимості коефіцієнтів рівняння використовується критерій Стюдента (t-критерій). Для цього висувають гіпотезу, що параметр або статистична характеристика коефіцієнту рівняння незначно відрізняється від нуля. Разом з цим висувають альтернативну гіпотезу, що параметр або статистична характеристика значно відрізняється від нуля. Якщо основна гіпотеза невірна, то за істину приймається альтернативна. Критерій Стюдента, що знаходиться за даними спостережень (фактичний) зрівнюють із критичним значенням, яке береться із таблиці. Фактичне значення критерію є співвідношення коефіцієнту математичної моделі до її дисперсії $t = \frac{|b_i|}{S_{b_i}}$.

Критичне значення t-критерію вибирають в залежності від рівня значимості α та числа ступенів вільності. Якщо фактичне значення t-критерію більше критичного, то основну гіпотезу відкидають і вважають, що параметр або коефіцієнт рівняння із вірогідністю $1-\alpha$ значно відрізняється від нуля, тому його необхідно враховувати. У випадку, коли фактичне значення менше критичного, то немає підстав відкидати нульову гіпотезу, а перевіряємий параметр дорівнює, або незначно відрізняється від нуля, тому використання коефіцієнту в рівнянні немає сенсу.

Адекватність математичної моделі перевіряють за допомогою F-тесту, або критерієм Фішера. При якому висувається нуль-гіпотеза, виконання якої визначає, що розрахункове математичне очікування дорівнює відомому (експериментальному) очікуванню. Для розрахунку F-критерія використовують дисперсії відтворюваності та адекватності за формулою

$$F = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S_{\text{відтв.}}^2}$$

Зважаючи на те, що матриця планування ортогональна, то коефіцієнти регресії необхідно рахувати за наступними формулами [91]:

$$b_i = \frac{\sum_{j=1}^n x_{ij} y_i}{\sum_{j=1}^n x_{ij}^2}; b'_{ii} = \frac{\sum_{j=1}^n x'_{ij} y_i}{\sum_{j=1}^n x'^2_{ij}}; b_{iu} = \frac{\sum_{j=1}^n (x_{ij} x_{uj}) y_i}{\sum_{j=1}^n (x_{ij} x_{uj})^2}; b'_0 = \frac{\sum_{j=1}^n y_i}{n} = \bar{y}.$$

Перетворення коефіцієнту b'_0 до b_0 виконується через [91]

$$b_0 = b'_0 - \sum_{i=1}^k b'_{ii} \bar{x}_i^2.$$

2.6 Методика комп'ютерного моделювання напруженого стану циліндричних з'єднань з проміжним прошарком

В першому розділі, після аналізу існуючих чисельних методів і програм, що використовують для моделювання напружено-деформованого стану при паянні жароміцних нікелевих сплавів, для дослідження впливу на працездатність спаяних з'єднань властивостей та геометричних характеристик прошарку припою, а також доданих до вузла навантажень, обрано метод скінченних елементів, реалізований в комп'ютерному комплексі ANSYS.

З огляду на те, що дослідження проводилися на вузлах циліндричної форми, при побудові їх скінчено-елементних моделей в дисертації, обрано двовірний елемент напружено-деформованого стану Plane 183 чотирикутного профілю, близького до квадрату. Заміна тривимірних

моделей еквівалентними симетричними дозволила зменшити час моделювання при збереженні частоти розбивки, а квадратний профіль забезпечив досить високу точність, що особливо важливо в місцях великих градієнтів полів напружень, в яких частота розбивки збільшувалася. Елемент Plane 183 визначається вісьмома вузлами та може використовуватись як плоский елемент (плоске навантаження, плоска деформація) або як вісесиметричний елемент (із скручуванням або без нього). Елемент має три ступені вільності в кожному вузлі: переміщення по осям X та Y а також обертання відносно осі Y . Елемент дає змогу описувати такі властивості матеріалу як пластичність, гіперпластичність, повзучість, збільшення жорсткості під напруженням, великим прогином та великою здатністю до деформації. Загальний вигляд елементу наведено на рис. 2.5.

Моделювався вузол циліндр-циліндр із специфікою, у вигляді великих градієнтів напружень у вузькій зоні поблизу прошарку припою, який має товщини від 0,05 до 0,2 мм, тому використовувалася градієнтна розбивка зі зменшенням розміру скінченного елемента поблизу й у самому прошарку припою. Розміри скінчених елементів вибирались таким чином, щоб по товщині прошарку їх було не менше 20.

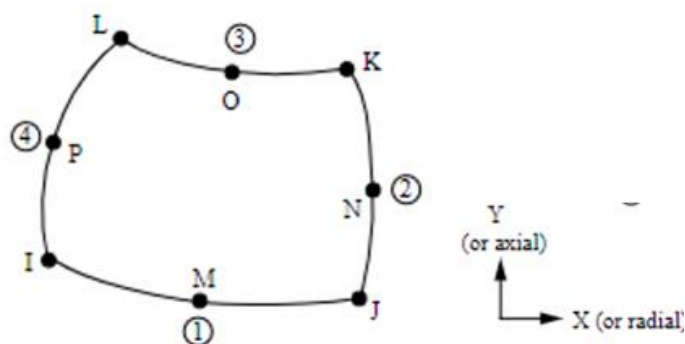


Рисунок 2.5 – Загальний вигляд і розташування вузлів скінченного елемента Plane183

Для економії розрахункового часу та внаслідок симетрії зразка, щодо середини товщини прошарку припою, скінчено-елементна модель будувалася

для верхньої половини зразка (верхній циліндр і половина товщини прошарку) з відповідним закріпленням вузлів моделі. Загальний вигляд зразка і схема розбивки на скінчені елементи (СЕ) моделі в цілому і області, прилеглої до прошарку, наведено на рис.2.6.

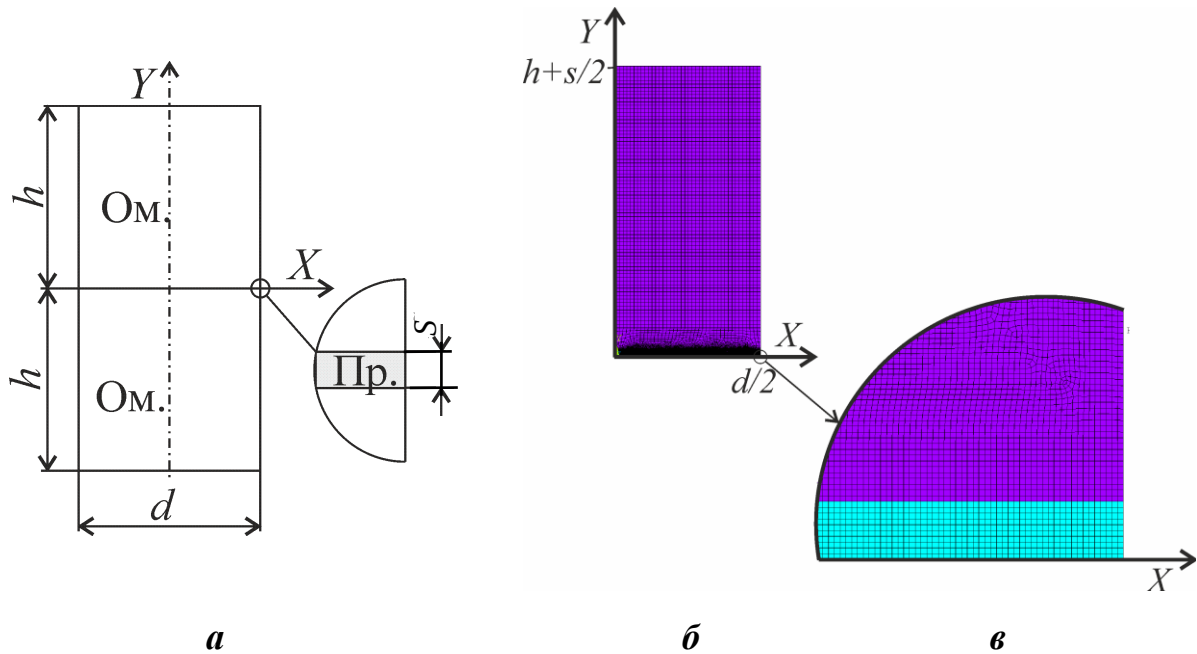


Рисунок 2.6 – Загальний вигляд зразка з прошарком (а), переріз вісесиметричної скінчено-елементної моделі (б) і зона з'єднання прошарку з основним металом (в)

Розміри моделі: циліндр діаметром $d = 20$ мм і висотою $h = 20$ мм, половина товщини прошарку $s/2$ (не менше ніж 10 скінчених елементів). Вузли на осі Y моделі закріплювалися в напрямку осі X з метою уникнення ефекту «малого отвору», а на нижній кромці – в напрямку осі Y .

Висновки за розділом 2

1. Вибрано стандартні методики для проведення механічних випробувань спаяних з'єднань, які регламентуються ГОСТ 1497-84 та ГОСТ 10145-81.

2. Для зменшення кількості експериментальних досліджень запропоновано використовувати зіркові точки при плануванні експерименту та при побудові регресійної моделі другого порядку.

3. Визначено комп'ютерну модель для дослідження НДС спаяного з'єднання, з прошарком, яким виступає спаяний шов.

З ВИЗНАЧЕННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ПРИПОЮ ДЛЯ ПАЯННЯ СПЛАВІВ СМ93-ВІ І СМ96-ВІ СУДНОВИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН

3.1 Дослідження можливості зниження температури плавлення основи припою SBM-3

Основним напрямком розвитку технології паяння ЖНС є підвищення довготривалої високотемпературної міцності спаяних з'єднань з наближенням до рівня міцності основного металу. Для цього очевидно потрібно мати близький хімічний склад припою і основного металу. Припої мають також депресанти, які знижують їх температуру плавлення. Тому в роботі запропоновано розробку припою проводити в два етапи: на першому вибирати основу припою, яка повинна мати хімічний склад, близький до складу сплаву з урахуванням особливостей умов експлуатації, наприклад для суднових турбін необхідно враховувати агресивне середовище і проводити корекцію хімічного складу [93, 94].

При розробці SBM-3 для підвищення жароміцності ввели додатково реній, що також вимагає корегування вмісту тугоплавких металів. При цьому можна використовувати комп'ютерні програми, якими користуються розробники і виробники ЖНС, щоб суттєво зменшити обсяг експериментальних робіт. На другому етапі експериментально вибирають депресанти та їх кількість, оскільки для розрахункових програм потрібно накопичити статистичні дані.

Виготовлений в НУК припій SBM-3 показав високі механічні властивості спаяних з'єднань сплаву ІС10 при температурах до 1100 °С [60]. Тому спочатку було обрано, здавалось, самий простий шлях, як і в ряді інших робіт, що розглянуто в розд.1, знизити температуру паяння припою SBM-3, збільшивши кількість депресанту, для цього вибрали припій НС12 системи Ni-Si. По-перше тому, що цей припій використовується на

ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» для паяння ЖНС типу ЧС-88У, а по-друге, кремній підвищує стійкість сплавів проти ВСК.

За критерій оцінки можливостей зниження температури паяння вибрано площу розтікання 100 мг припою і крайові кути змочування припоєм залежно від температури паяння і кількості добавки припою НС12 до припою SBM-3. Кількість добавки складала 10, 20 і 30 % мас.

Для оцінки розподілу елементів припою внаслідок взаємодії припою з основним металом проводили локальний та рентгеноспектральний по площині аналізи. Розтікання припою по сплаву СМ96-ВІ залежно від температури та кількості добавки НС12 показано на рис. 3.1-3.3.

Результати змочування і розтікання припою SBM-3 підтверджують також криві впливу температури паяння і добавок припою НС12, наведені на рис. 3.4, який показує суттєвий вплив температури паяння. Вплив кількості добавки НС12 значно менший, а парний вплив кількості НС12 і температури найменш значущий.

Встановлено, що для припою SBM-3 з добавкою НС12 в кількості 10 % площа розтікання збільшується від 63 мм² до 132 мм² при підвищенні температури від 1200 до 1240 °С. При вмісті 30 % НС12 площа розтікання при температурі 1240 °С дорівнює 154 мм². При температурі паяння 1200 °С кількість припою НС12 практично не впливає на площу розтікання. При цій температурі припій SBM-3 не розплавляється, а тому зберігає початкову форму, а площа розтікання дещо зростає за рахунок припою НС12, який утворює ореол на контурі краплі.

Вплив температури паяння на крайовий кут змочування показано на рис. 3.5.

Збільшення вмісту НС12 від 10 до 30 % зменшує кут змочування при температурі паяння 1220 °С з 6,3° до 4,2°, а при температурі 1240 °С – від 4,8° до 3,3°. При температурі паяння 1200 °С кут змочування складає більше 6° не залежно від вмісту НС12.

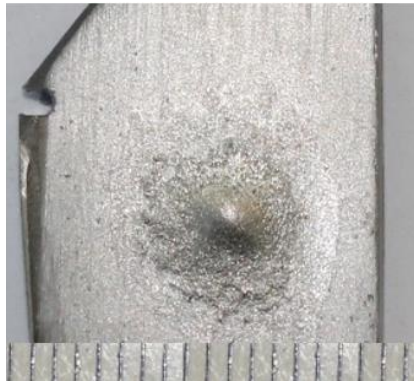
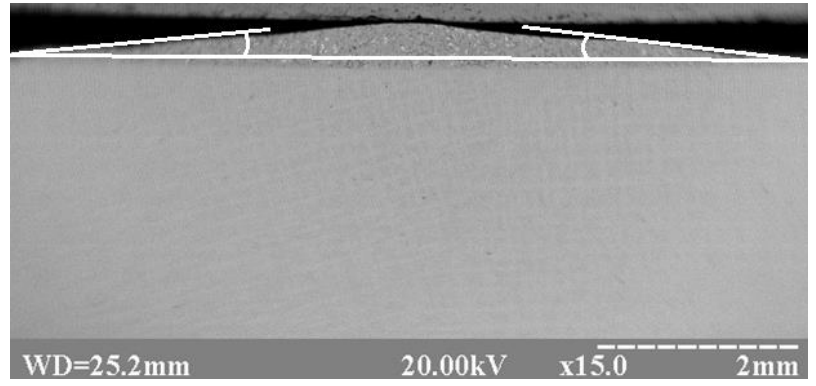
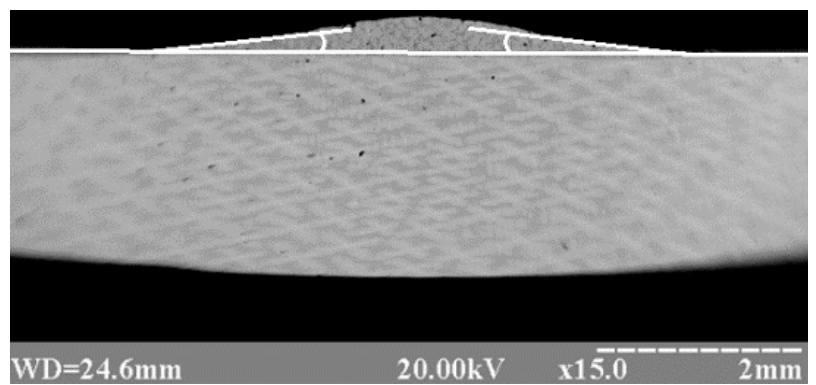
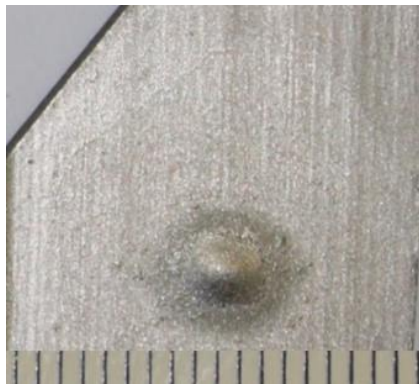
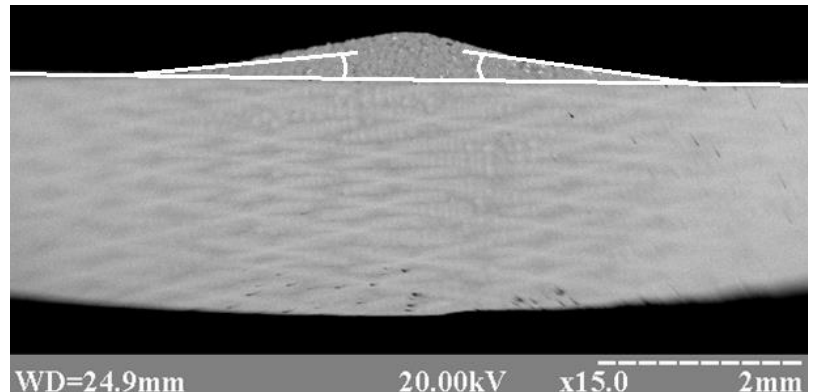
*a**б**в**г**д**е*

Рисунок 3.1 – Розтікання (*a, в, д*) і змочування (*б, г, е*) припоєм SBM-3 сплаву CM96-BI при температурі паяння 1200 °C і вмісті припою HC12 10 % (*a, б*); 20 % (*в, г*) і 30 % кремнію (*д, е*)

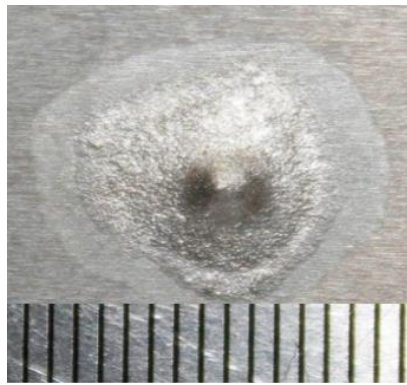
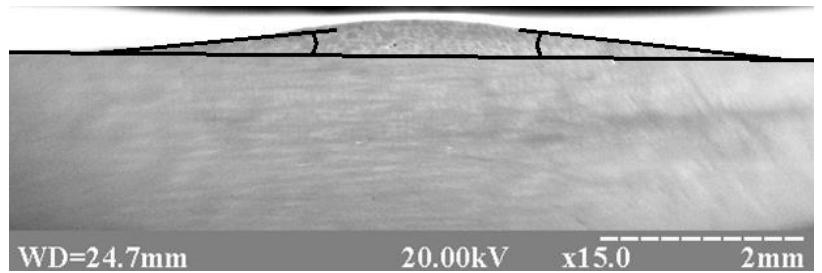
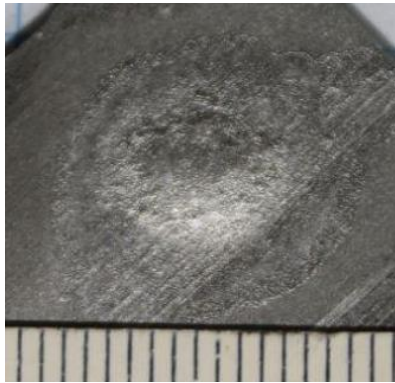
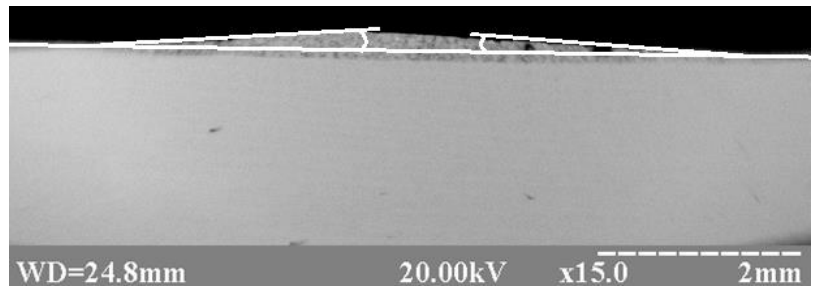
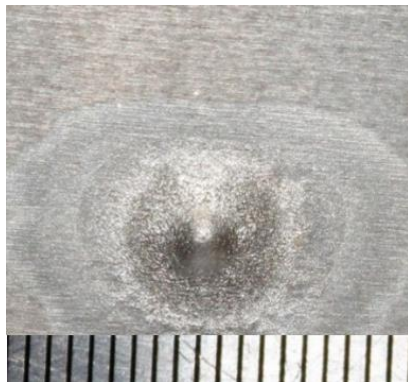
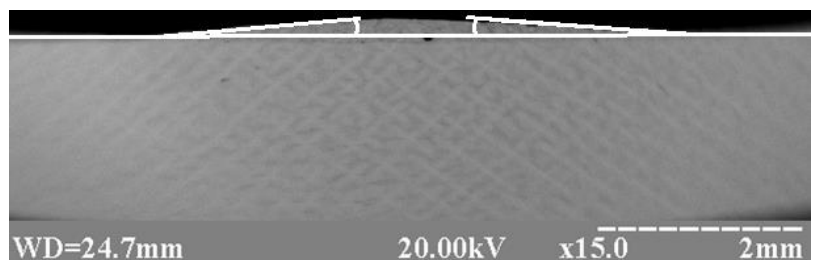
*a**б**в**г**д**е*

Рисунок 3.2 – Розтікання (*a, в, д*) і змочування (*б, г, е*) припоєм SBM-3 сплаву SM96-BI при температурі паяння 1220 °C і вмісті припою HC12 10 % (*a, б*); 20 % (*в, г*) і 30 % кремнію (*д, е*)

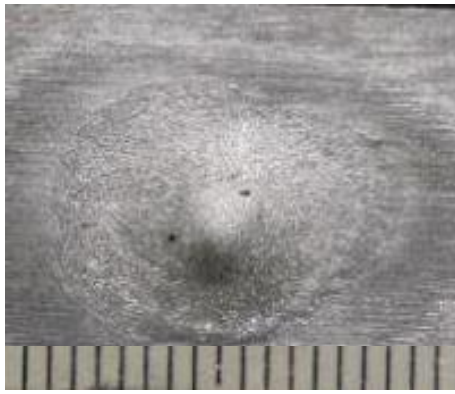
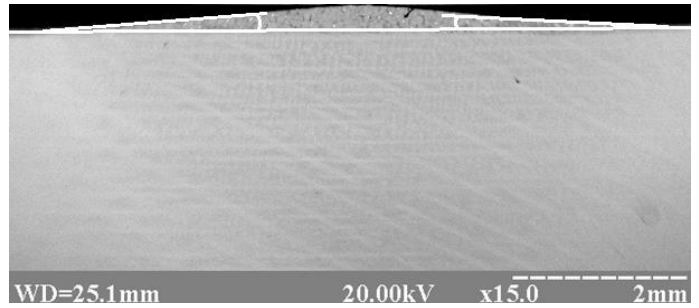
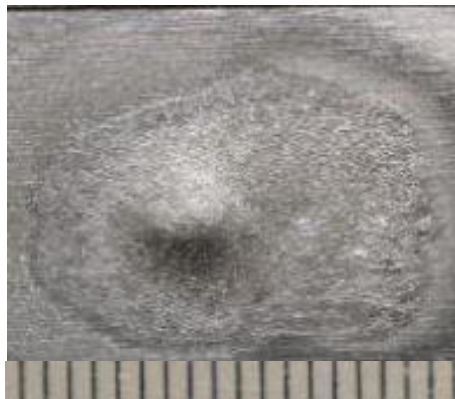
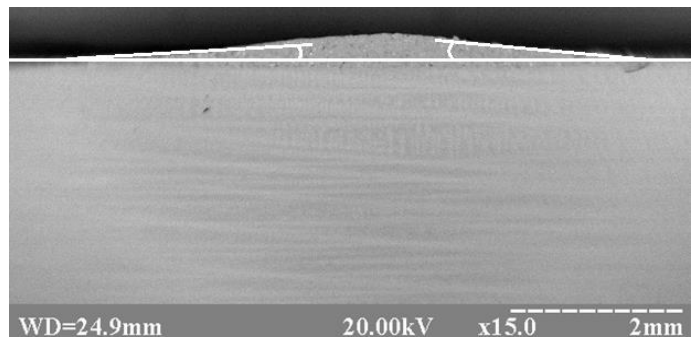
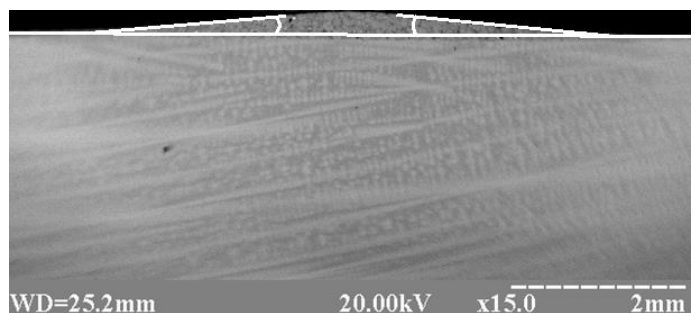
*a**б**в**г**д**е*

Рисунок 3.3 – Розтікання (*a, в, д*) і змочування (*б, г, е*) припоєм SBM-3 сплаву CM96-BI при температурі паяння 1240 °C і вмісті припою HC12 10% (*a, б*); 20% (*в, г*) і 30 % кремнію (*д, е*)

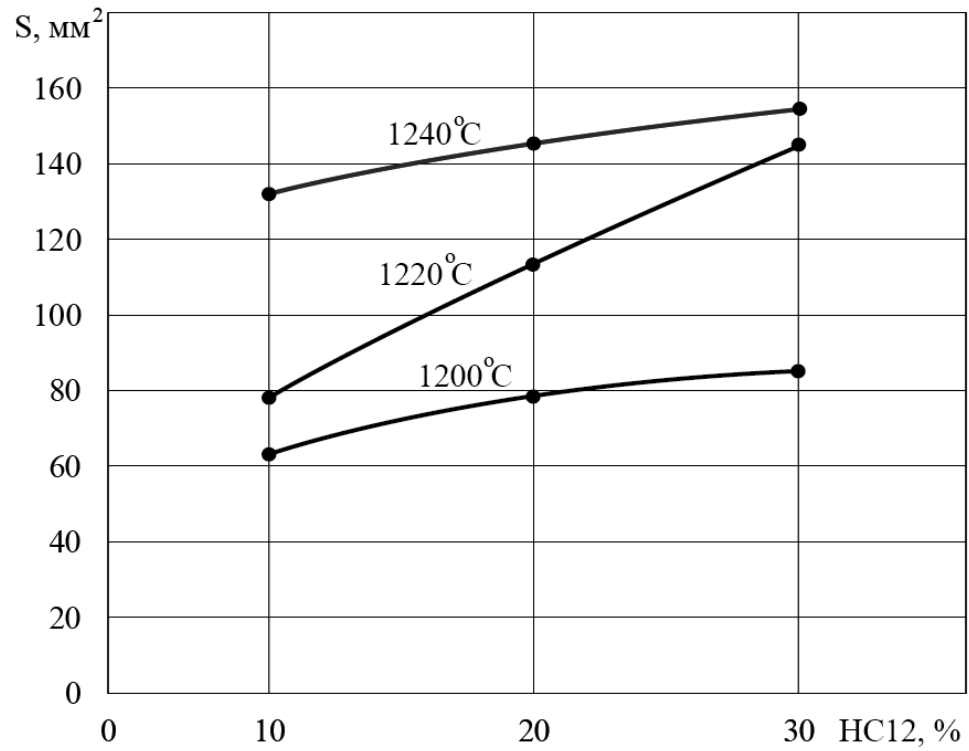


Рисунок 3.4 – Вплив вмісту припою HC12 і температури паяння на площу розтікання припою SBM-3 по поверхні ЖНС CM96-BI

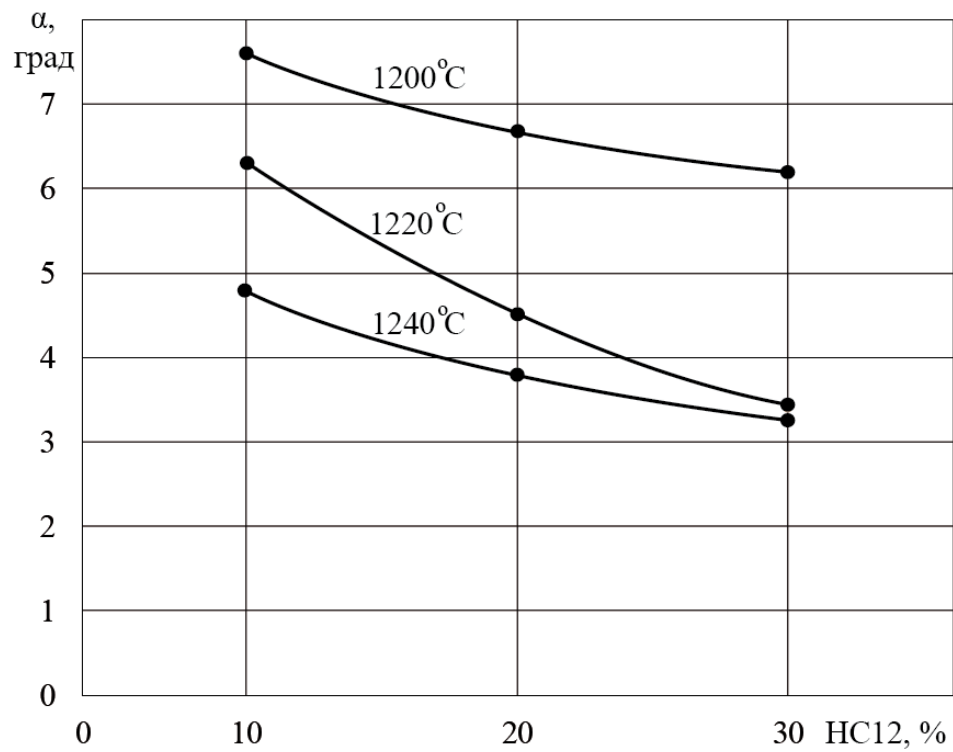


Рисунок 3.5 – Вплив вмісту HC12 і температури паяння на крайовий кут змочування припоєм SBM-3 по поверхні сплаву CM96-BI

Кут змочування припоєм сплаву СМ96-ВІ суттєво залежить від температури паяння, але при температурах 1220...1240 °С зміна крайових кутів змочування є несуттєвою при паянні. Питома площа розтікання припою, як і крайовий кут змочування, значно більше залежать від температури, ніж від кількості добавки НС12.

Температура паяння змінює також характер розтікання припою. З підвищенням температури паяння до 1220...1240 °С метал краплі стає більш однорідним. При температурі паяння 1240 °С кількість припою мало впливає на площу розтікання, оскільки припій SBM-3 при цій температурі знаходиться в рідкому стані і має високу поверхневу активність.

На різних ділянках краплі та в зоні взаємодії припою з основним металом визначали розподіл елементів SBM-3 і НС12.

Першою стадією фізико-хімічних процесів взаємодії припою з основним металом є змочування припоєм твердої поверхні, при якій встановлюється зв'язок атомів рідини і поверхні твердого тіла. Розтікання припою по поверхні твердого тіла може відбуватися за декількома механізмами [27]: поверхнева дифузія припою, випаровування з наступною конденсацією атомів або часток припою, рух порівняно товстих шарів (фазове розтікання), розчинення, об'ємна дифузія.

Механізми та результати взаємодії між основним металом і припоєм визначаються електронними конфігураціями їх атомів. У процесі змочування і розтікання припою дві вільні поверхні замінюються однією міжфазною поверхнею з більш низькою вільною енергією системи. Міжфазна поверхня може переміщатися внаслідок наявності градієнта хімічного потенціала атомів рідини твердого тіла і перш за все градієнта концентрацій елемента-депресанта інших атомів. Градієнт хімічного потенціалу одних і тих же атомів в різних розчинах пов'язаний також з різною хімічною активністю. Така нерівноважна система прагне досягти рівноваги, що можливо за рахунок переміщення міжфазної границі.

Наявність градієнта активності на границі фаз сприяє інтенсивному розвитку дифузійних процесів. При цьому припій поступово збагачується елементами основного металу зі зниженням концентрації депресанта. Відбувається процес розчинення основного металу і продовжується до того часу, поки не відбудеться затвердіння шва при температурі паяння. Цей процес називається ізотермічною кристалізацією (друга стадія взаємодії припою з основним металом). Третя стадія взаємодії проходить за рахунок дифузійних процесів у твердому стані [27].

При розчиненні припоєм основного металу концентрація елементів в припої і зоні взаємодії припою з основним металом змінюється. Для визначення їх концентрацій виконувався локальний рентгено-спектральний мікроаналіз як з поверхні краплі припою, що розтікся по поверхні сплаву СМ96-ВІ, так і по площі шліфа, виконаного по діаметральній площині краплі. По цьому макрошліфу визначали також глибину розчинення основного металу краплею суміші припоїв.

При температурі паяння 1200 °С і добавці 10 % НС12 в суміші припоїв розчинення сплаву СМ96-ВІ незначне. Аналіз хімічного складу металу показав, що концентрація кремнію по товщині шва змінюється від нуля до 2,64 % мас., причому кремній відсутній на вершині краплі. Розподіл інших елементів практично рівномірний. При вмісті 20 % НС12 концентрація кремнію змінюється в інтервалі від 1,65 % біля поверхні краплі до 4,74 % біля границі сплавлення. При вмісті в SBM-3 30 % НС12 формуються силіциди нікелю та евтектика по всій товщині шва при зміні концентрації кремнію від 2,0 % в зоні сплавлення до 12,71 % мас. по товщині шва з розподілом по всій площі.

Підвищення температури паяння до 1220 °С при 10 % НС12 змінило характер взаємодії основного металу і припою. В зоні сплавлення формуються прикристалізовані зерна твердого розчину та кристали і зерна припою без кремнію, які формують достатньо дисперсну структуру з поступовим переходом від основного металу в припій. В дисперсних включеннях

основними елементами є хром, вольфрам, реній, молібден і тантал, які мають високу спорідненість до бору та вуглецю і меншу до кремнію.

Сумарний вміст Cr, Mo, Ta, W і Re на деяких ділянках досягає біля 65 %. Їх включення неправильної форми розсіяні по площі і знаходяться між зернами без кремнію або з низькою його концентрацією. Вміст нікелю складає біля 20,0 %, кобальту до 3,0 %, титану біля 4,0 %. Алюміній не перевищує 1,0 % (мас.). Такі включення можуть бути боридами або інтерметалідами. Товщина прикристалізованого прошарку, що містить (% мас.): 3,44 Al; 3,16 Ti; 10,31 Cr; 6,60 Co; 64,73 Ni; 1,71 Nb; 0,9 Mo; 1,7 Hf; 5,11 W; 2,34 Re; без Si і Ta, складає біля 80 мкм.

Хімічний склад основних зерен складає (% мас.): біля 3,0 Al; (10...11) Cr; (64,0...68,0) Ni; біля 6,0 Co; (0,22...1,53) Mo; (0,6...1,36) Hf; (2,5...3,0) W; 90,7...1,9 Re; (2,8...5,8) Si, між якими є включення з високим вмістом Cr, Mo, W, Re; низьким вмістом Al. Кремній розподіляється по висоті припою таким чином, що його концентрація збільшується від міжфазної границі по висоті шва від 2,0 до 6,0 % мас. на відстані 0,5 мм, а біля поверхні краплі дорівнює нулю. Найбільша концентрація кремнію спостерігається в центральній частині краплі по висоті.

При збільшенні кількості HC12 до 20 і 30 % в суміші припоїв нерівномірність розподілу кремнію в припої зростає при збереженні тих же закономірностей розподілу кремнію, але в деяких точках концентрація кремнію перевищує евтектичну, що свідчить про утворення силіцидів.

При підвищенні температури паяння до 1240 °C і вмісту 10, 20 і 30 % HC12 структури металу подібні. На всіх структурах основними є зерна, в яких розчинений кремній. При 10 і 20 % HC12 концентрація кремнію складає 2,8-3,5 %, при 30 % HC12 – 5,0-5,5 %. В основному зерні концентрація хрому складає 9,5 – 10,5 %, кобальту до 6,5 %. В тугоплавких включеннях вміст кобальту менший приблизно в 2 рази. Для перевірки цієї гіпотези було проведено додаткові дослідження при температурі паяння 1230 °C припоєм без танталу при вмісті 10 % HC12. При відсутності танталу його компенсують

Cr (25,5), Mo (4,57), W (9,81) і Re (20,14 % мас.) при сумарній концентрації 60,0 %. Основне зерно (темне поле) не містить Si, а має (% мас.) 2,32 Al; 2,8 Ti; 10,07 Cr; 6,23 Co; 68,66 Ni; 0,58 Nb; 0,66 Mo; 1,09 Hf; 4,48 W; 3,83 Re. Світле поле містить 1,06 Al; 3,92 Si; 4,48 Ti; 11,85 Cr; 6,56 Co; 61,89 Ni; 0,66 Nb; 2,19 Mo; 1,58 Hf; 2,19 W; 3,52 Re.

Аналіз отриманих результатів показав задовільні поверхневі властивості суміші припоїв HC12 і SBM-3. Аналіз хімічного складу розплаву по об'єму краплі показав, що при додаванні припою HC12 до припою SBM-3 силіцій розподіляється нерівномірно. Його концентрація змінюється від мінімальної (2,64 %, що на порядок перевищує допустиму концентрацію в ливарних сплавах) до евтектичної та утворення силіцидів, складних низькотемпературних евтектик, які призводять до окрихчування сплаву. Це потребує розробки нового припою.

3.2 Дослідження основи припою SBM-4

Розробку припою SBM-4, як і SBM-3, проводили в два етапи: на першому – основу припою, а потім депресанта.

Позитивний вміст ренію і танталу на механічні властивості нікелевих сплавів відомі з 60-х років минулого століття [95-97]. Сьогодні Re широко використовується для легування ЖНС завдяки швидкому розвитку авіаційного матеріалознавства та металургії. Найближчим часом уже в четвертому поколінні планується використовувати також рубідій (Rb) для легування ЖНС [44]. Вибір основи припою SBM-4 не є складним оскільки для суднових турбін нового покоління розроблено сплави CM96-BI і CM93-BI, які леговані Ta і Re. Для визначення розподілу елементів між γ - і γ' -фазами, температур ліквідуса, солідуса і кількості електронних вакансій використовували комп'ютерну програму PHACOMP [15]. Результати розрахунків за середнім значенням концентрацій елементів в сплавах CM93-BI і CM96-BI наведено в табл. 3.1 і 3.2.

Таблиця 3.1 – Розподіл елементів між фазами в сплаві CM93-VI

Елементи	Вміст елементів в сплаві:		Вміст елементів в фазах, % ат		Відношення концентрацій елементів
	% мас.	% ат.	γ -фаза	γ' -фаза	
Ni	60,70	61,19	51,00	71,89	1,41
Cr	12,55	14,28	28,40	2,27	0,08
Co	7,00	7,03	11,67	3,56	0,30
Mo	1,00	0,62	0,64	0,10	0,16
W	4,50	1,45	2,38	0,69	0,29
Al	3,00	6,58	2,56	10,11	3,95
Ti	4,80	5,93	1,35	9,31	6,90
Nb	0,20	0,13	0,05	0,16	3,2
Ta	3,45	1,13	0,33	1,70	5,15
Re	2,60	0,83	1,63	0,21	0,13
B	0,06	0,33	0,00	0,00	-
C	0,10	0,49	0,00	0,00	-

Вміст γ' -фази складає 55,2 % ат., вміст кар.+ бор. – 2,2 % ат.

Таблиця 3.2 – Розподіл елементів між фазами в сплаві CM96-VI

Елементи	Вміст елементів в сплаві:		Вміст елементів в фазах, % ат		Відношення концентрацій елементів
	% мас.	% ат.	γ -фаза	γ' -фаза	
Ni	59,87	61,92	54,28	71,14	1,31
Cr	12,50	14,60	24,27	3,46	0,14
Co	7,25	7,47	11,08	3,56	0,32
Mo	1,10	0,70	1,06	0,26	0,25
W	6,35	2,10	3,02	1,06	0,35
Al	3,40	7,65	2,88	13,04	4,52
Ti	2,30	2,92	0,78	5,23	6,71
Nb	0,30	0,20	0,07	0,31	4,43
Ta	2,85	0,96	0,29	1,66	5,72
Re	4,05	1,32	2,27	0,28	0,12
B	0,00	0,00	0,00	0,00	-
C	0,04	0,18	0,00	0,00	-

Вміст γ' -фази складає 47,4 % ат., вміст кар.+ бор. – 0,57 % ат.

Програма RHASOMP дозволяє також визначити параметри кристалічної ґратки γ - і γ' -фаз та різницю між ними (Mis-fit), яка визначає міцність

(значення міцності і повзучості). Стійкість проти корозії розраховуються окремо.

Розподіл елементів та відношення концентрації елементів (γ'/γ) у фазах показує участь кожного елементу в дисперсійному зміцненні та зміцненні твердого розчину. В обох сплавах СМ93-ВІ і СМ96-ВІ в утворенні γ' -фази приймають участь Ni, Al, Ti, Ta і Nb, концентрація яких в сплавах дуже мала, твердий розчин зміцнюють Re, W, Co, Cr і Mo, концентрація яких теж низька. Розрахунок числа електронних вакансій сплавів показав, що число електронних вакансій в сплаві менше критичного. Температури ліквідуса, солідуса і сольвуса для сплаву СМ93-ВІ дорівнюють 1330, 1169 і 1214 °С відповідно. Для сплаву СМ96-ВІ ці температури дорівнюють 1391, 1340 і 1206 °С відповідно.

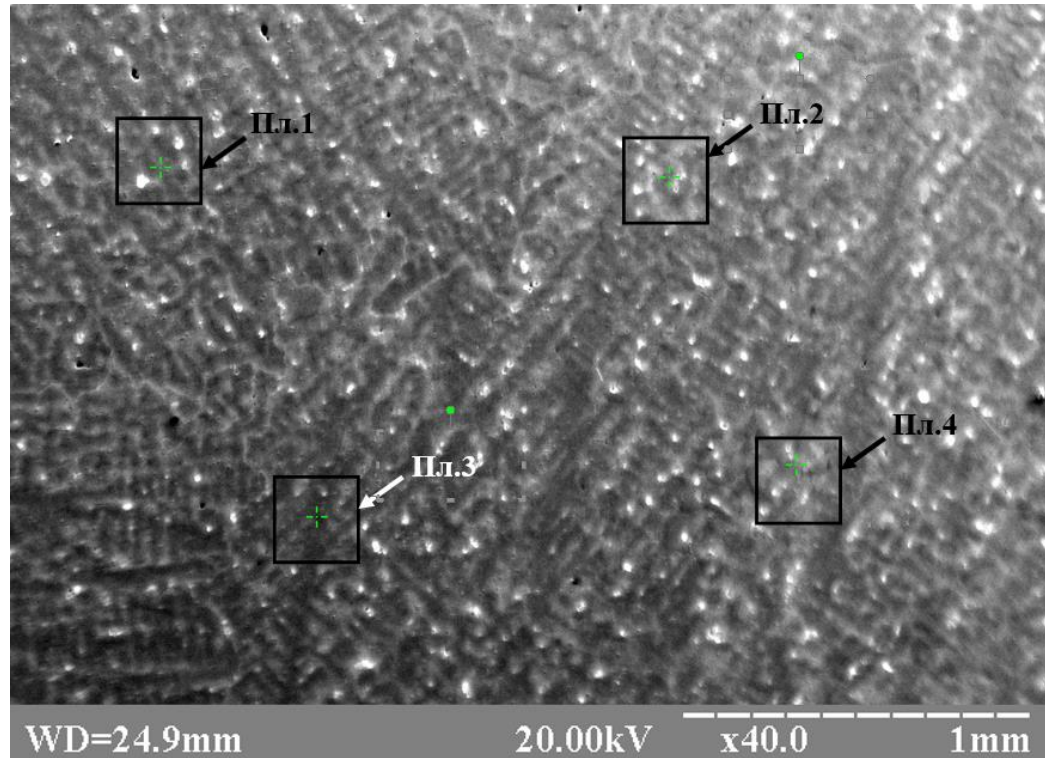
Температури повного розплавлення сплаву СМ93-ВІ практично співпадають за розрахунком і експериментом. Сплав СМ96-ВІ має більш високу температуру ліквідуса (біля 1400 °С), результати розрахунку і експерименту близькі. Сплав СМ96-ВІ також має незначні теплові ефекти в твердому стані при 1155 і 1207 °С, початок плавлення 1300 °С, а початок кристалізації 1375 °С. За числом електронних вакансій визначено, що обидва сплави стійкі проти утворення σ -фази.

