

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ  
“КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ”

На правах рукопису

СТЕПАНОВ ДЕНИС ВОЛОДИМИРОВИЧ

УДК 621.791.927.5

**ДУГОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОГО МЕТАЛУ ІЗ  
ЗАСТОСУВАННЯМ НАНОПОРОШКІВ ОКСИДІВ**

Спеціальність 05.03.06: Зварювання та споріднені процеси і технології

дисертація на здобуття наукового ступеня  
кандидата технічних наук

Науковий керівник  
Кузнецов Валерій Дмитрович  
Доктор технічних наук, професор

Київ 2016

## ЗМІСТ

ВСТУП.....	4
РОЗДІЛ 1 СТАН ПИТАННЯ.....	11
1.1 Зв'язок між зносостійкістю та структурним і фазовим станом поверхонь.....	11
1.2 Матеріали для відновлення та підвищення зносостійкості поверхонь..	20
1.3 Застосування нанопорошкових матеріалів при зварюванні та наплавленні.....	27
Мета та задачі роботи.....	32
Висновки до розділу.....	33
РОЗДІЛ 2 ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ, МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	35
2.1 Обладнання та матеріали для наплавлення.....	35
2.2 Нанопорошкові матеріали.....	38
2.3 Розробка методик введення наноконпонентів у зварювальну ванну....	43
2.4 Виготовлення сумішей нанопорошків оксидів.....	47
2.5 Розрахунок вмісту нановключень в металі шва.....	52
2.5.1 Методика визначення вмісту наноконпонентів в металі шва...	53
2.6 Випробування зносостійкості наплавленого металу, металографічного аналізу та його мікротвердості.....	57
Висновки до розділу.....	60
РОЗДІЛ 3 РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ.....	62
3.1 Порівняльна оцінка зносостійкості поверхневих шарів різного складу в умовах тертя без змащення та абразивного зношування.....	62
3.2 Зносостійкість та структура наплавленого металу в умовах абразивного тертя при введенні до зварювальної ванни нанопорошків оксидів.....	67
3.3 Зносостійкість та структури середньовуглецевих високолегованих	

композицій для умов тертя металу по металу при введенні до зварювальної ванни нанопорошків оксидів.....	73
3.4 Зносостійкість та структури металу низьковуглецевих середньолегованих композицій наплавленого самозахисним дротом при введенні до зварювальної ванни нанопорошків оксидів.....	80
3.5 Зносостійкість та структури металу низьковуглецевих середньолегованих композицій наплавленого під шаром флюсу при введенні до зварювальної ванни нанопорошків оксидів та вуглецевмісного матеріалу.....	85
Висновки до розділу.....	91
РОЗДІЛ 4 ЗАКОНОМІРНОСТІ РОЗПОДІЛУ ТА МОРФОЛОГІЇ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ І ЇХ ВПЛИВ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ.....	93
4.1 Аналіз розподілу неметалевих включень у валику низьковуглецевої середньолегованої композиції наплавленої самозахисним дротом.....	94
4.2 Аналіз розподілу неметалевих включень у валику середньовуглецевої низьколегованої композиції наплавленому під шаром флюсу.....	98
4.3 Аналіз впливу складу та морфології неметалевих включень на структурний стан наплавленого металу.....	103
4.4 Розробка технологічних рекомендацій та результати дослідно-промислової перевірки.....	135
4.5 Впровадження.....	137
Висновки до розділу.....	139
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	141
ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ.....	143
ДОДАТОК А ПАТЕНТИ ОДЕРЖАНІ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ.....	153

## ВСТУП

**Актуальність теми.** У різних галузях промисловості експлуатація деталей машин і конструкцій відбувається під дією зовнішніх факторів, які притаманні специфічним умовам їх роботи. Серед таких факторів, що відображають особливості експлуатації, найчастіше проявляються ті чи інші види зношування, які, в решті решт, суттєво скорочують ресурс роботи деталей машин і конструкцій.

У вирішенні задач подовження ресурсу роботи виробів значна роль відводиться процесам їх відновлення, зокрема, наплавленням. З цією метою розроблені наплавні матеріали, здатні протидіяти різним видам зношування, які на сьогодні класифіковано як механічні (абразивне; гідроабразивне; газоабразивне; гідроерозійне; газоерозійне; кавітаційне; утомне; зношування під час фретингу; зношування при заїданні) і корозійно-механічні ( окисне; зношування при фретинг-корозії; електроерозійне).

Відповідно до перелічених видів зношування рекомендовані матеріали, які також класифіковано за хімічним складом, структурними ознаками, твердістю та призначенням. Наприклад, для умов тертя металу по металу рекомендовано наплавлений метал типу низьколегованих сталей з вмістом вуглецю до 0.4%. У даному випадку підвищення зносостійкості досягається введенням додаткових легуючих елементів.

При аналізі систем легування рекомендованих матеріалів не випадково виділено структурний фактор, оскільки він відіграє значну роль у підвищенні зносостійкості. Саме тому, одним із напрямів підвищення зносостійкості без змін систем легування традиційно є введення модифікаторів на базі рідкоземельних елементів, що сприяють зародкоутворенню і покращують структуру наплавленого металу.

Останні десятиріччя значного розвитку набули наноматеріали і нанотехнології. Відомий позитивний досвід застосування наноматеріалів при зварюванні. Систематичні дослідження в ІЕЗ ім. Є.О. Патона і НТУУ «КПІ»

при зварюванні низьколегованих сталей показали, що неметалеві включення (карбіди, нітриди, оксиди) нанорозмірного діапазону у металі швів як екзогенного походження, так і введені до зварювальної ванни як нанопорошкові матеріали суттєво змінюють їх структуру, зокрема, умови формування голчастого фериту, який поєднує підвищені показники міцності і в'язкості.

Відомості щодо їх впливу на зносостійкість наплавленого металу обмежені, хоча наявний досвід застосування як нанопорошків оксидів при плазмово-порошковому наплавленні, так і нанопорошків карбідів в покритті електродів вказує на їх перспективність у наплавних процесах.

Таким чином, виходячи з вищевикладеного, актуальним є розвиток напряму, пов'язаного з підвищенням зносостійкості поверхонь деталей і конструкцій при застосуванні стандартних систем легування з одночасним введенням до зварювальної ванни нанопорошкових матеріалів і встановленням закономірностей впливу наноконпонентів на структуру, фазовий склад і властивості наплавленого металу.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Дисертаційна робота виконувалась на кафедрі інженерії поверхні в НТУУ «КПІ» відповідно до планів фундаментальних та прикладних науково-дослідних робіт Міністерства освіти і науки України «Дослідження впливу наноутворень на формування мікроструктури зварних швів високоміцних низьколегованих сталей для експлуатації в екстремальних умовах» (№ ДР 0112U006483, 2012-2013 рр.), «Підвищення експлуатаційних властивостей поверхонь деталей і конструкцій нанесенням модифікованих наноутвореннями покриттів» (№ДР 0114U003428, 2014-2015рр.); «Розроблення технології відновлення та підвищення зносостійкості деталей гусеничної техніки на основі використання порошкових матеріалів»(№ ДР 0115U001973, 2015-2016 рр.).

**Мета і задачі дослідження.** Підвищення зносостійкості деталей і конструкцій, що працюють в умовах абразивного зношування та тертя металу

по металу на основі досліджень структурного і фазового стану поверхневих шарів та їх взаємозв'язку з вмістом і складом наноконпонентів і показниками зносостійкості.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні завдання:

- проаналізувати можливі схеми введення нанопорошкових матеріалів у зварювальну ванну і розробити схеми прийнятні для технологічних умов наплавлення;

- дослідити вплив масових часток наноконпонентів на зносостійкість в умовах сухого тертя металу по металу та абразивного зношування;

- дослідити вплив масових часток наноконпонентів на структуроутворення наплавленого шару та його мікротвердості;

- дослідити вплив розподілу, складу та морфології неметалевих включень на структурний та фазовий стан наплавленого металу;

- визначити вміст наноконпонентів у металі наплавленого валика в залежності від змін погонної енергії;

- розробити технологічні рекомендації щодо наплавлення зносостійкого шару з введенням до зварювальної ванни наноконпонентів.

**Об'єкт дослідження.** Наплавлений метал сформований в умовах введення до зварювальної ванни наноконпонентів.

**Предмет дослідження.** Зносостійкість, структура і фазовий стан наплавленого металу та їх взаємозв'язок зі складом та вмістом наноконпонентів.

**Методи досліджень** – Для виконання поставлених задач і отримання основних результатів дисертаційної роботи використовувались теоретичні та експериментальні дослідження. Наплавлення проводилось на стандартних установках – автоматі АД-231 (при наплавленні самозахисними дротами, та під шаром флюсу) та напівавтоматі КП-004У3 (при наплавленні в середовищі захисного газу). Випробування на зносостійкість в умовах сухого тертя металу по металу проводились за схемою диск – колодка на машинах СМЦ-2, М-22М,

випробування на зносостійкість в умовах абразивного зношування – на машині тертя ЛКИ-3. Для досліджень мікротвердості використовувався мікротвердомір ПМТ-3. Структура наплавлених зразків досліджувалась на оптичному мікроскопі Neophot–21 (з роздільною здатністю 0,4 мкм) та електронному мікроскопі з мікроаналізатором РЕММА-101А. Дослідження диференціальної скануючої калометрії (ДСК) проводили на термоаналізаторі DSK 404 F1 фірми NETZSCH.