Мікроструктура, а також хімічний склад (по площі) сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ показано на рис. 3.6 і рис. 3.7.

Хімічний склад окремих фаз в сплаві СМ96-ВІ та його структуру показано на рис. 3.8, де чітко виділяються біла і темна фази, а в сплаві СМ93-ВІ – на рис. 3.9.

Рентгеноспектральний аналіз мікроструктури в різних точках і зразках сплаву СМ96-ВІ показав, що концентрації елементів в білих і темних фазах практично не відрізняються від наведених на рис. 3.8,*б* і рис. 3.8,*в* відповідно. Зокрема в темній фазі концентрації елементів знаходяться в інтервалах (% ат): (7,8...8,2) Al; (5,5...5,7) Ti; (9,7...9,9) Cr; (7,7...8,1) Co; (63,6...64,8) Ni; (0,98...1,2) Nb; (0,7...1,4) Ta; (0,9...1,0) W; (0,3...0,5) Re. Концентрація

елементів в білій фазі знаходиться в інтервалах: (6,8...7,1) Al; (2,5...2,9) Ti; (11,6...11,8) Cr; (9,2...9,3) Co; (60,8...61,9) Ni; (0...0,9) Nb; (1,2...1,3) Mo; (0,3...0,8) Ta; (1,7...2,0) W; (2,6...3,5) Re.



a

Площа 3

Сумма %: 100.00				
Елемент	Инт.	С %	Атом. %	Кэф.
Al	K	12749	2.78	6.186
Ti	K	13166	3.39	4.237
Cr	K	66535	14.75	16.998
Fe	K	3092	1.91	2.046
Co	K	29072	7.64	7.767
Ni	K	169247	54.91	56.054
Zr	L	984	0.07	0.045
Nb	L	302	0.38	0.244
Mo	L	13907	6.03	3.768
Hf	L	-899	0.00	0.000
Ta	L	677	2.13	0.705
W	M	15538	3.27	1.067
Re	L	937	2.75	0.884

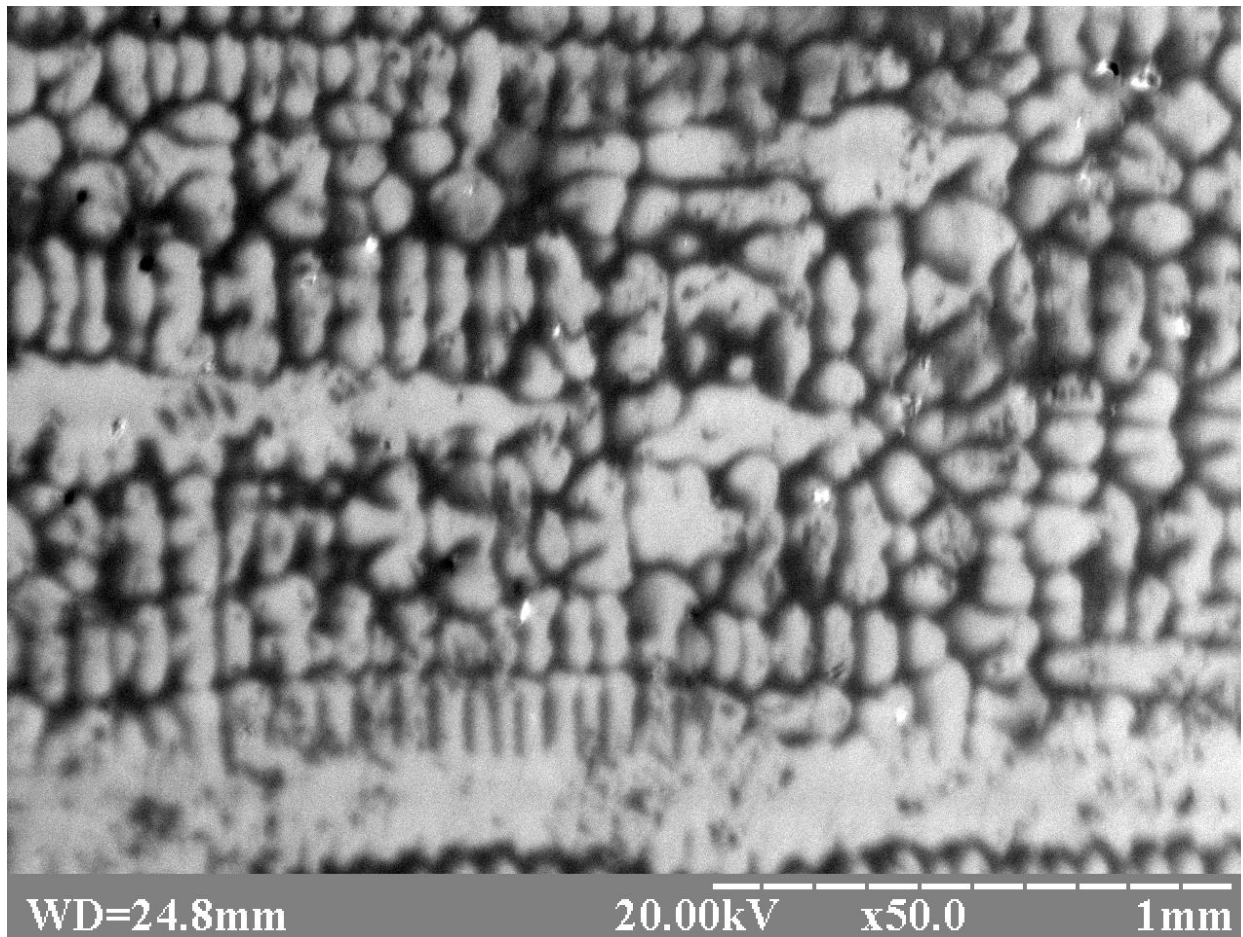
б

Площа 4

Сумма %: 100.00				
Елемент	Инт.	С %	Атом. %	Кэф.
Al	K	11919	2.57	5.750
Ti	K	13038	3.36	4.236
Cr	K	67387	14.95	17.372
Fe	K	3419	2.11	2.285
Co	K	28963	7.59	7.778
Ni	K	167215	54.13	55.696
Zr	L	1953	0.14	0.091
Nb	L	-806	0.00	0.000
Mo	L	13706	6.02	3.790
Hf	L	-793	0.00	0.000
Ta	L	756	2.38	0.793
W	M	19124	4.03	1.325
Re	L	931	2.73	0.884

в

Рисунок 3.6 – Мікроструктура (*a*) і хімічний склад ЖНС СМ93-ВІ (*б,в*) після термічної обробки: 1210 °C – 15 хв + 1070 °C – 60 хв. (по площі)



a

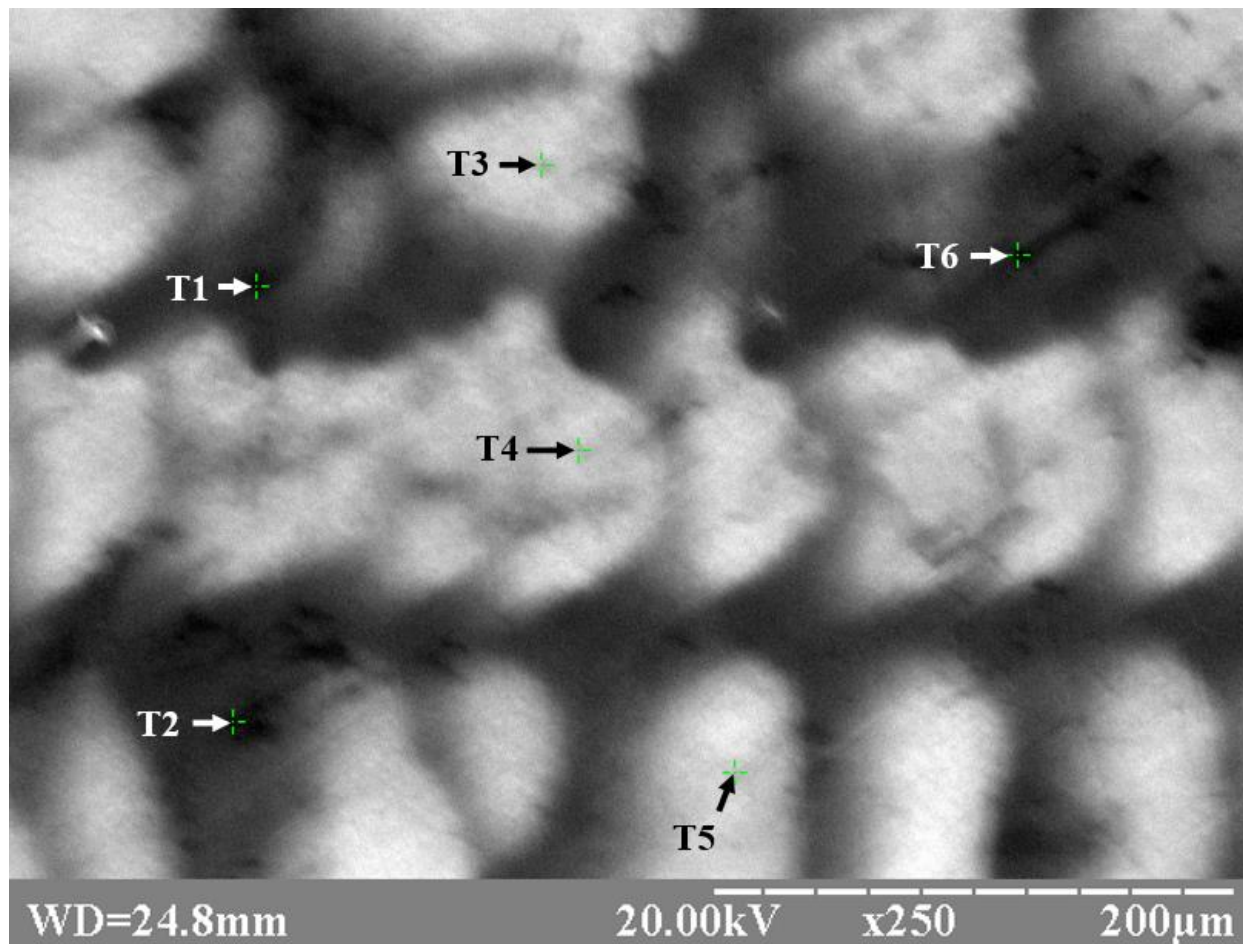
Сумма %: 100.00				
Элемент	Инт.	С %	Атом. %	Кэф.
Al	K 14752	3.55	7.977	0.798
Ti	K 11518	3.32	4.209	0.421
Cr	K 38109	9.29	10.842	1.084
Fe	K 47	0.03	0.033	0.003
Co	K 30512	8.78	9.040	0.904
Ni	K 171684	60.52	62.561	6.256
Zr	L 825	0.07	0.047	0.005
Nb	L 8	0.01	0.008	0.001
Mo	L 3378	1.78	1.124	0.112
Hf	L -72	0.00	0.000	0.000
Ta	L 457	1.59	0.534	0.053
W	M 18367	4.26	1.408	0.141
Re	L 2077	6.80	2.216	0.222

б

Сумма %: 100.00				
Элемент	Инт.	С %	Атом. %	Кэф.
Al	K 14010	3.34	7.555	0.755
Ti	K 12111	3.51	4.479	0.448
Cr	K 38273	9.38	11.029	1.103
Fe	K 77	0.05	0.056	0.006
Co	K 29622	8.52	8.840	0.884
Ni	K 169167	59.75	62.200	6.220
Zr	L 748	0.06	0.043	0.004
Nb	L 491	0.76	0.497	0.050
Mo	L 2819	1.49	0.949	0.095
Hf	L -369	0.00	0.000	0.000
Ta	L 576	2.01	0.679	0.068
W	M 20715	4.85	1.612	0.161
Re	L 1917	6.28	2.061	0.206

в

Рисунок 3.7 – Мікроструктура (*a*) і хімічний склад ЖНС СМ96-ВІ (*б,в*) після термічної обробки: 1210 °С – 15 хв + 1070 °С – 240 хв. (по площі)

*a*

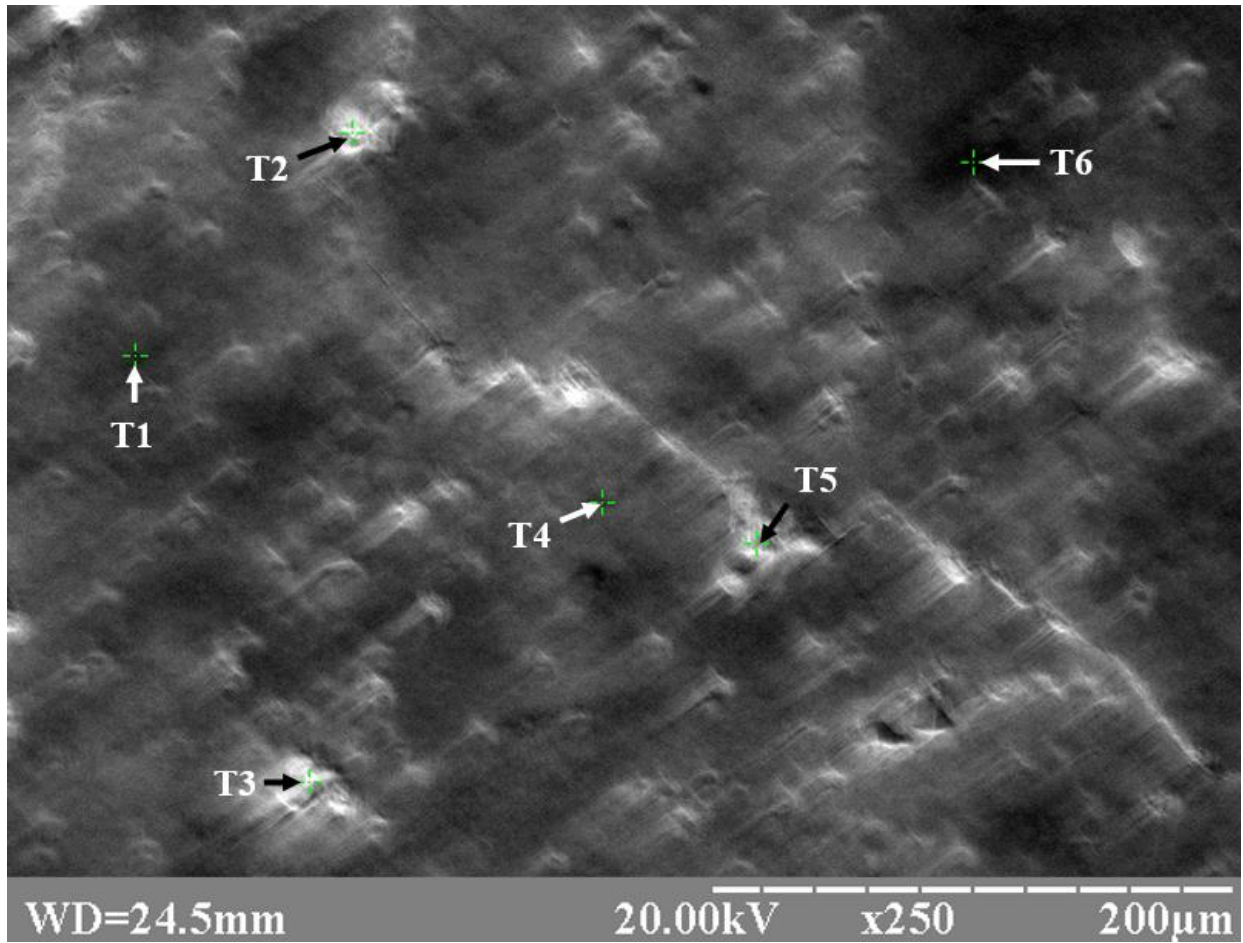
Сумма %: 100.00					
Элемент		Инт.	С %	Атом. %	Кэф.ф.
Al	K	11873	3.64	7.841	0.784
Ti	K	14205	4.70	5.699	0.570
Cr	K	31292	8.81	9.855	0.986
Fe	K	37	0.03	0.029	0.003
Co	K	23917	8.14	8.034	0.803
Ni	K	155021	65.42	64.780	6.478
Zr	L	605	0.06	0.035	0.004
Nb	L	959	1.57	0.984	0.098
Mo	L	1983	1.13	0.682	0.068
Hf	L	-603	0.00	0.000	0.000
Ta	L	533	2.18	0.700	0.070
W	M	9615	2.80	0.886	0.089
Re	L	394	1.52	0.475	0.048

б

Сумма %: 100.00					
Элемент		Инт.	С %	Атом. %	Кэф.
Al	K	11275	3.12	7.122	0.712
Ti	K	8460	2.88	3.707	0.371
Cr	K	34655	9.96	11.813	1.181
Fe	K	118	0.09	0.101	0.010
Co	K	26115	8.82	9.228	0.923
Ni	K	143291	58.98	61.940	6.194
Zr	L	407	0.04	0.028	0.003
Nb	L	183	0.33	0.221	0.022
Mo	L	2995	1.87	1.204	0.120
Hf	L	-343	0.00	0.000	0.000
Ta	L	248	1.01	0.346	0.035
W	M	19107	5.04	1.690	0.169
Re	L	2048	3.85	2.600	0.260

в

Рисунок 3.8 – Мікроструктура (*a*) і хімічний склад темної фази (*б*) і білої фази (*в*) ЖНС СМ96-ВІ після термічної обробки: 1210 °C 15 хв + 1070 °C – 240 хв



a

Сумма %: 100.00				
Элемент	Инт.	С %	Атом. %	Кэф.
Al	K 11972	3.35	7.262	0.726
Ti	K 9433	2.97	3.628	0.363
Cr	K 60496	16.55	18.606	1.861
Fe	K 2512	1.93	2.025	0.202
Co	K 24947	8.23	8.162	0.816
Ni	K 137326	55.34	55.101	5.510
Zr	L 1062	0.09	0.058	0.006
Nb	L -70	0.00	0.000	0.000
Mo	L 9710	5.14	3.133	0.313
Hf	L -375	0.00	0.000	0.000
Ta	L -525	0.00	0.000	0.000
W	M 18390	4.66	1.483	0.148
Re	L 474	1.73	0.543	0.054

б

Сумма %: 100.00				
Элемент	Инт.	С %	Атом. %	Кэф.
Al	K 12864	3.34	7.522	0.752
Ti	K 14063	4.76	6.040	0.604
Cr	K 52875	15.50	18.118	1.812
Fe	K 1751	1.43	1.555	0.156
Co	K 17415	5.91	6.092	0.609
Ni	K 115906	47.94	49.648	4.965
Zr	L 8668	0.74	0.495	0.049
Nb	L -41	0.00	0.000	0.000
Mo	L 23065	12.51	7.926	0.793
Hf	L -265	0.00	0.000	0.000
Ta	L 135	0.54	0.182	0.018
W	M 25224	6.30	2.083	0.208
Re	L 279	1.04	0.338	0.034

в

Рисунок 3.9 – Мікроструктура (а) і хімічний склад сплаву SM93-VI в т.6 (темна фаза) (б), в т.5 (біла фаза) (в)

З порівняння складів темної і білої фаз слід відзначити, що в темній фазі більше алюмінію, титану, ніобію, танталу, тобто елементів, які можуть утворювати γ' -фазу, а в білій фазі більше елементів, які зміцнюють твердий розчин: хром, кобальт, молібден, вольфрам і реній.

Середні концентрації елементів в темній фазі складають (% ат): 8,1 Al; 5,5 Ti; 9,8 Cr; 7,9 Co; 64,3 Ni; 1,1 Nb; 0,8 Mo; 1,0 Ta; 0,96 W; 0,6 Re; а в білій фазі: 6,9 Al; 3,5 Ti; 11,7 Cr; 9,3 Co; 61,3 Ni; 0,1 Nb; 1,2 Mo; 0,5 Ta; 1,8 W; 3,2 Re. З нових легуючих елементів в сплавах CM93-BI і CM96-BI реній іде головним чином на зміцнення твердого розчину, а тантал приймає участь в дисперсійному зміцненні сплавів.

За основу припою SBM-4 прийнято полікристалічний сплав CM93-BI, який є більш гомогенним. Оскільки температури ліквідусу, солідусу і початку кристалізації основи припою мають важливе значення, то на рис. 3.10 наведено термограму сплаву CM93-BI.

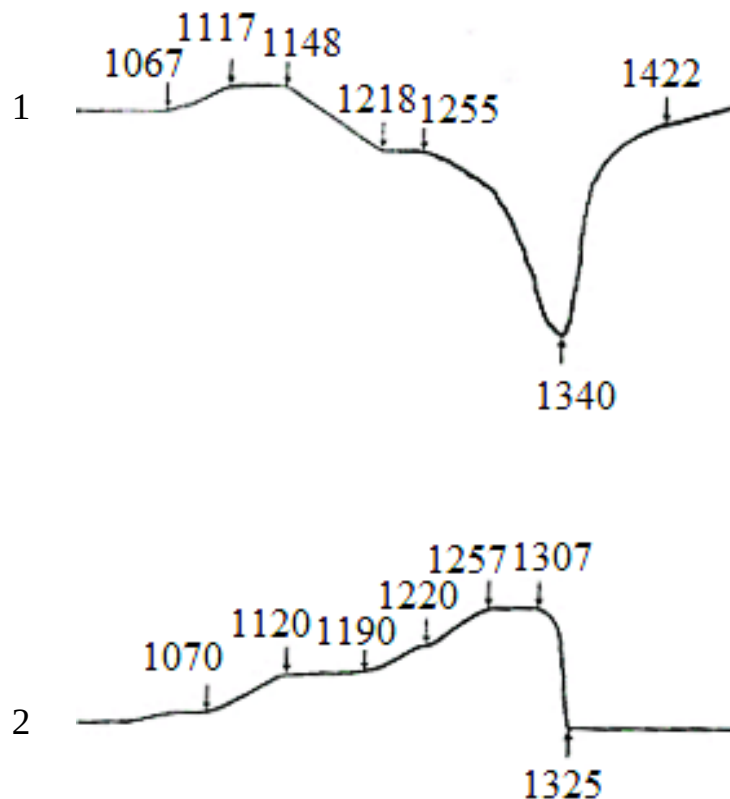


Рисунок 3.10 – Крива ВДТА сплаву CM93-BI: 1- нагрівання;
2 – охолодження

На рисунку 3.10 показані теплові ефекти, які проходять в сплаві у твердому стані. При температурі 1255 °С розпочинається плавлення металу, яке закінчується 1340 °С, подальші перетворення проходять у рідкому стані.

Як відзначалося вище, хімічний склад основи припою повинен враховувати умови експлуатації деталей, призначення припою та встановленні за дослідженнями співвідношення легуючих елементів. Наприклад, в роботі [87] досліджено вплив відношення Ti/Al в ЖНС, в тому числі сплавів судових турбін (ЭП539) при зміні концентрації хрому від 10 до 20 %. Встановлено, що при сумарному вмісті Ti+Al, рівному 7,0-8,0 % концентрації хрому 14,5-15,5 % і відношенні Ti/Al дорівнює 1,4-1,6, середня швидкість корозії $\bar{v}_k$ дорівнює 2,5 г/м²·год, при Ti/Al рівному 0,7-0,8, $\bar{v}_k$ дорівнює $2 \cdot 10^3$ г/м² год при Ti/Al рівному 0,4-0,6 $\bar{v}_k$ дорівнює $5 \cdot 10^3$ г/м²·год.

При розробці припоїв для судових газових турбін потрібно враховувати агресивне середовище, що призводить до ВСК, необхідність підвищення високотемпературної міцності, стабільності структури і стійкості проти окрихчування з виділенням ТЩУ фаз, зокрема σ -фази. Відомо [12, 22], стійкість проти окрихчування ЖНС залежить від вмісту тугоплавких металів і кількості електронних вакансій. Оскільки кристалічні ґратки σ -фази і карбід $M_{23}C_6$ когерентні, то частіше σ -фаза зароджується на карбідах [22]. Це показано на рис. 3.11, тому зниження концентрації вуглецю в припоях також є важливим для підвищення стійкості сплавів проти сігматизації.

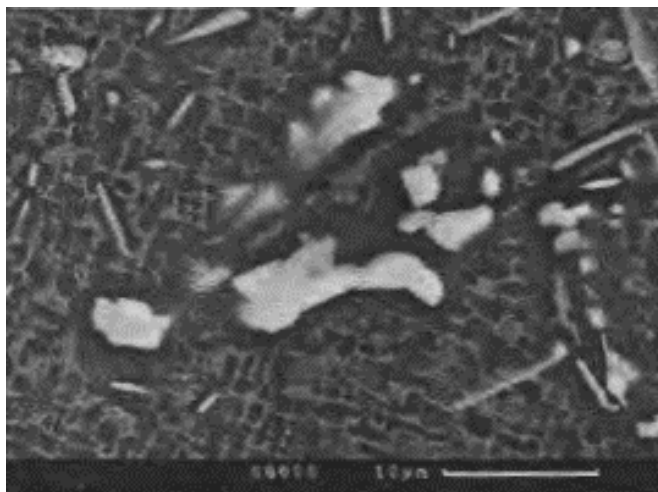


Рисунок 3.11 – Виділення σ -фази на карбідах $M_{23}C_6$

Оскільки припій призначено також для виправлення дефектів лиття, то в нього ввели також цирконій, який має надзвичайно високу проникність в жароміцні сплави [51, 53, 98].

Співставляючи результати розрахунків, дані ВДТА і рекомендації робіт [16, 17, 19, 20] вибрано хімічний склад основи припою % мас.: 12,5-14,5 Cr; 6,5-7,5 Co; 3,0-5,0 Al; 3,0-6,0 Ta; 3,0-4,5 Re, 2,0-3,0 W; 1,0-2,0 Mo; 4,7-6,2 Ti; 0,2-0,3 Hf; 0,45-0,7 Zr; 1,0-1,2 B; 0,3-0,5 Nb; 0,04-0,10 C; Ni-решта.

Середній вміст елементів складає % мас. 13,0 Cr; 7,0 Co; 4,0 Al; 4,5 Ta; 3,75 Re; 2,5 W; 1,5 Mo; 5,45 Ti; 0,25 Hf; 0,575 Zr; 0,4 Nb; 0,07 C.

3.3 Дослідження впливу депресанта припою на температуру паяння та площу розтікання

В якості депресанту безальтернативно вибрано бор, враховуючи його успішне використання в припої SBM-3 і невдалий досвід додавання системи Ni-Si. Визначити кількість бору можна лише експериментально, виплавляючи сплави з різною концентрацією бору. Перший варіант майбутнього припою SBM-4 виплавили з концентрацією бору 0,75 % мас., але він мав незадовільні параметри розтікання при температурі 1230 °C.

Для зменшення кількості експериментальних плавок виплавили сплав з п'яти елементів, який позначили 4Д з хімічним складом 14 Cr; 9,5 Co; 2,5 Al; 2,4 B. Його додавали до першої плавки припою SBM-4 в кількості 10, 20, 30 %, що дозволило плавно змінювати концентрацію бору. З такою концентрацією було виплавлено перший припій, при такій концентрації бору розплав практично не розтікається. При введенні 10-30 % сплаву 4Д концентрація бору збільшується від 0,915 до 1,245 %. Концентрація кобальту зростає від 7,25 до 7,75 %, алюмінію зменшується від 3,85 до 3,55 %, а концентрація хрому зростає від 13,1 до 13,3 %, дещо зменшилася концентрація вуглецю від 0,063 до 0,049 %. Хімічний склад добавки 4Д вибрано таким чином, щоб концентрації елементів залишалися в інтервалі вибраних

концентрацій основи припою. За програмою PHACOMP було перераховано розподіл елементів по фазам, суттєвих змін в розподілі елементів не виявлено. Об'ємний зміст γ' фази складає біля 50 % , вміст карбідів і боридів 0,57 % ат.

Оскільки розплав основи припою SBM-4 при 0,75 % бору розтікається незадовільно, то концентрація бору збільшувалася, додаючи 10, 20, 30 % добавки 4Д системи Ni-Cr-Co-Al-B. Розтікання припою показано на рис. 3.12

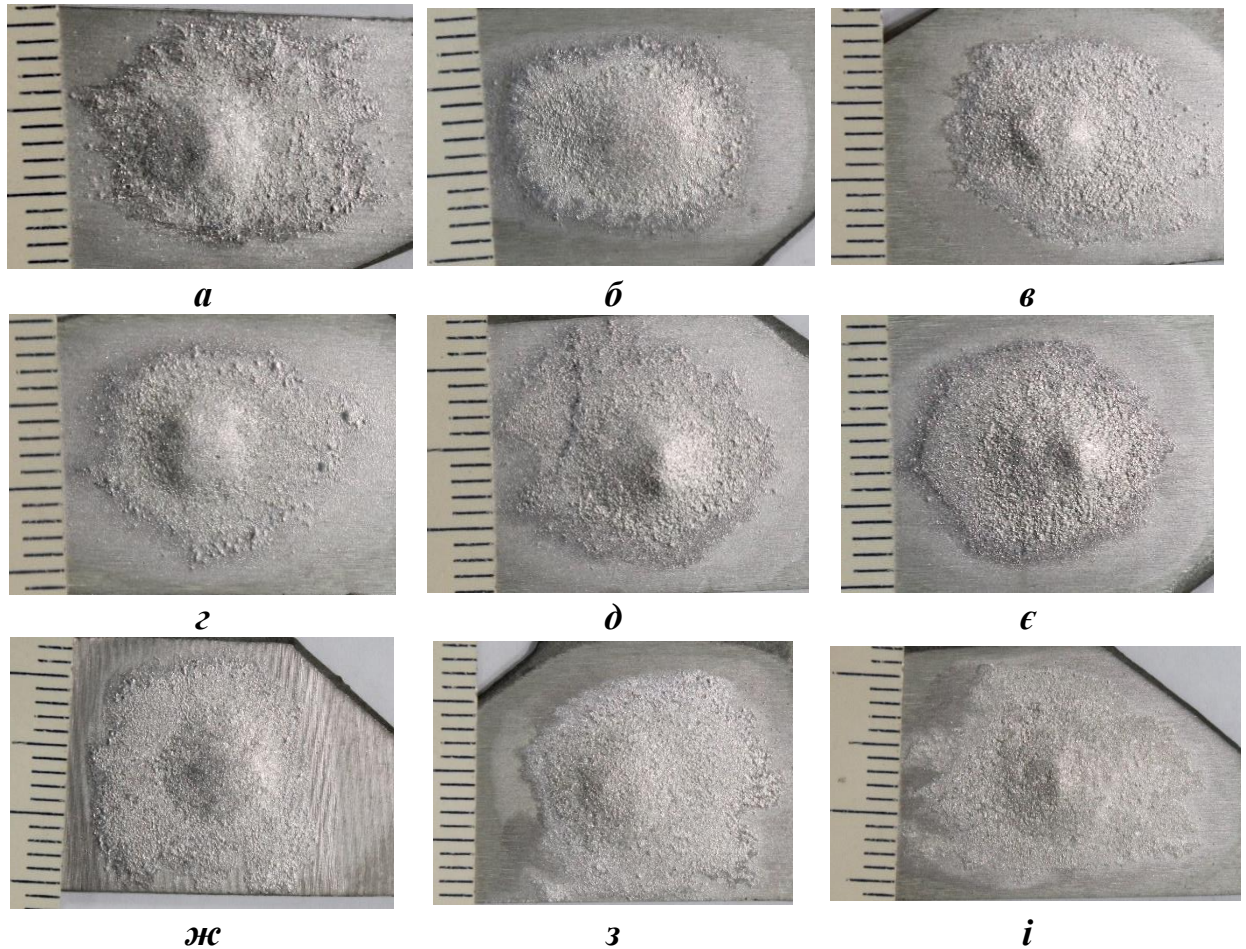


Рисунок 3.12 – Розтікання припою SBM-4 при температурах 1200 (*а,б,в*), 1215 (*г,д,е*) і 1230 °С (*ж,з,і*) і вмісті 10 (*а,г,ж*), 20 (*б,д,з*) і 30 % (*в,е,і*) добавки 4Д

Час витримки при температурі паяння складав 10 хв. Зміна цього часу від 5 до 10 хв. при температурах 1215 °С і 1230 °С на розтікання не впливає, незалежно від кількості добавки 4Д. При цих же температурах метал краплі,

що розтікається, є однорідним. При температурі 1200 °С спочатку розтікалася добавка 4Д і лише при її вмісті 30 % границя між ними не виявлялась.

Експериментальні дані по розтіканню, які показані на рис. 3.12 представлені графічно на рис. 3.13

Планування експерименту проводили відповідно до робіт [90-92] для повного факторного експерименту 2^2 з використанням поліному першого порядку [91].

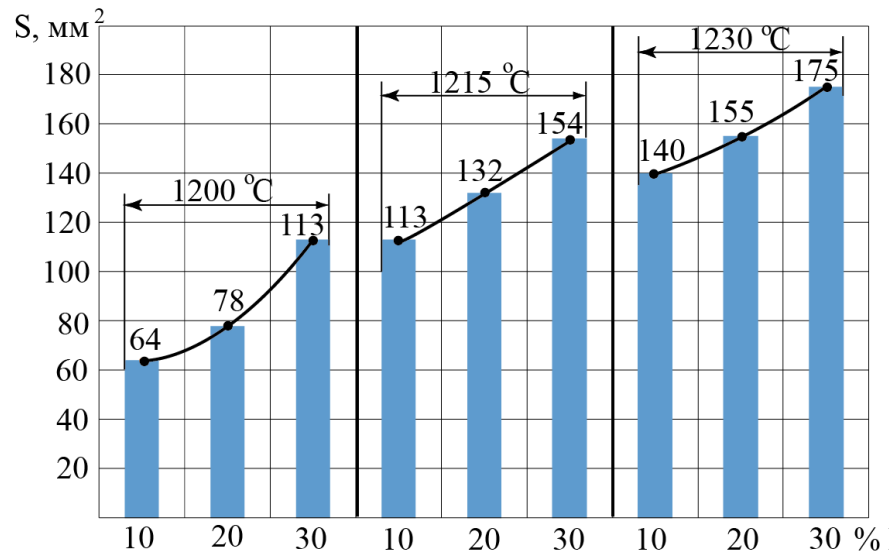


Рисунок 3.13 – Площі розтікання припою SBM-4 при температурах 1200, 1215 і 1230 °С при додаванні до нього 10, 20 і 30 % сплаву 4Д

Для дослідження розтікання було використано ортогональний план другого порядку представлений в табл. 3.3.

Таблиця 3.3 – Ортогональний план другого порядку для проведення експериментального дослідження

Номер досліджу		Фактори						Відгук				
		x_0	x_1	x_2	x_1x_2	x'_1	x'_2	y_j	повтори	$\bar{y}_l$		
Ядро досліджу	1	+1	-1	-1	+1	+1/3	+1/3	64	68	62	64,67	
	2	+1	+1	-1	-1	+1/3	+1/3	140	142	136	139,33	
	3	+1	-1	+1	-1	+1/3	+1/3	113	117	111	113,67	
	4	+1	+1	+1	+1	+1/3	+1/3	175	178	172	175	
Зіркові точки	5	+1	+1	0	0	+1/3	-2/3	155	156	150	153,67	
	6	+1	-1	0	0	+1/3	-2/3	78	82	76	78,67	
	7	+1	0	+1	0	-2/3	+1/3	154	156	149	153	
	8	+1	0	-1	0	-2/3	+1/3	113	117	112	114	
Центр плану		9	+1	0	0	0	-2/3	-2/3	132	133	128	131

За даними, представленими в табл. 3.3, отримано коефіцієнти регресії

$$b_1 = 35,83; b_2 = 20,83; b'_{11} = -12,17; b'_{22} = 4,83; b_{12} = -3,5; b'_0 = 124,89; b_0 = 124,89.$$

Загальний вид рівняння регресії має вид:

$$y = 124,89 + 35,83x_1 + 20,83x_2 + (-3,5)x_{12} + (-12,17)x_1^2 + (-4,83)x_2^2$$

Висуваємо нуль-гіпотезу, що коефіцієнт b_i , b'_{ii} та інші дорівнюють статистичному нулю. Гіпотеза виконується при $t_i > t_{a,m}$, де t_i – фактичний (розрахунковий) критерій, $t_{a,m}$ – критичний критерій, який береться з таблиці [91], m – число ступенів вільності дисперсії.

Вибіркова дисперсія рахується за формулою [91] $S_i^2 = \frac{\sum_{j=1}^{m^*} [y_{ij} - \bar{y}_i]^2}{m^* - 1}$, де m^* – кількість паралельних вимірювань.

$$S_1^2 = 9,33; S_2^2 = 9,33; S_3^2 = 9,33; S_4^2 = 9; S_5^2 = 10,03; S_6^2 = 9,33; S_7^2 = 13; S_8^2 = 7; S_9^2 = 7.$$

Дисперсія відтворюваності $S_{\text{відтв.}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^n S_i^2}{n}$, де n – кількість дослідів.

Число ступенів вільності для цієї дисперсії дорівнює $m = n(m^* - 1)$. $S_{\text{відтв.}}^2 = 9,3$.

Дисперсія коефіцієнтів рівняння регресії рахується за формулами

$$S_{b_i}^2 = \frac{S_{\text{відтв.}}^2}{\sum_{j=1}^n x_{ij}^2}; S_{b'_{ii}}^2 = \frac{S_{\text{відтв.}}^2}{\sum_{j=1}^n x'_{ij}^2}; S_{b_{iu}}^2 = \frac{S_{\text{відтв.}}^2}{\sum_{j=1}^n (x_{ij} x_{uj})^2};$$

$$S_{b_0}^2 = S_{b'_{00}}^2 + \sum_{i=1}^k \bar{x}_i^2 \cdot S_{b'_{ii}}^2; S_{b'_{00}}^2 = \frac{S_{\text{восп}}^2}{n};$$

$$S_{b_1}^2 = 1,55; S_{b_2}^2 = 1,55; S_{b'_{11}}^2 = 4,65; S_{b'_{22}}^2 = 4,65; S_{b_{21}}^2 = 2,32; S_{b_0}^2 = 1,03.$$

Фактичний критерій Стюдента складає $t_{b_1} = 28,79$; $t_{b_2} = 16,74$; $t_{b'_{11}} = 28,79$; $t_{b'_{22}} = 2,24$; $t_{b_{12}} = 2,33$; $t_{b_0} = 33,21$.

Критичний критерій Стюдента при ступені вільності $m=18$ та рівні значущості $\alpha = 0,05$ складає $t_{\text{табл}} = 2,101$.

Порівняння фактичних і критичних критеріїв показує, що кожний фактичний більше критичного. Це означає, що умова нуль гіпотези не виконується, тож приймається альтернативна гіпотеза, що коефіцієнти статистично відрізняються від нуля, а тому є значущими.

Приймається нульова гіпотеза, що розрахункове математичне очікування не відрізняється, або мало відрізняється від фактичного очікування. Для цього необхідне виконання умови $F < F_{\alpha; m_1; m_2}$, де $m_1 = n - l$ – число ступенів вільності дисперсії адекватності, m_2 – число ступенів вільності дисперсії відтворюваності, l – число коефіцієнтів в рівнянні регресії другого порядку, що дорівнює числу сполучень із $k+2$ по 2, тобто

$$l = \frac{(k+2)(k+1)}{2}$$

Дисперсія адекватності розраховується за формулою [91] та складає

$$S_{ад}^2 = \frac{m^* \sum_{i=1}^n [\bar{y}_i - \hat{y}_i]^2}{n-l} = 37,10.$$

Фактичний F-критерій складає $F_{розр} = 3,87$. Критичний F-критерій при $m_1=3$, $m_2=18$ і ступенем достовірності дорівнює $F_{табл} = 3,95$. Порівняння критеріїв показує, що фактичний критерій менше критичного, таким чином нульова гіпотеза про те, що розрахункове математичне очікування не відрізняється, або мало відрізняється від фактичного очікування достовірна, а тому рівняння регресії адекватне.

У табл. 3.4 наведено порівняння фактичних значень розтікання із розрахунковим та указана різниця (залишки) між ними. У табл. 3.5 наведені відхилення розрахунку від експерименту у відсотковому співвідношенні.

Таблиця 3.4 – Порівняння фактичних значень розтікання із розрахунковим, де 1 – дослід, 2 – очікування, 3 – залишки

Т, °С	Концентрація сплаву 4Д в припої SBM-4, %								
	10			20			30		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
1200	64	62,28	1,72	78	81,78	-3,77	113	110,94	2,06
1215	113	113,78	-0,78	132	129,78	2,22	154	155,44	-1,44
1230	140	140,94	-0,94	155	153,44	1,56	175	175,61	-0,61

Сума залишків складає $7,11 \cdot 10^{-15}$, тобто прагне до нуля, що підтверджує точність моделі.

Таблиця 3.5 – Відхилення розрахунку від експерименту

T, °C	Концентрація сплаву 4Д в припої SBM-4, %		
	10	20	30
1200	2,69%	4,62%	1,82%
1215	0,69%	1,68%	0,93%
1230	0,67%	1,01%	0,35%

На рис. 3.14 і 3.15 наведено графічне порівняння розрахунку із дослідом.

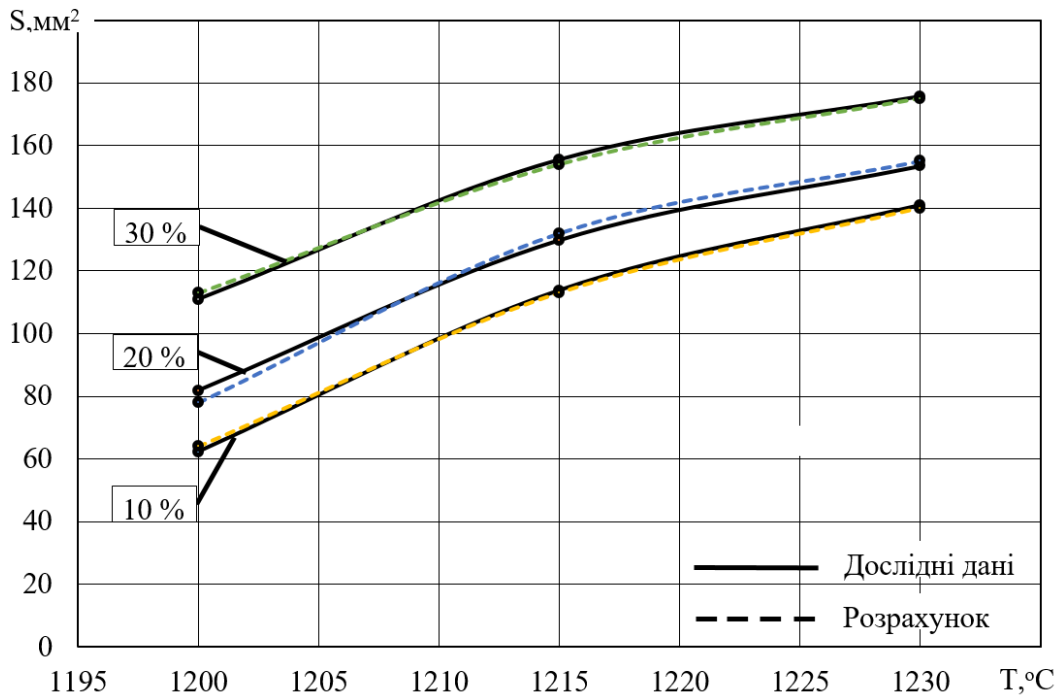


Рисунок 3.14 – Залежність площі розтікання припою від температури

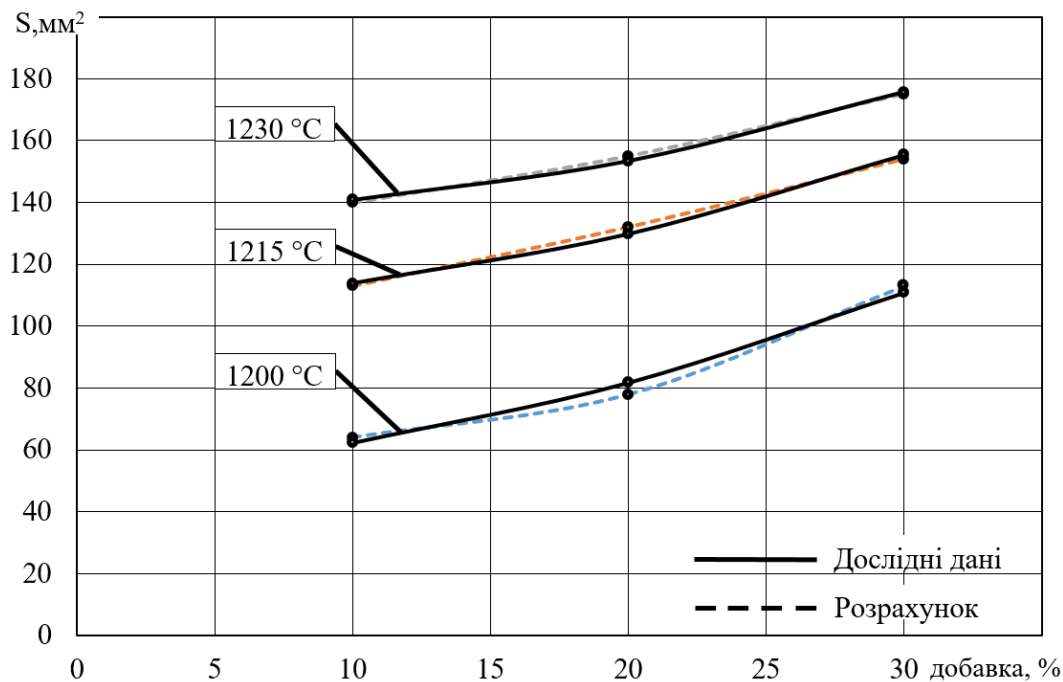


Рисунок 3.15 – Залежність площі розтікання припою SBM-4 від вмісту добавки 4Д

З рис. 3.15 і 3.16 видно, що розрахункові і експериментальні значення при дослідженні площі розтікання практично співпадають.

За результатами досліджень концентрацію бора в припої SBM-4 прийняли рівною 1,0-1,2 % мас.. За середніми значеннями цієї концентрації бору та концентрацією легуючих елементів основи припою (див. п.3.2) виплавлено припій SBM-4 для промислового використання. Для ВДТА виплавлено також сплави, які містять 1,0, 1,2 та 1,4 % бору.

Висновки за розділом 3

1. Запропоновано проводити розробку припою в два етапи, де на першому визначають основу припою максимально наближеною до основного металу. В подальшому шляхом розрахунків із застосуванням комп'ютерних програм визначаються раціональні межі вмісту легуючих елементів в основі припою з урахуванням їх взаємного впливу на кількість та будову фаз, що зміцнюють, розподіл елементів в фазах, невідповідність параметрів кристалічної будови γ - і γ' - фаз, кількість електронних вакансій, критичні температури, фізико-механічні властивості сплавів.

2. На другому етапі шляхом проведення експериментальних досліджень взаємодії елементів депресантів з основою припою та ОМ обирають раціональний вміст депресантів. На основі експериментальних методів досліджень визначають вплив параметрів процесу паяння на технологічні властивості припоїв, структурно-фазову будову та фізико-механічні властивості паяних з'єднань, обирають оптимальні технологічні параметри процесу паяння.

3. В якості основи припою для SBM-4 було вибрано сплав CM93-BI через високу гомогенність.

4. В якості депресанту для припою був обраний бор, тому що надлишок кремнію утворює силіциди та крихкі фази, так як стійкість такого припою

проти ВСК виявилася недостатньою, через що виникла необхідність підвищити концентрацію хрому до 12,5-14,5 %.

5. Для можливості використання припою для виправлення поверхневих дефектів або дефектів експлуатації лопаток турбін у склад припою введено Zr у кількості 0,45-0,7 % мас.

6. Статистична обробка даних дозволила створити адекватну математичну модель, яка прогнозує площу розтікання припою SBM-4 із добавкою 4Д з урахуванням температури та концентрації 4Д.

7. Недоліком використання припою SBM-4 із 0,75 % бору з додаванням сплаву 4Д виявилася проблема з нерівномірним розподілом порошку 4Д. Тому доцільно виплавляти готовий припій, перерахувавши концентрацію елементів в суміші. Такий припій розроблено і запатентовано під маркою SBM-4.

Основні результати розділу були опубліковані у статтях [6,7] та представлені на наукових конференціях [2,3].

4 ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИПЛАВЛЕНОГО ПРИПОЮ SBM-4, ЙОГО ПОВЕРХНЕВОЇ ЕНЕРГІЇ І СТІЙКОСТІ ПРОТИ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ СОЛЬОВОЇ КОРОЗІЇ ТА СТРУКТУРИ, ХІМІЧНОГО СКЛАДУ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЯЯНИХ З'ЄДНАНЬ

4.1 Припій SBM-4 для промислового використання

Проведені вище дослідження дозволили визначити основу припою з розрахунком її стійкості проти окрихчування через утворення ТЩУ фаз, зокрема, σ -фази [99] та з урахуванням умов експлуатації деталей і призначення припою. Визначили також концентрацію бору.

Введення бору і його кількість суттєво впливають на його критичні температури, що видно з наведених на рис.4.1 термограм.

Нікелеві припої для ливарних ЖНС через високу крихкість поставляють і застосовують у вигляді гранул, використовуючи механічне подрібнення методом холодної обробки (набором стружки і подрібнення на пресі та шаровому вібромліні) з просіюванням до різної грануляції. Змішування різних припоїв перед їх застосуванням є незручною і довгою процедурою на спеціальних пристроях, що ускладнює їх використання в промисловості. При змішуванні припоїв різної грануляції однорідність суміші забезпечити важко, а відповідно і рівномірний розподіл елементів при паянні. Тому спільно з ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» організовано виплавку припою SBM-4 на підприємстві за технологією, розробленою у відділі головного металурга. На припій розроблено тимчасові технічні умови. Припій SBM-4 містить % мас.: 12,5-14,5 Cr; 6,5-7,5 Co; 3,0-5,0 Al; 3,0-6,0 Ta; 3,0-4,5 Re; 2,0-3,0 W; 1,0-2,0 Mo; 4,7-6,2 Ti; 0,2-0,3 Hf; 0,45-0,7 Zr; 0,3-0,5 Nb; 1,0-1,2 B; 0,04-0,10 C; Ni-решта. На припій отримано патент [100], термограму припою SBM-4 показано на рис.4.2.

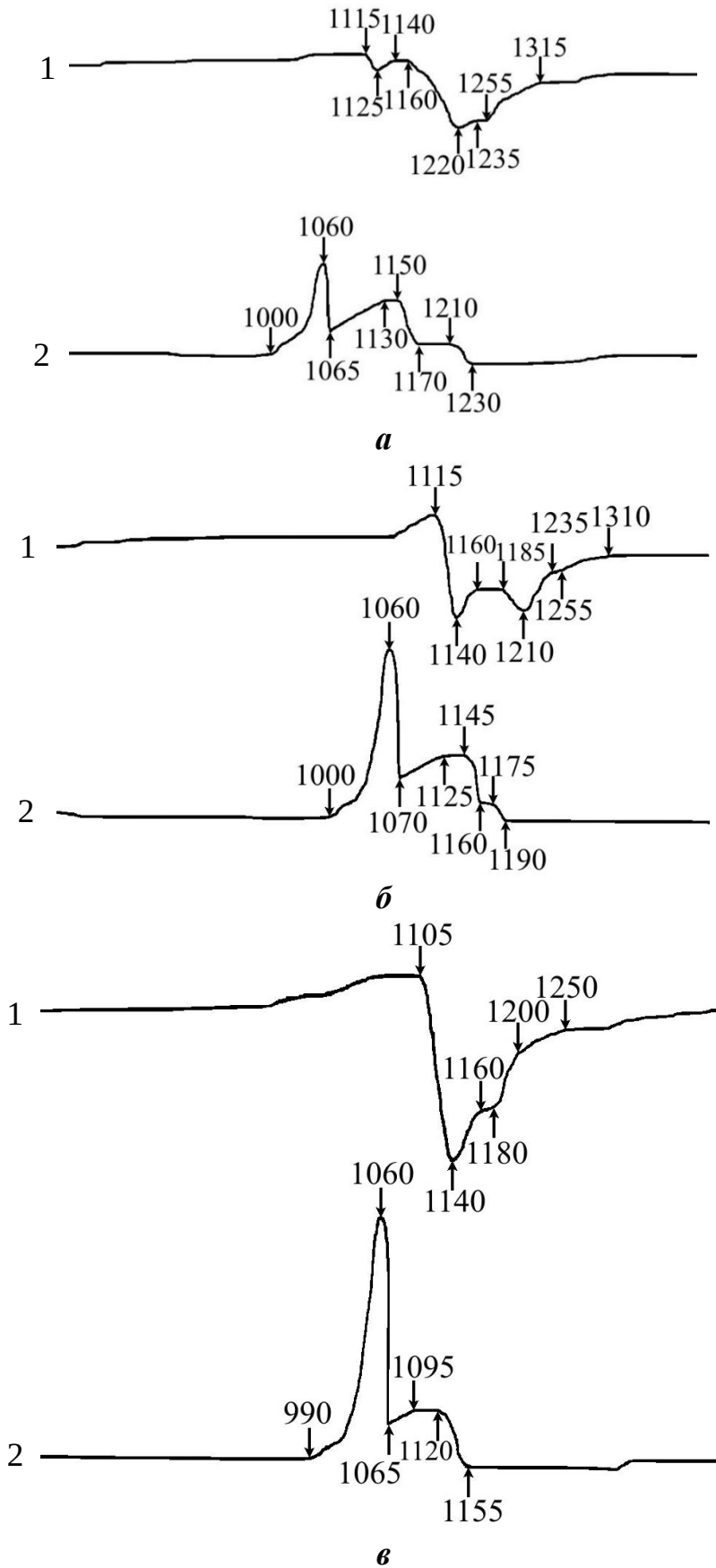


Рисунок 4.1 – Термограми припою на основі сплаву СМ93-ВІ залежно від концентрації бору: 1,0 (**а**) 1,2 (**б**) і 1,4 (**в**) % мас. 1 – нагрівання, 2 – охолодження

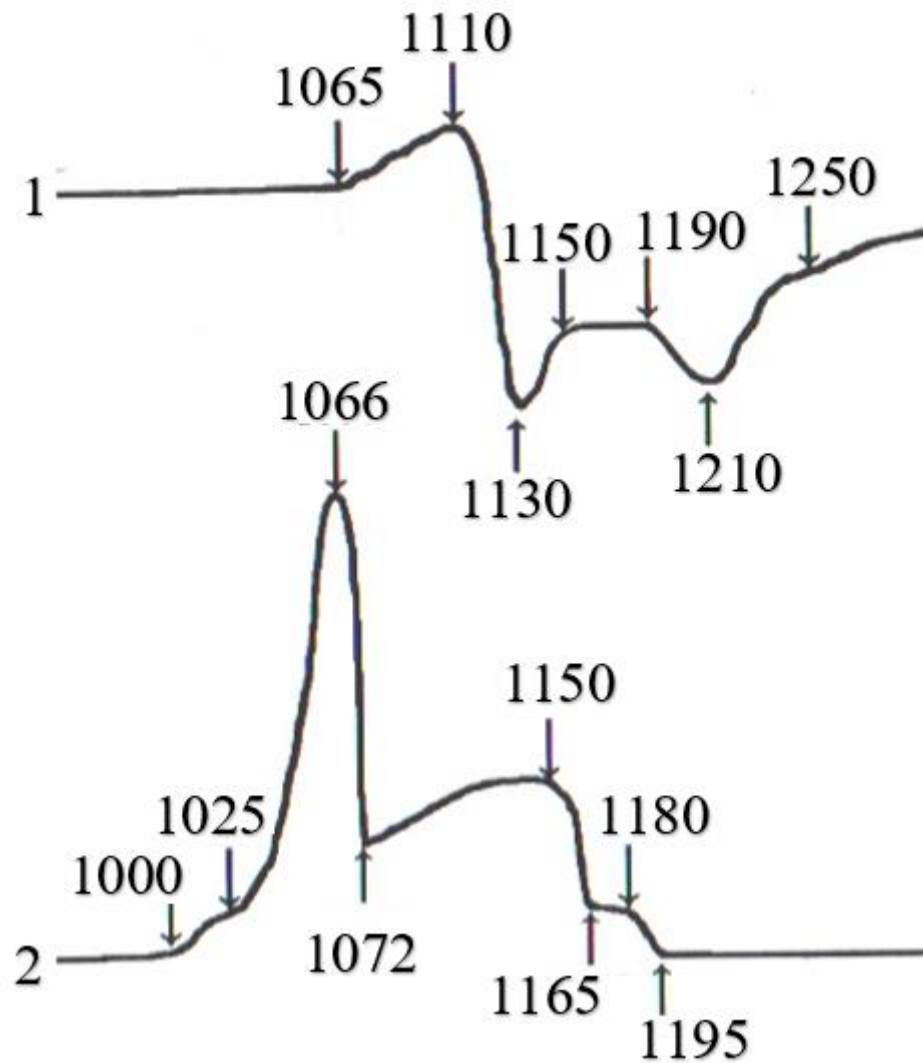


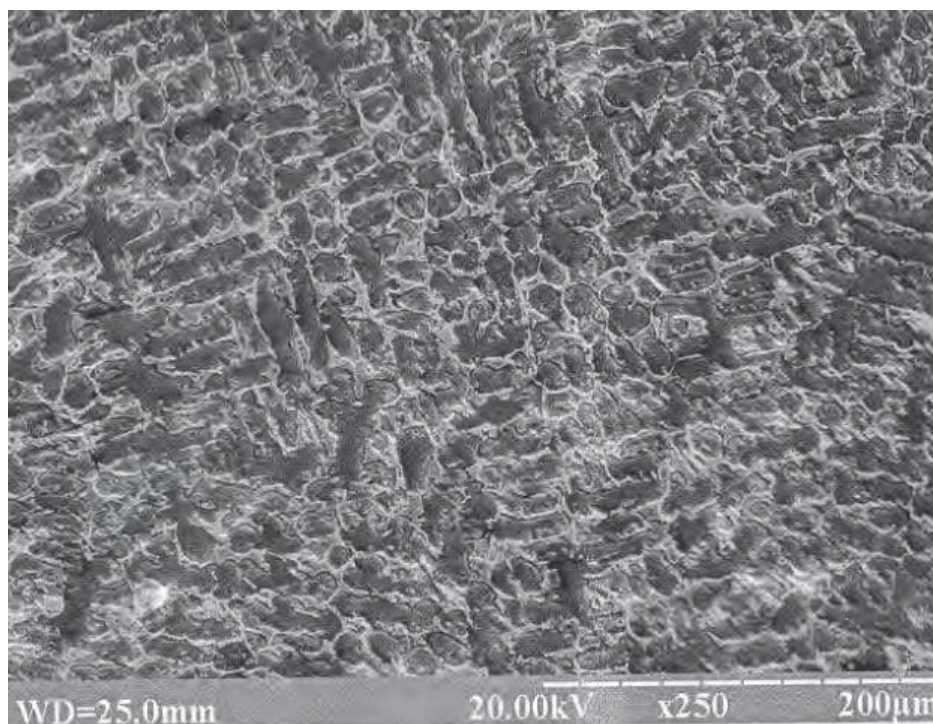
Рисунок 4.2 – Термограма припою SBM-4: 1 – нагрівання, 2 – охолодження

Мікроструктуру виплавленого припою SBM-4 з концентрацією бору 1,1 % мас. та його хімічний склад наведено на рис. 4.3.

Змочування та розтікання припою SBM-4 по поверхні сплавів СМ93-ВІ, СМ96-ВІ показано на рис.4.4-4.6.

Крайові кути змочування при температурах 1210, 1220, 1230 °C показані на рис. 4.4, а при температурах 1215, 1225, 1235 °C – на рис. 4.5.

Дослідження проводили у вакуумі $(3...6) \cdot 10^{-3}$ Па при натіканні не більше $3 \cdot 10^{-5}$ Па·м³·с⁻¹. При температурах 1210-1215 °C крайові кути складали 6...4°, а при більш високих температурах не перевищували 3°. Час витримки при температурі був 15 хв.

*a*

Елемент	Інт.	C, %	Атом. %	Коеф.
Al K	6 715	3,41	7,316	0,732
Ti K	11765	5,04	6,04	0,651
Cr K	25720	12,24	13,629	1,363
Co K	14506	8,31	8,162	0,816
Ni K	79238	58,6	56,5	6,361
Zr L	277	0,51	0,37	0,037
Nb L	202	0,3	0,22	0,023
Mo L	1503	1,15	0,696	0,070
Hf L	42	0,24	0,076	0,008
Ta M	67	4,23	1,35	0,134
W M	2454	2,82	0,93	0,093
Re L	246	3,12	0,98	0,097

б

Рисунок 4.3 – Мікроструктура (*a*) і хімічний склад припою SBM-4 (по площі) (*б*)

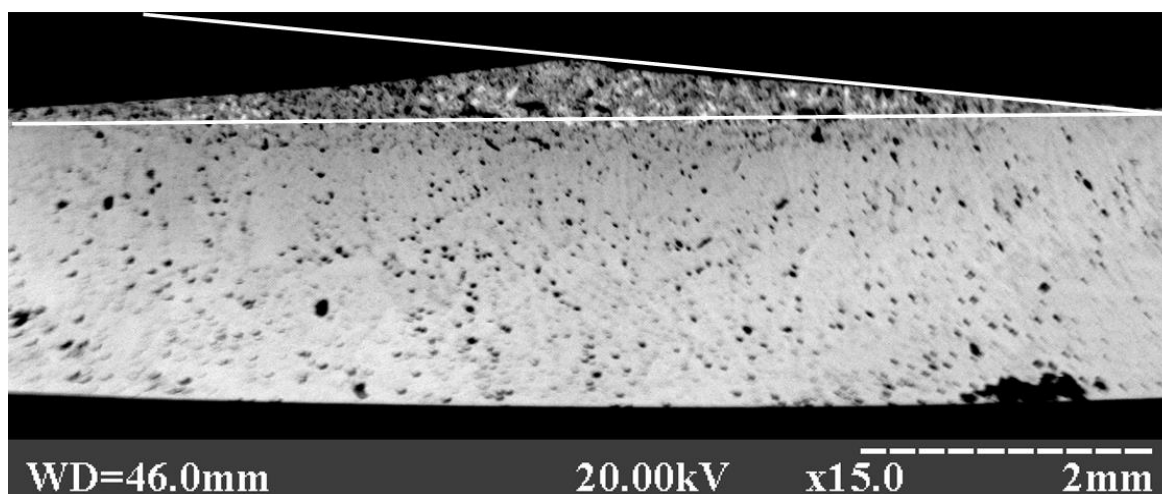
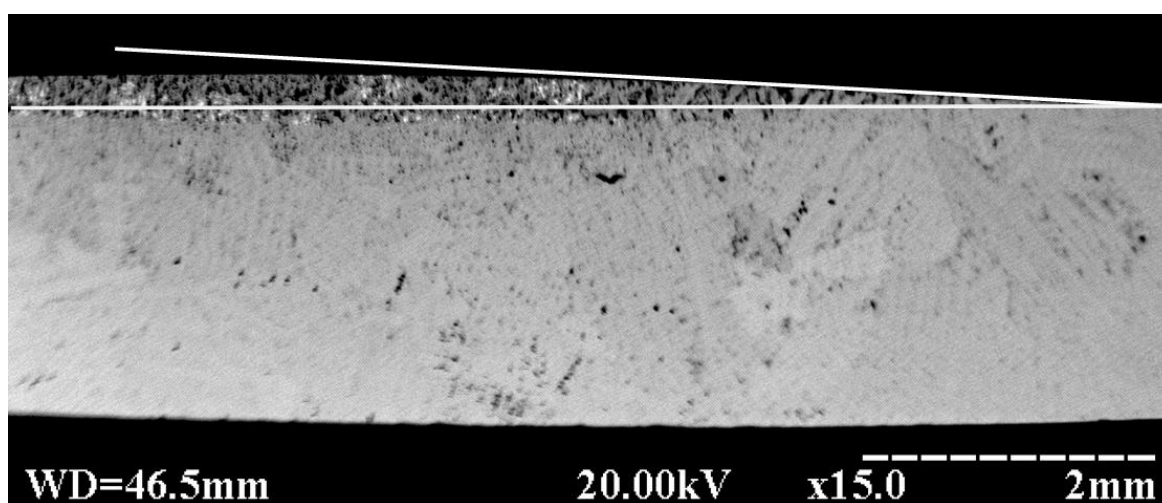
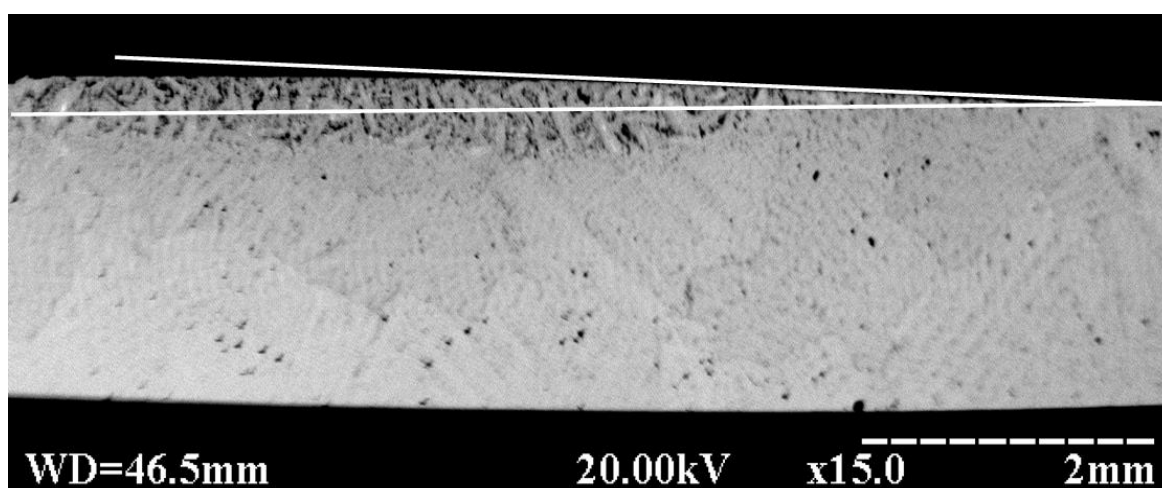
*a**б**в*

Рисунок 4.4 – Крайові кути змочування жароміцних нікелевих сплавів суднових газових турбін при температурах 1210 (*a*), 1220 (*б*) і 1230 °C (*в*)

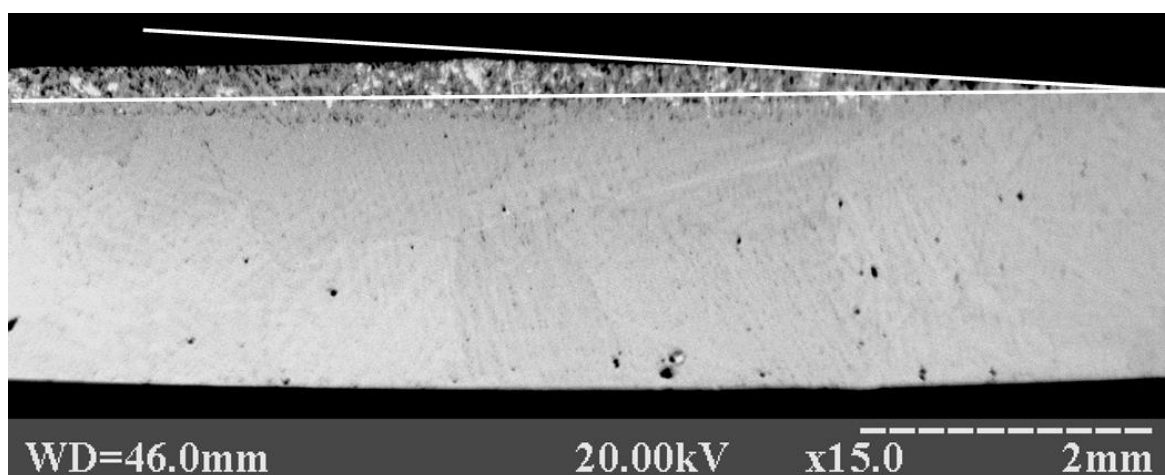
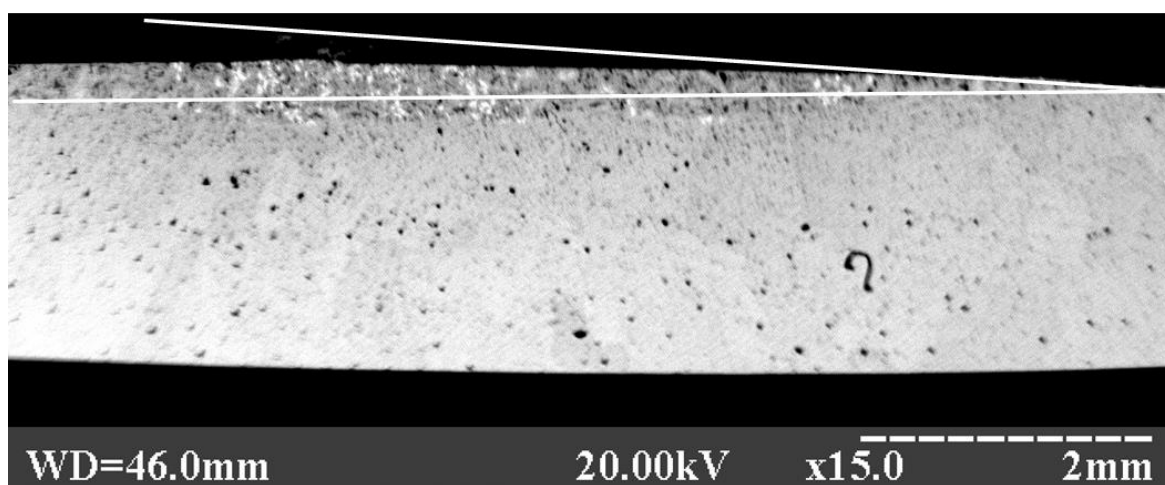
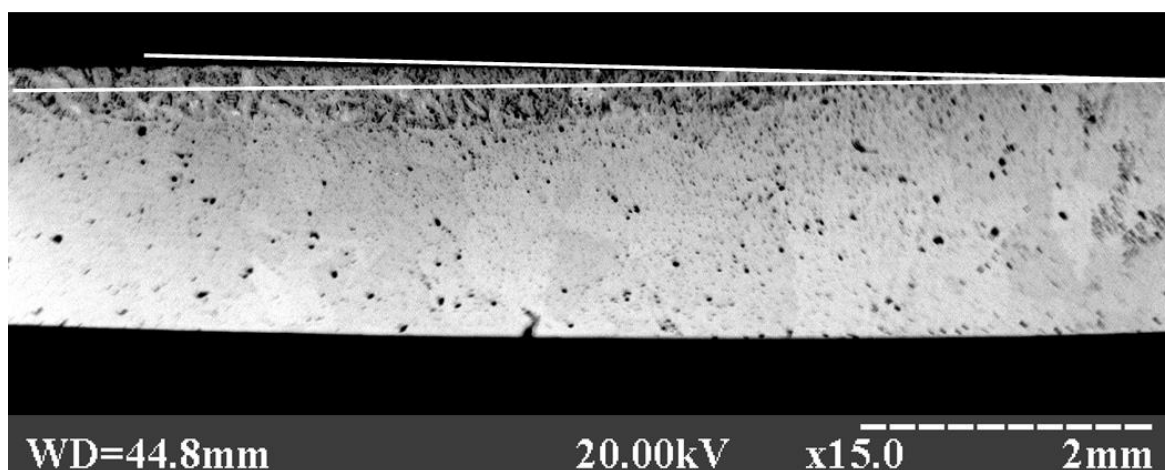
*a**б**в*

Рисунок 4.5– Крайові кути змочування жароміцних нікелевих сплавів суднових газових турбін при температурах 1215 (*a*), 1225 (*б*), 1235 °C (*в*)

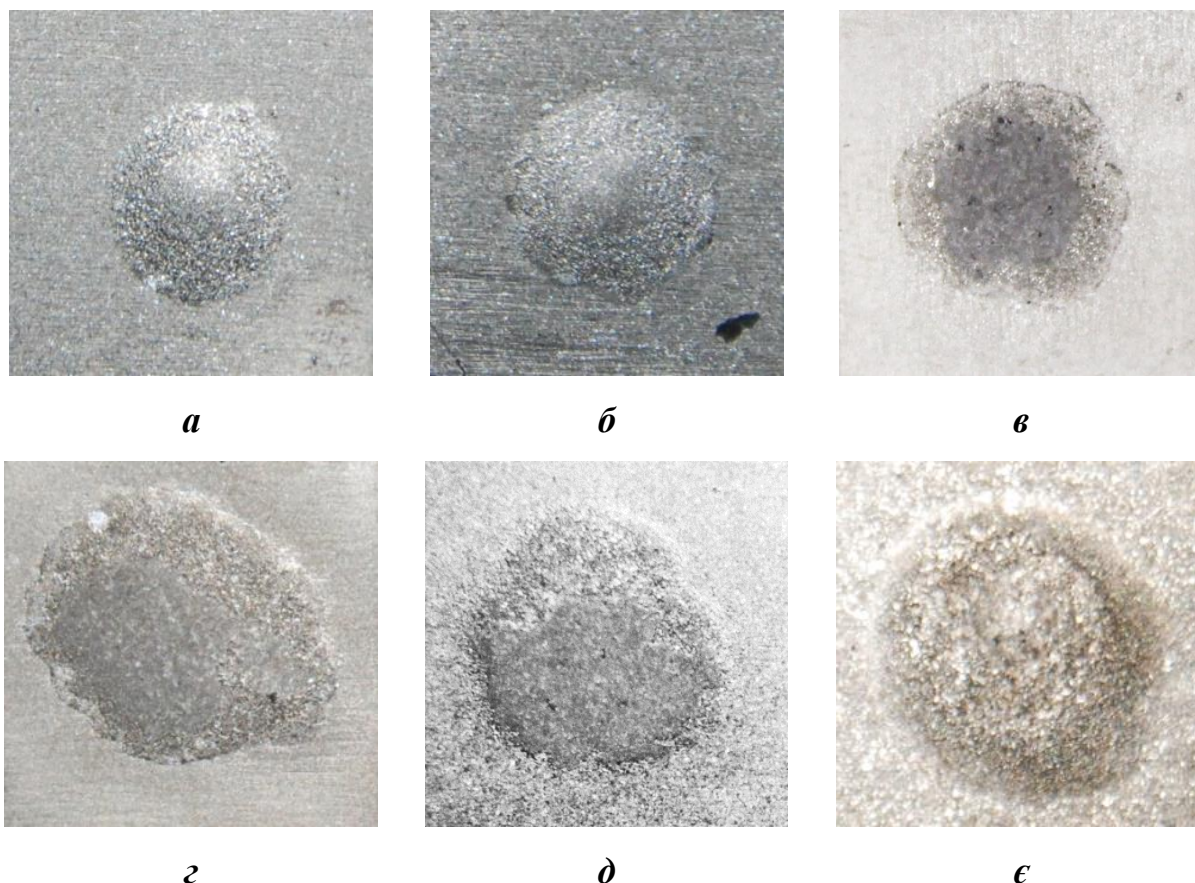


Рисунок 4.6 – Розтікання припою SBM-4 по жароміцних сплавах SM93-BI і SM96-BI при температурах 1210 (а), 1220 (б), 1225 (в), 1235 (г), 1230 при $t = 15$ хв. (д), 1230 °C при $t = 25$ хв. (е)

З рисунків 4.4 і 4.5 видно, що з підвищенням температури зростає глибина розчинення припоєм основного металу. При температурах до 1220 °C включно, максимальна глибина розчинення не перевищує 0,1 мм, а при температурах 1230...1235 °C вона дорівнює 0,244 мм. Глибина розчинення зростає до центру краплі, де товщина розплаву більша. При розчиненні сплавів відсутні будь-які прошарки на границі припою і основного металу, а також міжкристалітна корозія основного металу. Поверхневі властивості припою дозволяють виконувати паяння навіть при температурі 1200 °C.

Розтікання припою по ЖНС показано на рис. 4.6. Час розтікання змінювали від 15 до 25 хв. При витримці до 15 хв. площа розтікання менша. Наприклад на рис.4.6,д і 4.6,е час розтікання був 15 і 25 хв. відповідно. Надалі при всіх дослідженнях паяння виконували з витримкою 15 хв.

Підсумковий графік впливу температури на площу розтікання припою SBM-4 по сплавах СМ-93-ВІ і СМ96-ВІ показано на рис.4.7.

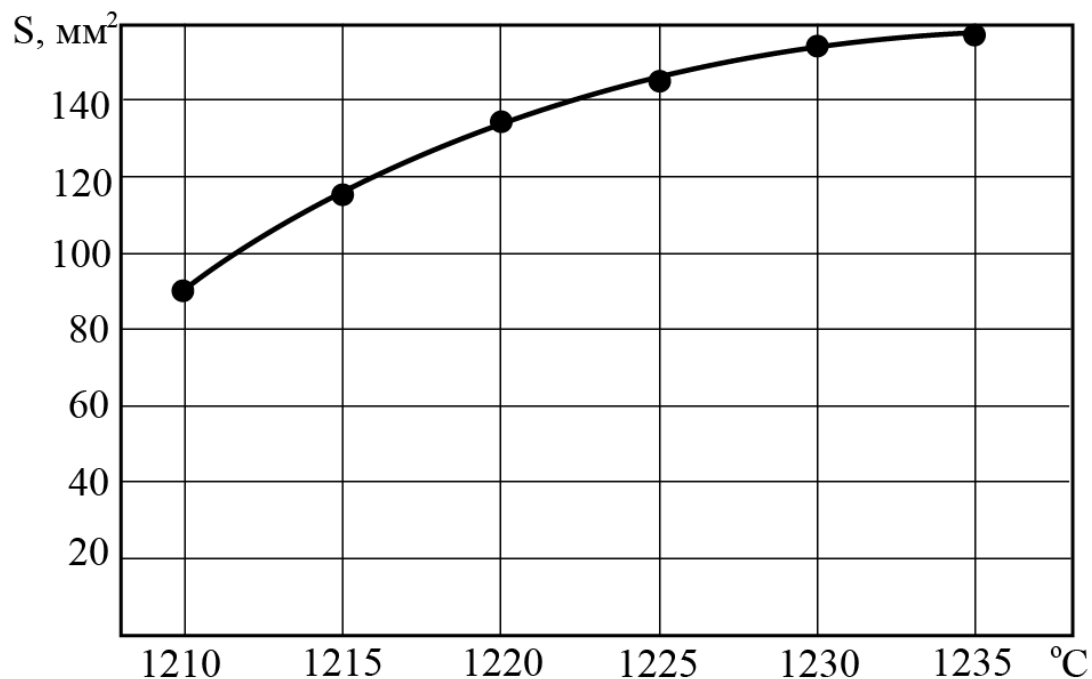


Рисунок 4.7 – Вплив температури на площу розтікання припою SBM-4 по поверхні сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ

В подальших дослідженнях виконували паяння плоских клиноподібних зразків (рис. 4.8) та зразків внапуск із зазором 0,08...0,1; 0,03 мм і без зазору.



Рисунок 4.8– Клиноподібні зразки для визначення затікання припою в зазор різної величини

Дослідження поверхневих властивостей припою SBM-4 показали, що сплави СМ93-ВІ і СМ96-ВІ він змочує, розтікається і заповнює зазори

практично однаково. Крайові кути змочування обох сплавів знаходяться у межах похибки їх визначення. Тому вплив температури на площу розтікання припою SBM-4 для обох сплавів показано на одному графіку (рис.4.7).

Узагальнюючим показником поверхневих властивостей припоїв є поверхнева енергія, що має одне число з поверхневим натягом, але різними розмірними величинами.

4.2 Розрахунок поверхневої енергії припою SBM-4

Роль поверхневої енергії в різних процесах та способи її визначення детально розглянуто в роботі [101] та науковою школою академіка АН УССР В.Н. Єременка, її досліджували при різних процесах в роботах [102-104].

Припій SBM-4, як і багато інших нікелевих припоїв для паяння ливарних ЖНС, є крихким. Його подрібнення проводиться механічним способом. Більш продуктивним є виготовлення порошку припою методом плазмодугового оплавлення і відцентрового розпилення. Грануляція порошку визначається поверхневою енергією, в'язкістю і густиною розплаву.

Сьогодні існує багато способів визначення поверхневої енергії розплавів [101], їх поділяють на статичні та динамічні. Найбільш поширеним є метод краплі, яка лежить на підкладці, що не змочується [101, 105]. Метод краплі, що знаходиться в стані рівноваги твердого не змочуваного тіла полягає у вивченні геометрії такої краплі [105, 106]. Найбільш простим є метод, при якому поверхневу енергію визначають за рівнянням

$$\sigma_{p.g.} = \frac{d^2 \rho g}{H}, \quad (4.1)$$

де d – максимальний екваторіальний діаметр краплі; $1/H$ – функція відношення $d/2h$; h – відстань від екваторіального діаметру до вершини краплі; ρ – густина розплаву; g – прискорення сили тяжіння. Величини d , h визначаються шляхом їх вимірювання на зображенні контуру спокійної краплі, яке отримують на фотографії.

Визначення поверхневого натягу методом спокійної краплі має певні труднощі. При високих температурах припою для паяння ЖНС в припій вводять адгезійно-активні елементи, завдяки яким припій змочує поверхню кераміки, так як ВК100-1, що недопустимо при отриманні краплі для розрахунку поверхневої енергії. Друга проблема пов'язана з густиною рідини розплаву при проведенні досліджень. Аби ці перешкоди були усунені використовували в якості підкладки пластину з карбонітриду бору, яка не взаємодіє з припоєм SBM-4. Зміну густини розплаву розраховували за комп'ютерною програмою JMatPro (рис. 4.9).

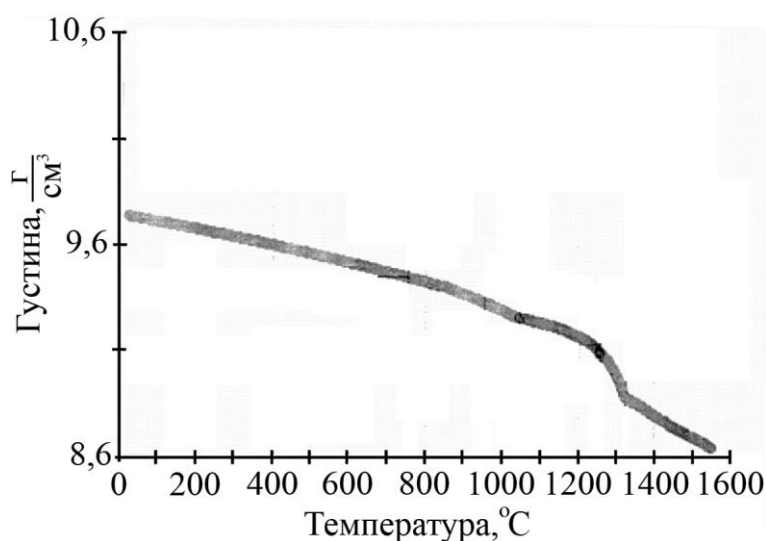


Рисунок 4.9 – Зміна густини припою SBM-4 залежно від температури

На рис. 4.10 показано фотографії краплі припою SBM-4 при температурах 1220 і 1240 °C.

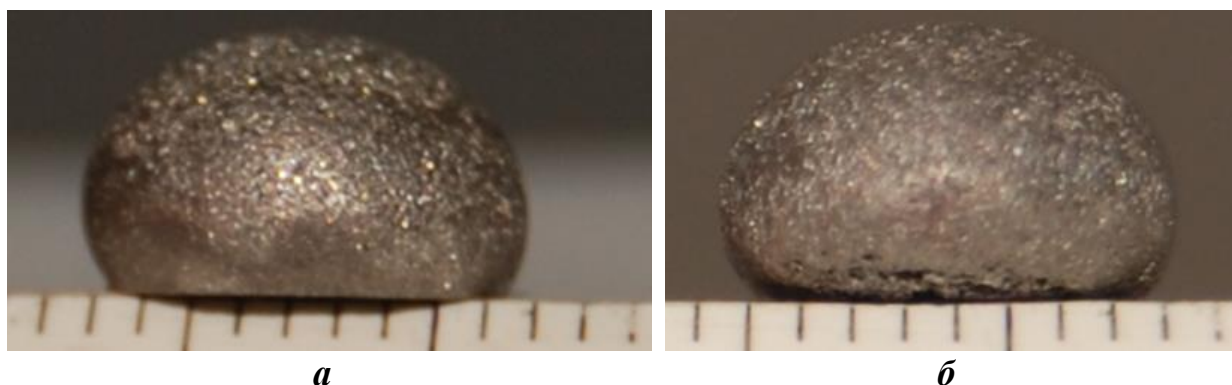


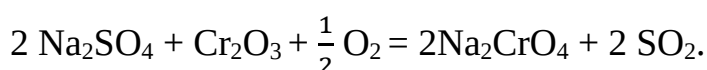
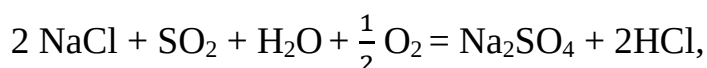
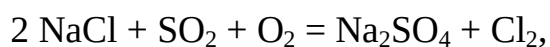
Рисунок 4.10 – Геометрія краплі припою SBM-4 при температурах 1220 (а) і 1240 °C (б)

Значення поверхневої енергії для високолегованих припоїв в літературі відсутні. З аналізу рівняння (4.1) видно, що значний внесок у величину поверхневої енергії вносить густина розплаву. Якщо порівнювати з чистим Ni, то при температурі плавлення нікелю, його густина дорівнює 7760 кг/м^3 а значення поверхневої енергії дорівнює 1780 Дж/м^2 [107]. Густина припою SBM-4 за рахунок легування тугоплавкими металами значно вища. При температурах 1240 і $1220 \text{ }^\circ\text{C}$ густина дорівнює $9,1$ і $9,17 \text{ кг/м}^3$ і значення поверхневої енергії складає $1,38$ і $1,9 \text{ Дж/м}^2$ відповідно. В роботі [108] досліджували поверхневу енергію системи Ni-Cr, але активного впливу хрому не виявлено. На поверхневу енергію припою впливають поверхнево активні елементи, до яких відносять в першу чергу C, B, Al, Ti, вплив C і B вивчали в роботі [109]. Впливають також і інші фактори. Їх вплив потребує подальшого дослідження, в тому числі і іншими методами [101-103].