### **Наукова новизна отриманих результатів.**

1. Експериментально доведено, що незначні масові частки наноконпонентів (до 0.63% мас. частки) підвищують зносостійкість наплавленого металу, але ефективність підвищення проявляється по різному залежно від типу наноматеріалів та умов наплавлення. Так, при наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції самозахисним дротом з введенням нанопорошків  $TiO_2$ ,  $Al_2O_3$  і  $SiO_2$  з масовими частками у ванні 0.31%, 0.36%, 0.63% відповідно зносостійкість підвищується відповідно в 1.6, 3.8 і 5 разів, а при наплавленні такої композиції під флюсом введення, наприклад, нанопорошку  $SiO_2$  масовою часткою 0.04% підвищує зносостійкість у 3 рази.

2. Показано, що при наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції самозахисним дротом з введенням нанопорошків  $TiO_2$ ,  $Al_2O_3$  і з масовими частками у ванні 0.31%, 0.36%, спостерігається подрібнення мартенситної і бейнітної складових структури з виділенням по границях зерен карбідів і оксидів, що сприяє підвищенню зносостійкості, а при введенні нанопорошку  $SiO_2$  масовою часткою 0.63% формується мартенситна структура. При наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції під флюсом введення 0.07%  $SiO_2$  призводить до значно більшої кількості включень, розташованих по границях феритної фази і формуванню структур переважно голчастого фериту, який поєднує високоміцнісні і в'язкі властивості і, таким чином, сприяє підвищенню зносостійкості.

3. Встановлено, що для умов тертя металу по металу при наплавленні високолегованих композицій введення до зварювальної ванни 0.04%  $Al_2O_3$  і

0.07%  $\text{TiO}_2$  через спечену лігатуру більш ефективно підвищення зносостійкості (у 3.2 рази) притаманне нанопорошку оксиду алюмінію, а при внесенні суміші з ґрунтовкою зносостійкість металу з  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та  $\text{TiO}_2$  (масова частка 0.04%) є приблизно на однаковому рівні (у 2 рази більше ніж у металу у вихідному стані), а діоксиду кремнію (масова частка 0.01%) більш ніж у 3 рази.

4. Показано, що при наплавленні середньовуглецевої високолегованої композиції в середовищі захисного газу при введенні наноконпонентів  $\text{Al}_2\text{O}_3$  і  $\text{TiO}_2$  масовими частками до 0.08% та 0.07% відповідно зменшується блочність мартенситних виділень, а кількість неметалевих включень збільшується. По межах зерен спостерігаються ланцюжки неметалевих включень.

5. Для умов абразивного зношування при наплавленні композиції високохромистого чавуну ефект підвищення зносостійкості при введенні нанопорошків  $\text{Al}_2\text{O}_3$  у вигляді спеченого стрижня масовою часткою 0.08%, та у вигляді суміші з ґрунтовкою масовою часткою 0.46% виявляється меншою мірою (на 35% та 30% відповідно) у порівнянні з композиціями, рекомендованими для умов тертя металу по металу.

6. Показано, що при наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції під шаром флюсу у вихідному стані об'ємна частка неметалевих включень становить 0,31% і відповідає, в основному, розмірному діапазону 0,07 – 0,85 мкм, а при введенні у зварювальну ванну нанопорошку діоксиду кремнію об'ємна частка включень збільшується до 0,56% і приходить на дещо менший розмірний діапазон 0,07 – 0,61 мкм.

7. За результатами аналізу морфології та хімічного складу включень для умов наплавлення середньовуглецевої низьколегованої композиції під шаром флюсу встановлено, що у вихідному стані ядро включення містить, в основному, алюмосилікат марганцю, а при введенні діоксиду кремнію поряд з ними присутні і включення оксиду алюмінію (корунду), що при збільшенні їх об'ємної частки, як більш твердих складових структури, і пояснює більш ефективний вплив нанопорошку  $\text{SiO}_2$  на зносостійкість наплавленого металу.



### **Практичне значення отриманих результатів.**

Розроблено способи введення нанопорошкових матеріалів у зварювальну ванну (Патенти України на корисну модель № 98985, № 105188), які дозволяють забезпечувати контрольований вміст наноконпонентів у зварному шві чи наплавленому металі.

Запропоновано методику визначення вмісту наноконпонентів у зварювальній ванні і, відповідно, у наплавленому валику для різних композицій наплавленого металу і умов наплавлення.

Розроблено технологічні рекомендації для дугового наплавлення з введенням до зварювальної ванни наноконпонентів, які забезпечують підвищення зносостійкості поверхневих шарів.

Розроблені технологічні рекомендації пройшли дослідно –виробничу перевірку при відновленні трамвайних коліс у депо ім. Т.Г. Шевченка, м. Київ.

Отримані результати дисертаційної роботи використовуються в навчальному процесі для підготовки фахівців зі спеціальностей 131 – Прикладна механіка та 132 – Матеріалознавство, під час викладання дисциплін «Технологія та обладнання для наплавлення», «Наплавлення та напилення», «Технологія зміцнення поверхонь» на кафедрі інженерії поверхні НТУУ «КПІ».

### **Апробація результатів досліджень.**

Основні наукові положення дисертації доповідалися на: VII Научно-техническая конференция молодых учёных и специалистов "Сварка и родственные технологии"(м. Ворзель, 2013); Сьома всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників "Зварювання та споріднені процеси і технології" (м. Київ, 2014); Інженерія поверхні. Комплексний підхід. Перша всеукраїнська науково-технічна конференція студентів, спірантів та наукових співробітників (м. Київ, 2014); Восьма всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників „Зварювання та споріднені процеси і технології” ( м. Київ, 2015); Проблеми зварювання, споріднених процесів і

технологій. Всеукраїнська науково-технічна конференція присвячена 55-річчю кафедри зварювального виробництва НУК ім. адм. Макарова (м. Миколаїв, 2014); II Всеукраїнська науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників "Інженерія поверхні. Комплексний підхід" (м. Київ; 2015); Досконалість зварювання - комплексний підхід. IX Всеукраїнська науково-технічна конференція (м. Київ, 2015).

**Публікації.** Результати дисертації представлені у 17 опублікованих роботах: 6 статтях у наукових фахових виданнях, 2 з яких включені до міжнародних наукометричних баз, 2 патентах України, 9 тез доповідей на науково-технічних конференціях.

**Структура і об'єм роботи.** Дисертаційна робота складається із вступу, 4 розділів, висновків, списку використаних джерел. Загальний об'єм роботи – 157 сторінок машинописного тексту, у тому числі 79 рисунків, 37 таблиць, список використаних джерел із 101 найменування.

## РОЗДІЛ 1 СТАН ПИТАННЯ

### **1.1 Зв'язок між зносостійкістю та структурним і фазовим станом поверхонь**

Проблема підвищення надійності і довговічності машин, обладнання та приладів є найважливішою на сучасному етапі розвитку техніки. Вона відіграє велику роль в економії металів, трудових витрат і підвищенні ефективності виробництва. Її вирішення нерозривно пов'язане зі збільшенням зносостійкості рухливих контактуючих пар, а також з підвищенням конструкційної міцності елементів конструкцій, що працюють в різноманітних умовах експлуатації [1].

Вирішення цієї проблеми, особливо актуальне, оскільки промисловістю та сільським господарством щорічно витрачаються сотні тисяч тон металу на виготовлення запасних частин і заміну швидкозношуваних деталей машин. На операції заміни витрачається велика кількість часу, при цьому знижується працездатність машин, збільшується тривалість простоїв агрегатів на заміну зношених деталей. Витрати на ремонт та технічне обслуговування в кілька разів перевищують їх вартість і збільшуються щорічно. Підвищення терміну служби швидкозношуваних деталей машин навіть в невеликому ступені рівносильно введенню нових виробничих потужностей [2].

Саме тому, підвищення зносостійкості та строку служби деталей машин є важливим завданням науки й виробництва [3].

Однією з основних причин, що ускладнюють вибір з існуючих, чи розробку нових сталей та сплавів для роботи в умовах інтенсивного зношування є велика чисельність конкретних умов експлуатації із широким спектром параметрів зношування (твердість, міцність, форма, величина та характер прикладання навантаження, швидкість, тиск, температура, наявність

корозійного фактору та ін.), що у значній мірі визначають зносостійкість матеріалу [4].

У силу складності процесів, що протікають у поверхневих шарах твердих тіл при зношуванні, значні розбіжності умов і режимів роботи вузлів тертя та причин руйнації робочих поверхонь велика кількість робіт, що пропонують варіанти класифікації видів зношування [5–10], свідчить про складність цього явища.

Найбільше поширення набула класифікація видів зношування за характером впливу на поверхню тертя та процесів, що протікають при експлуатації машин [3]:

1) механічне зношування: абразивне; гідроабразивне; газоабразивне; гідроерозійне; газоерозійне; кавітаційне; утомне; зношування під час фретингу; зношування при заїданні;

2) корозійно-механічне: окислювальне; зношування при фретинг-корозії; електроерозійне.

Зношування являє собою процес нагромадження залишкової деформації при терті і наступній поступовій зміні розмірів і форми у результаті руйнування матеріалу і відділення його від поверхні твердого тіла. Знос - наслідок зношування, визначений у прийнятних одиницях довжини, об'єму, маси та ін. В інженерній практиці використовуються поняття інтенсивності зношування, швидкості зношування і зносостійкості [2, 11, 12].

Інтенсивність зношування - це відношення значення зносу до шляху тертя, вздовж якого відбувалося зношування. Кількісно зношування характеризується швидкістю зношування - відношенням значення зносу до інтервалу часу, у плинні якого він виник або інтенсивністю зношування - відношенням зносу до обумовленого шляху, на якому відбувалося зношування, або до обсягу виконаної роботи. Розрізняють: миттєву (у визначений момент часу) і середню швидкість зношування (за визначений інтервал часу). Взагалі під швидкістю зношування мають відношення величини зносу до часу зношування.

Зносостійкість - властивість матеріалу чинити опір зношуванню у визначених умовах тертя, яке оцінюється величиною, оберненою до швидкості зношування чи інтенсивності зношування. Відносна зносостійкість – відношення зносостійкості випробуваного матеріалу до зносостійкості еталонного матеріалу при однакових умовах тертя.

Тривалий час багатьма вченими передбачалося, що збільшення можливостей матеріалів протистояти руйнуванню при зношуванні пов'язане з підвищенням твердості [11, 13, 15, 16]. Ця точка зору ще недавно була пануючою і відіграла достатньо позитивну роль, оскільки підвищення твердості у визначених межах дійсно підвищує здатність матеріалів до опору зношуванню.

У виробничій практиці зносостійкість найчастіше оцінюється за показником твердості, тобто такою характеристикою сплаву, яка визначається доступніше і простіше за інші. Роботи, присвячені вивченню залежності між зносостійкістю та інтегральною твердістю, а також мікротвердістю структурних складових, зробили істотний внесок у розуміння проблеми підвищення опору сталей і сплавів зношуванню. Як показали дослідження М.М. Хрушова і М.А. Бабічева [10, 11], проведені ще в 60 роках, з підвищенням твердості чистих металів і низьколегованих сталей їх зносостійкість пропорційно збільшується (див. рис. 1.1).

З аналізу численних публікацій у вітчизняній [12, 13, 17–20] і закордонній [21–23] літературі, присвячених вивченню залежності між зносостійкістю та твердістю, а також досвіду власних лабораторних випробувань, випливає, що вибір зносостійкого матеріалу і режимів його термічної обробки з умов одержання найвищої вихідної твердості не є безумовним. Максимальний рівень опору зношуванню не завжди збігається з максимальною твердістю.

Прямопропорційна залежність, що виявляється між твердістю і зносостійкістю справедлива лише для чистих металів. По мірі росту вмісту легуючих елементів у гетерогенних сплавах зростає внесок у зносостійкість за

рахунок опору руйнуванню на другій стадії акту зношування. Фізична природа розчинених елементів, їх атомні радіуси, а також тип, кількість і форма включень зміцнюючої фази – карбідів, боридів, нітридів, інтерметалідів та їх сили зв'язку, – власні і з матрицею, сприяють підвищенню зносостійкості в тих межах, доки вони не окрихчують сплав до того стану, коли його робоча поверхня починає руйнуватися не стільки в результаті елементарних актів зношування, скільки внаслідок утворення тріщин і відколів.

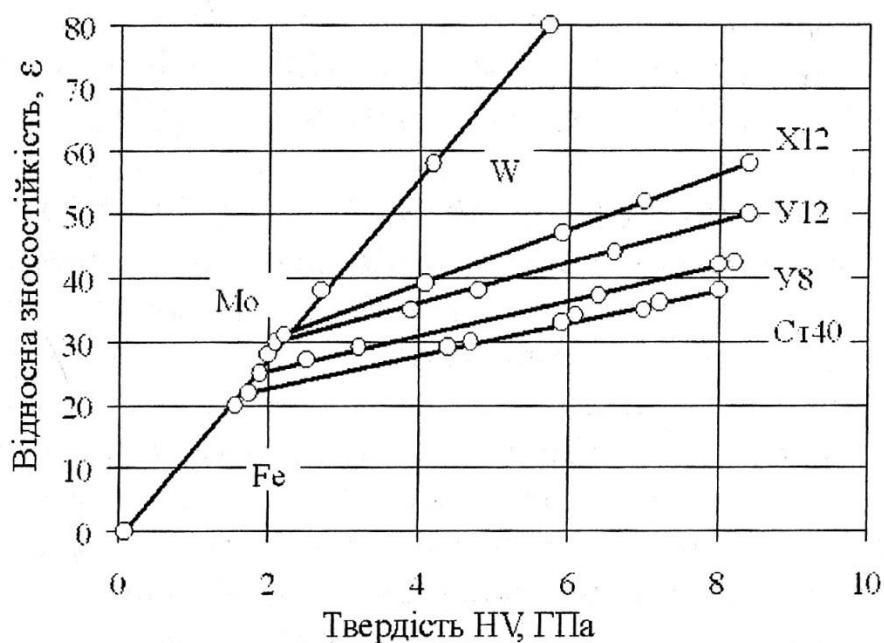


Рис. 1.1. Залежність зносостійкості від твердості металів і сплавів

Аналізуючи кількісні зв'язки між твердістю матеріалів (H) при вдавлюванні і їхній зносостійкості ( $\epsilon$ ), Костецький Б.І. [17] виділив окремі групи матеріалів, на опір зношуванню яких впливає ще і міцність міжатомних зв'язків і характер зміцнення (легування, загартування, наклеп).

Значні дослідження залежності зносостійкості сталей різного складу і структури, проведені в роботі [24], дозволили встановити, що жодна механічна характеристика не може служити вичерпним критерієм оцінки зносостійкості – цей критерій повинен бути комплексним та включати твердість, міцнісні і пластичні властивості сталей і сплавів.

У практиці досліджень зносостійкості матеріалів накопичений значний обсяг інформації про роботи в області визначення залежності твердості –

зносостійкість. Випробувалися в лабораторних і виробничих умовах матеріали різного хімічного складу в обумовлених умовах зношувального середовища. Спроби багатьох авторів узагальнити результати цих досліджень при побудові графіків у координатах твердість – відносна зносостійкість (рис. 1.2) для матеріалів із різним структурним станом і випробуваних у різних умовах показали, що при великій розбіжності представлених даних ілюструється тенденція прямопропорційної залежності зносостійкості від твердості. При цьому пряма пропорційність спостерігається тільки при випробуванні сплавів, які мають стабільну структуру, що не зазнає структурно-фазових перетворень під тиском абразивних тіл у процесі зношування.

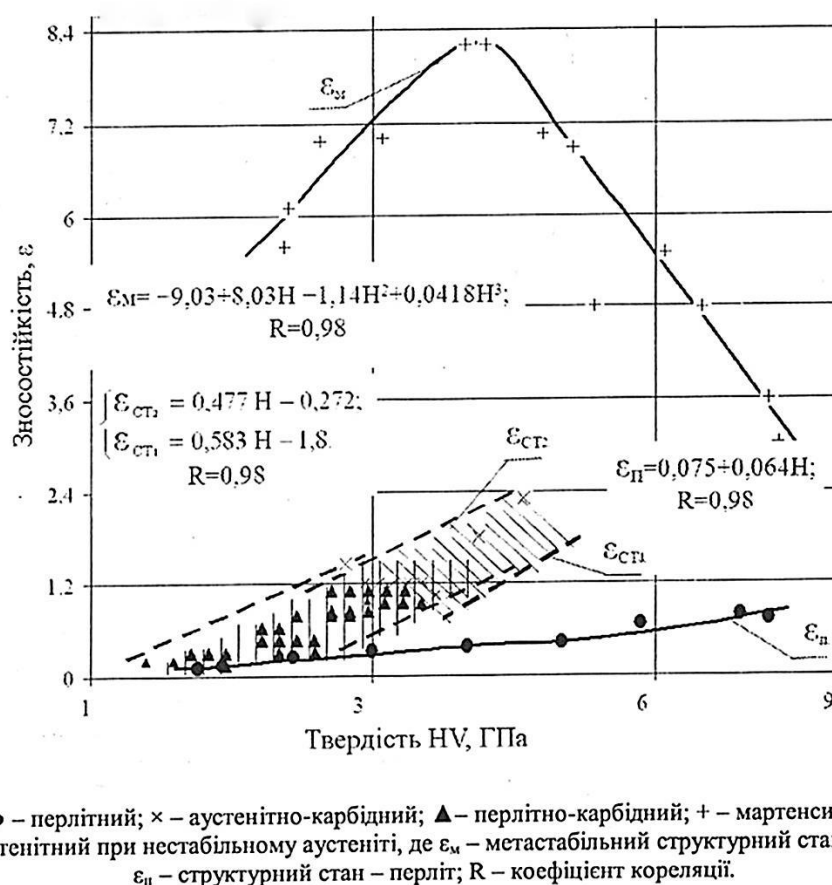


Рис. 1.2. Залежність зносостійкості від твердості сплавів у різному структурному стані [31]

Аналіз результатів дослідження опору зношуванню незакріпленими абразивними частками великої кількості сплавів різного складу і структури, проведених авторами в умовах роботи прес-форм для пресування вогнетривів

показує, що в сталях з нестабільною структурою, здатною до перетворень під впливом абразивних тіл у процесі зношування, виявляється складна залежність зносостійкості від твердості.