4.3 Дослідження стійкості припою SBM-4 проти високотемпературної сольової корозії

Методика дослідження стійкості припоїв проти ВСК описана в розд.2. Як відзначалось в попередніх розділах, для забезпечення жаростійкості і стійкості ЖНС проти ВСК головним легуючим елементом є Cr [88, 110, 111]. Тому перші сплави для суднових турбін містили $18,0\text{-}24,0 \text{ \% мас. Cr}$ (сплави ЭП-99, ЭИ-602, ЭП539, ЭК9-ВІ), потім концентрацію Cr зменшили до $16,0\text{-}17,0 \text{ \% мас.}$, в сплавах нового покоління концентрація Cr складає $12,5\text{-}13,0 \text{ \% мас.}$.

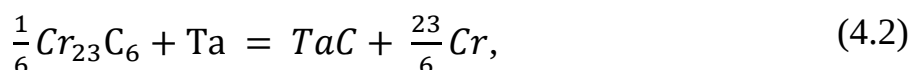
Високотемпературна сольова корозія протікає при наявності в продуктах згоряння палива сірки та її сполук. При згорянні важкого палива суднових турбін сірка створює оксиди SO_2 і SO_3 . Частинки солей морської води NaCl, що сідають на гарячі деталі турбін, взаємодіють з оксидами сірки, киснем і парами води, руйнуючі захисну оксидну плівку хрому Cr_2O_3 за реакціями [12]:



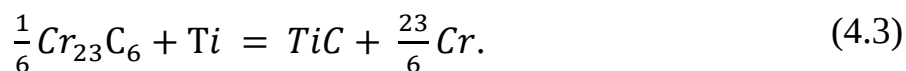
Зниження концентрації хрому для підвищення температури працездатності сплавів стало можливим не тому, що змінились умови експлуатації суднових турбін, а завдяки удосконаленню системи легування ЖНС. Вплив легуючих елементів на стійкість ЖНС проти ВСК вивчали ще у 80-х роках минулого століття [110, 111]. Негативний вплив Мо і W в припоях з необхідною кількістю Cr залежно від суми концентрації Мо і W встановлено в роботі [112]. Механізм ВСК було встановлено ще в роботі [12]. Завдяки легуванню ЖНС Та і Re створено нові сплави як для суднових, так і для авіаційних турбін [16, 17, 20, 113]. Установлено, що легування Та і Re дозволяє суттєво підвищити жароміцність сплавів. Легування Та дозволяє підвищити стійкість сплавів проти окиснення та високотемпературної корозії [16,20], що підтверджено експериментально тигельним методом і на газодинамічному стенді. При дослідженні жаровини було виявлено, що в ній поряд із захисними оксидами NiO, CoO і Cr₂O₃ присутній також оксид Ta₂O₃, який на відміну від оксидів Мо, W і Nb, які реагують з Na₂SO₄, сприяючи розчиненню захисного шару оксидів, не взаємодіє з сульфатом натрію і утворює щільну захисну плівку, яка знижує швидкість високотемпературної корозії. При випробуваннях на корозію при 900 °C протягом 100 годин втрата маси дослідних зразків була меншою, ніж таких же зразків із сплаву ЧС104-ВІ, який містить 20 % Cr і знаходився поруч [16].

Існує гіпотеза, що спорідненість Та до С більша спорідненості Cr, тому більша частина хрому залишається в аустенітній матриці, а не витрачається на карбід Cr₂₃C₆, підвищуючи корозійну стійкість сплаву.

Для оцінки цієї гіпотези розглянуто реакцію



а для порівняння і вплив титану за реакцією



Можливість таких реакцій визначали по зміні енергії Гіббса. Термодинамічні характеристики, що наведені в табл. 4.1, вибирали з робіт [114-118].

Таблиця 4.1 – Термодинамічні властивості речовин для визначення ΔG_T^0 реакцій (4.2, 4.3)

Речовина	$\Delta H_{298}^0 (H_{298}^0)$, кДж/моль	$\Delta S_{298}^0 (S_{298}^0)$, Дж/(моль·К)	ΔG_T^0 , кДж/моль		
			298, К	500, К	1400, К
Cr ₂₃ C ₆	-398,5	610			
Ta	0	44,281			
TaC	-144,77	41,84	-74,7	-71,66	-56,79
Cr	0	23,76			
Ti	0	30,66			
TiC	-231,4	24,2	-159,88	-156,1	-134,79

За результатами розрахунків реакції (4.2) і (4.3) протікають з утворенням карбідів TaC і TiC. Спорідненість до вуглецю у Ti більша ніж у Ta. Відношення концентрацій цих елементів в γ' і γ фазах в основі припою SBM-4 майже однакові (див. табл.3.1). Висока стійкість сплавів CM93-BI і CM96-BI проти ВСК доведена в роботі [16], тому було важливо визначити вплив бору в припої SBM-4 на стійкість проти ВСК. Для цього були виплавлені сплави CM93-BI і CM96-BI з концентраціями бору 1,0, 1,2, 1,5, 2,0 і 2,5 % мас. Випробування проводили при температурі 900 °С протягом 20 годин в розплаві солей 25 % NaCl + 75 % Na₂SO₄ як показано на рис. 4.11.

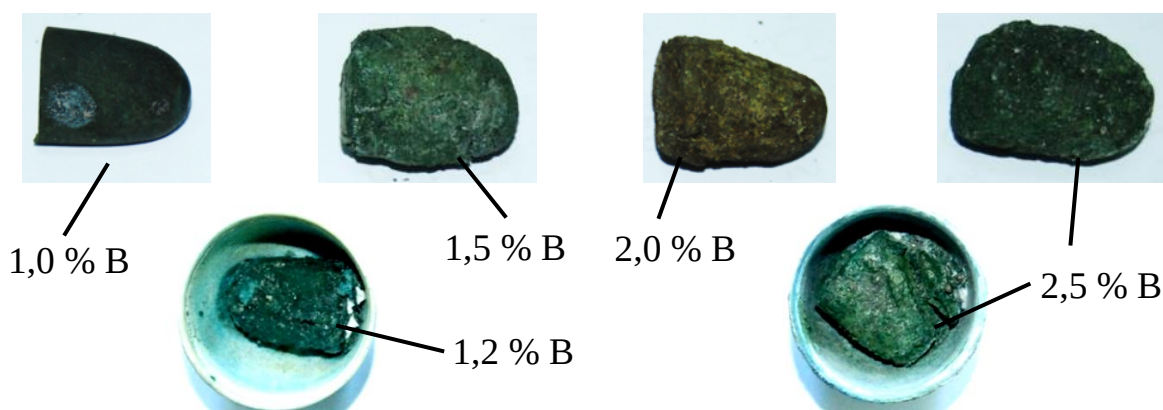


Рисунок 4.11 – Дослідження ВСК сплавів CM93-BI і CM96-BI з бором від 1,0 до 2,5 % мас. бору

Установлено, що при концентрації бору 1,2 % стійкість сплавів проти ВСК не зменшилась. Після виплавки припою SBM-4 виготовлено циліндричні

зразки і проведено знову дослідження ВСК. Циліндричні зразки після випробування показано на рис. 4.12.



Рисунок 4.12 – Загальний вигляд зразків припою SBM-4 після випробування на ВСК

За результатами досліджень швидкість ВСК припою SBM-4 складала 0,4-1,32 мг/см²·год, швидкість корозії сплаву СМ88У складає 0,3-1,175 мг/см²·год, такі значення задовольняють технічні умови експлуатації сплавів. Стійкість припою SBM-4 проти ВСК забезпечується вибраними концентраціями як легуючих елементів, так і депресанта. Для цього дещо підвищено в припої концентрацію Сг, знижено концентрацію Мо і W.

4.4 Структура хімічний склад і механічні властивості спаяних з'єднань

Дослідження структури і хімічного складу спаяних з'єднань проводили на зразках, які паялись в одній садці зі зразками для механічних випробувань або на тих же зразках. На рис. 4.13 показано циліндричні зразки після паяння (*a*) і випробувань при температурі 900 °С з визначенням міцності і довготривалої міцності.

Для механічних випробувань зразки паяли при температурі 1210-1215 °С з витримкою до 15 хв. з наступним охолодженням до 1070 °С і витримкою 60 хв.

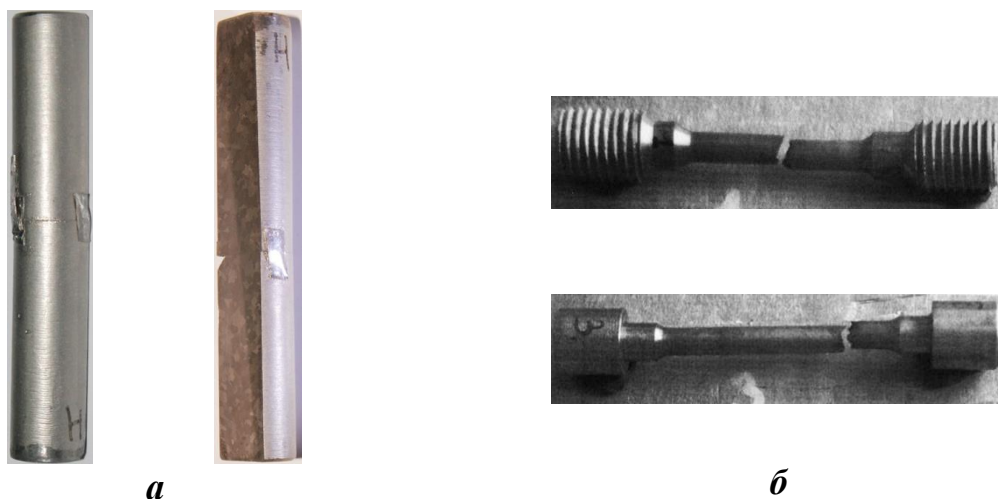


Рисунок 4.13 – Загальний вигляд зразків після паяння (*а*) і випробувань при температурі 900 °С (*б*) на довготривалу міцність (з різьбою) та визначення границі міцності (без різьби)

Зразки складалися без зазору і тиску та із зазором 0,08-0,10 мм. На рисунку 4.14, *а* показана мікроструктура спаяного з'єднання, складено без зазору після паяння, а на рис. 4.14, *б* при зазорі біля 0,1 мм після термічної обробки. На рис. 4.14, *в* наведено структуру спаяного з'єднання при зазорі 0,07-0,08 мм після термічної обробки. На рис. 4.14, *а* видно, що стик виходить в «кишеню», в якій знаходився припій.

Зразки паяли у вертикальному положенні, тобто стик знаходиться у горизонтальній площині. Паяння виконувалося у вакуумі $(3-6) \cdot 10^{-3}$ Па. Натікання в робочу камеру не перевищувало $3 \cdot 10^{-5}$ Па·м²·с⁻¹.

Після паяння зразки підлягали зовнішньому огляду, дослідженням макро- і мікроструктури, пор, неметалічних включень, тріщин, непропаїв не виявлено. Якщо при випробуваннях зразки руйнувались поза стиком, то в зоні стику виготовлялись шліфи для аналізу структури і хімічного складу металу. Аналіз спаяних з'єднань, наведених на рис. 4.14, показав однорідність металу. Евтектичні фази в з'єднанні відсутні.

Послідовність роботи з експериментальними зразками показано на рис. 4.15.

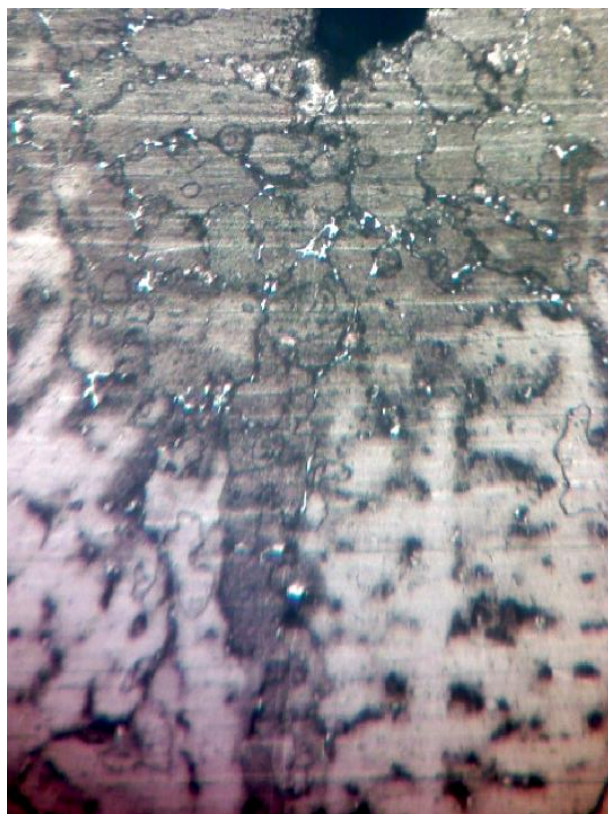
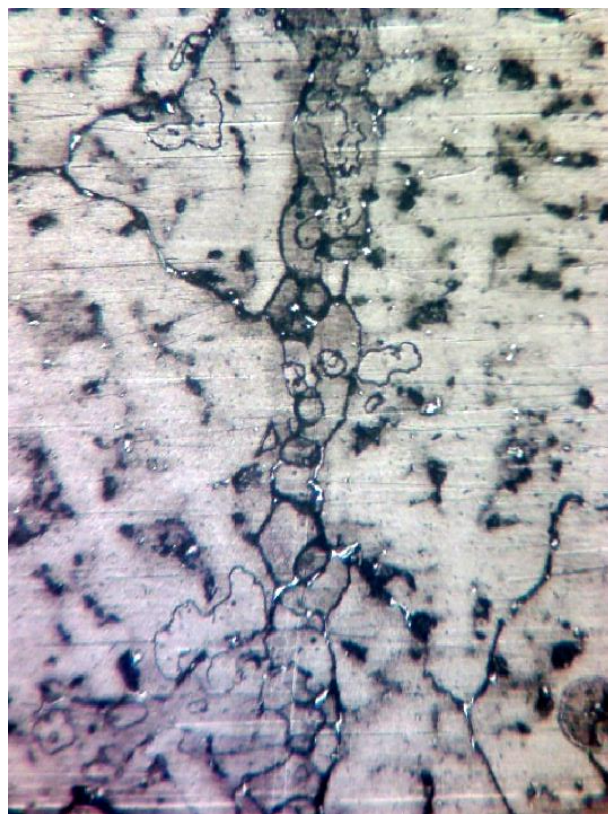
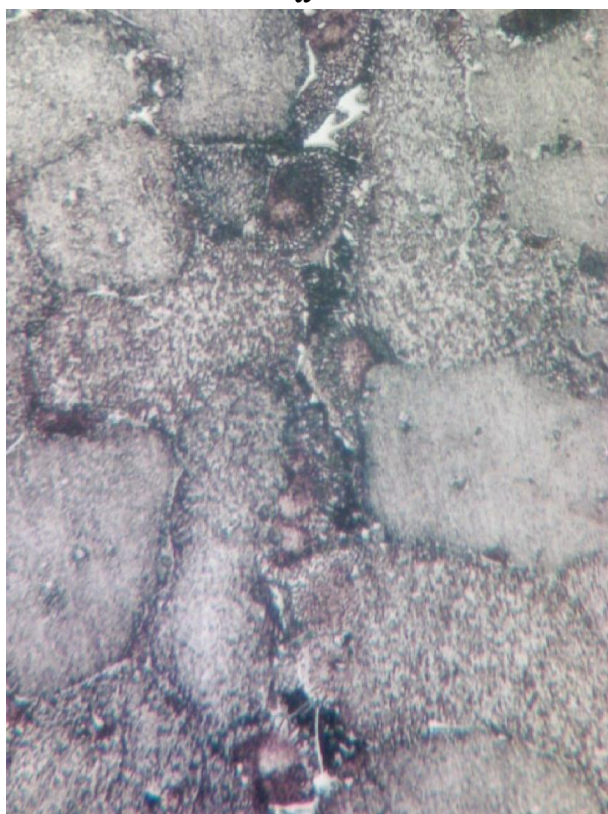
*a**б**в**г*

Рисунок 4.14 – Мікроструктура спаяних з'єднань сплаву SM93-BI припоєм SBM-4 при складанні без зазору і тиску (*a*), при зазорі біля 0,1 мм (*б*), при зазорі 0,07-0,08 мм (*в*) і основного металу (*г*): *a, б* (x100); *б, г* (x250); *a* - після паяння; *б, в, г* - після термічної обробки

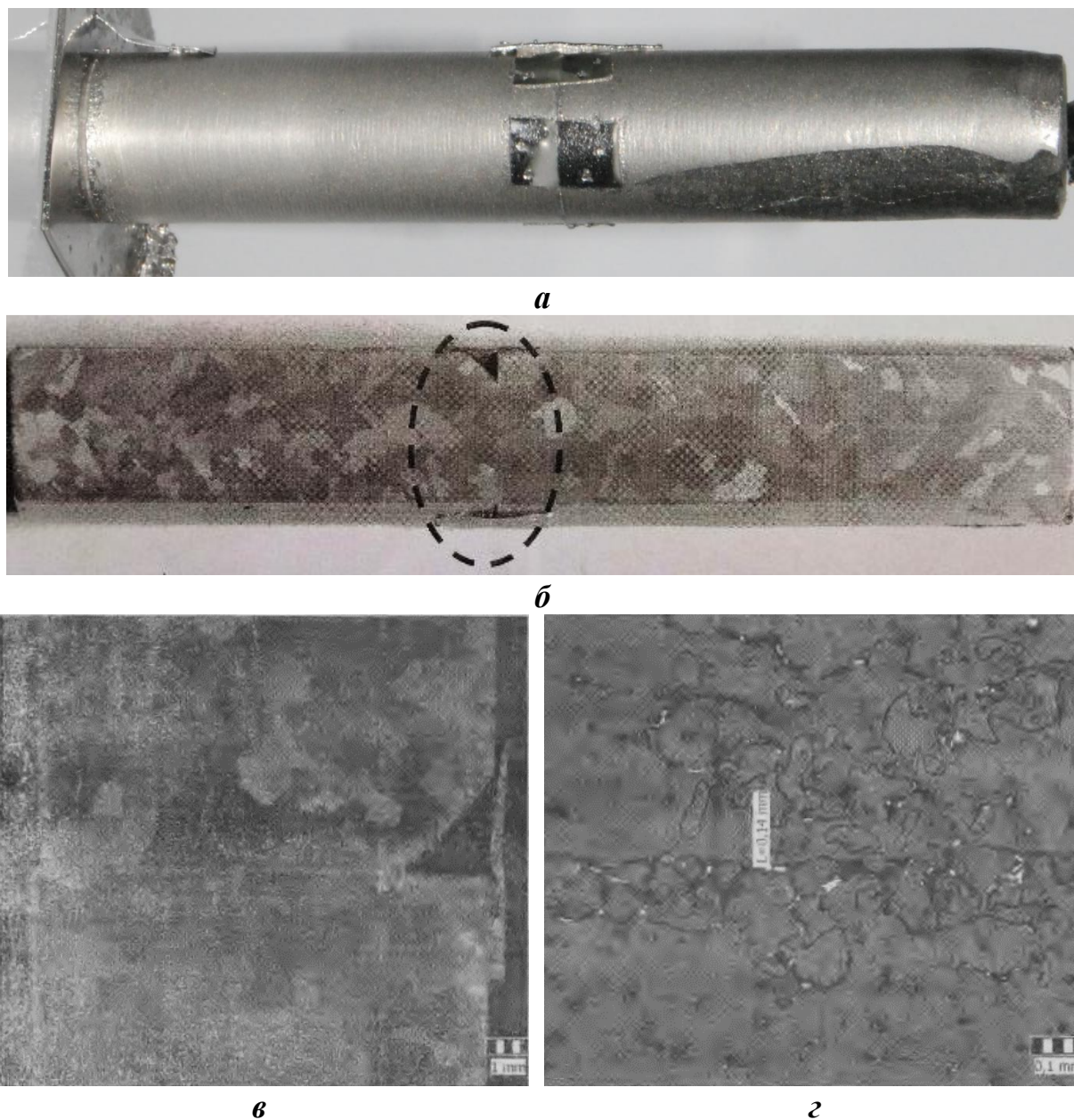
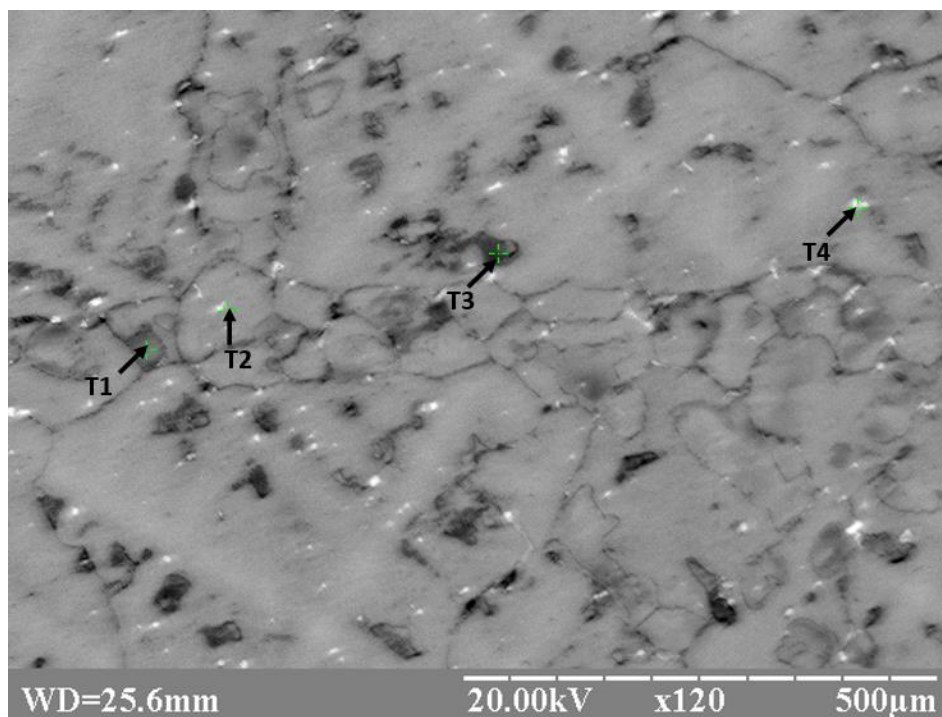
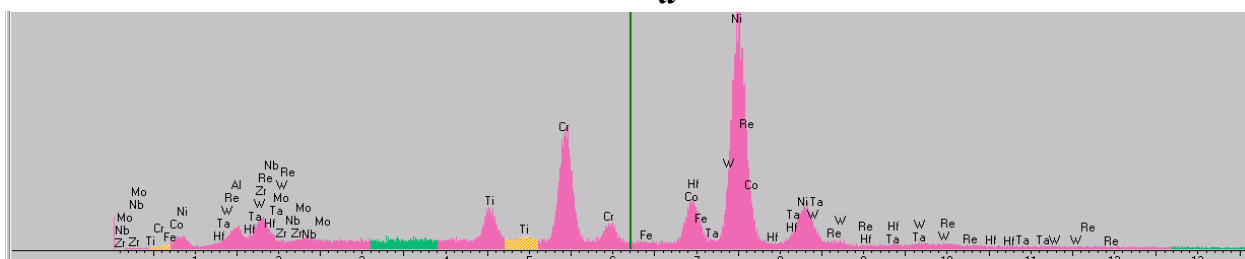


Рисунок 4.15 – Послідовність роботи з експериментальними зразками: паяння: паяння зразка (*a*), аналіз макроструктури (*б, в*), аналіз мікроструктури (*г*)

Аналіз структури і хімічного складу металу спаяних з'єднань зі сплаву СМ93-ВІ показав, що прошарок припою і основний метал після термічної обробки ідентичні по будові і складу. Мікроструктуру, спектр і хімічний склад металу спаяного з'єднання наведено на рис. 4.16 і 4.17.

*a**б*

Точка 1

Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	C %	Атом. %	Кэф.
Al	K 8143	2.59	5.633	0.563
Ti	K 14873	5.28	6.465	0.647
Cr	K 52282	16.26	18.345	1.835
Fe	K 212	0.18	0.194	0.019
Co	K 25284	9.44	9.396	0.940
Ni	K 123941	56.35	56.311	5.631
Zr	L 568	0.06	0.036	0.004
Nb	L -71	0.00	0.000	0.000
Mo	L 2716	1.68	1.028	0.103
Hf	L -330	0.00	0.000	0.000
Ta	L 60	0.27	0.086	0.009
W	M 13369	3.83	1.222	0.122
Re	L 981	4.07	1.283	0.128

в

Точка 2

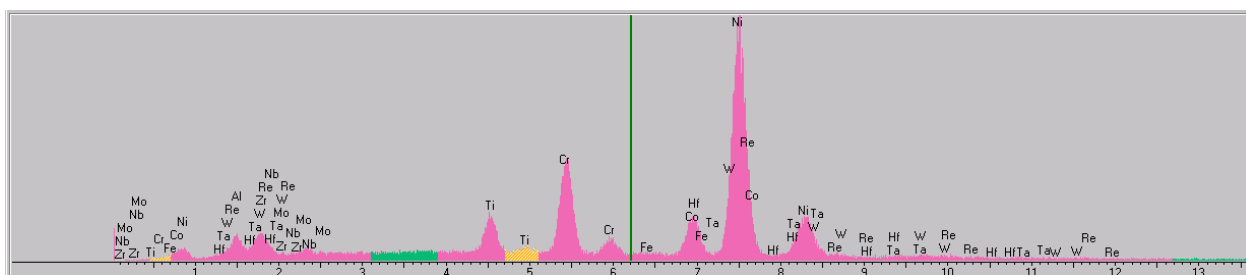
Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	C %	Атом. %	Кэф.
Al	K 8484	2.55	5.659	0.566
Ti	K 15442	5.47	6.831	0.683
Cr	K 50325	15.55	17.873	1.787
Fe	K 178	0.15	0.163	0.016
Co	K 23389	8.51	8.630	0.863
Ni	K 122524	55.18	56.173	5.617
Zr	L 975	0.10	0.065	0.007
Nb	L -414	0.00	0.000	0.000
Mo	L 2880	1.81	1.129	0.113
Hf	L -464	0.00	0.000	0.000
Ta	L 817	3.58	1.184	0.118
W	M 14693	4.50	1.463	0.146
Re	L 632	2.58	0.830	0.083

г

Рисунок 4.16 – Мікроструктура (*a*), спектр (*б*) і хімічний склад металу шва спаяного з'єднання сплаву CM93-VI в точках 1 (*в*) і 2 (*г*)

Точка 3

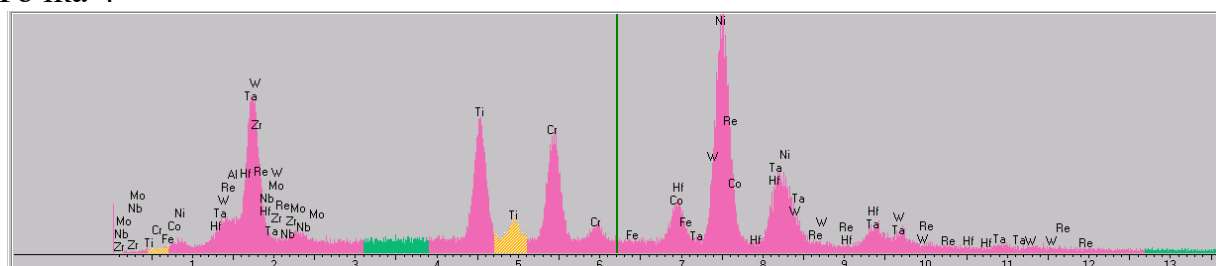


Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	C %	Атом. %	Кэф.
Al	K	8958	2.98	6.446
Ti	K	16651	6.17	7.515
Cr	K	42512	13.75	15.427
Fe	K	586	0.52	0.546
Co	K	21711	8.38	8.297
Ni	K	123040	58.52	58.166
Zr	L	378	0.04	0.025
Nb	L	-230	0.00	0.000
Mo	L	2757	1.77	1.078
Hf	L	-540	0.00	0.000
Ta	L	424	1.96	0.632
W	M	11785	3.74	1.186
Re	L	504	2.18	0.683

a

Точка 4



Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	C %	Атом. %	Кэф.
Al	K	7673	0.67	2.129
Ti	K	35674	9.64	17.349
Cr	K	31993	7.17	11.884
Fe	K	479	0.28	0.426
Co	K	15302	3.28	4.802
Ni	K	82107	24.36	35.784
Zr	L	942	0.10	0.095
Nb	L	1048	1.93	1.794
Mo	L	2925	1.81	1.623
Hf	L	-649	0.00	0.000
Ta	L	13830	39.96	19.047
W	M	28435	9.87	4.631
Re	L	364	0.94	0.437

б

Рисунок 4.17 – Спектр і хімічний склад металу спаяного з'єднання в точках 3 (*a*) і 4 (*б*)

Відомо [119, 120], що для ЖНС з багатокомпонентним легуванням змінюється морфологія і склад карбідних фаз, кількість яких суттєво зростає при введенні Hf і В [121]. Бор знижує стабільність γ' фази, карбідів MC , $M_{23}C_6$, M_6C , $M_7C_3(HfC)$, $(Cr,W,Mo)_{23}C_6$, Ta_3Co_3C , гексагонального карбіду Cr_7C_3 , тетрагональних боридів $M_3B_2(Ta_3B_2, Nb_3B_2)$, $(Mo,Ti,Cr,Ni)_3B_2$, ТЩУ-фаз та ін. Виділення цих фаз відбувається в різних температурних інтервалах і супроводжується тепловими ефектами як при нагріванні, так і при охолодженні [120].

Після паяння і механічної обробки боридна евтектика в з'єднанні відсутня. Висока дифузійна рухливість атомів бору сприяє ізотермічній кристалізації припоїв, а також виділенню дисперсних боридів в перехідній зоні. Карбідні і боридні включення характеризуються високою концентрацією елементів з високою спорідненістю до вуглецю і бору, які чітко видні на спектрах. Такі включення мають низьку концентрацію Al. В деяких включеннях спостерігається висока концентрація Ta, Ti і W.

Аналогічно, припоєм SBM-4 виконували паяння ЖНС CM96-BI. Використовували зразки з полікристалічною структурою. Мікроструктуру спаяного з'єднання полікристалічного сплаву CM96-BI показано на рис.4.18.

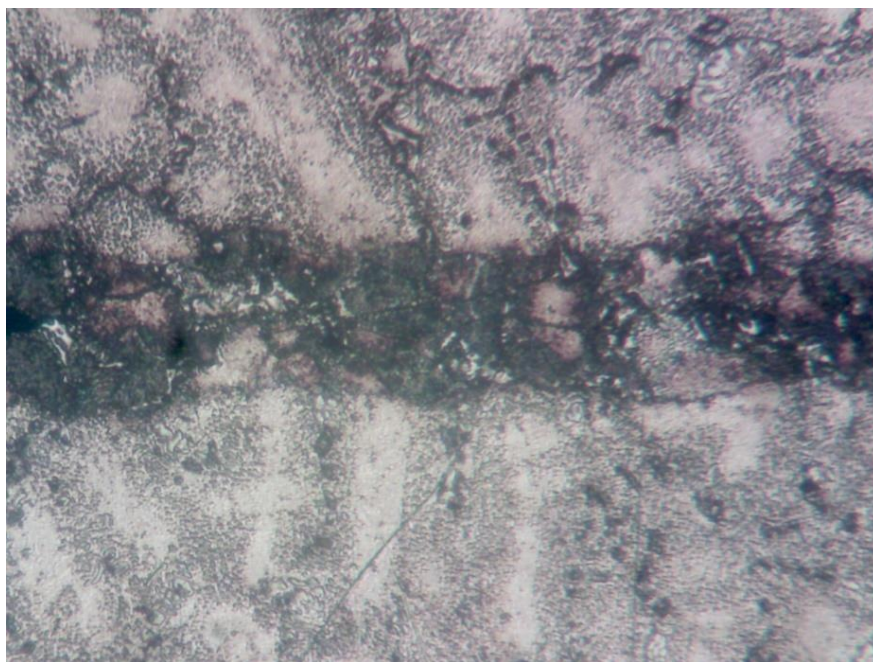


Рисунок 4.18 – Мікроструктура спаяного з'єднання сплаву CM96-BI при паянні припоєм SBM-4 з постійним зазором 0,08 мм; x250

Припій SBM-4 показав високі технологічні властивості, а також високу проникність в мікротріщини і мікроазори, що робить його перспективним для виправлення дефектів відливок і деталей з набутими дефектами при експлуатації лопаток зі сплавів CM93-BI і CM96-BI. Припій рекомендується для виправлення дефектів деталей. Такі роботи виконані спільно з відділом Головного металурга ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект».

Жароміцні сплави CM93-BI і CM96-BI призначені для виготовлення лопаток суднових турбін нового покоління. За механічними властивостями вони перевершують нинішні сплави типу ЧС70 з новим маркуванням CM, наприклад, сплав CM88У при температурі 900 °С має тривалу міцність 275 МПа протягом 100 годин. Вона є основним показником, що визначає як ресурс, так і температурну працездатність.

Сплави CM93-BI і CM96-BI застосовують для виготовлення лопаток з полікристалічною та спрямованою структурами. Оскільки виготовлення декількох зразків зі спрямованою структурою вимагає спеціальної підготовки, то в роботі над дисертацією використовували полікристалічні зразки із тривалою міцністю при 900 °С на базі 100 годин для металу з рівновісною і спрямованою структурами складає 20-30 МПа.

Механічні властивості основного металу і спаяних з'єднань наведено в табл. 4.2. Оскільки головним показником є довготривала міцність, то границя міцності σ_b в ній відсутня. Вона знаходилась на рівні основного металу, наведеного в табл. 2.2.

Спаяні з'єднання на довготривалу міцність випробовували при напруженнях 285 МПа (29 кг/мм²) і після 100 год знімали. Два зразки випробовували при напруженні 313,9 МПа (32 кг/мм²), які зруйнувались через 57 год 01 хв. і 75 год 30 хв., тобто мають запас по міцності з'єднання.

Таблиця 4.2 – Довготривала міцність основного металу СМ93-ВІ, СМ96-ВІ і спаяних з'єднань припоєм SBM-4 випробуванні циліндричних зразків на розтяг при температурі 900 °С протягом 100 год при товщині прошарку 0,08 мм, МПа (кг/мм²)

№ п.п.	Матеріал	Довготривала міцність σ_{100}^{900}		
		Основний метал $\sigma_{100(о.м.)}^{900}$	Спаяне з'єднання $\sigma_{100(о.м.)}^{900}$	Відношення $\sigma_{100(з)}^{900} / \sigma_{100(о.м.)}^{900}$
1	СМ93-ВІ полікристалічний	314(32)	285(29)	0,91
2	СМ96-ВІ, полікристалічний	321(33)	285(29)	0,89
3	СМ96-ВІ зі спрямованою кристалізацією	343(35)	-	-

Висновки за розділом 4

1. Встановлено, що виплавлений припій SBM-4 для промислового призначення, при температурах 1210-1235 °С не має прошарків на границі припою і основного металу, міжкристалітна корозія основного металу не виявлено. Поверхневі властивості припою для ЖНС СМ93-ВІ і СМ96-ВІ на рівні похибки вимірювання, та задовільні.

2. Дослідження стійкості припою проти ВСК продемонструвало високу стійкість проти умов агресивного середовища. Швидкість ВСК припою SBM-4 складає 0,4-1,32 мг/см²·год, що задовільняє технічні вимоги до експлуатації.

3. Аналіз структури і хімічного складу металу спаяних з'єднань сплаву СМ93-ВІ показав, що вони після термічної обробки ідентичні по будові і складу основного металу. Після паяння і механічної обробки боридна евтектика в з'єднанні відсутня. Припій SBM-4 показав високі технологічні властивості, а також високу проникність в мікротріщини і мікроазори, що робить його перспективним для виправлення дефектів відливок і деталей з

набутими дефектами при експлуатації лопаток зі сплавів CM93-BI і CM96-BI. Припій рекомендується для виправлення поверхневих дефектів лиття.

4. Механічні властивості спаяних з'єднань для полікристалічних сплавів CM93-BI і CM96-BI складають 0,91 та 0,89 відповідно від міцності основного металу.

Основні результати розділу були опубліковані у статтях [5, 6]

5 КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ЦИЛІНДРИЧНИХ ВУЗЛІВ З ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ З ПРОШАРКОМ ПРИПОЮ

Починаючи з перших робіт [63, 64] та в наступних досліджували з'єднання з однорідним прошарком певної товщин. Це не зовсім відповідає нинішнім спаяним з'єднанням, коли головним напрямком паяння ЖНС є отримання спаяних з'єднань з міцністю, близькою до рівня міцності основного металу, що можливо досягнути зближенням їх хімічного складу та інших властивостей, які зміцнюються в процесі паяння. В роботах [64, 66] розглядався процес зміцнення пластичного прошарку, але досліджували також напружено-деформований стан і його можливий вплив на роботу з'єднань з прошарком.

В даній роботі досліджено вплив співвідношення модулів пружності і температурних коефіцієнтів лінійного розширення (ТКЛР) жароміцного сплаву і прошарку на напружено-деформований стан (НДС) спаяних з'єднань з прошарком.

5.1 Вплив величини осьового навантаження на напружено-деформований стан вузла

Приймалося, що всі властивості матеріалів, які з'єднуються, однакові, а припій (прошарок) відрізняється від основного металу модулем пружності (силове або термічне навантаження) і ТКЛР (термічне навантаження). Дослідження виконувалось методом комп'ютерного моделювання, заснованому на методі скінчених елементів, з використанням програмного комплексу ANSYS. Загальний вигляд зразка і схема розбивки на скінчені елементи (СЕ) моделі в цілому і області, прилеглої до прошарку, наведено у другому розділі (рис.2.6).

При силовому навантаженні стиском або розтягом в пружній стадії роботи матеріалів основною властивістю, що визначає НДС вузла, є модуль пружності, а точніше, співвідношення модулів пружності основного металу і прошарку. Основні варіанти такого співвідношення: вузли з «м'яким» прошарком, коли прошарок має менший модуль пружності, ніж основний метал, і з «жорстким» прошарком, що має модуль пружності – більший. Різні модулі пружності призводять до відмінності деформацій основного металу і металу прошарку, в результаті чого при осьовому навантаженні крім осьових напружень з'являються й інші складові, НДС стає більш складним, що природно, впливає і на процес утворення з'єднання і на його працездатність.

Модель навантажувалась поздовжнім (уздовж вертикальної осі Y) рівномірно розподіленим по торцям навантаженням стиску. Порівняння рішень цієї і аналогічної задачі при розтягуванні показало, що в пружній стадії деформування при зміні стиску розтягом характер НДС не змінюється, змінюються тільки знаки напружень і деформацій, що відповідає загальним принципам механіки.

Відповідно до законів механіки в пружній стадії деформування рівень напружень змінюється прямо пропорційно величині прикладеного навантаження. З метою перевірки адекватності моделювання та встановлення загальних закономірностей формування НДС при навантаженні циліндричних вузлів з прошарками виконано розрахунок трьох варіантів рівня навантаження: -5 (вар.1), -20 (вар. 2.) та -40 (вар. 3) МПа.

В усіх варіантах модулі пружності основного металу ($E_{ом} = 2 \cdot 10^5$ МПа), прошарку ($E_{пр} = 1 \cdot 10^5$ МПа), коефіцієнт Пуассона, як основного матеріалу, так і прошарку ($\mu = 0,3$), а також його товщина ($s = 0,1$ мм) і ступінь витягнутості ($s/d = 0,005$) залишалися незмінними.

Аналіз полів всіх складових і еквівалентних напружень, отриманих в результаті моделювання, показав, що у всіх випадках на більшій частині вузла НДС залишається близьким до лінійного з осьовими і еквівалентними напруженнями, рівними прикладеному навантаженню. І тільки в невеликій

зоні вузла, розташованій поблизу прошарку біля зовнішньої поверхні циліндра, створюється складний НДС, обумовлений різницею модулів пружності основного металу і прошарку. Характер НДС в усіх варіантах навантаження повністю зберігається, змінюється лише рівень напружень прямо пропорційно величині зовнішнього навантаження.

У невеликій зоні з'єднання біля вільної бокової поверхні вузла поблизу прошарку і в самому прошарку крім осьових напружень, з'являються всі інші складові: радіальні, колові, осьові і дотичні напруження. Напружений стан стає об'ємним. В результаті еквівалентні напруження відрізняється від прикладеного осьового, перевищуючи його в основному металі, і знижуючись в матеріалі прошарку. При цьому поля максимальних головних напружень, при стиску це σ_z , у всіх варіантах практично не відрізняються від полів осьових напружень σ_y .

Ширина зони об'ємного НДС в основному матеріалі близько 0,1 мм, тобто порівнянна з товщиною прошарку. Протяжність від зовнішньої поверхні вузла не більше 1 мм, тобто в межах 10 товщин прошарку.

Аналіз епюр окремих складових і еквівалентних напружень підтвердив, що як в основному матеріалі, так і в прошарку, в будь-якому варіанті навантаження на більшій частині ширини вузла (до 90 %) зберігається практично постійний рівень напружень, зі зміною тільки в невеликій зоні біля кромки стику.

Максимальні радіальні напруження в основному металі – розтягуючі. Залишаючись близькими до нуля на більшій частині стику, вони досягають біля кромки стику величин 0,8, 3,2 і 6,4 МПа в варіантах 1, 2 і 3 відповідно, тобто збільшуються прямо пропорційно навантаженню (табл. 5.1). Їх залежність від величини стискаючого навантаження P з достовірністю $R^2 = 1$ описується рівнянням $\sigma_x = -0,16P$.

У матеріалі прошарку радіальні напруження, навпаки, стискаючі. На більшій частині стику вони складають близько -1,05, -4,2 і -8,4 МПа в

варіантах 1, 2 і 3 ($\sigma_x = 0,21P$), і зменшуються до $-0,525$, $-2,1$ і $-4,2$ МПа ($\sigma_x = -0,105P$), тобто в два рази, біля кромки стику (табл. 5.2).

Таблиця 5.1 – Максимальні напруження (МПа) в основному металі вузла Ц–Ц

Напруження	В середній частині стику			Біля кромки стику		
	Вар.1	Вар. 2	Вар.3	Вар.1	Вар.2	Вар.3
Радіальні	0	0	0	0,8	3,2	6,4
Осьові	5	20	40	4,5	18	36
Окружні	0	0	0	0,425	1,7	3,4
Дотичні	0	0	0	0,5	2	4
Головні	5	20	40	4,5	18	36
Еквівалентні	5	20	40	5,025	21	42
Коефіцієнт жорсткості	0,995	0,995	0,995	0,88	0,88	0,88

Таблиця 5.2 – Максимальні напруження (МПа) в прошарку вузла

Напруження	В середній частині стику			Біля кромки стику		
	Вар.1	Вар. 2	Вар.3	Вар.1	Вар.2	Вар.3
Радіальні	$-1,05$	$-4,2$	$-8,4$	$-0,525$	$-2,1$	$-4,2$
Осьові	5	20	40	4,5	18	36
Окружні	$-1,05$	$-4,2$	$-8,4$	$-0,55$	$-2,2$	$-4,4$
Дотичні	0	0	0	0,5	2	4
Головні	5	20	40	4,5	18	36
Еквівалентні	4	16	32	4	16	32
Коефіцієнт жорсткості	1,27	1,27	1,27	1,13	1,13	1,13

Максимальні радіальні напруження при даному поєднанні пружних властивостей основного металу і прошарку складають 16 % від прикладеного навантаження в основному металі, 21 % – на більшій частині прошарку і 10,5 % біля зовнішньої кромки стику.