Вивчення зносостійкості на сьогоднішній день проводиться з різних підходів (див. рис. 1.3):

1. Взаємозв'язку зносостійкості і фізико – механічних властивостей матеріалу деталей, що зношуються.
2. Залежності зносостійкості від структурного складу матеріалу, що зношується, і змін мікроструктури в процесі експлуатації деталі.
3. Впливу зношувального середовища – хімічного і мінералогічного складу, розмірів і форми абразивних зерен.
4. Умов зношування – температури, величини і характеру прикладення навантаження, швидкості відносного переміщення, ступеня корозійного середовища.

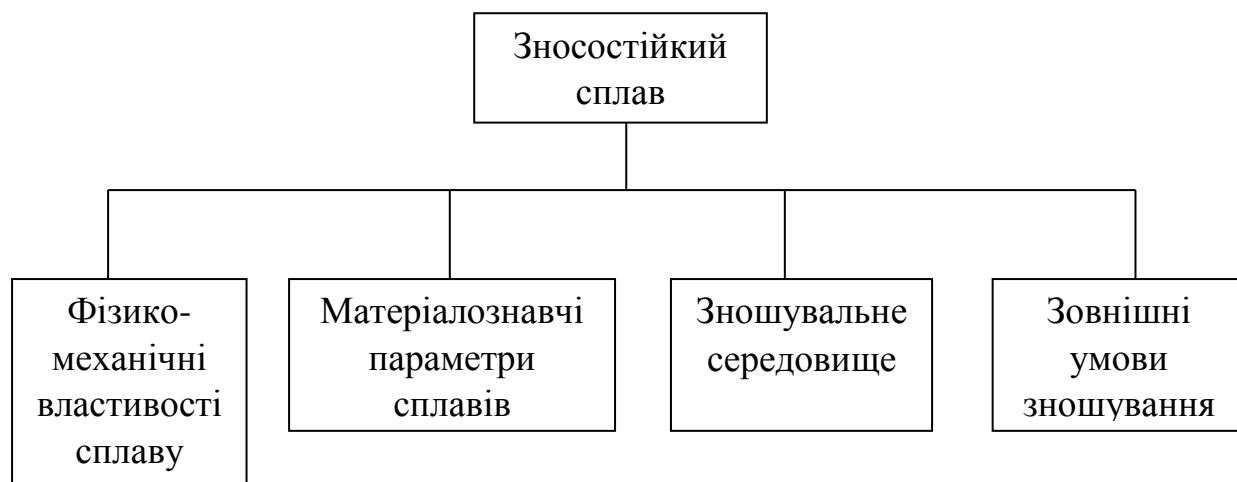


Рис. 1.3. Структурна схема залежності зносостійкості сплавів від факторів зношування

Ці різні підходи не є взаємно суперечливими, тим більше, що фактори, які враховуються в кожному з них, у реальних умовах зношування звичайно сполучаються в різних комбінаціях.

Відбувалися спроби зв'язати інтенсивність зношування сталей із фізико-механічними, фрикційними властивостями матеріалів. Однак кореляція



зносостійкості в залежності від фізико-механічних характеристик, отриманих при випробуваннях у статичних умовах, не змогла забезпечити достатній ступінь надійності.

Фізико-механічні властивості матеріалу залежать від будови кожного зерна в полікристалічному комплексі, а також від структури і властивостей міжкристалічної речовини. Перераховані фактори для кожного матеріалу не постійні, а істотно залежать від хімічного складу, термічної і механічної обробок, технології виготовлення деталей, температури тощо.

Дослідженню впливу структури на зносостійкість сталей і сплавів присвячено багато робіт [20, 24–30], у яких відзначалося існування залежності опору сталей і сплавів зношуванню від їхнього структурного стану. Починалися спроби встановити як якісні, так і кількісні характеристики цієї залежності. Будь-які зміни структурного стану сталі і сплаву природно відбиваються на величині всіх характеристик механічних властивостей і, зокрема, твердості.

В роботі [32] автор пропонує два основних шляхи синтезу зносостійких сплавів:

- створення матеріалів з структурою, яка поглинає енергію та розсіює її шляхом зворотних фазових та структурних перетворень;
- створення матеріалів з відносно термостабільною структурою, яка розсіює енергію тепловими полями.

В першому випадку в різних умовах тертя в поверхневих шарах відбуваються фазові та структурні перетворення. За рахунок цього зносостійкість визначається кінетикою зворотніх структурних перетворень, які відбуваються на поверхнях тертя. Довговічність структури визначається здатністю швидкої перебудови в сприятливу для даного етапу роботи та умов тертя (принципи синергії).

Протидіяти зношуванню може метал, який має тверду складову (карбіди, бориди, нітриди, оксиди, інтерметалеві сполуки). У багатьох випадках ці функції може виконувати сталь з мартенситною структурою. Тверді частки

карбідів та інших сполук повинні міцно утримуватись матрицею – основою сплаву. Роль матриці в сталях і сплавах може виконувати мартенсит, ферит, аустеніт, ледебурит.

На рис. 1.4 показано області існування наплавних матеріалів різних структурних груп.

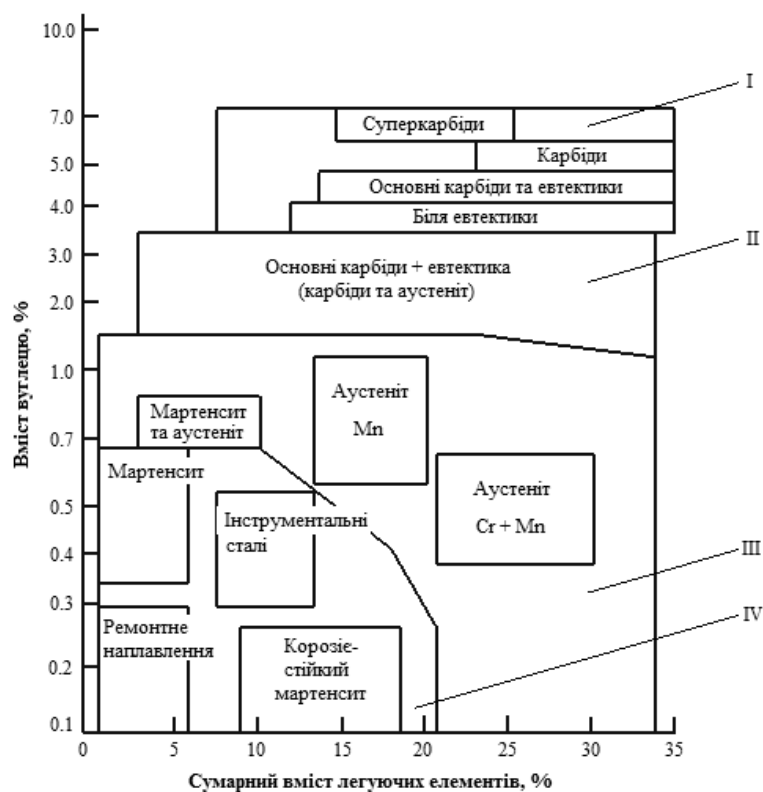


Рис. 1.4. Діаграма застосування наплавочних матеріалів при різних видах зношування [34]:

I – матеріали для абразивного зносу; II - матеріали для абразивно-ударного зносу; III – матеріали для ударного зносу; IV – матеріали для зносу типу метал по металу при терті кочення і ковзання.

Діаграма побудована наступним чином: по осі ординат за логарифмічною шкалою (%) відкладено вміст вуглецю в наплавленому металі, по осі абсцис (%) - сумарний вміст Cr, Mn, Si, Mo, ... і Ti, найбільш поширених легуючих елементів для зміцнювального наплавлення на основі заліза.

Хороший ефект з точки зору тріщиностійкості дає застосування матеріалів, що забезпечують отримання наплавленого металу з аустенітною

структурою (Рис. 1.5). Однак зносостійкість наплавленого металу цього типу в умовах сухого тертя металу по металу знаходиться на низькому рівні, а ціна матеріалів для наплавлення такого типу досить висока і їх застосування економічно не завжди виправдано.

Більш доцільно для відновлення деталей такого типу застосовувати матеріали, що забезпечують отримання наплавленого металу зі структурою метастабільного аустеніту (Рис. 1.4). Подібну структуру можна отримати при використанні матеріалів для наплавлення, легуваних хромом і марганцем. Попередній наклеп або наклеп безпосередньо в процесі експлуатації призводить до розпаду метастабільного аустеніту, а також збільшенню твердості і зносостійкості наплавленого металу.

На параметри зносостійкості при абразивному зношуванні впливає початкова твердість та співвідношення структурних складових: мартенситу, аустеніту та кількості карбідної фази. Наплавлені матеріали, структура яких складається з перліту з невеликою кількістю карбідної фази, та матеріали з аустенітною або мартенситною структурами мають невисоку зносостійкість при абразивному зношуванні.

Не випадково, що сьогодні найбільше практичне значення має класифікація наплавленого металу за хімічним складом і структурними ознаками. Склад легуючих елементів у наплавленому металі визначає його структуру і властивості, відповідність умовам експлуатації виробу. Зносостійкість наплавлених шарів визначається не тільки наявністю в сплаві тих чи інших легуючих елементів, але і будовою матриці - основи сплаву [33].

Для умов тертя металу по металу виділені наступні структурні групи: мартенсит, зміцнений карбідами МК1; аустеніт марганцевий тип А2; аустеніт хромомарганцевий тип А3; аустеніт типів 2 і 3, зміцнений карбідами А2К, А3К. В таблиці 1.1 приведені характеристики груп, що рекомендовані для зносостійкого наплавлення поверхонь в умовах тертя металу по металу.