Осьові напруження вздовж більшої частини стику, як в основному матеріалі, так і прошарку залишаються на рівні прикладеного навантаження, тобто 5, 20 і 40 МПа (табл. 5.1) і зменшуються біля кромки стику до 4,5, 18 і 36 МПа в варіантах 1, 2 і 3 відповідно. Аналогічно розподілені і максимальні головні напруження (табл. 5.1.), рівень їх такий же: 4,5, 18 і 36 МПа. Тобто, осьові напруження теж лінійно залежать від величини прикладеного навантаження, біля кромки стику ця залежність описується рівнянням $\sigma_y = 0,9P$.

Окружні напруження, як в основному матеріалі, так і прошарку уздовж стику розподілені аналогічно радіальним. В основному металі вони на більшій частині стику дорівнюють нулю і з'являються тільки біля його зовнішньої кромки. Вони, як і радіальні – розтягуючі, але рівень їх нижче практично в 2 рази (табл. 5.1.): 0,425, 1,7 і 3,4 МПа в варіантах 1, 2 і 3 відповідно ($\sigma_z = -0,085P$).

У матеріалі прошарку окружні напруження – стискаючі, на більшій частині стику вони залишаються на рівні $-1,05$, $-4,2$ і $-8,4$ МПа ($\sigma_x = 0,21P$) і зменшуються біля зовнішньої кромки до $-0,55$, $-2,2$ і $-4,4$ МПа ($\sigma_x = 0,11P$), тобто, практично в 2 рази, в варіантах 1, 2 і 3 відповідно (табл. 5.2).

Дотичні напруження відсутні на більшій частині довжини стику (близько 95 %), і різко зростають тільки біля самої його кромки (табл. 5.1) до 0,5, 2 і 4 МПа в варіантах 1, 2 і 3, відповідно ($\tau_{xy} = 0,1P$). Тобто максимальні дотичні напруження складають 10% прикладених осьових.

Відповідно до окремих складових розподілені і еквівалентні напруження. Уздовж більшої частини стику вони постійні, в основному матеріалі на рівні, близькому до прикладеного навантаження 5, 20 і 40 МПа в варіантах 1, 2 і 3 відповідно (табл. 5.1).

У прошарку рівень напружень в цій зоні становить 4, 16 і 32 МПа в варіантах 1, 2 і 3 ($\sigma_{\text{екв}} = -0,8P$), тобто менше, ніж в основному металі на 20 %. Тільки в безпосередній близькості до кромки стику, на відстані близько 0,5...1 мм, тобто 5 ... 10 товщин прошарку, вони дещо зростають в основному

металі, досягаючи 5,25, 21 і 42 МПа в варіантах 1, 2 і 3 відповідно ($\sigma_{\text{екв}} = -1,05P$), і практично не змінюються в прошарку (табл. 5.2). Тобто, тут проявляється ефект зміцнення або розвантаження прошарку і знеміцнення або довантаження основного металу вузла з «м'яким» прошарком.

Для зручності порівняння рівня окремих складових напружень в прошарку на рис.5.1 приведена діаграма, з якої добре видно, що матеріал прошарку знаходиться в об'ємному напруженому стані.

При цьому на більшій його частині осьові напруження дорівнюють прикладеному навантаженню, радіальні і окружні складають 21 % від неї. Відповідно еквівалентні напруження знижується до 80 % від прикладеного навантаження. У зовнішньої кромки стику матеріал прошарку кілька розвантажується, знижуються всі складові напружень, з'являються дотичні, а еквівалентні залишаються на рівні 80 %.

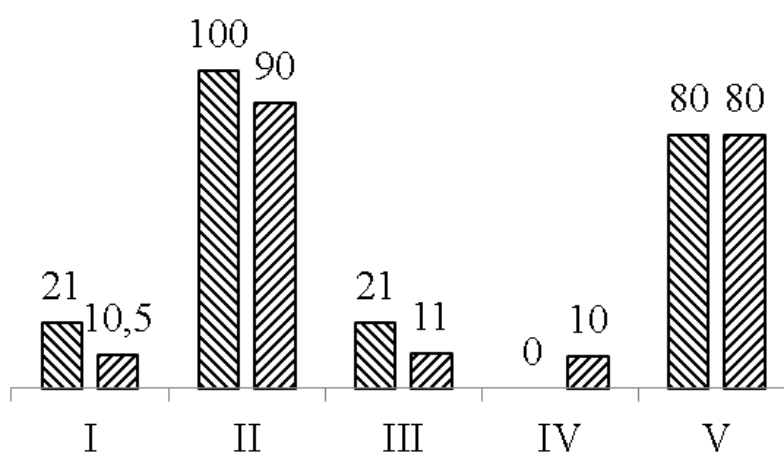


Рисунок 5.1 – Рівні напружень: в матеріалі прошарку на більшій частині стику (▨) і біля його кромки (▩): I – радіальні; II – осьові; III – колові; IV – дотичні; V – еквівалентних

Для оцінки впливу об'ємного НДС на міцність і пластичність матеріалів вузла, тобто їх зміцнення і знеміцнення, зручно використовувати коефіцієнт жорсткості напруженого стану, що дорівнює відношенню максимальних головних напружень (при розтягуванні вузла σ_1 , а при стисненні $-\sigma_3$) до

еквівалентних $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_{1(3)}/\sigma_{\text{екв}}$ [122]. Низький коефіцієнт жорсткості ($\kappa_{\text{ж}} < 1$) викликає ефект знеміцнення (зниження рівня границі плинності і підвищення пластичності) матеріалу в порівнянні з лінійним напруженим станом ($\kappa_{\text{ж}}=1$), в умовах якого проводяться стандартні механічні випробування матеріалів на міцність. Підвищення коефіцієнта жорсткості ($\kappa_{\text{ж}} > 1$) викликає ефект зміцнення, підвищення границі плинності і зниження пластичності матеріалу [109].

На рис.5.2 наведені графіки зміни коефіцієнта жорсткості в зоні стику в основному матеріалі (а) і прошарку (б) поблизу його кромки. Аналіз кривих показує, що як в основному матеріалі, так і в прошарках, в усіх варіантах навантаження коефіцієнти жорсткості $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_3/\sigma_{\text{екв}}$ практично однакові.

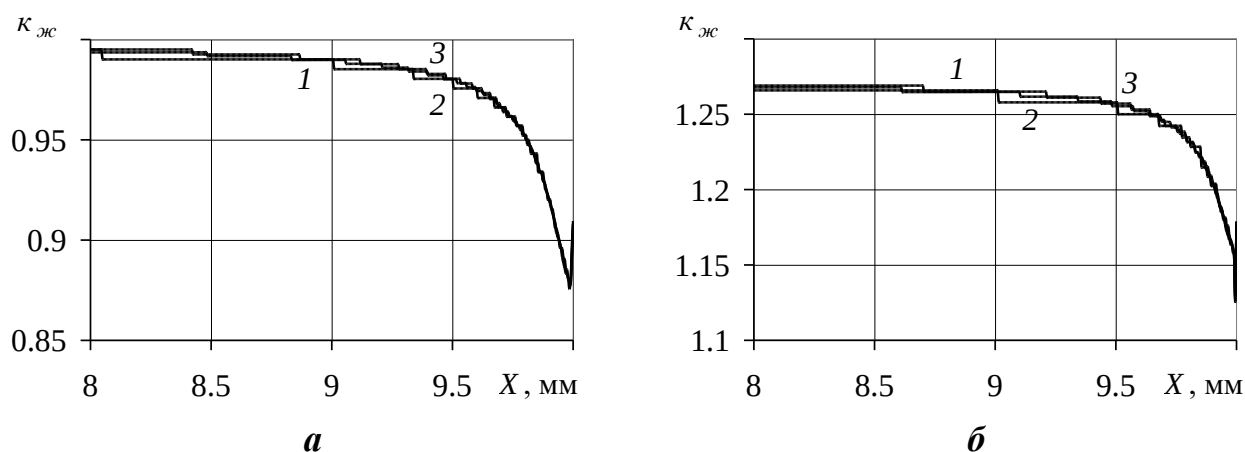


Рисунок 5.2 – Зміна коефіцієнтів жорсткості напруженого стану $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_3/\sigma_{\text{екв}}$ в зоні стику в основному металі (а) і прошарку (б) біля її зовнішньої кромки (варіанти 1, 2 и 3)

При цьому в основному металі на більшій частині довжини стику цей коефіцієнт близький до 1 (0,995). Тобто, НДС, що виникає в зоні з'єднання, практично не впливає на міцність основного металу на більшій частині довжини стику і призводить до його знеміцнення тільки поблизу зовнішньої поверхні, де коефіцієнт жорсткості знижується до 0,88 (рис.5.2,а).

У прошарку картина інша, на всій довжині стику метал зміцнюється, коефіцієнт жорсткості тут підвищується до 1,27. І тільки на кромці стику він

дещо нижчий (1,15, рис.5.2,б). Такий НДС також не сприяє пластичному деформуванню «м'якого» прошарку.

5.2 Вплив товщини прошарку на напружено-деформований стан вузла з жароміцних сплавів при осьовому навантаженні

Крім відмінності властивостей матеріалів, що з'єднуються (основного і прошарку), на НДС може позначатися і співвідношення розмірів окремих елементів вузла, зокрема, відношення товщини прошарку до діаметра зразка та до його висоти.

Вплив товщини прошарку досліджувався на тих же моделях, наведених в пункті 2.5 (див. рис.2.6). Розрахунок виконувався для трьох варіантів товщини, як з «м'яким» (варіанти 1 ... 3), так і «жорстким» (варіанти 4 ... 6), прошарком (табл. 5.3). В усіх варіантах модулі пружності основного металу приймалися однаковими $E_{ом} = 2 \cdot 10^5$ МПа, коефіцієнт Пуассона, як основного матеріалу, так і прошарку приймався рівним 0,3. При цьому «м'які» прошарки мали менші модулі пружності ($E_{пр}/E_{ом} = 0,75$), ніж основний метал, а «жорсткі» відповідно більші ($E_{пр}/E_{ом} = 1,25$).

Таблиця 5.3. Варіанти прошарку досліджених моделей

№ вар	$E_{пр}, 10^5 \text{ МПа}$	Відносна жорсткість прошарку, $E_{пр}/E_o$	Товщина прошарку, s мм	Відносна товщина прошарку $s/d = \frac{s}{h}$
1	1,5	0,75	0,050	0,0025
2	1,5	0,75	0,125	0,00625
3	1,5	0,75	0,200	0,010
4	2,5	1,25	0,050	0,0025
5	2,5	1,25	0,125	0,00625
6	2,5	1,25	0,200	0,010

Вузол навантажувався осьовим стиском 10 МПа. Виходячи із загальних законів механіки, і як це було підтверджено результатами комп'ютерного

модельовання (див. пункт 5.1), при зміні (зменшенні або збільшенні) навантаження в пружній стадії прямо пропорційно змінюється і величина всіх складових напружень.

5.2.1 Напружено-деформований стан вузлів з «м'яким» прошарком

На більшій частині вузла в основному матеріалі зберігається лінійний характер НДС, коли відмінні від нуля і рівні прикладеному навантаженню тільки осьові напруження. Всі інші складові дорівнюють нулю. Тільки на невеликих ділянках в зоні прошарку і біля зовнішньої кромки вузла НДС стає об'ємним.

Встановлено, що товщина прошарку при малій її відносної товщині (ступеню витягнутості $s/d = 0,0025...0,010$) практично не впливає ні на характер НДС, ні на величину напружень. При зміні товщини прошарку прямо пропорційно змінюються тільки розміри зони об'ємного НДС.

Ширина зони об'ємного НДС в основному матеріалі порівнянна з товщиною прошарку. Протяжність від зовнішньої поверхні вузла в основному матеріалі при всіх товщинах становить близько 5 товщин прошарку.

Аналіз результатів модельовання підтвердив, що як в основному матеріалі, так і в прошарку, у будь якому варіанті товщини на більшій частині ширини вузла (більш 60 %) зберігається практично постійний рівень напружень, зі зміною тільки в невеликій зоні біля кромки стику.

Радіальні напруження в основному металі – розтягуючі. Залишаючись близькими до нуля на більшій частині стику, вони досягають біля кромки стику величини близько 0,6 МПа у будь якому варіанті, що становить 6% від прикладених осьових. У матеріалі прошарку радіальні напруження, навпаки, стискаючі. На більшій частині стику вони на рівні близько $-1,1$ МПа в усіх варіантах товщини і зменшуються до $-0,5$ МПа, тобто практично в 2 рази, у кромки стику.

Таким чином, при прийнятому поєднанні властивостей основного металу і прошарку (різниця модулів пружності $E_{\text{пр}} - E_{\text{ом}} = -0,5 \cdot 10^5$ МПа, відношення модулів $E_{\text{пр}}/E_{\text{ом}} = 0,75$) максимальні радіальні напруження складають близько 6 % від прикладеного навантаження в основному металі, 11 % – на більшій частині прошарку і 5 % біля зовнішньої кромки.

Осьові стискаючі напруження вздовж більшої частини стику як в основному матеріалі, так і прошарку, залишаються на рівні прикладеного навантаження, тобто –10 МПа і зменшуються біля кромки стику до –9,5 МПа у будь якого варіанті. Аналогічно розподілені і максимальні головні напруження σ_z , і рівень їх практично такий же – близько – 9,5 МПа, як в прошарку, так і в основному металі. Окружні напруження як в основному матеріалі, так і в прошарку уздовж стику розподілені аналогічно радіальним.

Дотичні напруження відсутні на більшій частині довжини стику (близько 90%), з'являються і зростають тільки біля його кромки до 0,45 МПа в усіх варіантах. Максимальні дотичні напруження становлять близько 5 % доданого осьового навантаження.

Відповідно до окремих складових розподілені еквівалентні напруження. Уздовж середньої частини стику вони постійні, в основному матеріалі на рівні, близькому до прикладеного навантаження 10 МПа в усіх варіантах. У прошарку рівень напружень в цій зоні становить близько 8,95 МПа, тобто менше, ніж в основному металі, на 10 %. При наближенні до кромки стику, на відстані близько 10 товщин прошарку, еквівалентні напруження дещо зростають, досягаючи 10,25...10,28 МПа в основному металі і 9,11 ... 9,13 МПа в прошарку.

При зміні відносної товщини прошарку (s/d) в межах 0,0025...0,010 рівень еквівалентних напружень незначно (менше 1%), змінюється, дещо збільшуючись з ростом товщини прошарку, як у середній частини стику, так і біля його кромки.

Для зручності порівняння рівня окремих складових напружень в прошарку на рис.5.3 наведено діаграму НДС в ньому. Діаграми показують, що

матеріал прошарку знаходиться в об'ємному напруженому стані. На більшій частині прошарку осьові напруження дорівнюють прикладеному навантаженню, радіальні і окружні складають близько 10 % від нього. Відповідно еквівалентні напруження знижується до 90 % від прикладеного навантаження.

Біля зовнішньої кромки стику матеріал прошарку дещо розвантажується, знижуються всі складові напружень, з'являються дотичні, а еквівалентні залишаються практично на рівні 90 %.

Для оцінки впливу об'ємного НДС на міцність матеріалу використовуємо коефіцієнт жорсткості напруженого стану $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_{1(3)} / \sigma_{\text{екв}}$. На рис.5.4 наведені графіки зміни коефіцієнта жорсткості в зоні стику в основному матеріалі (а,б) і прошарку (в,г) уздовж всього стику (а,в) і поблизу його кромки (б,г). Аналіз кривих показує, що в усіх варіантах вузлів як в основному матеріалі, так і в прошарках, характер розподілу коефіцієнтів жорсткості $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_3 / \sigma_{\text{екв}}$ практично однаковий.

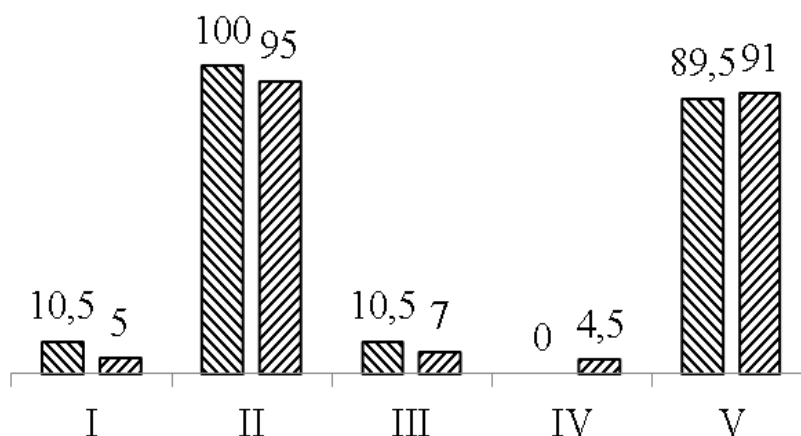


Рисунок 5.3 – Рівні напружень в матеріалі прошарку на більшій частині стику (▨) і біля його кромки (▩): I – радіальні; II – осьові; III – колові; IV – дотичні; V – еквівалентних

Коефіцієнт жорсткості в основному металі на більшій частині довжини стику (до 80 %) близький до 1 (рис.5.4,а). Тобто НДС, що виникає в зоні

з'єднання, практично не впливає на міцність основного металу на більшій частині довжини стику і призводить до його знеміцнення тільки поблизу зовнішньої поверхні, де коефіцієнт жорсткості знижується до 0,95 (рис.5.4,*б*).

У прошарку картина інша, на всій довжині стику метал зміцнюється, коефіцієнт жорсткості тут підвищується до 1,12 (рис.5.4,*в*), і тільки на кромці стику він дещо нижчий: 1,06 (рис.5.4,*г*).

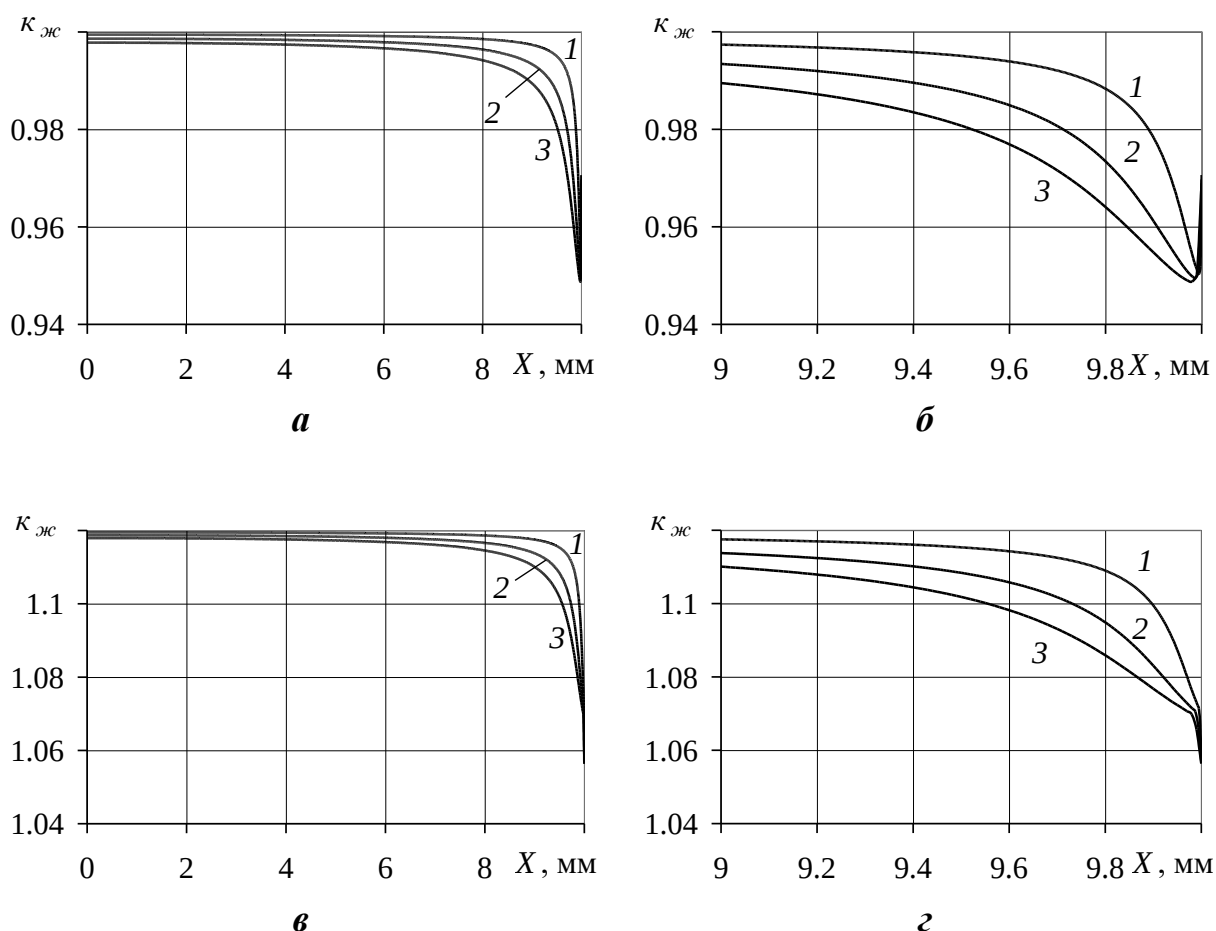


Рисунок 5.4 – Зміна коефіцієнтів жорсткості напруженого стану $K_{\text{ж}} = \sigma_3 / \sigma_{\text{сKB}}$ по стику в основному металі (*а, б*) і прошарку (*в, г*) по всій довжині стику (*а, в*) і поблизу його кромки (*б, г*) у варіантах 1, 2 і 3.

5.2.2 Напружено-деформований стан вузлів з «жорстким» прошарком

Характер НДС вузлів з «жорстким» прошарком аналогічний вузлам з «м'яким». На більшій частині вузла в основному матеріалі зберігається

лінійний характер НДС, при якому відмінні від нуля і дорівнюють прикладеному навантаженню тільки осьові напруження. Всі інші складові дорівнюють нулю. Тільки на невеликих ділянках поблизу прошарку і зовнішньої кромки вузла НДС стає об'ємним.

Встановлено, що товщина «жорсткого» прошарку, так само, як і «м'якого», практично не впливає ні на характер НДС, ні на величину напружень. Тут так само при зміні товщини прошарку прямо пропорційно змінюються тільки розміри зони об'ємного НДС.

Ширина цієї зони в основному матеріалі порівнянна з товщиною прошарку. Протяжність від зовнішньої поверхні вузла, як в основному матеріалі, так і в прошарку, при всіх товщинах становить близько 5 товщини прошарку. За межами цієї невеликої зони радіальні, окружні і дотичні напруження стають дуже малими, НДС залишається практично лінійним, з осьовими, максимальними головними і еквівалентними напруженнями, рівними прикладеному осьовому навантаженню.

Аналіз епюр окремих складових і еквівалентних напружень підтвердив, що як в основному матеріалі, так і в прошарку, в усіх варіантах товщини на більшій частині ширини вузла (до 60 %) зберігається практично постійний рівень напружень, зі зміною тільки в зоні біля кромки стику.

Радіальні напруження в основному металі, на відміну від вузлів з «м'яким» прошарком – стискаючі. Вони також, як і в вузлах з «м'яким» прошарком, залишаючись близькими до нуля на більшій частині стику, досягають у кромки стику величини $-0,45$ МПа у всіх варіантах, тобто близько 4,5 % (в вузлах з «м'яким» прошарком 6 %) від прикладеного осьового.

У матеріалі прошарку радіальні напруження, навпаки, розтягуючі. На більшій частині стику вони складають близько 1,1 МПа в усіх варіантах товщини і зменшуються до 0,5 МПа, тобто більше, ніж в 2 рази, у кромки стику.

Таким чином, максимальні радіальні напруження становлять близько 4,5 % (в вузлах з «м'якими» прошарками 6 %) від прикладеного навантаження

в основному металі, 11% (11%) – на більшій частині прошарку і 5 % (5 %) у зовнішньої кромки стику. Порівняння з вузлами з «м'яким» прошарком (значення в дужках) показує, що «жорсткий» прошарок практично не змінює напруження як в основному металі, так і в самому прошарку.

Осьові стискаючі напруження вздовж більшій частини стику, як в основному матеріалі, так і прошарку, залишаються на рівні прикладеного навантаження, тобто -10 МПа. У кромки стику вони збільшуються до $-10,6$ МПа в усіх варіантах, тоді як в вузлах з «м'яким» прошарком вони, навпаки, зменшуються до $-9,5$ МПа. Аналогічно розподілені і головні напруження σ_z , і рівень їх максимумів майже такий же: близько $-10,55$ МПа в основному металі і $-10,8$ МПа в прошарку.

Головні напруження σ_1 по стику розподілені аналогічно радіальним, але рівень їх декілька нижче. Порівняння їх з головними напруженнями σ_z показує, що останні на порядок вище, тому саме вони відіграють вирішальну роль у пластичній деформації, як основного металу, так і прошарку.

Окружні напруження, як в основному матеріалі, так і прошарку, уздовж стику розподілені аналогічно радіальним. В основному металі вони стискаючи, на більшій частині стику (до 60 %) близькі до нуля (на рівні $-0,03$... $-0,02$ МПа) і зростають тільки у його зовнішньої кромки. Тут вони, як і радіальні – стискаючи, але рівень їх декілька нижче: $-0,33$ МПа в усіх варіантах.

У матеріалі прошарку окружні напруження – розтягуючи, на більшій частині стику вони залишаються близькими до $1,1$ МПа і зменшуються у зовнішній кромки до $0,7$ МПа, тобто, майже в $1,5$ рази, у всіх варіантах.

Для порівняння в вузлах з «м'яким» прошарком окружні напруження протилежні за знаком, але близькі за величиною: розтягуючі напруження максимальні в основному металі не перевищують $0,4$ МПа, а в прошарку стискаючи від $-1,05$ МПа на більшій частині стику знижуються до $-0,7$ МПа у його кромки.

Дотичні напруження відсутні на більшій частині довжини стику (близько 95 %), вони з'являються і зростають тільки у самій його кромки до 0,37 МПа в усіх варіантах. Це дещо менше, ніж в вузлу з «м'яким» прошарком (0,45), при цьому знак їх – зворотний.

Відповідно до окремих складових розподілені і еквівалентні напруження. Уздовж більшої частини стику вони постійні, в основному матеріалі на рівні, близькому до прикладеного навантаження 10 МПа в усіх варіантах. У прошарку рівень напружень в цій зоні становить близько 11,1 МПа, що дещо більше, ніж в основному металі (близько 11 %), тобто тут картина зворотна вузлам з «м'яким» прошарком, де напруження (8,95 МПа) менше, ніж в основному металі на 10%.

У безпосередній близькості від кромки стику, на відстані близько 10 товщин прошарку, еквівалентні напруження дещо зменшуються до 9,8 МПа в основному металі і до 10,8 МПа в прошарку, на відміну від вузлів з «м'яким» прошарком, в яких вони навпаки, зростають, досягаючи 10,3 МПа в основному металі і 9,15 МПа в прошарку.

Для зручності порівняння характеру НДС вузлів з прошарками різної жорсткості на рис.5.5 приведена діаграма для вузлів з «жорстким» прошарком. Порівняння з аналогічною діаграмою для вузлів з «м'яким» прошарком (рис.5.6) показує, що в цілому характер напруженого стану прошарку зберігається, але при цьому дещо змінюються рівні деяких складових і еквівалентних напружень.

Радіальні і окружні напруження в «жорсткому» прошарку практично не змінюються в порівнянні з «м'яким», осьові трохи (близько 10 %) зростають на кромці стику, дотичні у кромки стику зменшуються незначно (на 10 %), більш помітно (майже на 20 %) збільшуються еквівалентні, що створює більш сприятливі умови для появи пластичних деформацій.

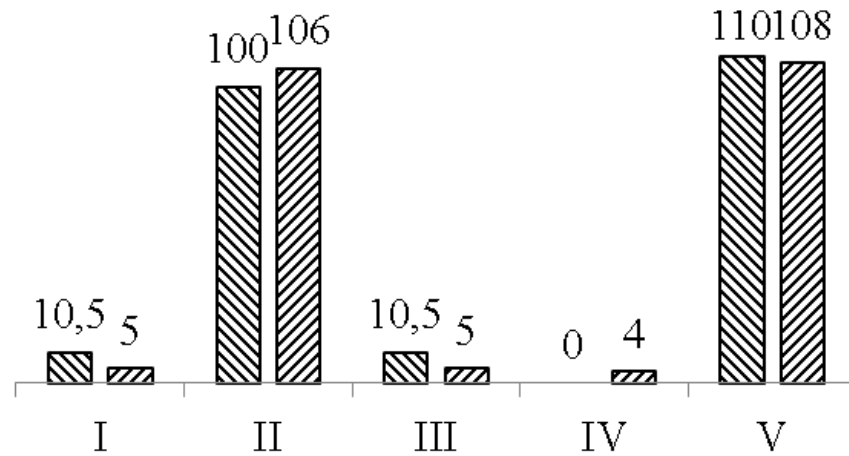
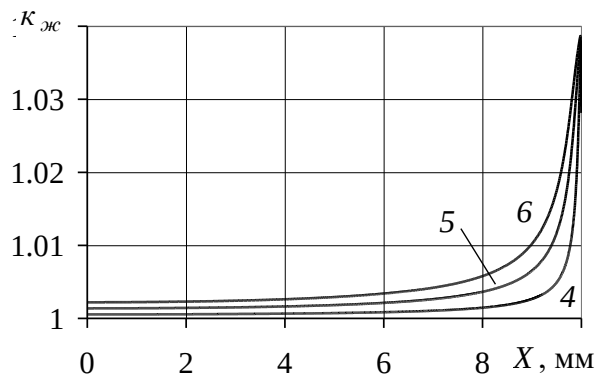
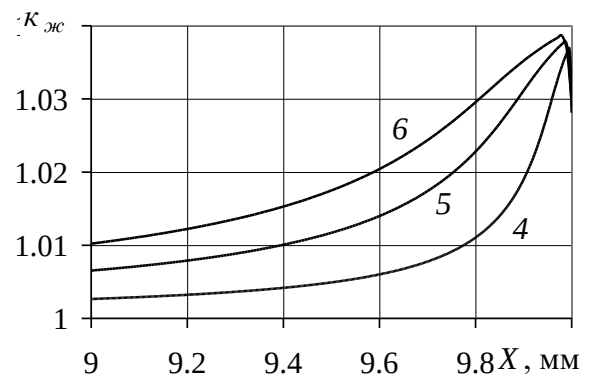


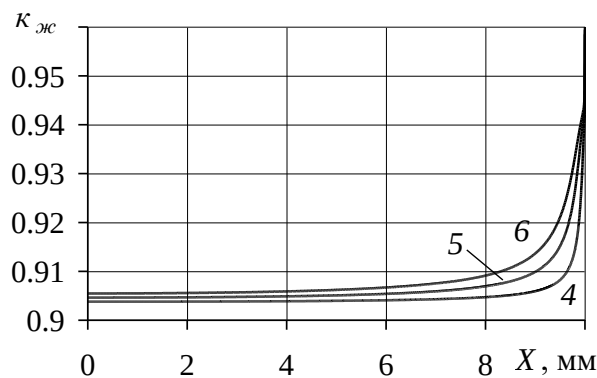
Рисунок 5.5 – Рівні напружень в матеріалі прошарку на більшій частині стику (▨) і біля його кромки (□): I – радіальні; II – осьові; III – колові; IV – дотичні; V – еквівалентних



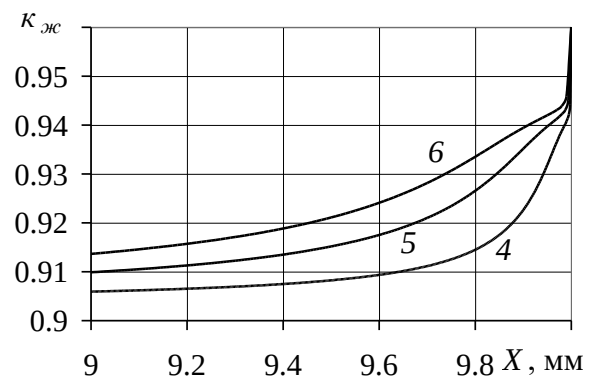
a



б



в



г

Рисунок 5.6 – Зміна коефіцієнтів жорсткості напруженого стану $K_{\text{ж}} = \sigma_3 / \sigma_{\text{екв}}$ по стику в основному металі (**a, б**) і прошарку (**в, г**) по всій довжині стику (**a, в**) і поблизу його кромки (**б, г**) (варіанти 4, 5 і 6)

Відповідно до зміни напруженого стану змінюється і коефіцієнт жорсткості, що характеризує ступінь зміцнення і знеміцнення матеріалів в зоні з'єднання.

На рис.5.6 наведені графіки зміни коефіцієнта жорсткості в зоні стику в основному матеріалі (*a,б*) і прошарку (*в,г*) уздовж всього стику (*a,в*) і поблизу його кромки (*б,г*).

Аналіз кривих показує, що у всіх варіантах вузлів, як в основному матеріалі, так і в прошарках, характер розподілу коефіцієнтів жорсткості $\kappa_{ж} = \sigma_z / \sigma_{екв}$ практично однаковий, але закономірності тут протилежні вузлам з «м'яким» прошарком.

В основному металі на більшій частині довжини стику цей коефіцієнт близький до 1. Тобто, виникаюча в зоні з'єднання НДС практично не впливає на міцність основного металу на більшій частині довжини стику. Але поблизу зовнішньої поверхні коефіцієнт жорсткості незначно зростає до 1,04 (рис.5.6,*a,б*), що свідчить про деяке зміцненні основного металу в цій зоні, на відміну від «м'якого» прошарку, де коефіцієнт жорсткості знижується до 0,95, тобто основний метал дещо знеміцнюється.

У прошарку картина інша, на всій довжині стику метал розміцнюється, коефіцієнт міцності залишається на рівні 0,905, декілька зменшуючись тільки у кромки до 0,95 (рис.5.6,*в,г*). Для порівняння, в вузлах з «м'яким» прошарком зміцнення металу прошарку на більшій частині стику ($\kappa_{ж} = 1,12$) у кромки стику зменшується, коефіцієнт жорсткості знижується до 1,06.

Таким чином, зменшення «жорсткості» матеріалу прошарку, в порівнянні з основним металом, сприяє появі та розвитку пластичних деформацій в ній.

Для зручності порівняння впливу НДС в вузлах з «м'яким» і «жорстким» прошарками на механічні властивості окремих зон вузла на рис.5.7 показані криві зміни коефіцієнтів жорсткості напруженого стану на більшій частині довжини прошарку (крива 1) і в основному металі у кромки стику з прошарком (крива 2) в залежності від ступеня жорсткості матеріалу прошарку по відношенню до основного металу ($E_{пр}/E_{ом}$). Ці залежності з достатньою

точністю описуються рівняннями регресії: для основного металу $\kappa_{ж} = -0,09(E_{пр}/E_{ом})^2 + 0,38 E_{пр}/E_{ом} + 0,71$, для прошарку $\kappa_{ж} = 0,165(E_{пр}/E_{ом})^2 - 0,8E_{пр}/E_{ом} + 1,635$, які дозволяють оцінити очікувані ефекти зміцнення і знеміцнення окремих зон вузла з прошарком за відомим співвідношенням модулів пружності прошарку і основного металу.

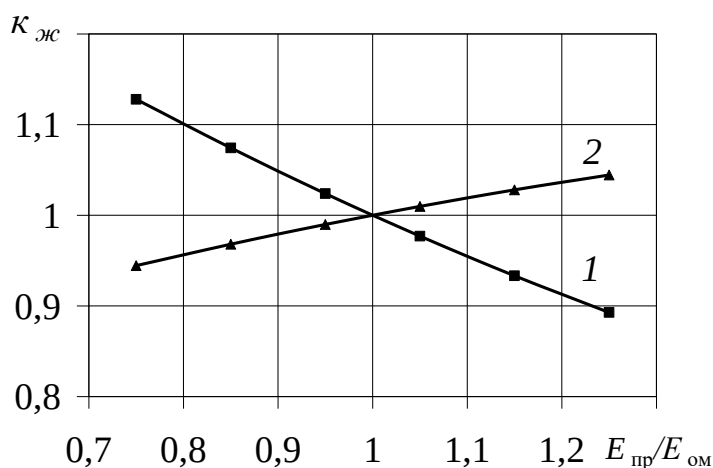


Рисунок 5.7 – Залежність коефіцієнта жорсткості $\kappa_{ж}$ прошарку (1) і основного металу (2) від відносної жорсткості прошарку $E_{пр}/E_{ом}$

5.3 Вплив різниці ТКЛР основного металу і прошарку на напружено-деформований стан вузла з жароміцних сплавів при термічному навантаженні

При термічному навантаженні, крім модулів пружності, велику роль відіграють ТКЛР основного металу і прошарку, які можуть відрізнятися в більшу або меншу сторону. Механізм впливу цієї відмінності також пов'язаний з різними деформаціями металу окремих ділянок вузла при рівномірному нагріванні.

Розрахунок виконувався для вузлів з прошарками, що мають малий ТКЛР, тобто менший, ніж у основного металу, і великий, тобто більший, ніж у основного металу. При цьому різниця ТКЛР основного металу і прошарку залишалася незмінною. Розглядалися три варіанти жорсткості матеріалу прошарку: з «м'яким» прошарком, що має модуль пружності менший, ніж

основний метал, «нейтральним» прошарком з жорсткістю, однаковою з основним металом, і «жорстким», тобто з більшою, ніж у основного металу жорсткістю (табл. 5.4).

Таблиця 5.4 – Варіанти досліджуваних моделей з прошарком з малим і великим ТКЛР

№ вар	ТКЛР _{пр} , 10 ⁻⁶ ·1/град	$E_{пр}$, 10 ⁵ МПа	Тип прошарку
1	10	2,0	нейтральний
2	10	1,5	м'який
3	10	2,5	жорсткий
4	20	2,0	нейтральний
5	20	1,5	м'який
6	20	2,5	жорсткий

У всіх варіантах модулі пружності основного металу приймалися однаковими ($E_{ом} = 2 \cdot 10^5$ МПа), при цьому «м'який» прошарок має модуль пружності, менший, ніж у основного металу ($E_{пр} = 1,5 \cdot 10^5$ МПа), «нейтральний» такий же ($E_{пр} = 2 \cdot 10^5$ МПа), а «жорсткий» більший ($E_{пр} = 2,5 \cdot 10^5$ МПа). Коефіцієнт Пуассона, як основного матеріалу, так і прошарку ($\mu = 0,3$), а також його товщина ($s = 0,125$ мм) і ступінь витягнутості, відносна товщина ($s/d = 0,00625$) залишалися незмінними.

ТКЛР основного металу прийнятий рівним $15 \cdot 10^{-6}$ 1/°C. ТКЛР металу прошарку в варіантах з меншим ТКЛР, ніж у основного металу, приймався рівним $10 \cdot 10^{-6}$ 1/°C, а з більшим ТКЛР $20 \cdot 10^{-6}$ 1/°C.

Вузол навантажувався термічним навантаженням – зниженням температури на 100 градусів. Очевидно, що при зміні охолодження нагріванням поміняються тільки знаки напружень на зворотні.

5.3.1 Напружено-деформований стан вузла циліндр-циліндр з прошарком, що має ТКЛР менший, ніж основний метал

Аналіз полів напружень, отриманих в результаті моделювання, показав, що у всіх випадках на більшій частині вузла напруження відсутні, і тільки в невеликій зоні, розташованій поблизу прошарку біля кромки стику (зовнішньої поверхні циліндра), і в самому прошарку створюється складний НДС, обумовлений різницею ТКЛР з'єднуваного металу і прошарку..

Порівняння полів всіх складових і еквівалентних напружень зони об'ємного НДС, розташованої біля кромки стику, показало, що жорсткість прошарку практично не впливає на характер НДС, змінюючи величину напружень і розміри зони об'ємного НДС в основному матеріалі.

Зі зменшенням жорсткості матеріалу прошарку (варіант 2) рівень напружень і розміри зони зменшуються, при збільшенні жорсткості (варіант 3) навпроти – збільшуються. За межами цієї зони радіальні, осьові, окружні і дотичні напруження в основному металі стають дуже малими. Матеріал прошарку на всій її довжині знаходиться в об'ємному напруженому стані.

Аналіз епюр окремих складових і еквівалентних напружень підтвердив, що як в з'єднаних матеріалах, так і в прошарку, у всіх варіантах на більшій частині ширини вузла (близько 70 %) зберігається практично постійний рівень напружень, зі зміною тільки в невеликій зоні біля кромки стику.

Радіальні напруження в основному металі – розтягуючі. Залишаючись близькими до нуля, на більшій частині стику, вони досягають біля кромки стику максимальної величини 63, 72 і 79 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно, тобто підвищуються зі збільшенням жорсткості прошарку практично лінійно.

Залежність радіальних напружень біля кромки стику від жорсткості прошарку $E_{\text{пр}}$ і різниці ТКЛР основного металу і прошарку ($\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}$) при модулі пружності основного металу $E_{\text{ом}} = 2 \cdot 10^5$ з достатньою точністю описується виразом $\sigma_x = (16 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}} + 39) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$.

У матеріалі прошарку радіальні напруження, навпаки, стискаючі. На більшій частині стику вони на рівні близько -105, -140 і -175 МПа і зменшуються до -42, -56 і -70 МПа, тобто в 2,5 рази, біля кромки стику в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно.

В матеріалі прошарку напруження зростають зі збільшенням його жорсткості як на більшій частині всередині вузла, так і поблизу кромки за рівняннями $\sigma_x = (-70 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}}) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$ і $\sigma_x = (-28 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}}) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$, відповідно.

Осьові напруження вздовж більшої частини стику, як в основному матеріалі, так і прошарку, відсутні (залишаються на рівні нуля). Вони з'являються і зростають розтягуючі до 45, 70 і 105 МПа тільки біля самої кромки стику в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно. Осьові напруження біля кромки стику також ростуть зі збільшенням жорсткості матеріалу прошарку практично лінійно за рівнянням $\sigma_y = (60 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}} - 47) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$.

Головні максимальні напруження σ_1 в основному металі поступово зростають від нуля в середній частині стику і досягають 100, 125 і 140 МПа при наближенні до його кромки в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно. Головні максимальні напруження σ_3 в прошарку залишаючись на рівні -105, -140 і -175 МПа на більшій частині довжини стику, зменшуються до -75, -85 і -100 МПа біля кромки стику в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно.

Окружні напруження вздовж стику розподілені аналогічно радіальним. В основному металі вони на більшій частині стику близькі до нуля і збільшуються тільки біля його зовнішньої кромки. Тут вони, як і радіальні, розтягуючі, на рівні 36, 45 і 54 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно.

У матеріалі прошарку окружні напруження – стискаючі, на більшій частині стику вони залишаються на рівні -105, -140 і -175 МПа і зменшуються

біля зовнішньої кромки до -70, -85 і -100 МПа, тобто близько 1,5 раз, в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно.