Кожна з вказаних структурних груп має високий опір при терті метала по металу, але вибір матеріалу для наплавлення ускладнюється достатньо широким

діапазоном змін хімічного складу композицій у межах окремої структурної групи та залежністю типу структури від умов охолодження при наплавленні.

Таблиця 1.1

### Основні характеристики сплавів для наплавлення за 11E-221-96 [34]

Показник	Структурна група наплавних матеріалів			
	МК1	A2	A3	A2K, A3K
Хімічний склад, %	(0.5-1.5)%C; Cr+W+Mo+V(Co)= =7-16%	(0.7-1.2)%C; Mn+Cr+Ni= =13-25%; звичайно 12-14%(Mn+Cr) і/або Ni	(0.5-0.7)%C; Mn+Cr= =25-35%	(0.9-1.7)%C; Mn+Cr+Nb= =15-30%
Мікроструктура	Мартенсит з сіткою карбідів в стані після наплавлення.	Аустеніт або аустеніт, зміцнений карбідами.	Аустеніт. Термічна обробка не бажана	Аустеніт з дрібно-дисперсними карбідами
Твердість	55-62 HRC в стані після наплавлення.	200 HB в стані після наплавлення	200 HB в стані після наплавлення	250-300 HB в стані після наплавлення. В процесі роботи - зміцнення до 45 HRC
Опір при терті метала по металу	Високий	Високий	Високий	Високий

Таким чином, враховуючи суттєвий вплив структурного і фазового складу поверхонь на їх зносостійкість, при виборі шляхів підвищення зносостійкості слід орієнтуватися на можливість покращення структурних властивостей матеріалів, які пропонує промисловість, бо розроблення нових матеріалів на основі легування рідкісними та дорогими елементами є процесом малоперспективним з економічної та екологічної точок зору.

## 1.2 Матеріали для відновлення та підвищення зносостійкості поверхонь

Наплавлення - складний металургійний процес, що вимагає комплексного вирішення ряду важливих питань: вибір наплавочного матеріалу, що забезпечує необхідні властивості, які відповідають умовам експлуатації; вибір способу і режиму наплавлення [35–39].

Існуючі на сьогодні підходи до вибору наплавочних матеріалів з метою забезпечення зносостійкості визначається видом зносу [40–43]. У свою чергу, вид зносу залежить, як уже зазначалось, від умов роботи машини, агрегату, вузла. Значна кількість деталей машин і механізмів, що використовуються в різних галузях промисловості, зношується в результаті сухого тертя металу по металу. Багато з них відновлюють різними способами наплавлення [39, 44–46].

Як правило, такі деталі виготовляють зі середньо- і високовуглецевих нелегованих або низьколегованих конструкційних сталей [47]. Підвищений вміст вуглецю забезпечує високу твердість і міцність матеріалів, однак через невисокий вміст легуючих елементів їх зносостійкість знаходиться на відносно невисокому рівні. Крім цього, при вмісті вуглецю більше 0.5% значно ускладнюється технологія відновлення деталей із зазначених сталей способами наплавлення, що пов'язано з утворенням гартівних структур і появою холодних тріщин в металі навколошовної зони. Появи тріщин можна уникнути, застосовуючи спеціальні технологічні заходи, такі як підігрів деталі до 300...400 °С з подальшим уповільненим охолодженням після наплавлення.

Як було вказано у 1.1 працездатність матеріалів для наплавлення визначається зокрема хімічним складом та структурою, тому не випадково у рекомендаціях до вибору матеріалів їх склад класифіковано за хімічним складом, структурою, твердістю та призначенням [34, 48, 49].

Матеріали на залізовуглецевій основі поділені на 20 видів з умовними позначками Fe1-Fe20. У межах кожного із поділених видів сплаву вказаний також широкий діапазон зміни легуючих елементів, зокрема по вуглецю, хрому, нікелю, марганцю.

У таблицях 1.2-1.3 наведено хімічний склад, властивості, приклади застосування, структура та склад сплавів на залізовуглецевій основі для тертя твердих тіл.

Вітчизняні науковці розробили, а промисловість використовує ряд матеріалів, що відповідають матеріалам, наведеним в таблиці 1.2. Проте аналіз наведених рекомендацій показує, що у кожному випадку вибір відповідного

легування для того чи іншого виду зношування не повністю відповідає заданим вимогам. Так, наприклад, матеріали груп Fe<sub>1</sub>-Fe<sub>3</sub> та Fe<sub>9</sub>-Fe<sub>12</sub> (див. табл. 1.2) не дають добрих та відмінних результатів для зношування в умовах тертя (див. табл. 1.3), тож подальше вдосконалення матеріалів для наплавлення є актуальною проблемою.

Підвищення ефективності застосування наплавних матеріалів має два шляхи вирішення – або застосування спеціальних легуючих систем та матеріалів, або пошук нових підходів щодо керування структурою і властивостями наплавленого металу без зміни системи легування. Вирішення проблеми за рахунок застосування високолегованих сталей є не тільки неекономічним, але, враховуючи зменшення запасів легуючих елементів на землі, безперспективним. Особливо гостро ця ситуація проявляється в Україні, яка має власні запаси лише заліза, марганцю, алюмінію, титану, а таких необхідних елементів для високолегованих сплавів, як Ni, Cr, V, Mo, W тощо не має. Тож необхідно вирішувати вказану проблему шляхом зміни властивостей наплавленого металу.

Перспективним напрямком підвищення зносостійкості з використанням рекомендованих матеріалів без змін систем легування може бути вплив на структурний фактор з метою подрібнення структурних складових.

Подрібнення структурних складових наплавленого металу може бути досягнуто введенням в зварювальну ванну модифікаторів, які впливають на умови кристалізації, розмір первинної структури і, відповідно, властивості наплавлених валиків.

Таблиця 1.2

Хімічний склад та властивості рекомендованих сплавів на залізовуглецевій основі при терті твердих тіл [48]

Умовна позначка <sup>a</sup>	Властивості	Масова частка елементів, %									
		C	Cr	Ni	Mn	Mo	W	V	Nb	Інші	Решта
Fe1	p	≤0,4	≤3,5	-	0,5-3,0	≤1,0	≤1,0	≤1,0	-	-	Fe
Fe2	P	0,4-1,2	≤7,0	≤1,0	0,5-3,0	≤1,0	≤1,0	≤1,0	-	-	Fe
Fe3	st	0,2-0,5	1,0-8,0	≤5,0	≤3,0	≤4,5	≤10,0	≤1,5	-	Co, Si	Fe
Fe4	st (p)	0,2-1,5	2,0-6,0	≤4,0	≤3,0	≤10,0	≤19,0	≤4,0	-	Co, Ti	Fe
Fe5	cpst w	≤0,5	≤0,1	17,0- 22,0	≤1,0	3,0-5,0	-	-	-	Co, Al	Fe
Fe6	gps	≤2,5	≤10,0	-	≤3,0	≤3,0	-	-	≤10,0	Ti	Fe
Fe7	cpt	≤0,2	4,0-30,0	≤6,0	≤3,0	≤2,0	-	≤1,0	≤1,0	Si	Fe
Fe8	gpt	0,2-2	5,0-18,0	-	0,3-3,0	≤4,5	≤2,0	≤2,0	≤10,0	Si, Ti	Fe
Fe9	k(n) p	0,3-1,2	≤19,0	≤3,0	11,0- 18,0	≤2,0	-	≤1,0	-	Ti	Fe
Fe10	ck(n) pz	≤0,25	17,0- 22,0	7,0-11,0	3,0-8,0	≤1,5	-	-	≤1,5	Si	Fe
Fe11	cnz	≤0,3	18,0- 31,0	8,0-20,0	≤3,0	≤4,0	-	-	≤1,5	Cu	Fe
Fe12	c(n) z	≤0,08	17,0- 26,0	9,0-26,0	0,5-3,0	≤4,0	-	-	≤1,5	-	Fe
Fe13	g	≤1,5	≤6,5	≤4,0	0,5-3,0	≤4,0	-	-	-	B, Ti	Fe
Fe14	g(c)	1,5-4,5	25,0- 40,0	≤4,0	0,5-3,0	≤4,0	-	-	-	-	Fe
Fe15	g	4,5-5,5	20,0- 40,0	≤4,0	0,5-3,0	≤2,0	-	-	≤10,0	B	Fe
Fe16	gz	4,0-7,5	10,0- 40,0	-	≤3,0	≤9,0	≤8,0	≤10,0	≤10,0	B, Co	Fe
Fe20	cgtz	твердий матеріал	-	-	-	-	-	-	-	-	Fe

Властивості: c: корозійна стійкість; n: немагнітний матеріал; t: термостійкість;  
g: абразивна зносостійкість; p: ударна стійкість; z: стійкість проти сколів; k: зміцнення при експлуатації; s: збереження ріжучої крайки; w: дисперсійне твердіння;  
( ) - може не ставитися до всіх сплавів цього типу

<sup>a</sup> - сплави, які не включені в цю таблицю, але мають аналогічне позначення, повинні бути позначені літерою Z поперед позначення;

<sup>b</sup> - плавлений карбід вольфраму або карбід вольфраму дроблений або сферичний.