Дотичні напруження відсутні на більшій частині довжини стику (близько 95 %), і з'являються та зростають тільки у самій його кромки до -45, -53 і -61 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно. Тобто максимальні дотичні напруження у кромки стику також лінійно збільшуються у міру збільшення жорсткості прошарку по залежності $\tau_{xy} = (16 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}} + 21) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$.

Відповідно до окремих складових розподілені і еквівалентні напруження. Уздовж більшої частини стику вони постійні, в основному матеріалі на рівні, близькому до нуля в усіх варіантах. У прошарку рівень напружень в цій зоні лінійно зростає зі збільшенням жорсткості прошарку і становить близько 105, 140 і 175 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно, що за величиною повністю збігається з радіальними і окружними і з достатньою точністю описується залежністю $\sigma_{\text{екв}} = (70 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}}) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$.

Тільки в безпосередній близькості від кромки стику, на відстані близько 50 товщин прошарку, еквівалентні напруження починають поступово зростати в основному металі і знижуватися в прошарку, досягаючи максимуму близько 80, 95 і 110 МПа біля самої кромки стику в основному металі, мінімуму 90, 118 і 146 МПа в прошарку на відстані близько 2-х його товщини від зовнішньої поверхні вузла, після чого знову зростають до 130, 170 і 210 МПа на кромці в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно.

Для оцінки впливу об'ємного НДС на міцність і пластичність матеріалу в зоні стику використовуємо коефіцієнт жорсткості напруженого стану. На рис. 5.8 наведені графіки зміни коефіцієнта жорсткості в зоні стику в основному матеріалі (а,б) і прошарку (в,г) уздовж всього стику (а,в) і поблизу його кромки (б,г). Аналіз кривих показує, що у всіх варіантах вузлів, як в основному матеріалі, так і в прошарках, характер розподілу коефіцієнтів

жорсткості $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_3 / \sigma_{\text{екв}}$ практично однаковий, тобто не залежить від жорсткості прошарку (від співвідношення жорсткості основного металу і прошарку).

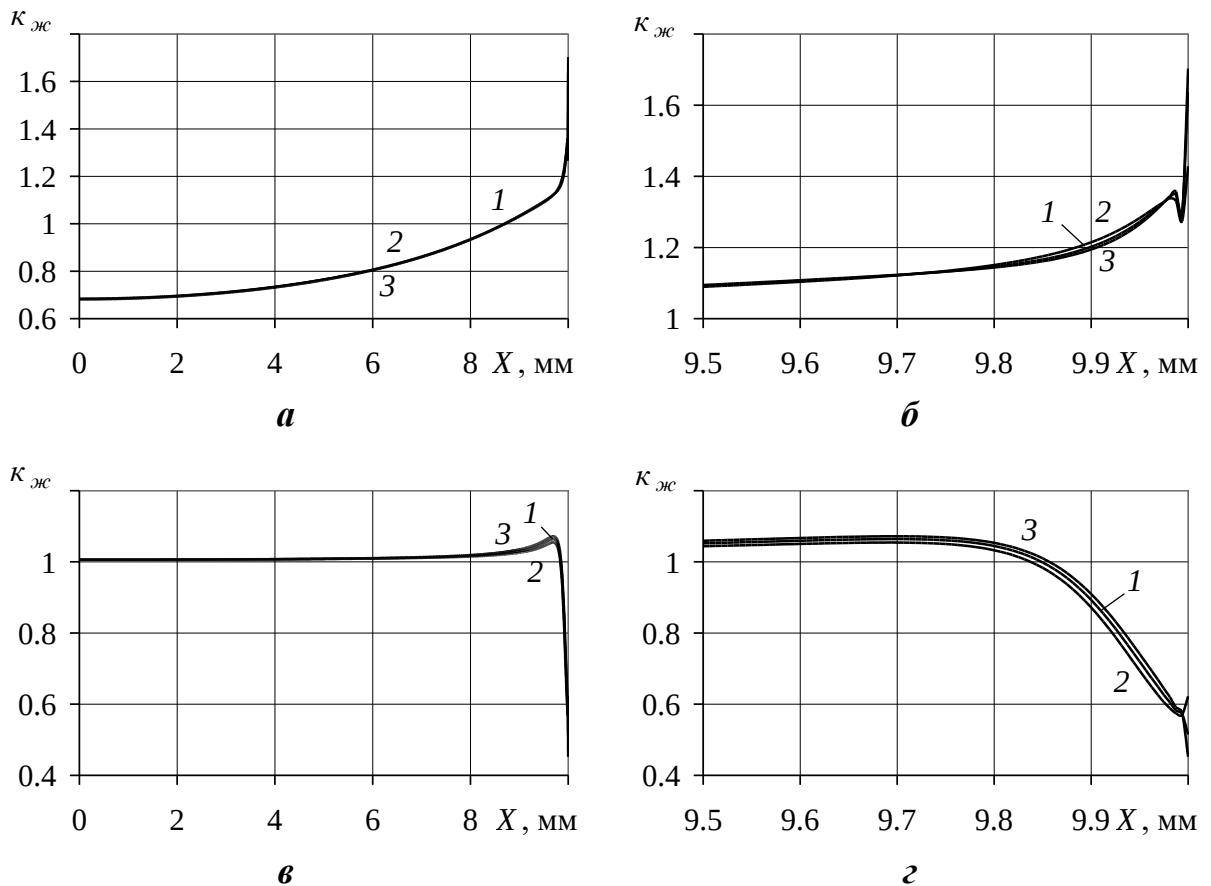


Рисунок 5.8 – Зміна коефіцієнтів жорсткості напруженого стану $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_1 / \sigma_{\text{екв}}$ по стику в основному металі (а,б) і $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_3 / \sigma_{\text{екв}}$ прошарку (в,г) по всій довжині стику (а,в) і поблизу його кромки (б, г) (варіанти 1, 2, 3)

При цьому в основному металі на більшій частині довжини стику в його внутрішньої частини цей коефіцієнт менше 1, поступово збільшуючись від 0,68 на осі вузла до 1 на відстані близько 1,5 мм від кромки. У самої кромки стику він зростає до рівня близько 1,6 в усіх варіантах вузлів (рисунки 5.8,а,б). Тобто, НДС, що виникає при термічному навантаженні (зміні температури) в зоні з'єднання знижує міцність і підвищує пластичність основного металу на більшій частині довжини стику і призводить до його зміцнення тільки поблизу зовнішньої поверхні, де коефіцієнт жорсткості підвищується до 1,6 (рис.5.8,б).

Це свідчить про те, що при зниженні температури при даному поєднанні властивостей (ТКЛР) основного металу і прошарку (прошарок з меншим, ніж у основного матеріалу (ТКЛР) ступінь жорсткості прошарку незначно впливає на коефіцієнт жорсткості основного металу, кілька знижуючи його при «м'якому» прошарку.

У самому прошарку картина інша, на більшій частині довжини стику (до 90 %) коефіцієнт жорсткості в вузлах з прошарком будь-якої жорсткості залишається на рівні 1. І тільки поблизу кромки стику він спочатку дещо підвищується до 1,06 (рис. 5.8,2) і потім різко знижується до 0,6, 0,52 і 0,45 на бічній поверхні вузла в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно. Такий НДС практично не впливає на появу пластичних деформацій на більшій частині довжини стику.

5.3.2 Напружено-деформований стан вузла циліндр-циліндр з прошарком, що має ТКЛР більший, ніж основний метал

Аналіз полів напружень, отриманих в результаті моделювання, показав, що зміна поєднання жорсткості матеріалів в вузлі, так само, як і в разі прошарку з малим ТКЛР, не впливає на характер його НДС, кілька змінюючи тільки рівень напружень. У всіх варіантах на більшій частині вузла напруження відсутні, і тільки в невеликій зоні, розташованій поблизу прошарку у кромки стику (у зовнішньої поверхні циліндра), і в самому прошарку створюється складний НДС, обумовлений різницею ТКЛР основного металу і прошарку.

Порівняння полів всіх складових і еквівалентних напружень зони об'ємного НДС, розташованої у кромки стику, показує, що жорсткість прошарку практично не впливає на характер НДС, дещо змінюючи рівень напружень і розміри зони об'ємного НДС в основному матеріалі.

Зі зменшенням жорсткості матеріалу прошарку (варіант 5) рівень напружень і розміри зони зменшуються, при збільшенні жорсткості (варіант

б) навпроти – збільшуються. За межами цієї зони радіальні, осьові, окружні і дотичні напруження в основному металі стають дуже малими. Матеріал прошарку на всій її довжині знаходиться в об'ємному напруженому стані.

Радіальні напруження в основному металі, на відміну від вузлів з прошарками з малим ТКЛР, стискаючи. Залишаючись близькими до нуля на більшій частині стику, вони досягають у кромки стику максимальної величини -63, -72 і -79 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно. Тобто за величиною повністю збігаються з напруженнями в вузлах з прошарками з малим ТКЛР, відрізняючись від них тільки знаком. Вони також підвищуються зі зростанням жорсткості прошарку практично лінійно.

Залежність радіальних напружень у кромки стику від жорсткості прошарку $E_{\text{пр}}$ і різниці ТКЛР основного металу і прошарку ($\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}$) при модулі пружності основного металу $E_{\text{ом}} = 2 \cdot 10^5$ описується тим же виразом, що і в вузлах з прошарком з малим ТКЛР $\sigma_x = (16 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}} + 39) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$. Зміна знаку тут визначається негативною різницею ТКЛР ($\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}$).

У матеріалі прошарку радіальні напруження, навпаки, розтягу. На більшій частині стику вони на рівні близько 105, 140 і 175 МПа і зменшуються до 42, 56 і 70 МПа, тобто в 2,5 рази, у кромки стику в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно. Їх рівень також повністю збігається з вузлами з прошарками з меншим ТКЛР (-43, -85 і -170 МПа і -17, -26 і -56 МПа), відрізняючись від них тільки знаком.

Тобто, і в матеріалі прошарку зі збільшенням його жорсткості радіальні напруження лінійно ростуть як на більшій її частині всередині вузла, так і поблизу кромки по залежностях $\sigma_x = (-70 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}}) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$ і $\sigma_x = (-28 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}}) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$, відповідно.

Осьові напруження вздовж більшої частини стику, як в основному матеріалі, так і прошарку, відсутні (залишаються на рівні нуля), з'являються напруження стиску і зростають до -45, -70 і -105 МПа тільки біля самої кромки стику в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками

відповідно. Тобто ці напруження повністю збігаються з варіантами вузлів з прошарком з малим ТКЛР, але мають зворотний знак. Осьові напруження також, як і радіальні, лінійно зростають зі збільшенням жорсткості матеріалу прошарку по залежності $\sigma_y = (60 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}} - 47) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$.

Головні напруження σ_z в основному металі від нуля на більшій частині стику зростають тільки поблизу кромки (близько 1 мм), досягаючи -100, -125 і -140 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно, що за величиною збігається з головними напруженнями σ_1 в вузлах з прошарками з малим ТКЛР.

Окружні напруження, як в основному матеріалі, так і прошарку уздовж стику розподілені аналогічно радіальним. В основному металі вони на більшій частині стику близькі до нуля і збільшуються тільки у його зовнішньої кромки. Тут вони, як і радіальні - стискаючи, на рівні -36, -45 і -54 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорсткими» прошарками відповідно. Це за величиною також збігається з максимальними окружними в вузлах з прошарком з малим ТКЛР.

У матеріалі прошарку окружні напруження - розтягу, на більшій частині стику вони залишаються на рівні 105, 140 і 175 МПа і зменшуються у зовнішній кромки до 70, 85 і 100 МПа, тобто, також майже в 1,5 рази, як і в вузлах з прошарком з малим ТКЛР, в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно.

Дотичні напруження відсутні на більшій частині довжини стику (близько 95%), і з'являються і зростають тільки у самій його кромки до 45, 53 і 61 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно. Тобто максимальні дотичні напруження, як і нормальні, лінійно збільшуються у міру збільшення жорсткості прошарку по залежності $\tau_{xy} = (16 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}} + 21) \cdot (\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}) / (5 \cdot 10^{-6})$ і збігаються за величиною з напруженнями в вузлах з прошарком з малим ТКЛР.

Відповідно до окремих складових розподілені і еквівалентні напруження. Уздовж більшої частини стику вони постійні, в основному матеріалі на рівні,

близькому до нуля в усіх варіантах. У прошарку рівень напружень в цій зоні становить близько 105, 140 і 175 МПа в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно, тобто ростуть лінійно зі збільшенням жорсткості прошарку. Вони повністю збігаються з еквівалентними напруженнями в вузлах з прошарками з малим ТКЛР і визначаються виразом $\sigma_{\text{екв}} = (70 \cdot 10^{-5} \cdot E_{\text{пр}}) \cdot (|\alpha_{\text{ом}} - \alpha_{\text{пр}}|) / (5 \cdot 10^{-6})$. Тільки в безпосередній близькості від кромки стику, на відстані близько 50 товщин прошарку, еквівалентні напруження починають поступово зростати в основному металі і знижуватися в прошарку, досягаючи максимуму близько 80, 95 і 110 МПа біля самої кромки стику в основному металі, мінімуму 90, 118 і 146 МПа в прошарку на відстані близько 2-х її товщини від зовнішньої поверхні вузла, після чого знову зростають до 130, 170 і 210 МПа на її кромці в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно, що також збігається з аналогічними напруженнями в вузлах з прошарком з малим ТКЛР.

Таким чином, термічне навантаження зниженням або підвищенням температури всього на 100°C вузла з прошарком з відмінним від основного металу ТКЛР на $5 \cdot 10^{-6}$ 1/град створює в зоні стику досить високі напруження, що на порядок вище напружень стиску зовнішнім навантаженням.

Для оцінки впливу об'ємного НДС на міцність і пластичність матеріалу в зоні стику використовуємо коефіцієнт жорсткості напруженого стану.

На рис.5.9 наведені графіки зміни коефіцієнта жорсткості в зоні стику в основному матеріалі (*а,б*) і прошарку (*в,г*) уздовж всього стику (*а,в*) і поблизу його кромки (*б,г*). Аналіз кривих показує, що у всіх варіантах вузлів, як в основному матеріалі, так і в прошарках, характер розподілу коефіцієнтів жорсткості $\kappa_{\text{ж}} = \sigma_{\text{з}} / \sigma_{\text{екв}}$ практично однаковий, тобто не залежить від жорсткості прошарку.

При цьому в основному металі на більшій частині довжини стику в його внутрішньої частини цей коефіцієнт менше 1, поступово збільшуючись від 0,68 на осі вузла до 1 на відстані близько 1,5 мм від кромки. У самої кромки стику він зростає до рівня близько 1,6 в усіх варіантах (рис.5.9,*а,б*).

Порівняння з відповідними даними в вузлах з прошарком з малим ТКЛР показує, що вони повністю збігаються.

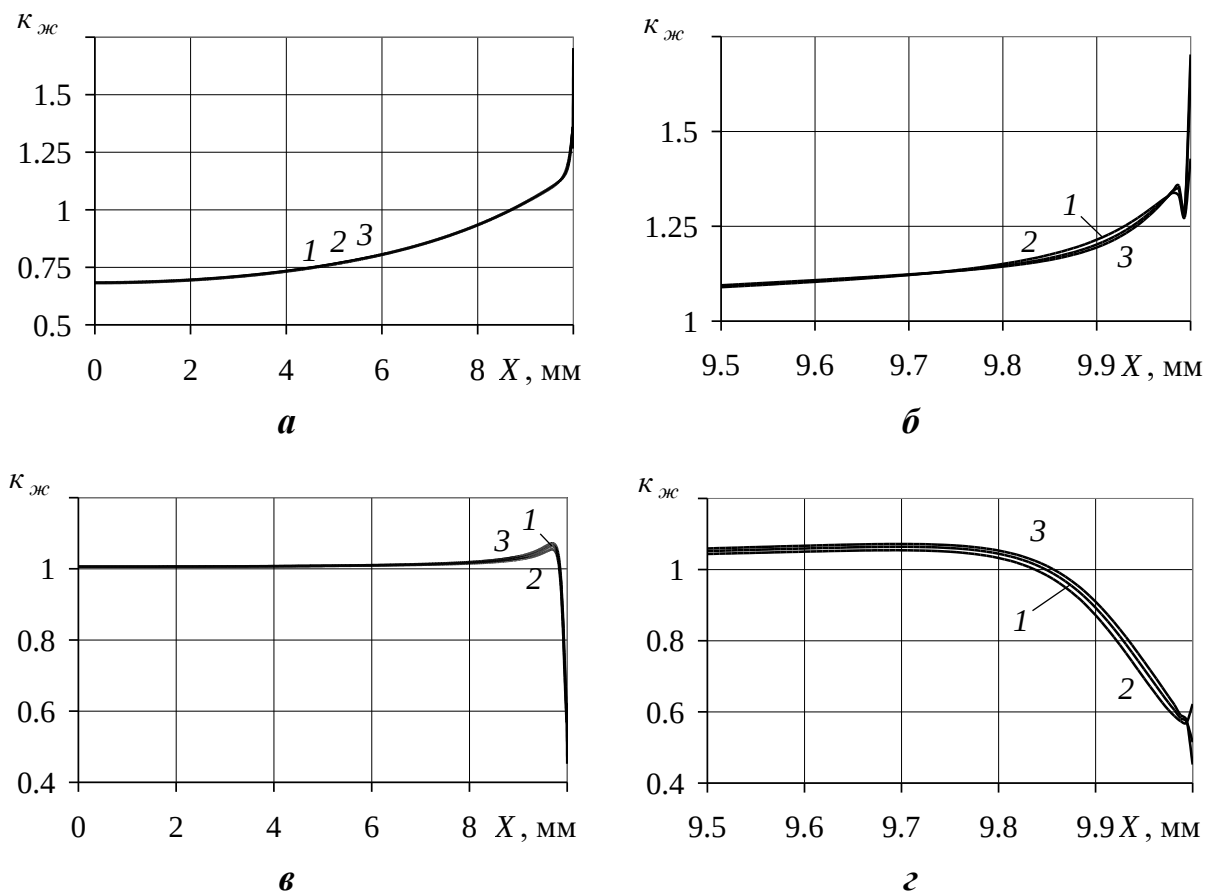


Рисунок 5.9 – Зміна коефіцієнтів жорсткості напруженого стану $\kappa_{ж} = \sigma_3 / \sigma_{екв}$ по стику в основному металі (*a, б*) і $\kappa_{ж} = \sigma_1 / \sigma_{екв}$ прошарку (*в, г*) по всій довжині стику (*a, в*) і поблизу його кромки (*б, г*) в варіантах з «нейтральним» (1), «м'яким» (2) і «жорстким» (3) прошарками

Тобто, НДС, що виникає при термічному навантаженні в зоні з'єднання в вузлах, як з «м'яким», так і «жорстким» прошарками, як з меншим, так і з більшим ТКЛР, ніж у основного металу, однаково розміцнює, тобто знижує міцність і підвищує пластичність основного металу, на більшій частині довжини стику і призводить до його зміцнення тільки поблизу зовнішньої поверхні, де коефіцієнт жорсткості підвищується до 1,6 (рис.5.9,*б*). Це свідчить про те, що при термічному навантаженні зниженням температури після паяння в розглянутих варіантах вузлів сприяє розміцненню основного

металу в вузлах з прошарком будь-якої жорсткості на більшій частині стику. При цьому ні ступінь жорсткості прошарку по відношенню до основного металу, ні його ТКЛР практично не впливають на коефіцієнт жорсткості.

У прошарку картина дещо інша, на більшій частині довжини стику (до 90 %) коефіцієнт жорсткості в вузлах з прошарком будь-якої жорсткості залишається на рівні, близькому до 1. І тільки поблизу кромки стику він незначно підвищується до 1,06 (рис.5.9,з) і різко знижується до 0,6, 0,52 і 0,45 в варіантах з «м'яким», «нейтральним» і «жорстким» прошарками відповідно на бічній поверхні вузла, що повністю відповідає вузлам з прошарком з малим ТКЛР. Такий НДС практично не впливає на зміну міцності металу.

5.4. Вплив співвідношення границь плинності і ТКЛР основного металу і прошарку на напружено-деформований стан вузлів з жароміцного сплаву з прошарком припою

Дослідження впливу різниці властивостей прошарку і основного металу проводилися на тих же моделях, що і в пружній задачі при товщині прошарку 0,1 мм. Досліджувався напружено-деформований стан (НДС) вузлів при термічному навантаженні зниженням температури без тиску і спільно з силовим навантаженням осьовим стисненням 10 МПа. Зниження температури від 1200 до 700 °С відбувалося з великою швидкістю (без урахування повзучості).

Властивості основного металу, крім границі плинності, в усіх випадках приймалися однаковими, постійними в інтервалі температур від 700 до 1200 °С: модуль пружності $E_{om} = 1,0 \cdot 10^5$ МПа, коефіцієнт Пуассона $\mu = 0,3$, коефіцієнт зміцнення при пластичній деформації матеріалу $\kappa_{nl} = 1 \cdot 10^2$ МПа, коефіцієнт лінійного термічного розширення (ТКЛР) $= 15 \cdot 10^{-6}$ 1/град. При цьому границя плинності (умовна) $\sigma_{p0.2}$ зменшується від 460 МПа при 700 °С до 0 при температурі 1200 °С з експериментальної залежності (див. рис.5.10).

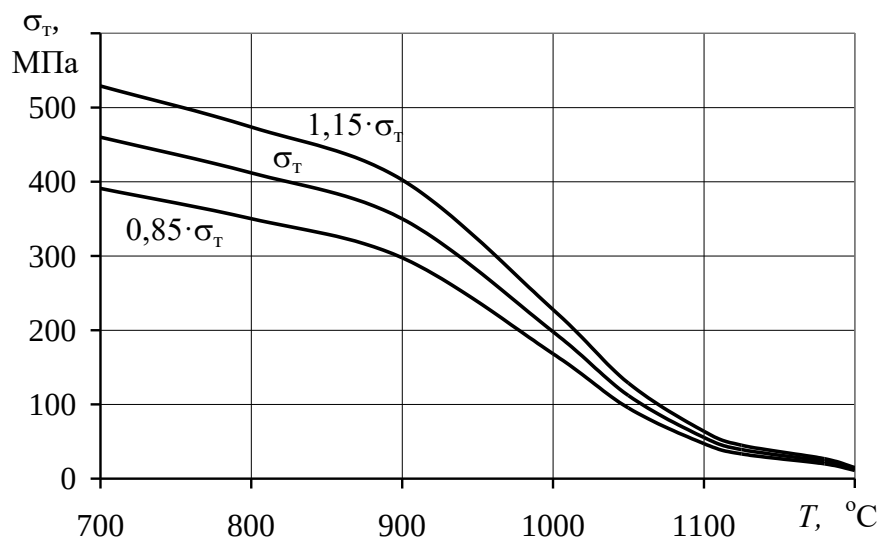


Рисунок 5.10 – Залежність границі плинності матеріалів, що з'єднуються від температури

У процесі охолодження під тиском при досягненні температури, при якій границя плинності досягає рівня 10 МПа, до вузлів прикладалося осьове силове навантаження тиском 10 МПа.

У всіх випадках враховувалась можливість пластичного деформування, як прошарку, так і основного металу.

Досліджувалися варіанти вузлів з прошарками, що мають фізико-механічні властивості інші, ніж у основного металу (табл. 5.5): ТКЛР менше ($10 \cdot 10^{-6}$ 1/град) і більше ($20 \cdot 10^{-6}$ 1/град), ніж у основного металу, з меншою границею плинності (м'який прошарок) – 0,85 від границі плинності основного металу і з більшою границею плинності (твердий прошарок) – 1,15 від границі плинності основного металу.

Модулі пружності і зміцнення при пластичній деформації матеріалу прошарку у всіх варіантах приймалися однаковими з основним металом: $E_{np}=1 \cdot 10^5$ МПа і $\kappa_{nl}=1 \cdot 10^2$ МПа.

Таблиця 5.5 – Варіанти досліджуваних вузлів

Варіант вузла	ТКЛР прошарку, $10^{-6}1/^\circ\text{C}$	Співвідношення границь плинності $\sigma_{\text{гпр}}/\sigma_{\text{том}}$	Тиск при охолодженні, МПа
1	10	0,85	0
2	10	1,15	
3	20	0,85	
4	20	1,15	
5	10	0,85	10
6	10	1,15	
7	20	0,85	
8	20	1,15	

5.4.1 Напружено-деформований стан вузлів з жароміцного сплаву з прошарком припою при охолодженні без тиска

Аналіз полів всіх складових і еквівалентних напружень показав, що так само, як і в пружній стадії, на більшій частині вузла напруження відсутні, і тільки в невеликій зоні, розташованій поблизу прошарку у кромки стику (у зовнішньої поверхні циліндра), і в самому прошарку створюється складний НДС, що обумовлене різницею ТКЛР металу і прошарку.

При зміні ТКЛР прошарку в більшу або меншу по відношенню до основного металу сторону на одну і ту ж величину напруження, як і при пружному деформуванні, не змінюються за величиною, змінюється на протилежний тільки знак. Це говорить про відсутність або дуже малу величину пластичних деформацій в вузлах, як з м'якими, так і твердими прошарками (з границею плинності, що відрізняється від основного металу на $\pm 15\%$) і різницею ТКЛР прошарку і основного металу в $5 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$.

Аналіз полів підтвердив, що пластичні деформації, які не перевищують 0,0025%, виникають в прошарку тільки на дуже маленькій зоні, яка відповідає його товщині, що прилягає до зовнішньої поверхні вузла в варіантах 1 і 3 з м'яким прошарком. У вузлах з твердої прошарком пластичні деформації відсутні. Разом з тим, пластичні деформації при обох варіантах поєднання

ТКЛР і границь плинності прошарків і основного металу відсутні й в основному металі, де еквівалентні напруження нижче його границі плинності.

Аналіз розподілу напружень вздовж стику показує, що всі складові і еквівалентні напруження в основному металі відсутні на більшій частині стику і тільки в невеликій зоні поблизу зовнішньої поверхні, протяжністю близько 1...2 мм вони з'являються і зростають. Радіальні і осьові до ± 103 МПа, окружні до ± 86 МПа, дотичні до $\pm 76...77$ МПа, а еквівалентні до 134 МПа. Знаки складових напружень протилежні в варіантах прошарку з меншим (варіанти 1 і 2) і більшим (варіанти 3 і 4) ТКЛР, ніж у основного металу. При цьому ступінь їх зростання однакова.

У прошарку осьові і дотичні напруження також відсутні на більшій частині довжини стику і тільки поблизу кромки (на відстані 0,2...0,6 мм від неї) з'являються і різко зростають, осьові напруження до 103 МПа у варіантах 1 і 2 і -103 МПа в варіантах 3 і 4, а дотичні до -76 ...- 77 МПа і 76 ... 77 МПа відповідно.

Радіальні і окружні напруження на більшій частині довжини стику в прошарку розподілені рівномірно на рівні -206 МПа (варіанти 1 і 2) і 206 МПа (варіанти 3 і 4), тобто менше границі плинності матеріалу прошарку при температурі нижче 1000 °С. Аналогічно розподілені і головні (максимальні за модулем) напруження.

Аналіз епюр еквівалентних напружень також показує, що як в з'єднаних матеріалах, так і в прошарку, в усіх випадках, як і при пружному деформуванні, на більшій частині ширини вузла зберігається постійний рівень напружень. При цьому в основному металі вони близькі до нуля (не перевищують 5 МПа) зі зміною тільки в невеликій зоні у кромки стику. Тут вони зростають, досягаючи 134 МПа у всіх варіантах, але залишаючись нижче його границі плинності при температурі нижче 1000 °С. Це пояснює відсутність пластичних деформацій основного металу при охолодженні до 700 °С.

У прошарку еквівалентні напруження на більшій частині довжини стику залишаються на постійному рівні близько 205 МПа, дещо знижуючись поблизу кромки до 170 МПа і різко зростаючи у самої кромки до 230 ... 235 МПа, трохи перевищуючи границю плинності м'якого прошарку (варіанти 1 і 3) в області високих температур (вище 950 °С). Відповідно розподілені і пластичні деформації в прошарку.

Еквівалентні пластичні деформації на більшій частині довжини стику відсутні в варіантах з твердим прошарком (2 і 4) і лише у випадках 1 і 3 з м'яким прошарком з'являються невеликі деформації (максимум до 0,00225 %) на дуже малій ділянці, меншій товщини прошарку.

Наочне порівняння рівнів напружень і деформацій в різних варіантах вузлів дають таблиці 5.6 ... 5.8.

Порівняння результатів різних варіантів вузлів показує, що рівень напружень в основному металі поблизу кромки стику (табл. 5.6) в вузлах всіх варіантів практично однаковий.

Таблиця 5.6 – Максимальні по модулю напруження (МПа) в основному металі поблизу кромки стику

Напруження	Варіанти			
	Вар. 1	Вар. 2	Вар.3	Вар. 4
Радіальні	103	103	-103	-103
Осеві	103	103	-103	-103
Оружні	86	86	-86	-86
Дотичні	-76	-77	76	77
Еквівалентні	134	134	134	134

Так радіальні напруження – напруження розтягу і складають 103 МПа в варіантах з меншим ТКЛР прошарку (варіанти 1 і 2), а у варіантах з великим ТКЛР (варіанти 3 і 4) вони стискають на тому ж рівні -103 МПа, тобто відрізняються тільки знаком, пов'язаним з різницею їх ТКЛР по відношенню до основного металу. Аналогічно і осьові (103 і -103 МПа), окружні (86 і -86 МПа) і дотичні (-76...- 77 і 76...77 МПа) напруження. Відповідно і

еквівалентні напруження у всіх варіантах повністю збігаються (134 МПа). Таким чином деяка відмінність границь плинності матеріалу прошарку в різних варіантах не грає ролі, що говорить про те, що при прийнятих співвідношеннях властивостей матеріалу, що з'єднується, і прошарку (їх ТКЛР і границь плинності) при зміні температури в заданих межах не викликає помітних пластичних деформацій в прошарку.

У прошарку, на більшій її частині (табл. 5.7) картина аналогічна. У варіантах з малим ТКЛР (варіанти 1 і 2) радіальні і окружні напруження (-206 МПа) відрізняються від варіантів з великим ТКЛР (варіанти 3 і 4) тільки знаком, осьові і дотичні практично відсутні, а еквівалентні напруження (205 МПа) однакові у усіх варіантах. Це також підтверджує відсутність пластичних деформацій при охолодженні в заданому інтервалі температур, як в основному металі, так і на більшій частині прошарку.

Таблиця 5.7 – Напруження (МПа) в прошарку на більшій частині стику

Напруження	Варіанти			
	Вар. 1	Вар. 2	Вар.3	Вар. 4
Радіальні	-206	-206	206	206
Осеві	-1	-1	1	1
Оружні	-206	-206	206	206
Дотичні	0	0	0	0
Еквівалентні	205	205	205	205

Схожа картина і в прошарку поблизу її кромки стику (табл. 5.8). У варіантах з малим ТКЛР (варіанти 1 і 2) радіальні, осьові, окружні і дотичні напруження відрізняються від варіантів з великим ТКЛР (варіанти 3 і 4) тільки знаком, а еквівалентні напруження (230 і 235 МПа) незначно відрізняються в вузлах з м'якою (варіанти 1 і 3) і твердої (варіанти 2 і 4) прошарком. У варіантах 1 і 3 з зниженою границею плинності прошарку з'являються незначні пластичні деформації, що не перевищують 0,00225 %.

Таблиця 5.8 – Напруження (МПа) і пластичні деформації (%) в прошарку поблизу кромки стику

Напруження і деформації	Варіанти			
	Вар. 1	Вар. 2	Вар.3	Вар. 4
Радіальні	-59	-59	59	59
Осеві	103	103	-103	-103
Окружні	-92	-92	92	92
Дотичні	-76	-77	76	77
Еквівалентні	230	235	230	235
Еквівалентні пластичні	0,00225	0	0,00225	0

Аналіз результатів моделювання НДС при температурному навантаженні у заданому діапазоні температур і властивостей основного металу і прошарку показав, що поява невеликих пластичних деформацій у прошарку практично не впливає на коефіцієнт жорсткості і ступінь зміцнення або знеміцнення, як основного металу, так і матеріалу прошарку (рис.5.11).

При цьому у всіх варіантах вузлів в основному металі на більшій частині довжини стику у його внутрішньої частини цей коефіцієнт менше 1, поступово збільшуючись від 0,68 на осі вузла до 1,0 на відстані близько 1,5 мм від кромки (рис.5.11,*а*). У самої кромки стику він зростає до 1,5 у всіх варіантах комбінації властивостей основного металу і прошарку (рис. 5.11,*б*).

Тобто, виникаюче при термічному навантаженні в зоні з'єднання НДС знижує міцність і підвищує пластичність основного металу на більшій частині довжини стику і призводить до його зміцнення тільки поблизу зовнішньої поверхні. Це свідчить про те, що при зниженні температури без тиску при будь-якому поєднанні властивостей (ТКЛР і границі плинності) основного металу і прошарку сприятливі умови для утворення з'єднання з боку основного металу створюються на більшій частині стику. При цьому ступінь м'якості або твердості прошарку не впливає на коефіцієнт жорсткості основного металу.

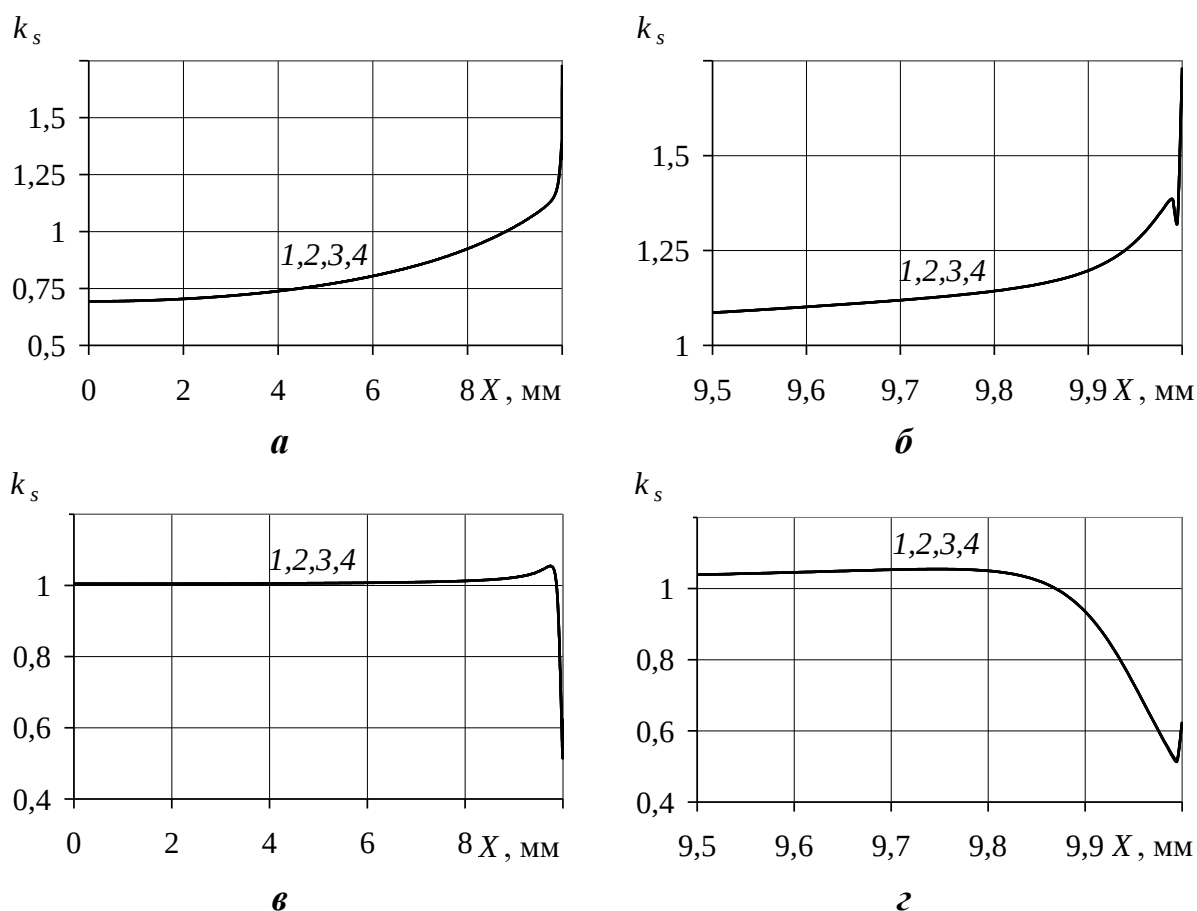


Рисунок 5.11 – Зміна коефіцієнтів жорсткості напруженого стану $\kappa_{жс} = \sigma_1(3) / \sigma_{екв}$ по стику в основному металі (**a, б**) і прошарку (**в, г**) по всій довжині стику (**a, в**) і поблизу його кромки (**б, г**) (варіанти 1, 2, 3, 4)

У самому прошарку картина інша, на більшій частині довжини стику (до 90 %) коефіцієнт жорсткості в вузлах з прошарком будь-якої твердості залишається на рівні 1. І тільки поблизу кромки стику він спочатку дещо підвищується до 1,05 (рис. 5.11, **в, г**) і потім різко знижується до 0,50 на бічній поверхні. Таке НДС практично не впливає на утворення з'єднання при ДЗ на більшій частині довжини стику.

5.4.2 Напружено-деформований стан вузлів з жароміцного сплаву з прошарком припою при охолодженні під тиском

Аналіз полів всіх складових і еквівалентних напружень показав, що при термічному навантаженні під тиском, на більшій частині вузла створюється

лінійний напружений стан, всі складові напружень, крім осьових, відсутні, і тільки у невеликій зоні, розташованій поблизу прошарку у кромки стика (у зовнішньої поверхні циліндра), і в самому прошарку створюється складне НДС, обумовлене різницею ТКЛР металу, що з'єднується, і прошарку.

Порівняння полів вузлів при охолодженні під тиском з полями без тиску показує, що більша частина складових напружень (радіальні, окружні і дотичні) практично не змінюються при додатку тиску і їх поля залишаються практично однаковими у всіх варіантах. При зміні ТКЛР прошарку в більшу або меншу по відношенню до основного металу сторону на одну і ту ж величину ці напруження, як і при охолодженні без тиску, практично не змінюються за величиною, змінюється на протилежний тільки знак. Тільки осьові і еквівалентні напруження незначно змінюють свою величину, як в основному металі, так і в прошарку.

Відповідно зі змінами еквівалентних напружень дещо змінюються і поля пластичних деформацій. М'який прошарок розвантажується в вузлі з малим ТКЛР (варіант 1) і довантажується в вузлі з великим ТКЛР (варіант 3).

Як наслідок цього, в прошарку вузла варіанту 1 (з малим ТКЛР) пластичні деформації не виникають, а варіанту 3 (з великим ТКЛР) помітно збільшуються і охоплюють практично весь прошарок. У вузлах з твердим прошарком (варіанти 2 і 4) пластичні деформації практично відсутні (табл 5.8).

Аналіз розподілу напружень вздовж стику показує, що всі складові, крім осьових, і еквівалентні напруження, так само, як і при охолодженні без тиску, в основному металі відсутні на більшій частині стику і тільки в невеликій зоні поблизу зовнішньої поверхні протяжністю близько 1 ... 2 мм вони з'являються і зростають, радіальні до ± 103 МПа, окружні до ± 86 МПа, дотичні до $\pm 76...77$ МПа.

Осьові і еквівалентні напруження на більшій частині стику близькі до прикладеним 10 МПа і зростають осьові до 90 і -110 МПа, а еквівалентні до 230 і 240 МПа в варіантах з малим ТКЛР (варіанти 5 і 6) і великим ТКЛР (варіанти 7 і 8) відповідно. Знаки складових напружень протилежні в варіантах

прошарку з меншим (варіанти 5 і 6) і великим (варіанти 7 і 4) ТКЛР, ніж у основного металу.

У прошарку дотичні напруження також відсутні на більшій частині довжини стику і тільки поблизу кромки стику (на відстані 0,2...0,6 мм від неї) з'являються і різко зростають до $\pm 76 \dots 77$ МПа.

Радіальні і окружні напруження на більшій частині довжини стику в прошарку розподілені рівномірно на рівні ± 206 МПа, тобто аналогічно навантаженню без тиску. Аналогічно розподілені і головні (максимальні за модулем) напруження. Осьові напруження в прошарку розподілені аналогічно основного металу.

В з'єднуваних матеріалах, так і в прошарку, у всіх випадках, як і при термічному навантаженні без тиску, на більшій частині ширини вузла зберігається постійний рівень напружень. При цьому в основному металі вони практично рівні прикладеному тиску зі зміною тільки в невеликій зоні у кромки стику. Тут вони зростають, досягаючи 134 МПа у всіх варіантах, але залишаючись нижче його границі плинності при температурі нижче 1000 °С. Це пояснює відсутність пластичних деформацій в основному металі при охолодженні до 700 °С.

У прошарку еквівалентні напруження на більшій частині довжини стику залишаються на постійному рівні близько 195 МПа в варіантах 5 та 6 (з малим ТКЛР) і 208 і 215 МПа в варіантах 7 і 8 (з великим ТКЛР), дещо знижуючись поблизу кромки до 160 МПа і 175 МПа і різко зростаючи у самої кромки до 230 МПа і 240 МПа відповідно, дещо перевищуючи межу плинності м'якої прошарку (варіанти 5 і 7) в області високих температур (вище 950 °С).

У варіантах 5 та 6 з малим ТКЛР і в варіанті 8 з великим ТКЛР і більшою границею плинності прошарку вони відсутні, а у варіанті 7 з великим ТКЛР і малою границею плинності виникають по всій довжині стику, складаючи 0,018 % на більшій частині стику і спочатку зменшуючись до 0,003 %, а потім збільшуючись до 0,026 % у кромки стику.

Порівняння результатів при деформації різних варіантів вузлів показує, що рівень напружень в основному металі поблизу кромки стику (табл. 5.9) в вузлах всіх варіантів практично однаковий, крім осьових. Так радіальні напруження - розтягувальні і складають 103 МПа в варіантах з меншим ТКЛР прошарку (варіанти 5 і 6), а в варіантах з великим ТКЛР (варіанти 7 і 8) вони стискуючі, практично на тому ж рівні -101 ...- 103 МПа, тобто відрізняються тільки знаком, пов'язаним з різницею їх ТКЛР по відношенню до основного металу. Аналогічно і окружні (86 і -84 ...- 86 МПа) і дотичні (-77 і 68 ... 77 МПа) напруження. Осьові напруження дещо зменшуються (до 93 МПа) в вузлах з прошарком з меншим ТКЛР (варіанти 5 і 6) і збільшуються (до -108 ...- 113 МПа) в вузлах з прошарком з більшим ТКЛР (варіанти 7 і 8). Відповідно і еквівалентні напруження в варіантах 5 та 6 складають 134 МПа, а в варіантах 7 і 8 близько 132...136 МПа. Таким чином деяка відмінність границь плинності матеріалу прошарку в різних варіантах і при охолодженні під тиском не грає великої ролі, що говорить про те, що при прийнятих співвідношеннях властивостей матеріалу, що з'єднується, і прошарку (їх ТКЛР і границь плинності) при зміні температури в заданих межах не викликає помітних змін НДС в основному матеріалі вузла.