Таблиця 1.3

## Властивості сплавів різних типів, їхня структура й твердість [48]

Умовна позначка	Властивості							Сплав/мікроструктура	Твердість	
	Механічні		Термічні		Корозійна стійкість	Тріщино-стійкість	Оброблюваність		[HB]	[HRC]
	Опір тертю	Опір ударам	Опір високотемпературному впливу	Опір термічним ударам						
Fe1	3 і 4	2 і 3	4	4	4	1	1	Феритна/мартенситна	150-450	-
Fe2	3 і 4	2	4	4	4	2	3	Мартенситна	-	30-58
Fe3	3	2	2	2	3	2	2	Мартенситна (карбіди)	-	40-55
Fe4	2	2 і 3	1 і 2	1 і 2	3	2 і 3	3 і 4	Мартенситна + карбіди	-	55-65
Fe5	2	1	1	1	2	1	1	Мартенситна	-	30-40
Fe6	1	1	2 і 3	2 і 3	4	2 і 3	3 і 4	Мартенситна + карбіди	-	48-55 <sup>a</sup>
Fe7	2	2	1 і 2	1 і 2	1 і 2	1	1 і 2	Феритна/мартенситна	250-450	-
Fe8	1 і 2	1 і 2	4	4	3	2 і 3	3 і 4	Мартенситна + карбіди	-	50-65
Fe9	4	1	4	4	2 і 3	1 і 2	3	Аустенітна	200-250	40-50 <sup>b</sup>
Fe10	4	1	1 і 2	1	2	1	2	Аустенітна	180-200	38-42 <sup>b</sup>
Fe11	4	3	1	4	1	1	1	Аустенітна	-	-
Fe12	4	3	1	4	1	1	1	Аустенітна	150-250	-
Fe13	1	4	2	4	4	4	4	Мартенситна/аустенітна + FeB	-	55-65
Fe14	1	3 і 4	3	4	2	4	4	Мартенситна/ аустенітна + карбіди	-	40-60
Fe15	1	4	2	4	3	4	4	Мартенситна/ аустенітна + карбіди	-	55-65
Fe16	1	4	1	4	3	4	4	Мартенситна/ аустенітна + карбіди	-	60-70
Fe20	1	3	3	4	3	4	4	Тверді включення в Fe-матриці	1500-2800 HV (твердий матеріал)	50-60 (матриця)

Критерії властивостей: 1 - відмінно; 2 - добре; 3 - прийнятно; 4 - не прийнятно;

<sup>a</sup> - після штучного старіння за темп. 480 °С 3-4 год.

<sup>b</sup> - після зміцнення в процесі експлуатації



Модифікування – процес активного регулювання первинної кристалізації або зміни ступеня дисперсності фаз, які кристалізуються шляхом введення в розплав добавок окремих елементів або їх сполук [51]. Модифікування сприяє подрібненню макро та мікрозерна; фазових складових евтектики; первинних кристалів; форми, а також зміни розміру та розподілу неметалевих включень.

Модифікування металів здійснюється різними способами: введенням в розплав добавок-модифікаторів; застосуванням різних фізичних впливів (регулювання температури розплаву, попереднє охолодження розплаву при переливу, суспензійне розливання, лиття в температурному інтервалі кристалізації, вібрація, ультразвук, електромагнітне перемішування); комбінованими способами, що поєднують вищевикладені.

За природою впливу модифікатори поділяються на три види: модифікатори 1-го роду, 2-го та 3-го роду. Модифікатори 1-го роду впливають на структуру за рахунок зміни енергетичних характеристик (енергія активації та поверхневий натяг) зародження нової фази. Модифікатори 2-го роду змінюють структуру, впливаючи на неї, як зародки твердої фази. Модифікатори 3-го роду - холодильники / інокулятори – знижують температуру металу і підвищують швидкість кристалізації, гальмуючи тим самим розвиток ліквіації елементів [50, 52].

До модифікаторів 1-го роду відносять домішки, необмежено розчинні в рідкій фазі та малорозчинні у твердій фазі (0,001– 0,1%). Ці домішки, у свою чергу, можна розділити на два типи: що не змінюють поверхневі властивості фази яка кристалізується та ті, що змінюють поверхневий натяг на межі розплав - кристал. Модифікатори першого типу можуть гальмувати зростання твердої фази тільки за рахунок концентраційного бар'єру на кордоні розплав - кристал. При цьому не відбувається зміна енергетичних характеристик процесу. Добавки другого типу, знижують поверхневий натяг на межі розплав - кристал та вибірково концентруються на поверхні кристалів (дендритів). Таким чином, введення модифікаторів 1-го роду супроводжується зміною поверхневого натягу та енергії активації в протилежних напрямках, одночасно

подрібнюється макрозерно та укрупнюється мікрозерна, тобто виявляється комплексний вплив на макро- і мікроструктуру [52].

Водночас на параметри кристалізації та макроструктуру можуть впливати модифікатори 2-го роду. Цей вплив є наслідком контактної дії на процес зародження центрів кристалізації. При вводиті у розплав нерозчинної суміші з властивостями, що близькі до властивостей речовини, що кристалізується, відбувається суттєве зниження інтервалу метастабільності розплаву та подрібнення макрозерен. Такі домішки називають ізоморфними з речовиною, що кристалізується та модифікаторами 2-го роду. Зазвичай вміст модифікаторів цього типу менше 0.1% [52].

Введення модифікаторів 3-го роду (інокуляторів) в розплав, що кристалізується, забезпечує підвищення однорідності та дисперсності литої структури, оптимізацію форми та розподілу неметалевих включень, зменшення деяких дефектів лиття. Потрапляючи в метал, інокулятори призводять до локального охолодження металічного розплаву, при цьому, спочатку на них відбувається наморожування кірки твердої фази, яка в подальшому в наслідок нагріву від навколишнього розплаву розплавляється, пізніше розплавляється і сам інокулятор.

Таким чином, інокулятори в розплаві відбирають тепло на власний нагрів і розплав, в результаті чого знижується температура розплаву. Ефект охолодження призводить до росту швидкості кристалізації, що відображається на підвищенні однорідності механічних властивостей у великих кованих виробках відповідального призначення. Зі збільшенням маси інокуляторів, що вводяться швидкість кристалізації збільшується [52].

Важливою особливістю модифікаторів є те, що вони чинять позитивний вплив на властивості наплавленого металу навіть при введенні незначної їх кількості. Зокрема в [53] наводяться дані про позитивний вплив порошкових лігатур з масовою часткою 0.013% Y, 0.02% Al+0.013% Y, 0.02% Y+0.013% Y+0.05% Zr на зносостійкість наплавленого металу.

За останні роки значного розвитку набули наноматеріали і нанотехнології, особливістю яких є застосування матеріалів нанорозмірного (до 100 нм) діапазону. Досвід використання яких відомий у великій металургії, порошковій металургії, литті тощо.

### **1.3 Застосування нанопорошкових матеріалів при зварюванні та наплавленні**

Так додавання нанодисперсних частинок до звичайних порошків при виробництві сталей і сплавів методами порошкової металургії дозволяє знижувати пористість виробів, поліпшувати комплекс механічних властивостей [54].

Дисперсно-зміцнені матеріали відрізняються значною міцністю при статичному та втомному навантаженні, а також твердістю в порівнянні з матеріалами зі звичайною величиною зерна. Наприклад, границя текучості збільшується в порівнянні зі звичайним станом в 2,5 – 3 рази, при цьому пластичність або зменшується дуже незначно, або може зростати у 4 рази (для сплавів  $Ni_3Al$ ) [54–56].

На даний час наноструктуровані матеріали використовують в основному як високоміцні та зносостійкі. Введення нанодисперсних частинок карбиду кремнію у чавун призводить до збільшення його зносостійкості, при цьому міцність сірого чавуну збільшується на 20–30, а твердість на 10%. У зносостійкому чавуні, подовження збільшується на 10-20%, а енергія розколу на 20-80%. Корозійні властивості у кислотах модифікованих зразків чавунів і сталей також поліпшуються у кілька разів порівняно з не модифікованими.

Модифікування нанодисперсними частинками нержавіючої сталі призводить до збільшення подовження на 20-50%, корозійних властивостей до двох разів. Спостерігається також помітне збільшення міцності міді та бронзи в наслідок додавання нанорозмірних частинок [57].

Композиційні матеріали на основі алюмінієвих сплавів, зміцнені нанодисперсними частинками високомодульних тугоплавких речовин, характеризуються високими антифрикційними властивостями та зносостійкістю [58, 59].

На даний час на комерційному ринку найбільш широко представлені нанодисперсні порошки оксидів (кремнію, заліза, сурми, алюмінію, титану), нанопорошки ряду карбідів (вольфраму, титану, кремнію), вуглецеві нановолокна, фулеренові матеріали [60].

Одним з ефективних способів керування структурою, підвищення механічних, фізичних і експлуатаційних властивостей зварювальних швів, наплавлених і напилених покриттів є введення в матрицю добавок неметалічних включень у вигляді наноконпонентів. Серед перспективних для практичного застосування це різні види нанопорошків оксидів, карбідів, нітридів металів. Залежно від типу наночастинок, їх морфології, розміру та способу введення в матеріал шва або покриття можна одержувати композиційні матеріали із заданими властивостями. Основне завдання застосування нанопорошків зводиться до вибору тугоплавких сполук і способу їх введення у зварювальну ванну.