Таблиця 5.9 – Максимальні по модулю напруження (МПа) в основному металі поблизу кромки стику

Напруження	Варіанти			
	Вар. 5	Вар. 6	Вар. 7	Вар. 8
Радіальні	103	103	-101	-103
Осьові	93	93	-108	-113
Окружні	86	86	-84	-86
Дотичні	-77	-77	68	77
Еквівалентні	134	134	132	136

У прошарку, на більшій його частині (табл. 5.10) картина аналогічна. У варіантах з меншим ТКЛР (варіанти 5 і 6) радіальні і окружні напруження (-206 МПа) відрізняються від варіантів з більшим ТКЛР (варіанти 7 і 8)

практично тільки знаком, дотичні відсутні. Осьові напруження на більшій частині довжини стика -11 і -9 МПа, тобто близькі до прикладеним -10 МПа.

Таблиця 5.10 - Напруження (МПа) і пластичні деформації (%) в прошарку на більшій частині стика

Напруження і деформації	Варіанти			
	Вар. 5	Вар. 6	Вар. 7	Вар. 8
Радіальні	-206	-206	199	206
Осьові	-11	-11	-9	-9
Окружні	-206	-206	199	206
Дотичні	0	0	0	0
Еквівалентні	195	195	208	215
Пластичні деформації	0	0	0,018	0

Еквівалентні напруження (195 МПа) однакові в варіантах 5 та 6 з меншим ТКЛР і дещо відрізняються (208 і 215 МПа) в варіантах 7 і 8 з більшим ТКЛР. Це пояснюється появою пластичних деформацій практично по всій довжині м'якого прошарку з більшим ТКЛР при охолодженні вузла під тиском в заданому інтервалі температур. Схожа картина і поблизу кромки прошарку (табл. 5.11).

Таблиця 5.11 – Напруження (МПа) і пластичні деформації (%) в прошарку поблизу кромки стика

Напруження і деформації	Варіанти			
	Вар. 5	Вар. 6	Вар. 7	Вар. 8
Радіальні	-95,2	-95,2	84,3	95,2
Осьові	93	93	-108	-113
Окружні	-92	-92	85	92
Дотичні	-77	-77	68	77
Еквівалентні	229,3	227,3	223,1	245,7
Пластичні деформації	0	0	0,026	0

Аналіз результатів моделювання НДС при температурному навантаженні показав, що додаток тиску при охолодженні помітно впливає на коефіцієнт жорсткості і ступінь зміцнення або знеміцнення, як основного металу, так і матеріалу прошарку (рис.5.12).

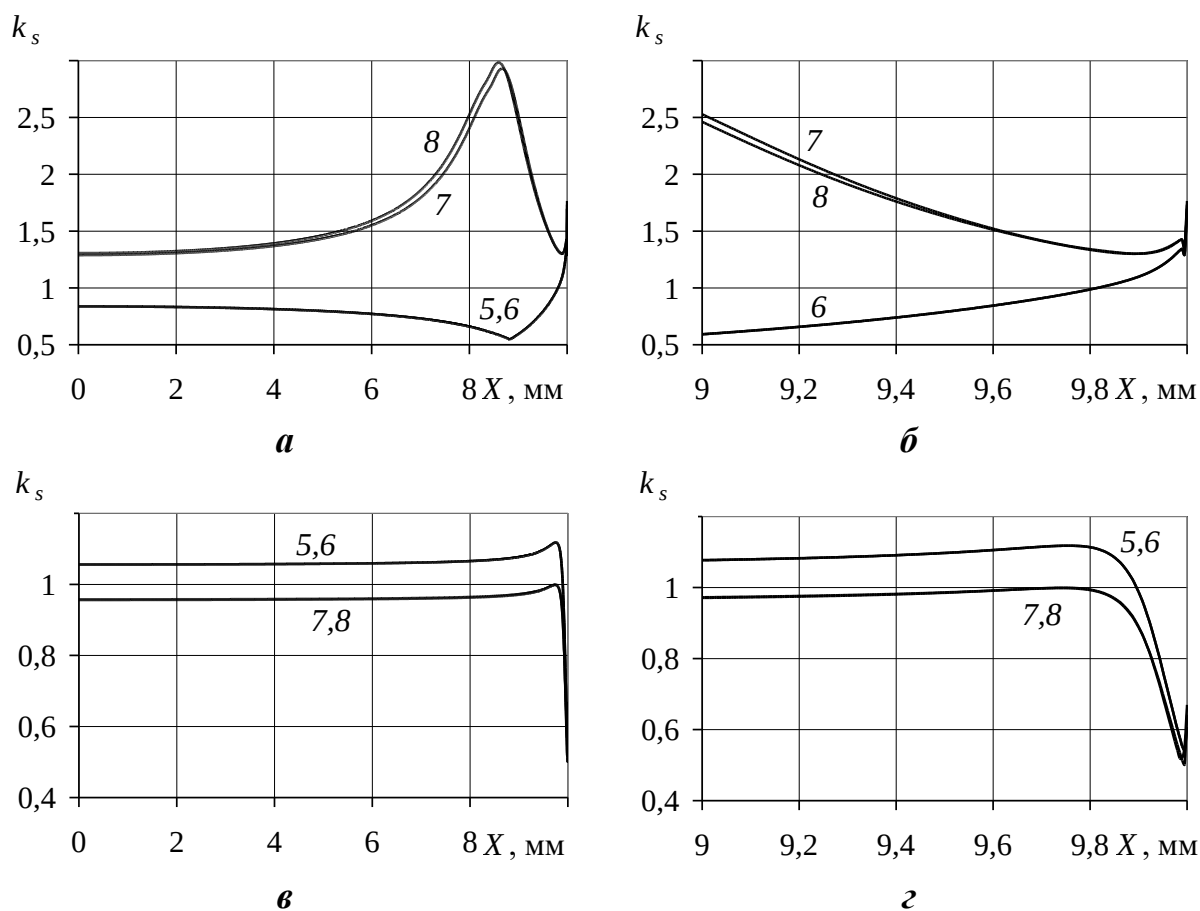


Рисунок 5.12 – Зміна коефіцієнтів жорсткості напруженого стану $k_{жс} = \sigma_{1(3)}/\sigma_{екв}$ по стику в основному металі (**a, б**) і прошарку (**в, г**) по всій довжині стику (**a, в**) і поблизу його кромки (**б, г**) (варіанти 5, 6, 7, 8)

В основному металі (рис.5.12,**a**) коефіцієнт жорсткості напруженого стану поблизу осі вузла збільшується від 0,68 при нагріванні без тиску до 0,9 і 1,3 при нагріванні з тиском в вузлах з ТКЛР прошарку меншим (варіанти 5 і 6) і більшим (варіанти 8 і 7), ніж у основного металу відповідно, тобто метал зміцнюється. При цьому в міру віддалення від осі (при наближенні до крайки стику) в вузлах з малим ТКЛР прошарку (варіанти 5 і 6) він зменшується до 0,55 і зростає до 1,35 на самій кромці (рис.5.12,**б**). Тобто основний метал найбільш помітно зміцнюється не в середній частині стику, як при охолодженні без тиску, а поблизу його кромки. При цьому ступінь зміцнення уздовж стику розподілена більш рівномірно.

У вузлах з більшим ТКЛР прошарку, ніж у основного металу (варіанти 7 і 8) в міру віддалення від осі вузла коефіцієнт жорсткості збільшується від 1,3

до 3, а потім різко знижується до 1,4 на самій кромці (рис.5.12,б). Тобто, при такому поєднанні ТКЛР прошарку і основного металу, останній помітно зміцнюється при спільному навантаженні (охолодження під тиском), при цьому значно нерівномірно вздовж стика.

Таким чином, застосування тиску (зусилля стиснення) в процесі охолодження доцільно з точки зору утворення з'єднання при ДЗ з боку основного металу тільки в разі застосування прошарку з меншим, ніж у основного металу ТКЛР.

У прошарку картина інша (5.12,в,г). На більшій частині стика (95 %) коефіцієнт жорсткості не змінюється, залишаючись на рівні близько 1,06 в вузлах з малим ТКЛР (вар. 5 і 6) і 0,95 в вузлах з більшим ТКЛР (вар. 7 і 8). Тобто, застосування тиску в варіантах 5 та 6 дещо підвищує жорсткість напруженого стану (зміцнює метал прошарку), а в варіантах 7 і 8, навпаки, знижує жорсткість напруженого стану (знеміцнюється) матеріал прошарку.

При наближенні до зовнішньої поверхні коефіцієнт жорсткості спочатку трохи зростає до 1,1 і 1,0 в варіантах 5, 6 і 7, 8 на відстані близько 0,25 мм від неї і потім різко знижується майже до 0,5 у всіх варіантах у самої поверхні.

Таким чином, застосування тиску з точки зору умов утворення з'єднання з боку прошарку сприятливо тільки при ТКЛР прошарку більшому, ніж у основного металу.

Висновки за розділом 5

1. При паянні вузлів з прошарком припою, як при термічному, так при силовому навантаженні, на більшій частині вузла напруження в основному металі відсутні або є лінійними, й тільки в невеликій зоні, порівнянної з товщиною прошарку, розташованої поблизу прошарку припою у кромки стика (у зовнішньої поверхні), й в самому прошарку створюється складний напружено-деформований стан, зумовлений різницею коефіцієнтів лінійного теплового розширення (ТКЛР) й/або модулів пружності припою та металу, що з'єднується.

2. Для оцінки впливу об'ємного НДС на міцність і пластичність матеріалів вузла, тобто їх зміцнення і знеміцнення, використано коефіцієнт жорсткості напруженого стану, що дорівнює відношенню максимальних головних напружень до еквівалентних.

3. Товщина прошарку при великому ступені його витягнутості практично не впливає на характер розподілу коефіцієнтів жорсткості, як в основному матеріалі, так і в прошарку.

4. При силовому навантаженні вузлів з прошарком з меншим модулем пружності (м'яким), або з великим модулем пружності (жорстким) в основному металі коефіцієнт жорсткості змінюється тільки поблизу зовнішньої поверхні, зменшуючись в вузлах з м'яким прошарком і збільшуючись в вузлах з жорстким, тобто основний метал знеміцнюється або зміцнюється відповідно. У м'якому прошарку, на всій довжині стику, метал зміцнюється, а в жорсткій знеміцнюється.

5. Виникаючий при термічному навантаженні в зоні з'єднання напружено-деформований стан знижує міцність і підвищує пластичність основного металу на більшій частині довжини стику і призводить до його зміцнення тільки поблизу зовнішньої поверхні. У прошарку на більшій частині довжини стику коефіцієнт жорсткості залишається на рівні 1.

6. При термічному навантаженні відмінність модулів пружності і ТКЛР прошарку і основного металу в більшу або меншу сторону не впливають на коефіцієнт жорсткості, а відповідно, на міцність і пластичність як основного металу, так і прошарку при термічному навантаженні вузлів.

7. Пластичні деформації в усіх випадках комбінації прийнятих в розрахунках фізико-механічних властивостей відсутні в основному металі і зосереджені в матеріалі прошарку.

8. Поява невеликих пластичних деформацій в прошарку практично не впливає на коефіцієнт жорсткості і ступінь зміцнення або знеміцнення як основного металу, так і матеріалу прошарку. У всіх варіантах вузлів в основному металі на більшій внутрішній частині довжини стику цей

коефіцієнт менше 1, поступово збільшуючись від 0,68 на осі вузла до 1,0 на відстані близько 1,5 мм від кромки і до 1,5 біля самої кромки стику у всіх варіантах.

9. При охолодженні під тиском в вузлах з меншим ТКЛР прошарку основний метал на більшій частині довжини стику знеміцнюється, а у вузлах з більшим ТКЛР прошарку зміцнюється. У прошарку картина протилежна, в вузлах з меншим ТКЛР прошарку метал прошарку зміцнюється, з більшим ТКЛР – знеміцнюється на всій довжини стику.

10. Для досягнення рівномірності спаяних з'єднань рекомендується використовувати припій з найменшою відмінністю механічних властивостей від основного металу для запобігання утворення об'ємного НДС на краях спаяного з'єднання.

Основні результати розділу були опубліковані у статтях [4, 8, 9, 10] та представлені на наукових конференціях [1]

6 РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ПАЯННЯ ЛОПАТОК СУДНОВИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН ЗІ СПЛАВІВ СМ93-ВІ І СМ96-ВІ ТА ВИПРАВЛЕННЯ ДЕФЕКТІВ ЛИТТЯ ПРИПОЄМ SBM-4

6.1 Технологічні властивості припою SBM-4 і паяння лопаток суднових турбін

Припій SBM-4 призначено для паяння сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ при температурах 1200-1230 °С у вакуумі $6 \cdot 10^{-3}$ - 10^{-2} Па. Припій може бути застосований для паяння інших ЖНС суднових газових турбін. Він добре змочує поверхню ЖНС, розтікається та заповнює зазори. Крайові кути змочування не перевищують 5-7°, при цьому питома площа розтікання дорівнює 1,4-1,5 мм²/мг, має високу проникність і заповнює мікронні зазори. Як і багато інших припоїв для ЖНС використовується у вигляді порошку. Виплавка припою проводиться у вакуумній індукційній печі VIM-125 (НВКГ «Зоря»-«Машпроект»). Грануляцію припою проводять методом холодної обробки металу: набір стружки, показано на рис. 6.1. Далі проводиться подрібнення на пресі і шаровому вібраційному млині в середовищі аргону високої чистоти. В млині використовуються шари з жароміцного нікелевого сплаву. Порошок просіюванням ділять на три фракції з яких найбільш вживана є 0,08 мм.



Рисунок 6.1 – Стружка припою SBM-4

Технологія паяння складається з послідовності операцій на етапі підготовки з'єднуваних поверхонь, технологічних матеріалів, складання, паяння, охолодження і заключної обробки виробу. До технологічних матеріалів відносяться припій у вигляді порошку і 5%-й розчин акрилової смоли БМК-5 в ацетоні для фіксування припою біля крайки зазору або спеціально підготовлених «кишені».

З'єднувальні поверхні перед складанням обробляються шліфуванням у напрямі розтікання припою. Перед складанням з'єднувальні поверхні протирають спиртом. Інші засоби додаткового очищення або активації не застосовуються.

При паянні лопаток в пакет підготовка включає також зачищення лопаток до металічного блиску на відстані не менше 5 мм від стику і знежирюється.

При складанні лопаток в пакет їх закріплюють між собою на торцях шляхом прихоплення з мінімальними зазорами. Для контактного точкового зварювання повинні використовуватися зварювальні машини типу «ТКМ-7», або аналогічні, що забезпечують прихоплення зварювального дроту діаметром від 1,0 до 1,6 мм. Для контактного зварювання жароміцних сплавів електроди виготовляють із міді марки М1, М2 та нікель-берилієвою бронзи марки БрНБТ. Паяння пакетів лопаток виконується у вакуумних печах типу СЕВ, СНВЕ та ін., що пройшли контроль температурного перепаду у робочому просторі печі згідно ТІ НВКГ-332, та забезпечують температуру 1600 °С, вакуум 10^{-2} Па, розмір робочого простору не менше 200x200x400 мм. Періодична перевірка (калібрування) засобів вимірювальної техніки на вакуумному обладнанні повинна проводитися згідно затвердженого графіку на підприємстві за СТП НВКГ 255. Перевірка перепаду температурного поля у робочій зоні печі повинна виконуватися не менш ніж один раз на місяць згідно ТІ НВКГ-332. Перед завантаженням вакуумної печі необхідно протерти внутрішні поверхні камери та технологічне оснащення бязевими серветками змоченими в ацетоні або спирті від технологічних забруднень. При паянні в печах лопатки встановлюються на завантажуючу підставку таким чином, щоб

габарити деталі не виходили за межі підставки і не торкалися нагрівачів. Перед нанесенням припою його замішують до пастоподібного стану з використанням 5%-го розчину акрилової смоли БМК-5 на ацетоні. Об'єм нанесеного порошку складає приблизно 1,4 від об'єму, який заповнюється припоєм. Паяння виконується після висихання пасти у вакуумі не гірше 10^{-2} Па. Режими вакуумного паяння припоєм SBM-4 лопаток зі сплаву CM93-BI 1200-1215 °C, протягом 15 ± 5 хв; зі сплаву CM96-BI з монокристалічною або спрямованою структурою: 1220-1230 °C протягом 15 ± 5 хв. Залежно від габаритів і маси лопаток в технології паяння вказано конкретні параметри. Після паяння лопатки охолоджуються до температури 1070 °C і витримуються 60 хв., далі продовжується охолодження у вакуумі до температури 200 °C. Контроль якості спаяних пакетів проводиться всіх і включає зовнішній огляд та вимірювання. Зовнішнім оглядом перевіряється якість паяння лопаток між собою по всіх дотичних поверхнях. Розплавлення припою повинно бути рівномірним з повним проплавленням стиків між лопатками.

На спаяних пакетах допускається затікання припою у проточну частину з наступним механічним очищенням, також допускається непропай глибиною до 30 % товщини по буртам, в районі канавок до 3,0 мм, виявлений після остаточної механічної обробки.

6.2 Виправлення поверхневих дефектів лопаток методом паяння припоєм SBM-4

Дефекти лопаток можуть виявлятися на різних етапах їх виготовлення та експлуатації. Найбільш передбачуваними є дефекти відливок лопаток. Незважаючи на постійне удосконалення вогнетривких сумішей для виготовлення керамічних ливарних форм, стрижнів, тиглів, фільтрів і технології лиття вихід придатних лопаток не досягає 100 %.

Більша частина дефектів лиття носять поверхневий характер. Найчастіше зустрічаються дефекти у вигляді шлакових включень, «корольків» та інших забруднень з розміром до 3,0 мм, значно менше несучільностей, недоливів і тріщин. Технологічними інструкціями (ТІ) НВКГ «Зоря»-«Машпроект» всі дефекти поділяються на такі, для яких виправлення не допускається і поверхневі дефекти виправлення яких проводиться залежно від зони розміщення на лопатці, розмірів дефектів і відстані між ними [123]. На лопатках виділені зони та критерії за якими дозволяється виправлення дефектів. Наприклад, на входних і вихідних крайках лопаток виправлення дефектів не допускається. Не виправляються поверхні силових буртів лопаток, радіуси переходів пера лопатки в хвостовик тощо. Інші дефекти обмежуються по глибині, кількості, розміру, категорії конструкцій. По мірі розвитку паяння в технологічні документи вносяться доповнення (2019 р.) і узгоджується нова інструкція.

Залежно від розміру дефекту його виправлення проводиться без наповнювача або з наповнювачем. Малі дефекти (визначається згідно ТІ) виправляються припоєм SBM-4 без наповнювача, дефекти типу раковин розробляються як показано на рис. 6.2 для лопаток з полікристалічною структурою зі сплаву CM93-BI.

Виправлення дефектів лиття починається з їх виявлення після очищення і слюсарної обробки (дефектація). Перед виправленням дефектів лопатки повинні пройти весь ступінчатий цикл термічної обробки, включаючи гомогенізацію при температурі 1180 °С відповідно до Технологічного процесу.

Розміри дефектів, що підлягають виправленню після розробки повинні відповідати вимогам нормативних документів. Поверхня лопатки навколо дефекту повинна бути очищена від оксидів на відстані не менше за 5 мм. Місця, що підлягають виправленню, повинні розроблюватися до видалення дефекту під кутом $90^{\circ} \leq \beta \leq 120^{\circ}$ відповідно до рис. 6.2.

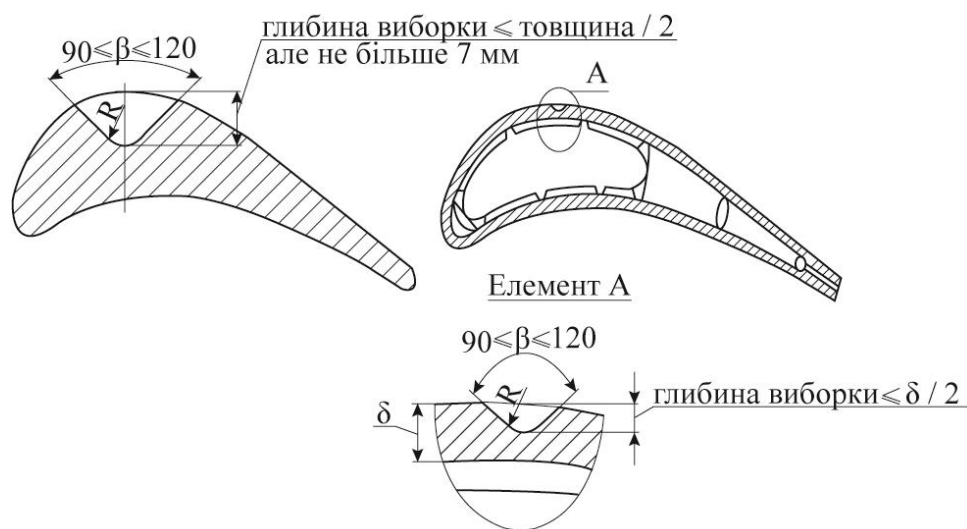


Рисунок 6.2 – Розробка поверхневого дефекту типу раковини

На рис. 6.3 показано ескіз робочої неохолоджуваної лопатки з монокристалічною структурою зі сплаву СМ96-ВІ. Розміщення і розміри дефектів, які є допустимими для виправлення на робочих лопатках регламентуються інструкціями підприємств.

Перед нанесенням порошку для виправлення дефекту поверхню необхідно знежирити спиртом або протерти бязевою тканиною, змоченою ацетоном.

В якості наповнювача використовується порошок сплаву СМ88У-ВІ, який випускається централізовано «Укрспецсталлю» або високотемпературний припій SBM-3, розроблений в НУК і НВКГ «Зоря»-«Машпроект». Наповнювач і припій SBM-4 являють собою суміш у відношенні 1:1. Порошкова суміш закріплюється на поверхні лопатки 5%-им розчином смоли БМК-5 в ацетоні. Кількість композиційного порошку повинна бути більшою від об'єму розробленого дефекту на 40-50 %. Виправлення дефектів проводиться за тими ж параметрами режимів, що і паяння.

На рис.6.4 показано макрошліф лопатки зі сплаву СМ93-ВІ та мікроструктуру металу з виправленими поверхневими дефектами та заплавленим знаковим отвором. Макрошліф в зоні виправлення поверхневого дефекту лопатки з нанесеним захисним покриттям показано на рис. 6.4,б.

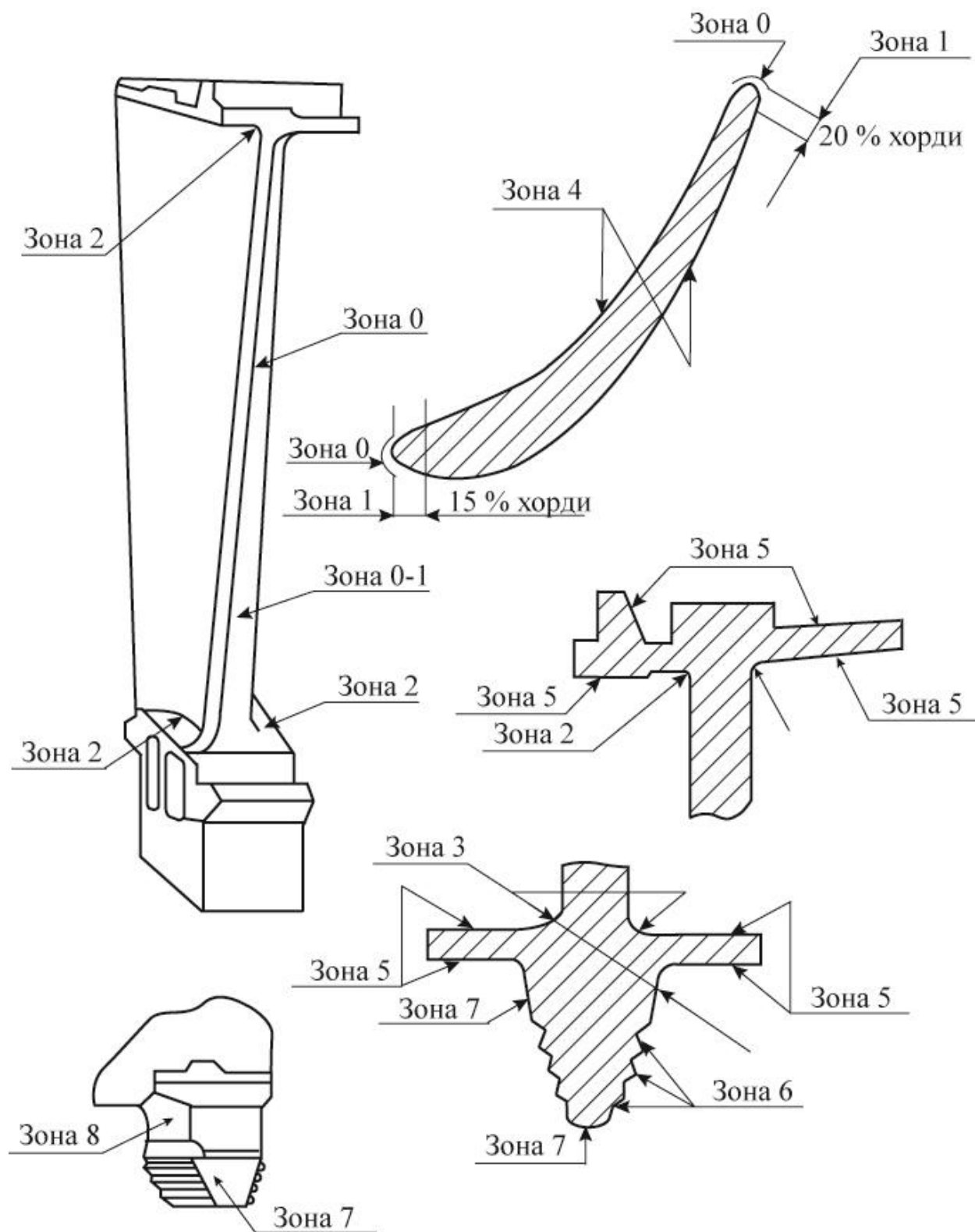


Рисунок 6.3 – Схема робочої неохолоджуваної лопатки

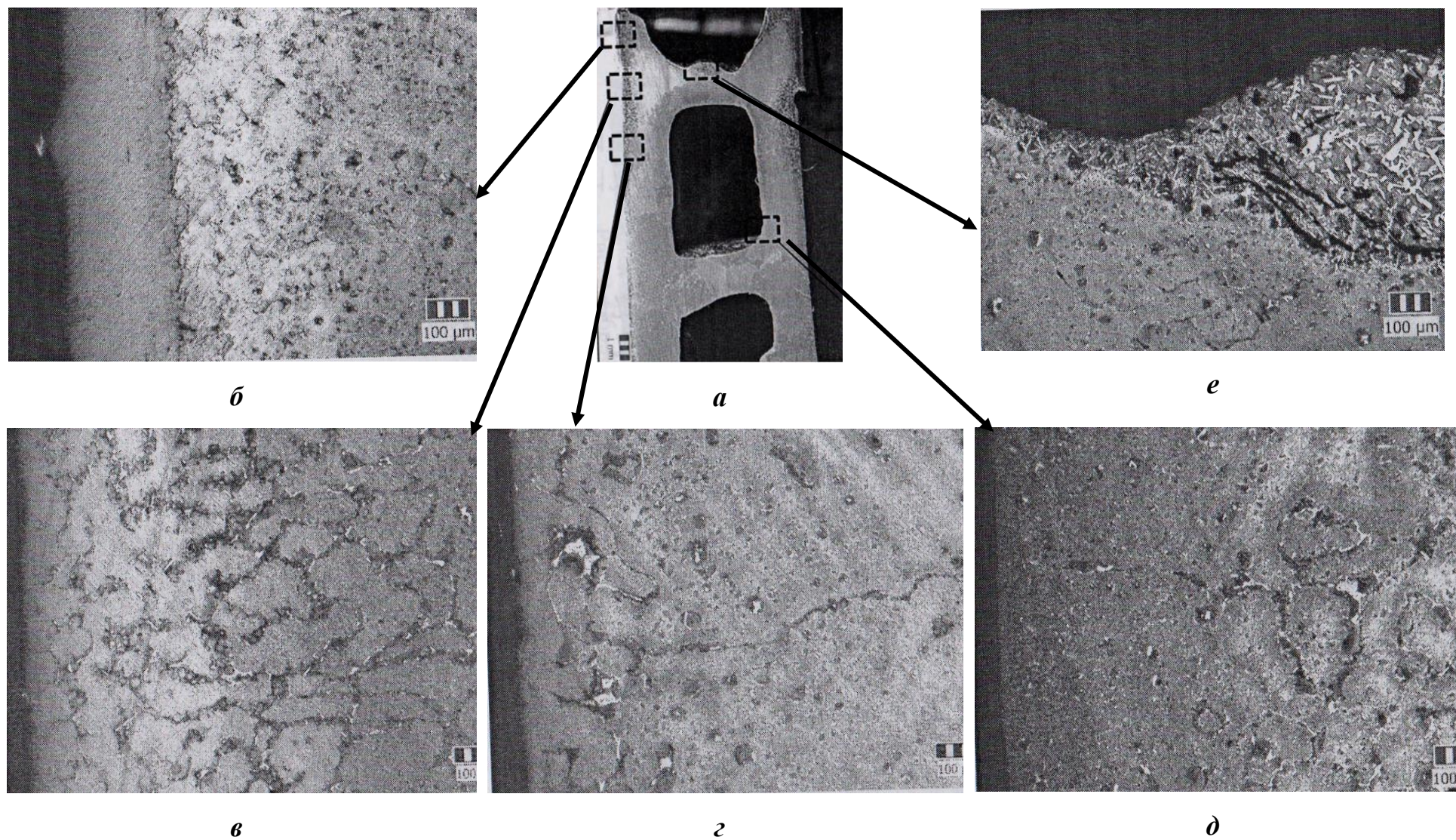


Рисунок 6.4 – Макрошліф лопатки (*а*), мікроструктура з виправленими поверхневими дефектами (*б, в, г*), основного металу (*д*) та запаяного знакового отвору (*е*)

З рисунку видно, що поверхневі дефекти на лопатці виправлені, а структура основного металу не була порушена. Припій SBM-4, завдяки своїй температурі плавлення не взаємодіє з корозійностійким покриттям Co-Cr-Al-Y та з шаром теплового захисту ZrO_2 із додаванням Y_2O_3 під час їх нанесення, як це видно з рис. 6.4,б.

Слід відзначити, що для поточного покоління суднових турбін для виправлення поверхневих дефектів використовуються припої ВПр11-40Н з температурою плавлення $1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ і HC12 з температурою плавлення близько $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, що призводить до підплавлення і руйнування захисного покриття. Сплави CM93-BI і CM96-BI дозволяють підвищити температуру паяння до $1230\text{ }^{\circ}\text{C}$ використовуючи припій SBM-4 та підвищити ресурс та робочу температуру газу в турбіні.

Висновки за розділом 6

1. Припій SBM-4 при промислово-дослідних випробуваннях показав високі технологічні властивості, має температуру паяння $1200\ldots 1230\text{ }^{\circ}\text{C}$, що є прийнятним для лопаток зі сплавів CM93-BI і CM96-BI.

2. Температура паяння і плавлення припою SBM-4 виключає взаємодію лопаток при температурі нанесення захисного покриття Co-Cr-Al-Y та ZrO_2 з Y_2O_3 .

3. Розроблено технології паяння і виправлення поверхневих дефектів для сплавів CM93-BI і CM96-BI.

4. Паяння полікристалічних лопаток із сплаву CM93-BI виконується при температурі $1200\text{--}1215\text{ }^{\circ}\text{C}$, а із сплаву CM96-BI з монокристалічної або спрямованими кристалітами при температурі $1220\text{--}1230\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 15 ± 5 хв.. Після паяння лопатки охолоджуються до температури $1070\text{ }^{\circ}\text{C}$ і витримуються 60 хв., далі продовжується охолодження у вакуумі до температури $200\text{ }^{\circ}\text{C}$.

5. Припій SBM-4 рекомендовано для виправлення поверхневих дефектів лиття. Режими виправлення дефектів проводяться за тими самими режимами,

що і паяння залежно від розміру дефекта, які визначаються Технологічною Інструкцією, виправлення виконується із застосуванням наповнювача, або без нього.

Основні результати розділу були представлені в роботі [6]

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

В роботі вирішено науково-практичну задачу розроблення припою і технології паяння та виправлення поверхневих дефектів відливок жароміцних нікелевих сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ для виробництва суднових газових турбін нового покоління і підвищенням високотемпературної міцності спаяних з'єднань не нижче 80 % міцності основного металу.

1. Суттєвою різницею між судновими і авіаційними турбінами є те, що вони працюють на різному паливі і робочі температури газу авіаційних турбін значно вищі ніж суднових і мають різний вміст хрому, який забезпечує стійкість суднових сплавів проти ВСК, але знижує довготривалу високотемпературну міцність сплавів і знижує ефективність русурсу турбін.

2. Спільною особливістю ЖНС суднових і авіаційних турбін є те, що зварювання їх плавленням є проблематичним і основним способом їх з'єднання є паяння.

3. На ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» в Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України для суднових газових турбін нового покоління розроблено ЖНС СМ93-ВІ і СМ96-ВІ, леговані танталом і ренієм, які дозволяють підвищити температуру газу на 40-60 °С, що вимагає розробки припоїв з більш високими температурами паяння.

4. За результатами теоретичних і експериментальних досліджень з урахуванням сучасних досягнень матеріалознавства ЖНС обґрунтовано метод розробки припоїв суть якого полягає у використанні комп'ютерних програм на першому етапі для розрахунку граничного легування основи припоїв тугоплавкими металами для запобігання утворенню σ -фази і окрихчуванню спаяних з'єднань, а на другому етапі експериментально визначити концентрації депресантів.

5. За результатами розрахунків з включенням найбільш ефективних легуючих елементів, які забезпечують зміцнення твердого розчину і дисперсійне зміцнення, та експериментальних досліджень впливу депресантів на технологічні характеристики припою, структуру, хімічний склад і механічні

властивості спаяних з'єднань розроблено припій SBM-4, що має хімічний склад (% мас.): (12,5-14,5)Cr; (6,5-7,5)Co; (3,0-5,0)Al; (5,0-6,0)Ta; (3,0-4,5)Re; (2,0-3,0)W; (1,0-2,0)Mo; (4,7-6,2)Ti; (0,3-0,5)Nb; (1,0-1,2)V; (0,2-0,3)Hf; (0,45-0,7)Zr; (0,07-0,10)C; решта Ni (Патент “Припій для паяння жароміцних нікелевих сплавів морських газових турбін” UA 145690).

6. Припій SBM-4 має високі технологічні властивості. При паянні сплавів CM93-BI і CM96-BI при температурах 1200-1230 °C крайові кути змочування складають до 6°, а питома площа розтікання 1,4-1,5 мм²/мг. Висока проникність припою в мікротріщини дозволяє його успішно використовувати не лише для паяння, а і для виправлення поверхневих дефектів відливок.

7. Довготривала міцність спаяних з'єднань сплавів CM93-BI і CM96-BI при температурі 900 °C на базі 100 годин складає 314 і 321 МПа відповідно, що дорівнює 0,91 і 0,89 від міцності основного металу. Крім того припій використовують для відновлення паянням в вакуумі пошкоджених високотемпературних елементів обладнання з жароміцного сплаву ЧС88-ВИ для отримання відцентровим плазмовим розпиленням сферичних порошків.

8. З результатами моделювання НДС встановлено, що для досягнення рівномірності спаяних з'єднань необхідно використовувати припій з найменшою відмінністю механічних властивостей від основного металу для запобігання утворення об'ємного НДС на краях спаяного з'єднання.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Квасницький В.В., Мяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Изучение взаимодействия сплава на основе Ni_3Al с прослойками различных систем для TLP-соединения // Матеріали Міжнародної конференції «Інноваційні технології та інженіринг у зварюванні і споріднених процесах – Poly Weld. 2019» 23-24 травня 2019р. Україна. Київ – К: «КПІ імені Ігора Сікорського». 2019. – с.47-48
2. Квасницький Віктор, Мяльница Георгій, Матвієнко Максим, Бутурля Євген. Особливості легування припоїв для жароміцних нікелевих сплавів нового покоління // 14-й Міжнародний симпозіум інженерів-механіків у Львові (м. Львів, 23 травня – 24 травня 2019 р.): Матеріали симпозіуму. – Львів: КІНПАТРИ ЛТД, 2019 – с. 8-9.
3. Квасницький В.В., Мяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Припои для жаропрочных сплавов газовых турбин нового поколения // Проблемы зварювання та споріднених технологій Всеукраїнська конференція з міжнародною участю, що присвячена 60-річчю кафедри зварювального виробництва НУК (Миколаїв 17-19 вересня 2019 р.) : Матеріали Всеукраїнської конференції з міжнародною участю. – Миколаїв : Видавець Торубара В.В., 2019. 75-77 с.
4. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Вплив властивостей прошарку припою на напружено-деформований стан спаяних вузлів з жароміцних сплавів / Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. – 2020. - №4 (482). – с. 119-128
5. Viktor V. Kvasnytskyi , Maksym V. Matviienko, Heorhii P. Mialnitsa, Yevhen A. Buturlia. . Investigation of brazing filler for brazing high-temperature nickel alloys of marine gas turbines // Shipbuilding & Marine Infrastructure. – 2020. – № 2 (14). – P. 65–72.
6. Kvasnytskyi, V. Designing brazing filler metal for heat-resistant alloys based on Ni_3Al intermetallide / Viktor Kvasnytskyi, Volodymyr Korzhyk,

Viacheslav Kvasnytskyi, Heorhii Mialnitsa, Chunlin Dong, Tetiana Pryadko, Maksym Matviienko, Yevhen Buturlia // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2020. – Vol. 6, №12 (108). - P. 6-19.

7. Квасницький В.В., Мьяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Dong Chunlin. Исследование взаимодействия сплава на основе Ni_3Al с прослоками различных систем легирования для TLP-соединения // Автоматическая сварка, 2019, № 8. – С. 22 – 29.

8. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Квасницький В.Ф., Ермолаев Г.В. Влияние толщины прослойки на напряженно-деформированное состояние сварных и паяных соединений жаропрочных сплавов / Міжвуз. тематичн. збір. наукових праць «Наука та виробництво», Випуск 20, № 1. Маріуполь: ПДТУ. 2019. – С. 23 – 33.

9. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Квасницький В.Ф., Ермолаев Г.В. Напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке и пайке цилиндрических узлов с мягкой прослойкой в условиях силового термического нагружения в пределах упругости // Вісник Одеського Національного університету. Зб. наук. праць. – Одеса: ОНМУ. – 2019. Випуск 1 (58). – С. 126 – 138.

10. Влияние характера нагружения на напряженное состояние соединений с мягкой прослойкой / В.В. Квасницький, М.В. Матвиенко, Е.А. Бутурля, В.Ф. Квасницький, Г.В. Ермолаев // Наука і виробництво: міжвуз. тематичн. збір. наукових праць. – Маріуполь: 2019. Вип. 21. – С. 39 – 47.

11. Иванов, В.Л. Высокотемпературные охлаждаемые турбины [Текст] / В.Л. Иванов, В.И. Локай. – М.: Машиностроение, 1971. – 279 с.

12. Симс, Ч. Жаропрочные сплавы / Ч. Симс, В. Хагель. – М.: Металлургия, 1976. – 567 с.

13. Каблов, Б.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей / Е.Н. Каблов. – М.: Машиностроение, 2001.

14. Производство сварных конструкций в судовом газотурбостроении [Текст] / Ю.В. Бутенко, В.Ф. Квасницкий, В.В. Квасницкий, А.Ю. Бутенко, под общ. ред. В.Ф. Квасницкого. – Николаев, 2014 – 168 с.

15. Клясс О.В. Применение методики расчета «PHASOMR» для проектирования прочностных свойств и контроля выделения ТПУ фаз в лопаточных сплавах / О.В. Клясс В.А. Крещенко // Судовое и энергетическое газотурбостроение. Производство, организация и технология. Ремонт и эксплуатация. Опыт и перспективы развития. Том 2. – Николаев НПКГ «Зоря»-«Машпроект», НОИАН Украины. – С.88-90.

16. Вибір легуючого комплексу нового корозійностійкого сплаву для соплових лопаток ГТД / Г.П. Мьяльниця, І.І. Максютя, Ю.Г. Квасницька, О.В. Михнян // Металознавство та обробка металів – 2013 – № 2. – С. 29 – 34.

17. Каблов Е.Н. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, Л.Б. Василенок, Г.И. Морозова // Материаловедение. – 2000. - №2. – С.23-29.

18. Rhenium in the thermally stable nickel alloys for single-crystal blades of gas-turbine engines. 7th international symposium on technetium and Rhenium Science and Utilization 4-8 July, 2011, Moscow.

19. Каблов Е.Н. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин (продолжение) / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, Л.Б. Василенок, Г.И. Морозова // Материаловедение. – 2000. - №3. – С.38-43.

20. Бурова Н.Н. Структурные особенности никелевых сплавов, легированных танталом / Н.Н. Бурова, С.Б. Масленков // МиТОМ. – 1979. - №5. – С.19-21.

21. Получение ориентированной структуры в отливках из жаропрочного никелевого сплава, легированного рением / Г.Ф. Мьяльниця, И.И. Максютя, Ю.Г. Квасницкая и др. // Процессы литья – 2012. – № 6. – С. 54 – 63.

22. Фазово-структурна стабільність жароміцного корозійностійкого сплаву для литих робочих лопаток ГТУ / А. М. Верховлюк, І. І. Максютя, Ю.

Г. Квасницька, Г. П. Мьяльніца, О. В. Михнян // Металознавство та обробка металів. - 2016. - № 3. - С. 3-9.

23. Особливості термооброблення жароміцного нікелевого сплаву з орієнтованою структурою / І.І. Максютя, Ю.Г. Квасницька, О.В. Михнян, О.В. Нейма // Металознавство та обробка металів – 2013 – № 4. – С. 59 – 64.

24. Теплофизические особенности формирования структуры отливок, полученных методом направленной кристаллизации [Текст] / В.М. Симановский, И.И. Максютя, Ю.Г. Квасницкая и др. // Процессы литья. – 2010. № 6. – С. 8 – 13.

25. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава комплексно-легированного рением и танталом / И.И. Максютя, О.В. Клясс, Ю.Г. Квасницкая и др. // Современная электрометаллургия. – 2014. – № 1. С. 41-48.

26. Квасницкий, В.Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении [Текст] / В.Ф. Квасницкий. – Ленинград: Судостроение, 1986. – 224 с.

27. Паяння матеріалів [Текст]: підручник / Г.В. Єрмолаєв, В.В. Квасницький, В.Ф. Квасницкий. За загальною ред. В.Ф. Хорунова і В.Ф. Квасницького. – Миколаїв: НУК, 2015. – 340 с.

28. Лукин, В.И., Рыльников, В.С., Афанасьев-Ходыкин, А.Н., Тимофеева, О.Б. (2013). Особенности технологии диффузионной пайки жаропрочного сплава ЭП975 и литейного монокристаллического интерметаллидного сплава ВКНА-4У применительно к конструкции «Блиск». Сварочное производство, 7, 19-25.