В роботі [61] досліджені процеси лазерного зварювання із застосуванням нанопорошкових інокуляторів, якими слугували  $TiN$ ,  $TiC$ ,  $Y_2O_3$ , а також їх суміші, плаковані хромом. Підготовлена композиція наносилася у вигляді суспензії на поверхню пластин, які зварювали, що дозволяло підвищити швидкість зварювання при тій же потужності променю за рахунок збільшення коефіцієнта поглинання інтенсивності лазерного випромінювання.

В роботі [62] представлений спосіб електрошлакового зварювання із введенням наноструктурованих компонентів у зварювальну ванну за допомогою переплаву додаткового трубчастого електроду на нікелевій основі, внутрішня порожнина якого заповнювалася нанопорошком карбонітриду титану. У результаті відбувається подрібнення зерна в структурі зони термічного впливу і підвищення властивостей металу шва.

Позитивний вплив нанокарбідів титану на формування структури та властивостей зварного шва низьколегованих високоміцних сталей також показано в роботах [63 – 65], наночастинки вводили у зварювальну ванну за допомогою порошкового дроту, який безпосередньо підключали до зварювального кола або закладали у розроблення кромки.

В роботі [66] представлений спосіб механізованого зварювання у середовищі захисних газів плавким електродом з композиційним покриттям, що містить частинки нанопорошку. Обробку поверхні дроту здійснювали в електролітах з нанопорошком міді. При такій технології відбувається поліпшення властивостей дуги, підвищення продуктивності процесу зварювання і властивостей зварних з'єднань.

В роботі [67] розглянуті способи введення невеликої (до 0.2 мас.%) кількості нанорозмірних частинок карбідів вольфраму в метал, наплавлений з використанням електродугового і електрошлакового процесів. Відмічається, що подрібнення структурних складових наплавленого металу може бути досягнуте введенням частинок тугоплавких з'єднань в зварювальні матеріали або безпосередньо в зварювальну ванну. В процесі зварювання нанодисперсні карбіди вольфраму, минувши високотемпературну (до 8000°C) реакційну зону і не розчиняючись в розплаві зварювальної ванни, переходять в наплавлений метал, що приводить до його модифікування.

У роботі [68] вказується, що наявність в зварювальній ванні достатньої кількості неметалевих включень, які зіставні за своїми розмірами з зародками металу, що кристалізується, сприяє формуванню дрібнозернистої первинної структури зварного шва і поліпшенню його механічних властивостей. В [69] доведено, що при зварюванні низьколегованих сталей, додавання у рідкий метал зварювальної ванни незначної кількості нанопорошку оксиду алюмінію впливає як на загальний вміст, так і перерозподіл неметалевих включень, які можуть слугувати центрами зародження голкових форм фериту. В свою чергу, структура зварних швів залежить не тільки від хімічного складу неметалевих включень, а також від їх розмірів та щільності розподілу в металевій матриці.

У роботі [70] представлені дослідження структурно-фазового стану зміцнюючих покриттів системи Ni-Cr-B-Fe / WC, модифікованих нанодисперсними частинками  $Al_2O_3$ , виконаним плазмовим порошковим наплавленням. В результаті комплексних досліджень було встановлено, що введення в порошковий сплав марки ПС-12НВК-01 нанодисперсного порошкового модифікатора складу  $Al_2O_3$  призводить до наступних змін структурно-фазового стану наплавленого металу:

а) утворення в карбідній підсистемі нових зміцнюючих фаз-карбіду  $W_2C$  та бориду  $Fe_3Ni_3B$ ;

б) подрібнення структурних складових і ускладнення субструктури наплавленого металу, зокрема зниження величини внутрішніх напружень та скалярної щільності дислокацій.

Ці зміни розглядаються як фактори, що сприяють підвищенню зносостійкості наплавленого металу.

У роботі [71] наведено аналіз і розглянуто методи використання наночастинок в процесі модифікування зварних з'єднань великогабаритних конструкцій, виконаних автоматичним зварюванням під шаром флюсу. Запропонована модель модифікуючого наноконкомплексу, до складу якого входять нанодисперсні порошкові добавки тугоплавких сполук. Досліджені методи отримання модифікуючих наноконкомплексів на установках механічного змішування (циліндричний змішувач, планетарний млин).

У зв'язку з цим нові можливості в отриманні дрібнозернистої структури шва відкриває застосування в процесі модифікування нанопорошків тугоплавких з'єднань, що мають унікальні фізико-хімічні властивості. Унікальність фізико-хімічних властивостей пов'язана з тим, що в частинках нанопорошку кількість атомів на поверхні сумірна з їх кількістю в об'ємі, в результаті різко зростає вклад поверхневої енергії в загальний енергетичний баланс. При цьому спостерігаються якісно нові ефекти, що описуються законами квантової механіки, а також стає можливим протікання таких реакцій

між наночастинками, які не можуть йти між частками, що знаходяться в масивному стані.

У роботі [72] досліджувався вплив домішок нанодисперсного порошку карбиду вольфраму, який з'єднували з транспортувальним макropорошком нікелю в планетарному млині. Нікелькарбідні гранули, які містили близько 30 мас.% нанокарбідів додавали в порошок дріт, а також з калій-натрієвим рідким склом наносили на поверхню зварювальних електродів. Процеси дугового наплавлення здійснювали з подачею порошкового дроту і електродів з покриттям в низькотемпературну частину зварювальної ванни, а також електрошлаковим наплавленням з використанням флюсу АНФ-6. В результаті зроблено висновок, що найбільш ефективним способом введення нанодисперсних карбідів вольфраму в розплав зварювальної ванни є розміщення карбідів в тонкому поверхневому шарі покриття зварювальних електродів. У процесі зварювання такими електродами мікрогранули з покриттів, частково оплаваючись на границі високотемпературної зони дуги, потрапляють у зварювальну ванну. У результаті відбувається модифікування наплавленого металу, поліпшення ударної в'язкості та твердості металу шва.

У роботі [75] було показано, що застосування шихтових матеріалів, що містять ультрадисперсні карбіди, сприяє подрібненню структури наплавленого металу та більш рівномірному розподілу в ній легуючих елементів. А метал, що містить ультрадисперсні карбіди, має більш високу термо- та зносостійкість при терті металу по металу.

Позитивний приклад модифікування наплавленого металу вуглецевою тканиною матеріалом показано у [76]. В процесі наплавлення вуглецева тканина встигає повністю розчинитися узварювальній ванні, а поверхні вдається отримати високовуглецеве покриття зі структурами чавуну. Швидкість науглецьовування поверхні таким способом в багато разів перевищує швидкість науглецьовування дифузійним і іншими способами. А покриття нанесене таким способом має значну твердість та зносостійкість навіть без додаткової термообробки.

Важливим технологічним аспектом є введення наночастинок у зварювальну ванну. У зварювальних процесах температура в зоні дії джерела тепла перевищує температуру плавлення багатьох тугоплавких нанодисперсних сполук, що викликає їх дисоціацію і подальше розчинення продуктів в розплаві зварювальної ванни.

Систематичні дослідження впливу неметалевих включень на структуру метала проводяться в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Експериментально досліджено використання карбідів, нітридів та оксидів на умови утворення гольчатого фериту і підвищення механічних властивостей метала шва низьколегованих сталей [77 – 80].

Як показали дослідження [81] на структуроутворення і, відповідно, властивості, наплавленого металу впливає як наявність у зварювальній ванні нанопорошків, так і їх концентрація. Так у разі змін масової частки нанопорошку  $Al_2O_3$  в суміші з залізним порошком від 0.5 % до 4.5 % найефективніше впливає на структуроутворення введення його у зварювальну ванну у масовій частці 0.5%. Основною ознакою такої структури є висока ступінь подрібнення та дисперсність структурних складових.

Відомості про вплив нанопорошків на зносостійкість наплавленого металу обмежені, проте наявний досвід використання як нанooksидів при плазмовому наплавленні [82], так і нанокарбідів в покритті електродів [83] вказує на перспективність їх застосування в наплавочних процесах.

### **Мета та задачі роботи**

Підвищення зносостійкості деталей і конструкцій, що працюють в умовах абразивного зношування та тертя металу по металу на основі досліджень структурного і фазового стану поверхневих шарів та їх взаємозв'язку з вмістом і складом наноконпонентів і показниками зносостійкості.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні завдання:



– проаналізувати можливі схеми введення нанопорошкових матеріалів у зварювальну ванну і розробити схеми прийнятні для технологічних умов наплавлення;

– дослідити вплив масових часток наноконпонентів на зносостійкість в умовах сухого тертя металу по металу та абразивного зношування;

– дослідити вплив масових часток наноконпонентів на структуроутворення наплавленого шару та його мікротвердості;

– дослідити вплив розподілу, складу та морфології неметалевих включень на структурний та фазового стан наплавленого металу;

– визначити вміст наноконпонентів у металі наплавленого валика в залежності від змін погонної енергії;

– розробити технологічні рекомендації щодо наплавлення зносостійкого шару з введенням до зварювальної ванни наноконпонентів.

### **Висновки до розділу**

1. За результатами аналізу літературних джерел встановлено, що в проблемі підвищення надійності та довговічності машин, обладнання та приладів значну роль відіграє зносостійкість поверхонь залежно від конкретних умов експлуатації. До того, зносостійкість найчастіше, але не завжди, корелюється із твердістю поверхонь.