29. Рыльников, В.С., Афанасьев-Ходыкин, А.Н., Галушка, И.А. (2013). Технология пайки конструкции типа «Блиск» из разноименных сплавов. Труды ВИАМ: электронное научное издание (журнал), 10. <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/251.pdf>

30. Малащенко И.С., Куренкова В.В., Белявин А.Ф., Трохимченко В.В. Кратковременная прочность и микроструктура паяных соединений сплава

ВЖЛ12У, полученных с использованием борсодержащего припоя с присадкой кремния / Современ. электрометаллургия, 2006, № 4, с. 26-42.
http://nbuv.gov.ua/UJRN/sovele_2014_4_9

31. Малашенко И.С., Куренкова В.В., Оноприенко Е.В. и др. Механические свойства и структура паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ. Часть 1 / Современ. электрометаллургия, 2007, № 1, с. 25—32. <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/95519>

32. Малашенко, И.С., Мазурак, В.Е., Кушнарера, Т.Н., Куренкова, В.В., Завидонов, В.Г., Явдошина, Е.Ф. (2014). Пайка в вакууме литого никелевого сплава ЖС6У композиционными припоями на основе ВПр-36 (Часть 1). Современная электрометаллургия, 4, 26-42.
<https://patonpublishinghouse.com/sem/pdf/2014/pdfarticles/04/9.pdf>

33. Бежавин А. Ф., Куренкова В.В., Малашенко И.С. и др. Прочность и микроструктура паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием бор- и боркремнийсодержащих припоев / Современ. электрометаллургия, 2010, № 2, с. 49—58.
<https://patonpublishinghouse.com/sem/pdf/2010/pdfarticles/02/10.pdf>

34. Куренкова В. В., Малашенко И. С. Высокотемпературная пайка литейных жаропрочных никелевых сплавов борсодержащим припоем, легированным кремнием / Адгезия расплавов и пайка материалов, 2008, вып. 41, с. 63—87. <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/4378>.

35. Kvasnytskyi, V. Designing brazing filler metal for heat-resistant alloys based on NI3AL intermetallide / Viktor Kvasnytskyi, Volodymyr Korzhyk, Viacheslav Kvasnytskyi, Heorhii Mialnitsa, Chunlin Dong, Tetiana Pryadko, Maksym Matviienko, Yevhen Buturlia // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2020. – Vol. 6, №12 (108). - P. 6-19.

36. Особенности пайки монокристаллических отливок из сплавов ЖС32 / В.И. Лукин, В.С. Рыльников, А.Н. Афанасьев-Ходыкин, Н.Г. Орехов // Сварочное производство, 2012, №5. – С.24-30.

37. Лукин. В.И. Особенности получения паяных соединений из сплава ЖС36 / В.И. Лукин, В.С. Рыльников, А.Н. Афанасьев-Ходыкин, // Технология машиностроения, 2010, №5. – С. 21-25
38. Афанасьев-Ходыкин А.Н. Технология получения соединений из сплава ЖС36 / А.Н. Афанасьев-Ходыкин, В.И. Лукин, В.С. Рыльников // Сварочное производство, 2010, №7. – С.27-31.
39. Nash P., West R.F. Phase equilibria in Ni-rich region of Ni-Cr-Hf system. // Metal Science. – 1981, 15, № 8. – P. 353 – 358.
40. Nash P., West R.F. Phase equilibria in Ni-rich region of Ni-Al-Hf system. // Metal Science. – 1981, 15, № 8. – P. 347 – 352.
41. Zheng Yunrong, Li chengong. Skin effect of Hf-rich melts and some aspects in its usage for Hf-containing cast nickel-base superalloys. // The Metallurgical Societi, 1988. – P. 475 – 484.
42. Квасницкий, В.В. Исследование диаграмм состояния на никелевой основе с цирконием и гафнием с целью создания новых припоев для пайки жаропрочных материалов [Текст] / В.В. Квасницкий, В.Ф. Хорунов // Технология судостроения и сварочного производства: Сб. научн. тр. - Николаев: НКИ, 1996. – С. 16 – 25.
43. Zheng Y., Ruan Z. Microstructure and Perfomance of Ni-Hf Brazing Filler Alloy. // Acta Metallurgica Sinica (englishedition), Series B (oct. 1990). 3B. – P. 335-340.
44. Zheng Y., Zhao D., Tangrri K. Microstructure of Ni-10Co-8Cr-4W-13Zr alloy and its bonding behawiouir for single-cristal nickel-base superalloy. // Journal of Materials Science, 1993, 28. – P. 823 – 829.
45. Исследование сплавов системы Ni-Cr-Zr и Ni-Cr-Hf [Текст] / В.В. Квасницкий, В.Ф. Хорунов, В.Г. Иванченко, М.Л. Жадкевич // Пайка в машиностроении изделий современной техники. – М.: Центральный российский дом знаний. 1997. – С. 30 – 32.
46. Квасницкий В.В. Жаропрочные припои с гафнием и цирконием // Сб. наук. пр. УДМТУ. – Миколаїв: УДМТУ, 1998, №4 (352). – С.204 – 207.

47. Kvasnitski V.V., Timtschenko V.L., Ivanchenko V.G., Khorunov V.F. Die Untersuchung des Systems Ni(Nileg)-Hf-Zr fur das Loten warmfester Nickellegiemngen // DVS-Berichte: Band 192. Dusseldorf:DVS-VERL., 1998. – P. 257 – 259.

48. Investigation of Ni(Ni-alloy)-Hf-Cr system for heat-proof nickel alloy brazing / Kvasnitski V.V., Timtschenko V.L., Ivanchenko V.G., Khorunov V.F. // DVS-Berichte: Band 192. Dusseldorf:DVS-VERL., 1998. – P. 262 – 264.

49. Kostin A.M., Kvasnitski V.V., Stepanov S.I. Brazing technologies of heat-proof nickel alloy casting defects // DVS-Berichte: Band 192. Dusseldorf:DVS-VERL., 1998. – P. 270 – 271.

50. Державний патент України 22973А, В23К 35/32 Припійна композиція для паяння нікелевих сплавів. / В.Ф. Квасницький, В.В. Квасницький, В.Ф. Хорунов, О.М. Костін, В.Г. Іванченко НУК імені адмірала Макарова. Заявл. 11.03.97, 97031081. Опубл. 30.06.98. Бюл. № 3.

51. Вакумная пайка и исправление дефектов литья деталей из жаропрочных сплавов / Квасницкий В.В., Костин А.М., Воробьев А.Н., Кулик С.Г., Николаенко В.П. // Автоматическая сварка. – 1999, №11(560). – С. 22-25.

52. Khorunov V.F., Ivanchenko V.G., Kvasnitski V.V. Investigation of Ni-Cr-Zr and Ni-Cr-Hf Alloys // DVS-Berichte: Band 192. Dusseldorf: DVS-VERL., 1998. – P. 59 – 61.

53. Квасницкий В.В. Взаимодействие припоев, содержащих в качестве депрессантов цирконий и гафний, с жаропрочными сплавами // 36. наук. пр. УДМТУ. – Миколаїв: УДМТУ, 1998, №7 (355). – С. 196 – 204.

54. Квасницкий, В.В. Создание порошковых композиций для заделки дефектов турбинных лопаток, выполненных из жаропрочных сплавов // Технология судостроения и сварочного производства: Сб. научн. тр. – Николаев: НКИ, 1996. – С.25 – 28.

55. Хорунов, В.Ф. Структурные особенности припоев системы Ni-Cr-Zr [Текст] / В.Ф. Хорунов, Е.М. Укадер, Г.М. Гордань // Новые достижения в области пайки: Сб. научн. тр. – К.: ИЭС ми. Е.О. Патона, 1992. – С. 5 – 7.

56. Квасницкий В.Ф., Костин А.М., Квасницкий В.В. Влияние элементов-депрессантов на свойства никелевых припоев и жаропрочных сплавов. // Адгезия расплавов и пайка материалов, №35, 2002. – С.129 – 139.

57. Микроструктура паяных соединений алюминидов никеля / С.В. Максимова, В.Ф. Хорунов, В.В. Мясоед, В.В. Воронов, П.В. Ковальчук // Автоматическая сварка, 2014, №10. – С.17-23.

58. Максимова С.В. Припой без бора и кремния для пайки жаропрочного никелевого сплава / С.В. Максимова, В.В. Воронов, П.В. Ковальчук // Автоматическая сварка, 2017, №8. – С.15-20.

59. Максимова С.В. Влияние депрессанта – германия на структуру и интервалы плавления палладиевых сплавов / С.В. Максимова, В.Ф. Хорунов, В.В. Мясоед // Металлофизика и новейшие технологии. 2015, №6 (т.37). – С. 803-816.

60. Патент на корисну модель №136687.B23K 1/00. ВК 23K 35/28 (2006.01). Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова / Мяльниця Г.П., Квасницький В.В., ... Є.А. Бутурля та інші (UA). Заявл. 25.03.2019. Опубл. 27.08.2019. Бюл. №16.

61. Механіка та фізико-хімічні процеси при дифузійному зварюванні, паянні, зміцненні жароміцних нікелевих сплавів та різномірних матеріалів. Звіт про науково-дослідну роботу по темі 2083 № ДР 0117U000341 (остаточний). Керівник В.Ф. Квасницький. НУК. 2019. - 178 с.

62. Бакши О.А., Шрон Р.З. Прочность при статическом растяжении сварных соединений с мягкой прослойкой / О.А. Бакши, Р.З. Шрон // Сварочное производство, 1962, №5. – С. 6-10.

63. Бакши О.А., Качанов Л.М. О напряженном состоянии пластичной прослойки при осесимметричной деформации / О.А. Бакши, Л.М. Качанов // Изв. АН СССР. Механика, 1965. №2. – С. 134-137.

64. Бакши О.А., Шрон Р.З. О расчетной оценке прочности сварных соединений с мягкой прослойкой / О.А. Бакши, Р.З. Шрон // Сварочное производство, 1971, №3. – С.3-5.

65. Влияние толщины жесткой прослойки на напряженно-деформированное состояние при нагружении металло-графитовых узлов / Г.В. Еромолаев, В.А. Мартыненко, С.В. Алексеенко, А.В. Лабарткава, М.В. Матвиенко // Проблемы прочности, 2015, №3. – С.90-97

66. Напряженное состояние сварных и паяных узлов из однородных материалов с мягкой прослойкой при осевой нагрузке / В.В. Квасницкий, В.Ф. Квасницкий В.Ф., Dong Chunlin, М.В. Матвиенко, Г.В. Еромолаев // Автоматическая сварка, 2018, №4. – С.7-19.

67. Напряженно-деформированное состояние при силовом и термическом нагружении узлов из разнородных сталей с мягкой прослойкой / И.А. Колесар, Г.В. Еромолаев // Автоматическая сварка, 2014, №8. – С.23-27

68. Особенности деформации и напряженного состояния разнородных металлов при диффузионной сварке / Л.Н. Ларионов, М.Н.Белякова, В.Н. Замков и др. // Автоматическая сварка, 1982, №12. – С.13–17.

69. Еромолаев Г.В. Напряжения и деформации в паяных соединениях / Г.В. Еромолаев, В.Н. Кручинов // Технология судостроения и сварочного производства: Сб. научн. тр. НКИ.– Николаев: Никол. кораблестроит. ин-т, 1983, Вып. 183.— С.48 – 52.

70. Напряженное состояние и снижение напряжений путем релаксации в сварных и паяных соединениях ниобиевых сплавов с композитной медью / Г.В. Еромолаев, В.Ф. Квасницкий, С.М. Самохин и др. // Технология судостроения и сварочного производства.: Сб. научн. тр. НКИ. – Николаев.: НКИ, 1982. – С.22 – 26.

71. Исследования напряженного состояния при пайке узлов из разнородных материалов / К.А. Ющенко, В.Ф. Квасницкий, Г.В. Еромолаев, В.Н. Марунич // Автоматическая сварка, 1987, №5. – С. 50 –54.

72. Напряженное состояние и снижение напряжений путем релаксации в паяных соединениях ниобиевых сплавов с композитной медью / Г.В. Еромолаев, В.Ф. Квасницкий, С.М. Самохин, Л.М. Симаненков // Адгезия расплавов и пайка материалов, 1984, Вып. 13.– С. 82 – 86.

73. Анализ напряженного состояния в полученных пайкой и диффузионной сваркой узлах из разнородных материалов / Г.В. Ермолаев, В.М. Заболотский, В.А. Игнатов и др. // Судостроительная промышленность. Сер.: Сварка, 1988, Вып.6.– С. 45 – 50.

74. Лямин Я.В. О напряженном состоянии сварных соединений разнородных материалов, полученных диффузионной сваркой / Я.В. Лямин, Р.А. Мусин, В.Н. Иванов // Автоматическая сварка, 1986, №9.– С. 50 –54.

75. Ермолаев Г.В. Применение ЭВМ для решения задач механики паяных узлов / Г.В. Ермолаев, А.В. Лабарткава // Сб. научн. Тр. УГМТУ. – Николаев: УГМТУ, 1999, №6. – С. 55 – 64.

76. Тимошенко С.П. Теория упругости / С.П. Тимошенко, Дж. Гудьер М.: Наука, 1975.– 420с.

77. Постнов, В.А. Метод конечных элементов в расчетах судовых конструкций [Текст] / В.А. Постнов, И.Я. Хархурим.– Л.: Судостроение, 1974. – 344с.

78. Бате К.-Ю. Методы конечных элементов [Текст] / М.: Физматлит, 2010. — 1024 с.

79. Зенкевич О., Морган К. Конечные элементы и аппроксимация [Текст] / О. Зенкевич, К. Морган Пер. с англ.: Квасов Б.И. — М.: Мир, 1986. — 318 с.

80. Стренг Г. Теория методов конечных элементов [Текст] / Г. Стренг, Дж. Фикс.– М.: Мир, 1977. – 332с.

81. Норенков, И.П. Краткая история вычислительной техники и информационных технологий [Текст] / И.П. Норенков // Наука и образование: Приложение к журналу „Информационные технологии”. – 2005. – № 9.

82. Чигарёв, А.В. ANSYS для инженеров: Справ. пособие. [Текст] / А.В. Чигарёв, А.С. Кравчук, А.Ф. Смалюк. – М.: Машиностроение-1, 2004. – 512 с.

83. Басов, К.А. ANSYS: Справочник пользователя [Текст] / К.А. Басов. – М.: ДМК Пресс, 2005. – 640 с.

84. Каплун, А.Б. ANSYS в руках инженера: Практическое руководство. [Текст] / А.Б. Каплун, Е.М. Морозов, М.А. Олферьева – М.: Едиториал УРСС, 2003. – 272 с.

85. Басов К.А. ANSYS в примерах и задачах [Текст] / Под общ. ред. Д. Г. Красковского. — М: КомпьютерПресс, 2002. —224 с.

86. <https://www.ansys.com/academic/free-student-products>

87. Орышич И.В. Влияние соотношения Ti:Al жаропрочных никелевых сплавов на их стойкость к высокотемпературной солевой коррозии / И.В. Орышич // Защита металлов. 1985. 27 минут 21 , №5. – с.734-740

88. Квасницький В.Ф. Фізико-хімічні процеси при паянні жароміцних нікелевих сплавів газових турбін / В.Ф. Квасницький, Г.П. Мьяльниця, Ю.Г. Квасницька // прогресивна техніка технологія і інженерна освіта. Матеріали ХІХ наукової міжнародної технічної конференції присвяченої 120-річчю КПІ ім. Ігоря Сокоорського та механіко-машинобудівного інституту, 19-22 червня 2018 року. Т.2. Київ. КПІ ім. Ігоря Сікорського: Політехніка. 2018. – с. 143-146

89. Орышич И.В. Разработка методики испытания жаропрочных сплавов в расплавах солей / И.В. Орышич //Защита металлов. Том XII, №1. 1981. – с.75-79.

90. Мусина О.Н. Планирование и остановка научного эксперимента / О.Н. Мусина. – М.–Берлин, Директ-медиа, 2015. – 88 с.

91. Спирин Н.А. Методы планирования и обработки результатов инженерного эксперимента: Конспект лекций (отдельные главы учебника для вузов) / Н.А. Спирин, В.В. Лавров. Под общ. Ред. Н.А. Спирина. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2004. – 257 с.

92. Новик Ф.С. Оптимизация процессов технологии металлов методом планирования экспериментов, М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. — 304 с. 1980. – 304 с.

93. Исследование взаимодействия сплава на основе Ni₃Al с материалами прослоек различных систем легирования для TLP-диффузионной сварки и влияния свойств материалов на напряженно-деформированное состояние

соединений жаропрочного сплава при диффузионной сварке с активацией поверхностей с использованием компьютерного моделирования. Звіт про науково-дослідну роботу по темі 45/2108 № ГР 0117U005048 (заключительный). Руководитель В.Ф. Квасницкий. НУК. 2018. - 142 с.

94. Исследование взаимодействия сплава на основе Ni_3Al с прослойками различных систем легирования для TLP-соединения / В. В. Квасницкий, Г. Ф. Мьяльница, М. В. Матвиенко, Е. А. Бутурля, Ch. Dong // Автоматическая сварка. - 2019. - № 8. - С. 22-29.

95. Фазовые превращения и структура интерметаллидных сплавов Ni-Al-Re / Н.В. Петрушин, М.Б. Бронфин, Е.Б. Чабина, Л.А. Дьячкова // Металлы, 1994, №3. С. 85-93

96. Saunders N. Phase diagram calculations for Ni-based superalloys // Superalloys 1996 / Ed. by R.D. Kissinger, D.J. Deye, D.L. Anton et al. A Publication of the Minerals, Metals, Materials Society. Seven Springs Mountain Resort, Champion, Pennsylvania, 1996. P. 101–110.

97. Савицкий Е.М. Сплавы рения / Е.М. Савицкий, М.А. Тылкина, К.Б. Поварова. – М.: Наука, 1965. – 335 с.

98. Технологические особенности аргонодуговой сварки и пайки при ремонте литых лопаток из сложнолегированных высокопрочных никелевых сплавов / Н.С. Самохин, Г.Ф. Мьяльница, В.А. Крищенко, С.М. Самохин, Ю.Г. Добкина // Автоматическая сварка. 2004, № 4.

99. Обеспечение фазово-структурной стабильности высокохромистых сплавов для лопаток ГТУ // И.И. Максютя, Ю.Г. Квасницкая, Г.Ф. Мьяльница и др. // Металл и литье Украины. – 2012. – № 11. – С. 16 – 20.

100. Патент на корисну модель №145690 В23К 35/24 (2006.01). Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова / Квасницький В.В., Мьяльниця Г.П. ... Є.А. Бутурля та інші (UA). Заявл. 06.08.2020. Опубл. 28.12.2020. Бюл. №24.

101. Физическая химия неорганических материалов. Том 2. Поверхностное натяжение и термодинамика металлических расплавов. Под

общ. ред. Академика АН УССР В.Н. Еременко. К.: Наукова думка 1988. - 191 с.

102. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. Ю.В. Найдич. – К.: Наукова думка 1972. – 198 с.

103. Миссол В. Поверхностная энергия раздела фаз в металлах / В. Миссол // Пер. с польского. – М.: Металлургия, 1976, 176с.

104. Попель С.И. Кинетика растекания припоев по твердым поверхностям и кинетика смачивания / С.И. Попель // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1976, №1 – с. 3-28.

105. Іващенко Ю.М. Основи прецизійного вимірювання поверхневої енергії розплавів за методом лежачої краплі / Ю.М. Іващенко, В.Н. Єременко. К.: Наукова думка, 1972. – 230 с.

106. Паяння матеріалів. Дослідження фізико-хімічних та технологічних факторів паяння. / В.В. Квасницький, В.Ф. Квасницький, Б.В. Бугаєнко, Г.В. Єрмолаєв; під наук. ред. В.Ф. Квасницького, Миколаїв: НУК, 2006 - 160 с.

107. Фесенко В.В. Температурная зависимость поверхностной энергии кобальта и никеля / В.В. Фесенко, М.И. Василиу // Порошковая металлургия, 1961, №3. – с. 25-28.

108. Еременко В.Н. Плотность и свободная поверхностная энергия жидких сплавов системы никель-хром / В.Н. Еременко // Порошковая металлургия, 1965, №5. – с. 24-28.

109. Семенченко В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах / В.К. Семенченко // Гостехиздат, 1957. С. – 18-60, 135-165, 320-345.

110. Орышич И.В. Влияние химического состава на коррозию жаропрочных сплавов в расплавах солей / И.В. Орышич, О.С. Костырко // Авиационная промышленность, 1984, №2. – С. 57-60.

111. Орышич И.В. Влияние молибдена, вольфрама и кобальта на коррозию никелевых жаропрочных сплавов в расплавах солей / И.В. Орышич,

О.С. Костырко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1985, №10. – С.21-25.

112. Квасницкий В.Ф., Ермолаев Г.В., Касаткин О.Г. и др. Разработка жаропрочных припоев, работающих в условиях сульфидной коррозии // *Автоматическая сварка* – 1987, №5. – С.66 – 69.

113. Wahl, J.B., CMSX-4 plus single crystal alloy development, characterization and application development / J.B. Wahl, K. Harris // *Superalloys*. TMS (The Minerals, Metals & Material Society), 2016. – P. 25-33.

114. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения, справочник / Г.В. Самсонов, И.М. Веницкий. М.: *Металлургия*, 1976, 500 с.

115. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций / В.А. Киреев. М.: *Химия*, 1976, 520 с.

116. Elliot J.F., Gleiser M. Thermochemistry for steelmaking / J.F. Elliot, M. Gleiser // Reading, Mass: Addison-Wesley Publ. Co. – 1960.

117. Institute for Basic Standards (U.S.), Schumm, R. H., Bailey, S. M., Halow, I., Parker, V. B., Evans, W. H., Wagman, D. D., United States. National Bureau of Standards. (1969). Selected values of chemical thermodynamic properties: tables for Elements 35 through 53 in the standard order of arrangement. Washington, D.C.: Dept. of Commerce, National Bureau of Standards.

118. Приписнов О.Н. Синтез композиционных материалов на основе карбидов хрома с применением предварительной механоактивации: Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук: 05.16.06. Национальный исследовательский технологический университет «московский институт стали и сплавов», Москва, 2015 – 97 с.

119. Каблов, Е.Н. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток направленной и монокристаллической структуры (часть 1). *Материаловедение*, 4. <https://viam.ru/public/files/1996/1996-202232.pdf>

120. С. В. Гайдук, В. В. Кононов. Расчет фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD // *Вісник двигунобудування*. 2016. №1.

121. Влияние температуры деформации на фазовый состав и структуру интерметалида Ni_3Al , легированного бором и гафнием. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. Т.10, 3, 340-343
<http://vital.lib.tsu.ru/vital/access/manager/repository/vtls:000507267>

122. Копельман, Л.А. Основы теории прочности сварных конструкций. Учебное пособие, 2-е изд., испр., СПб: изд. «Лань», 2010. – 464 с.

123. ЖАКИ 105.015.2009 Виправлення дефектів лиття лопаток турбін НВКГ «Зоря»-«Машпроект».

ДОДАТОК А. ДОГОВІР НА ВИКОНАННЯ НАУКОВО-ДОСЛІДНИХ РОБІТ

ДОГОВІР *№ 2107*
на виконання науково-дослідних робіт

м. Миколаїв

«*01*» *09* 2017 р.

Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова (далі - НУК) в особі ректора Рижкова Сергія Сергійовича, що діє на підставі Статуту університету, з однієї сторони, і

Державне підприємство «Науково-виробничий комплекс газотурбобудування» «Зоря»-«Машпроект» (далі - ДП НВКГ) в особі першого заступника генерального директора – головного інженера НВК Аніщенко В'ячеслава Леонтійовича, що діє на підставі довіреності №2209 від 10.04.17р з другої сторони уклали цей Договір про нижчезазначене:

НУК і ДП НВКГ домовилися про творчу співпрацю на основі взаємної користі для пошуку шляхів підвищення якості деталей і підвищення ефективності газотурбінних двигунів (ГТД), що виробляються ДП НВКГ, з використанням результатів наукових досліджень НУК, які фінансуються Міністерством освіти і науки України з державного бюджету з 2 січня 2017 р.

Взаємна користь визначається шляхом двосторонніх консультацій щодо розробки припоїв, зміцнюючих матеріалів, технологій паяння, зварювання, наплавлення контактних поверхонь, виправлення дефектів відливок з нових жароміцних нікелевих сплавів СМ93ВІ і СМ96ВІ, що дозволить підвищити експлуатаційні характеристики морських газових турбін.

Заплановані роботи є розвитком попередніх досліджень, що виконувались за держбюджетом і госпрозрахунком, і спрямовані на поетапне впровадження у 2018 і 2019 роках.

1. ПРЕДМЕТ ДОГОВОРУ

1.1. НУК приймає на себе обов'язки:

- ознайомлювати представників управління металургії ДП НВКГ з сучасним обладнанням та методами досліджень щодо предмету даного Договору;
- проводити узгоджені дослідження та випробування зразків припоїв і зміцнюючих матеріалів;
- надавати представникам управління металургії ДП НВКГ всі результати досліджень та проводити їх спільний аналіз;

– повернути ДП НВКГ метал зразків після їх дослідження і аналізів.

1.2. ДП НВКГ приймає на себе обов'язки:

– надати НУК зразки досліджуваних сплавів (зразки сплавів надаються в формі циліндрів діаметром 50 мм.);

– проводити випробування розроблених припоїв і зміцнюючих матеріалів та їх результати передавати НУК;

– сприяти в рамках окремих угод придбання НУК рідкого азоту, який необхідний для роботи растрового електронного мікроскопа-мікроаналізатора;

– спільно з НУК розробити документацію, необхідну для впровадження розроблених матеріалів і технологій на виробництві.

2. Проведення Сторонами досліджень за умовами Договору не призводить до фінансових зобов'язань.

3. Передача матеріалів для досліджень і обмін результатами досліджень здійснюються Сторонами з оформленням Актів прийому-передачі з дотриманням Сторонами всіх процедур, пов'язаних з захистом інформації.

4. Завершення робіт за окремими напрямками Договору та Договором у цілому оформляються звітом і актом виконаних робіт.

2. ОBOB'ЯЗКИ СТОРІН

2.1. Сторони зобов'язуються виконати передбачені цим Договором роботи з належною якістю та в строки передбачені п.3.1. даного Договору.

2.2. Якщо в процесі виконання робіт за окремим напрямком Договору з'ясується неминучість одержання негативного результату або недоцільність подальшого виконання роботи, Сторона що їх виконує повинна зупинити її, сповістивши письмово про другу Сторону в термін 5 календарних днів після зупинення роботи.

3. СТРОКИ ВИКОНАННЯ РОБІТ ТА ТЕРМІН ДІЇ ДОГОВОРУ

3.1. Роботи передбачені даним Договором виконуються Сторонами у 2017 - 2019 роках.

3.2. Договір набирає чинності з моменту його підписання Сторонами.

3.3. Строк дії Договору – до 31.12.2020 року.

3.4. Строк дії Договору може бути продовжений за згодою Сторін.

4. АВТОРСЬКІ ПРАВА

4.1. Попередня інтелектуальна власність, створена НУК до вступу в дію чинного Договору, і яка буде використана при виконанні робіт, належить НУК.

Попередня інтелектуальна власність, створена ДП НВКГ до вступу в дію чинного Договору, і яка буде використана при виконанні робіт, належить ДП НВКГ.

4.2. Усі права та результати роботи за цим Договором належать обом Сторонам.

4.3. Публікація матеріалів досліджень і розробок за цим Договором проводиться лише за письмовою згодою Сторін.

5. КОНФІДЕНЦІЙНІСТЬ

5.1. Сторони домовились про конфіденційність цього Договору та всієї інформації, що надається будь-якою із Сторін та визначена такою Стороною як конфіденційна (далі – Конфіденційна інформація).

Сторони домовились не розкривати, не розголошувати, не опубліковувати та не надавати іншим чином таку інформацію третім особам без попередньої письмової згоди Сторони, крім випадків, передбачених законодавством.

5.2. Зобов'язання щодо охорони та нерозголошення Конфіденційної інформації Сторін не розповсюджується на інформацію:

- що вже була розповсюджена або розголошена;
- що має надаватись третім особам за попередньою письмовою згодою Сторін або відповідним державним органам згідно із законодавством;
- що стала відомою Стороні, що її отримує, з іншого джерела без порушення умов конфіденційності цього Договору, що підтверджується документами, необхідними для встановлення факту отримання Конфіденційної інформації від третьої особи.

5.3. При наявності належних доказів Сторона, що розголосила Конфіденційну інформацію іншій Стороні, сплачує цій Стороні штраф у розмірі 100 000,0 гривень.

6. ІНШІ УМОВИ

6.1. Усі зміни та доповнення до Договору вносять лише за письмовою згодою сторін.

6.2. Усі спори, які виникають з питань виконання цього Договору, Сторони вирішують шляхом переговорів.

6.3. У випадку невиконання однією з Сторін договірних обов'язків, інша Сторона має право в односторонньому порядку припинити дію Договору до закінчення строку, надіславши відповідну інформацію партнеру.

Цей Договір укладено українською мовою в двох автентичних примірниках, які мають однакову юридичну силу, – по одному для кожної із Сторін.

7. ЮРИДИЧНІ АДРЕСИ СТОРІН

НУК імені адм. Макарова

54025, м. Миколаїв

пр-т Героїв України, 9

Ректор НУК



С.С. Рижков

Директор ЦДІ ПЗТВ

В.Ф. Квасницький

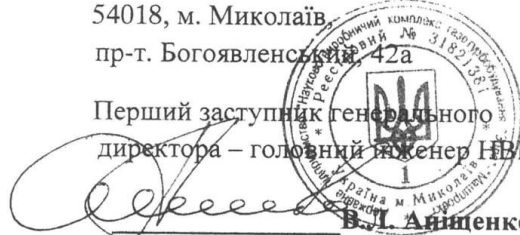
В.Ф. Квасницький

ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект»

54018, м. Миколаїв

пр-т. Богоявленський, 42а

Перший заступник генерального
директора – головний інженер НВК



В.І. Анищенко

Начальник управління металургії–
головний металург

Г.П. Мьяльніца

Г.П. Мьяльніца

ДОДАТОК Б. ДОКУМЕНТИ ЩОДО ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ



Україна, 01042, м. Київ, вул. Філатова, 10-А, оф. 2/10, код ЄДРПОУ 38388946,
Р/р UA343223130000026002010060574
Індивідуальний податковий номер 383889426557, свідоцтво платника ПДВ № 200119889.
Тел., +38-044-353 39-98, факс: +38-044-247-44-57
www.plazer.com.ua E-mail: vnkorzhyk@gmail.com; plazer@ukr.net; plazer2010@meta.ua

Вих. №17/12 від «17» грудня 2020 р.

АКТ

щодо впровадження результатів дисертаційної роботи на здобуття наукового ступеня доктора філософії в галузі знань 13 «Механічна інженерія» за спеціальністю 132 Матеріалознавство Бутурля Євгена Андрійовича «Розробка припою та технології паяння жароміцних нікелевих сплавів лопаток суднових газових турбін нового покоління».

Комісія у складі директора ТОВ НВЦ «ПЛАЗЕР» Михайла Федоровича Короба, керівника групи «Зварювання» Андрія Андрійовича Гринюка, старшого інженера Валерія В'ячеславовича Попова склали цей акт про те, що результати дисертаційної роботи на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 Матеріалознавство Бутурля Євгена Андрійовича «Розробка припою та технології паяння жароміцних нікелевих сплавів лопаток суднових газових турбін нового покоління» були використані в роботах ТОВ НВЦ «ПЛАЗЕР», а саме:

припій SBM-4 для відновлення паянням в вакуумі пошкоджених високотемпературних елементів обладнання з жароміцного сплаву ЧС-88ВИ для отримання відцентровим плазмовим розпиленням сферичних порошків.

Складений акт не є підставою для розрахунків.

Директор ТОВ НВЦ «ПЛАЗЕР»

Керівник групи «Зварювання»
ТОВ НВЦ «ПЛАЗЕР»

Старший інженер
ТОВ НВЦ «ПЛАЗЕР»



М.Ф. Короба

А.А. Гринюк

В.В. Попов

ДЕРЖАВНЕ ПІДПРИЄМСТВО
«НАУКОВО-ВИРОБНИЧИЙ КОМПЛЕКС ГАЗОТУРБОБУДУВАННЯ



«ЗОРЯ»-«МАШПРОЕКТ»

Просп. Богоявленський, 42а, м. Миколаїв, 54018, Україна
Тел.: +(38 0512) 22-11-48, 49-46-33, 22-13-48, 22-70-35
Факс: +(38 0512) 49-90-57, 49-34-00, 49-73-73, 49-92-50, 49-37-94
e-mail: office@zorya.com.ua; web: www.zmturbines.com

05.04.2014 № 02/16-775

На № _____ від _____

Ректору Національного університету
Кораблебудування ім. адм. Макарова
Трушлякову Є.І.

54025, Миколаїв
Просп. Героїв України, 9

АКТ

щодо впровадження результатів дисертаційної роботи
на здобуття наукового ступеня доктора філософії
за спеціальністю 132 – Матеріалознавство,
галузь знань 13- Механічна інженерія
Бутурля Євгена Андрійовича
«Розробка припою та технології паяння жароміцних нікелевих
сплавів лопаток суднових газових турбін нового покоління»

Комісія у складі директора технічного НВК С. В. Блохіна, головного металурга О.Ф. Петрова, заступника головного металурга з дослідно-конструкційних розробок Г. П. Мьяльниці, начальника ВМет Блатова О.Ю. склали цей акт про те, що результати дисертації «Розробка припою та технології паяння жароміцних нікелевих сплавів лопаток суднових газових турбін нового покоління» на здобуття наукового ступеня доктора філософії були використані в роботах ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» в рамках програми сумісних досліджень співробітництва ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» і Національного Університету Кораблебудування ім. адмірала Макарова (договір на виконання науково-дослідних робіт № 2107 від 01.09.2017 р.), щодо розробки припою для паяння

жароміцних нікелевих сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ для суднових газових турбін нового покоління проведено дослідно-промислову перевірку створеного припою SBM-4 при виготовленні деталей ГТД (паяння і виправлення дефектів лиття). Припій SBM-4 має температуру паяння 1215...1230 °С, забезпечує довготривалу міцність спаяних з'єднань при 900 °С на рівні 0,9 від рівня основного металу і стійкість проти ВСК на рівні сплаву СМ88У-ВІ. Припій SBM-4 призначено як для паяння сплавів СМ93-ВІ і СМ96-ВІ, так і для виправлення поверхневих дефектів лиття. Технологічні інструкції на ці процеси узгоджуються між ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект» і НУК ім. адмірала Макарова.

Складений акт не є підставою для розрахунків.

Директор технічний НВК



С. В. Блохін

Головний металург



О. Ф. Петров

Начальник ВМет



О. Ю. Блатов

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК
УКРАЇНИ
**ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ
ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ**
03142, Київ, бул. Акад. Вернадського 34/1,
Тел.: (044) 424-35-15; Факс: (044) 424-35-15
www.ptima.kiev.ua; E-mail: metal@ptima.kiev.ua



NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES
OF UKRAINE
**PHYSICO-TECHNOLOGICAL INSTITUTE
OF METALS AND ALLOYS**
Ukraine, 03142, Kyiv, Acad. Vernadskogo Boul. 34/1,
Tel.: (+38044) 424-35-15; Fax: (+38044) 424-35-15
www.ptima.kiev.ua; E-mail: metal@ptima.kiev.ua

04.02.2021

№ 82/49-70

На № _____

Акт

дослідно-промислової перевірки

результатів дисертаційної роботи на здобуття наукового ступеня доктора

філософії за спеціальністю 132 – Матеріалознавство

**Бутурля Євгена Андрійовича «Розробка припою та технології паяння
жароміцних нікелевих сплавів лопаток суднових газових турбін нового
покоління»**

У Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України проводяться комплексні дослідження щодо розробки нових складів жароміцних сплавів з визначенням оптимальних їх складів для робочих лопаток газотурбінних двигунів нового покоління. В дисертаційній роботі Бутурля Є.А. запропоновано припій SBM-4 для з'єднання і виправлення ливарних дефектів у виробах з нових жароміцних сплавів, який має температуру паяння 1215...1230°C та високі технологічні властивості. Проведено механічні випробування цього припою при з'єднанні ним виробів з експериментальних дисперсійно – твердіючих жароміцних сплавів на основі нікелю, що створені у ФТІМС НАН України. За результатами випробувань визначено, що довготривала міцність після термообробки дослідних зразків, з'єднаних припоєм SBM-4 зразків при 900 °C протягом 100 годин досягала

330 МПа, а стійкість до високотемпературної корозії при цьому знаходилась на рівні промислового сплаву CM88Y-BI.

Результати досліджень і виробничих випробувань свідчать про перспективність використання припою SBM-4 для з'єднання газотурбінних лопаток та інших виробів з жароміцних корозійностійких сплавів.

Наведені дані та складений акт не є підставою для фінансових розрахунків.

Директор інституту,
член-кореспондент НАН України



А. В. Нарівський

Провідний науковий співробітник
відділу фізико-хімії ливарних процесів
д. т. н., ст. н. співр

Ю. Г. Квасницька

«ЗАТВЕРДЖУЮ»

ректор Національного
університету кораблебудування

імені адмірала Макарова



АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ

Результатів роботи **Бутурля Євгена Андрійовича** «Розробка припою та технології паяння жароміцних нікелевих сплавів лопаток суднових газових турбін нового покоління»

Результати дисертаційної роботи Бутурля Є.А. використовуються при викладанні дисципліни «Паяння матеріалів» студентам кораблебудівного навчально-наукового інституту за спеціальністю 131 «Прикладна механіка», освітньої програми Інжиніринг зварювання та споріднених процесів

Директор кораблебудівного навчально-наукового
інституту, к.т.н., проф.

Бондаренко О.В.

ДОДАТОК В. ПАТЕНТ НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ



(11) **145690**(19) **UA**(51) МПК
B23K 35/24 (2006.01)(21) Номер заявки: **u 2020 05099**(22) Дата подання заявки: **06.08.2020**(24) Дата, з якої є чинними
права інтелектуальної
власності: **29.12.2020**(46) Дата публікації відомостей
про державну реєстрацію
та номер Бюлетеня: **28.12.2020,
Бюл. № 24**

(72) Винахідники:

**Квасницький Віктор
Вячеславович, UA,
Мяльніца Георгій
Пилипович, UA,
Квасницький Вячеслав
Федорович, UA,
Малий Олексій Борисович,
UA,
Самохін Сергій Михайлович,
UA,
Бутурля Євген Андрійович,
UA,
Матвієнко Максим
Валентинович, UA**

(73) Володілець:

**НАЦІОНАЛЬНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ
КОРАБЛЕБУДУВАННЯ ІМЕНІ
АДМІРАЛА МАКАРОВА,
просп. Героїв України, 9, м.
Миколаїв, 54025, UA**

(54) Назва корисної моделі:

ПРИПІЙ ДЛЯ ПАЯННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ МОРСЬКИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН

(57) Формула корисної моделі:

Припій для паяння жароміцних нікелевих сплавів морських газових турбін, що містить хром, кобальт, алюміній, вольфрам, молибден, бор, ніобій, вуглець, який **відрізняється** тим, що додатково містить титан, тантал, реній, гафній і цирконій та більш високу концентрацію хрому, при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

хром	12,5...14,5
кобальт	6,5...7,5
алюміній	3,0...5,0
тантал	3,0...6,0
реній	3,0...4,5
вольфрам	2,0...3,0
молибден	1,0...2,0
титан	4,7...6,2
ніобій	0,3...0,5
бор	1,0...1,2
гафній	0,2...0,3
цирконій	0,45...0,7
вуглець	0,04...0,10
нікель	решта.

(11) **145690**

НАЦІОНАЛЬНИЙ ОРГАН ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ ВЛАСНОСТІ Державне підприємство «Український інститут інтелектуальної власності» (Укрпатент)
Цей паперовий документ ідентичний за документарною інформацією та реквізитами електронному документу з електронним підписом уповноваженої особи Державного підприємства «Український інститут інтелектуальної власності». Паперовий документ містить 2 арк., які пронумеровані та прошиті металевими люверсами. Для доступу до електронного примірника цього документа з ідентифікатором 1305281220 необхідно: 1. Перейти за посиланням https://sis.ukrpatent.org. 2. Обрати пункт меню Сервіси – Отримати оригінал документу. 3. Вказати ідентифікатор електронного примірника цього документа та натиснути «Завантажити». Уповноважена особа Укрпатенту 29.12.2020   І.Є. Матусевич

ДОДАТОК Г. СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ
ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові роботи, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

1. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Вплив властивостей прошарку припою на напружено-деформований стан спаяних вузлів з жароміцних сплавів / Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. – 2020. - №4 (482). – с. 119-128

2. Viktor V. Kvasnytskyi , Maksym V. Matviienko, Heorhii P. Mialnitsa, Yevhen A. Buturlia. . Investigation of brazing filler for brazing high-temperature nickel alloys of marine gas turbines // Shipbuilding & Marine Infrastructure. – 2020. – № 2 (14). – P. 65–72.

3. Квасницький В.В., Мьяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Dong Chunlin. Исследование взаимодействия сплава на основе Ni_3Al с прослойками различных систем легирования для TLP-соединения // Автоматическая сварка, 2019, № 8. – С. 22 – 29.

4. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Квасницький В.Ф., Ермолаев Г.В. Влияние толщины прослойки на напряженно-деформированное состояние сварных и паяных соединений жаропрочных сплавов / Міжвуз. тематичн. збір. наукових праць «Наука та виробництво», Випуск 20, № 1. Маріуполь: ПДТУ. 2019. – С. 23 – 33.

5. Квасницький В.В., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А., Квасницький В.Ф., Ермолаев Г.В. Напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке и пайке цилиндрических узлов с мягкой прослойкой в условиях силового термического нагружения в пределах упругости // Вісник Одеського Національного університету. Зб. наук. праць. – Одеса: ОНМУ. – 2019. Випуск 1 (58). – С. 126 – 138.

6. Влияние характера нагружения на напряженное состояние соединений с мягкой прослойкой / В.В. Квасницький, М.В. Матвиенко, Е.А.

Бутурля, В.Ф. Квасницький, Г.В. Ермолаев // Наука і виробництво: міжвуз. тематичн. збір. наукових праць. – Маріуполь: 2019. Вип. 21. – С. 39 – 47.

7. Kvasnytskyi, V. Designing brazing filler metal for heat-resistant alloys based on Ni_3Al intermetallide / Viktor Kvasnytskyi, Volodymyr Korzhyk, Viacheslav Kvasnytskyi, Heorhii Mialnitsa, Chunlin Dong, Tetiana Pryadko, Maksym Matviienko, Yevhen Buturlia // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2020. – Vol. 6, №12 (108). - P. 6-19. (НБД Scopus)

Публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

1. Квасницький В.В., Мяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Изучение взаимодействия сплава на основе Ni_3Al с прослойками различных систем для TLP-соединения // Матеріали Міжнародної конференції «Інноваційні технології та інженіринг у зварюванні і споріднених процесах – PolyWeld. 2019» 23-24 травня 2019р. Україна. Київ – К: «КПІ імені Ігора Сікорського». 2019. – с.47-48.

2. Квасницький Віктор, Мяльница Георгій, Матвієнко Максим, Бутурля Євген. Особливості легування припоїв для жароміцних нікелевих сплавів нового покоління // 14-й Міжнародний симпозіум інженерів-механіків у Львові (м. Львів, 23 травня – 24 травня 2019 р.): Матеріали симпозіуму. – Львів: КІНПАТРИ ЛТД, 2019 – с. 8-9.

3. Квасницький В.В., Мяльница Г.Ф., Матвиенко М.В., Бутурля Е.А. Припои для жаропрочных сплавов газовых турбин нового поколения // Проблемы зварювання та споріднених технологій Всеукраїнська конференція з міжнародною участю, що присвячена 60-річчю кафедри зварювального виробництва НУК (Миколаїв 17-19 вересня 2019 р.) : Матеріали Всеукраїнської конференції з міжнародною участю. – Миколаїв : Видавець Торубара В.В., 2019. 75-77 с.