2. Показано, що підвищення зносостійкості при відновленні зношених поверхонь наплавленням забезпечується матеріалами, які слід вибирати за такими ознаками: хімічний склад, структура, твердість та призначення. При цьому, роль матриці у наплавленому металі може виконувати мартенсит, ферит, аустеніт, ледебурит, поряд, залежно від умов експлуатації, з твердими складовими (карбідів, оксидів, нитридів та інших сполук).

3. Досвід застосування рекомендованих при наплавленні матеріалів для підвищення зносостійкості вказує на обмеженість вихідних показників зносостійкості для відповідних умов експлуатації, що і обумовлює необхідність пошуку шляхів їх покращення.

4. Показано, що на сьогодні проблема досягнення більш високих показників зносостійкості може вирішуватися як шляхом розробки матеріалів з системами легування на базі більш дорогих і дефіцитних елементів, так і шляхом модифікування структури неметалевими наноконпонентами на базі рекомендованих матеріалів без змін їх системи легування.

5. За результатами аналізу досвіду застосування нанопорошкових матеріалів відмічено їх позитивний вплив на структуру при різних способах зварювання, в той же час, дані про їх роль у процесах наплавлення вкрай обмежені та розрізнені.

6. Наявність даних, хоча і вкрай обмежених, про позитивний вплив наноконпонентів на структуроутворення при наплавленні і обумовлює необхідність проведення систематичних досліджень по вивченню закономірностей змін зносостійкості від структурних та фазових перетворень при модифікуванні наплавленого металу нанопорошковими матеріалами.

## РОЗДІЛ 2

### ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ, МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

#### 2.1 Обладнання та матеріали для наплавлення

При проведенні досліджень використовували базове обладнання для наплавлення. При напавленні в середовищі захисних газів та при напавленні самозахисними матеріалами малого діаметру використовувався напівавтомат КП-004УЗ з джерелом живлення КИГ-401; при напавленні під флюсом та самозахисними матеріалами більшого діаметру - автомат АД-231 типу АДФ1204 з джерелом живлення КИУ – 1201.

При напавленні напівавтоматом КП-004УЗ до автомату АД-231, який виконував функцію каретки переміщення для пальника напівавтомату КП-004УЗ, було прилаштовано кріплення (рис. 2.1).

Кріплення забезпечує стійке розташування пальника, незмінний виліт електродного дроту, стабільний кут нахилу пальника відносно поверхні виробу, виключає перегинання та перекручування гнучкого спрямовуючого каналу (рис. 2.2), що дозволяло вести напавлення у захисних газах в автоматичному режимі.

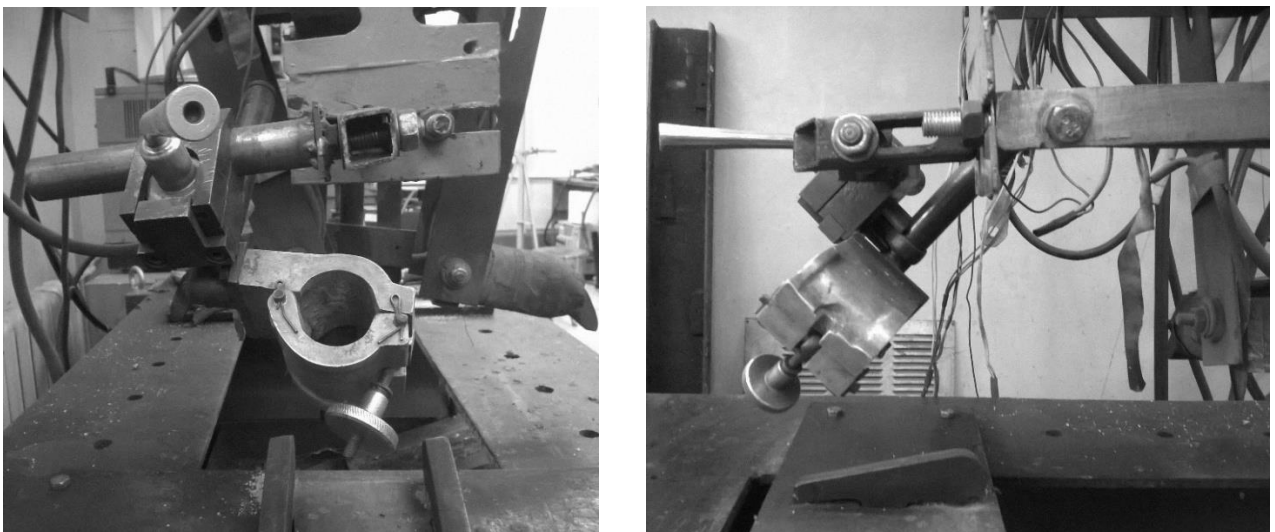


Рис. 2.1. Кріплення для напівавтомата КП-004УЗ

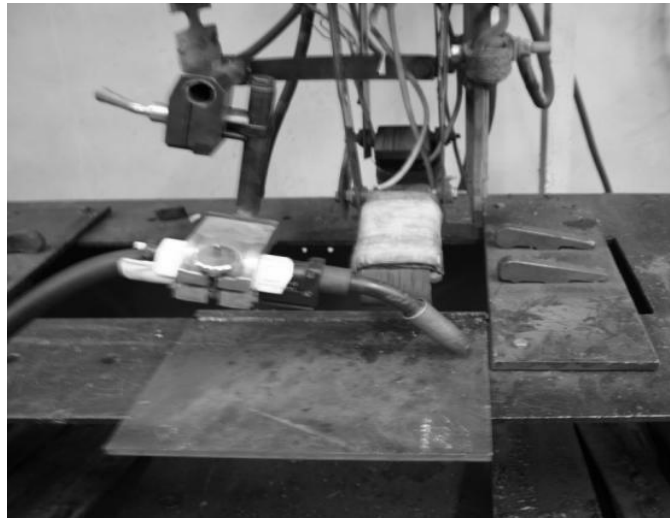


Рис. 2.2. АД-231 зі зварювальним пальником від напівавтомата КП-004У3

При проведенні експериментів в якості основного матеріалу для наплавлення використовували:

1. Конструкційну вуглецеву сталь звичайної якості марки Ст. 3сп.
2. Сталь конструкційну низьколеговану для зварних конструкцій 09Г2С.
3. Сталь конструкційну вуглецеву якісну 45.

В якості матеріалів для наплавлення використовували дроти, рекомендовані при наплавленні деталей, що працюють в умовах сухого тертя меалу по металу та абразивного тертя:

1. Самозахисний порошковий дріт марки ПП-Нп-40Х13 діаметром 2мм. Використовується для наплавлення деталей, що працюють в умовах тертя металу по металу. Твердість наплавленого металу складає орієнтовно 46-53 HRC. Хімічний склад дроту наведено у таблиці 2.1.

Вибраний самозахисний порошковий дріт призначений для автоматичного і напівавтоматичного наплавлення відкритою дугою деталей, що працюють в умовах інтенсивного зношування і корозії, помірних навантажень при звичайних і підвищених до 450°C температурах.

Наплавлення здійснювалось як з додатковим газовим захистом, так і без нього. В якості захисного газу було вибрано захисну газову суміш MIX-1: 82%Ar+18%CO<sub>2</sub>.

Наплавлення проводилось на СтЗсп.

2. Самозахисний порошковий дріт, наплавлений шар якого відповідає сталі 25ХГ2С діаметром 2.2 мм. Використовується для наплавлення деталей, що працюють в умовах тертя металу по металу. Твердість наплавленого металу складає 45 HRC (430 HB). Орієнтовний хімічний склад наплавленого металу наведено в таблиці 2.1.

Наплавлення здійснювалось без додаткового захисту.

Наплавлення проводилось на сталь 09Г2С.

3. Суцільний дріт для наплавлення Нп-30ХГСА діаметром 2.5 мм. Використовується для наплавлення деталей, що працюють в умовах тертя металу по металу. Твердість наплавленого шару становить 220-300 HB. Хімічний склад дроту приведено в таблиці 2.1.

Вибраний дріт використовується для наплавлення обжимних прокатних валків та кранових коліс.

Наплавлення даним дротом здійснювалось під шаром флюсу АН-60, хімічний склад якого наведено в таблиці 2.2.

Наплавлення проводилось на сталі 45 та 09Г2С.

4. Порошковий самозахисний дріт АН-180 (аналог стрічки ПЛ-АН-180) діаметром 2.7 мм. Використовується для наплавлення деталей, що працюють в умовах абразивного зношування. Твердість наплавленого шару становить HRC 56-58. Хімічний склад дроту, який використовували для наплавлення, наведений у таблиці 2.1. Склад шихти дроту наведено в таблиці 2.3.

Наплавлений метал являє собою композицію високохромистого чавуну.

Наплавлення проводилось на СтЗсп.

Даний дріт використовують для наплавлення виробів, що працюють в умовах абразивного зношування.

Таблиця 2.1

Хімічний склад дротів, що використовувались в експериментах

Марка	ГОСТ	C	Mn	Si	Cr	Mo	N	S	P
ПП- Нп40Х13	10543 -98	0.35 - 0.45	≤ 0.80	≤ 0.80	12.0 - 14.0			≤0.025	≤0.030
ПП- 25ХГ2С		0.25	2	1	1				
Нп- 30ХГСА	10543 -98	0.25 - 0.35	0.80 – 1.2	0.80 – 1.2	0.8 – 1.2		≤ 0.4	≤0.025	≤0.030
АН-180		2.9			27.3	0.9			

Таблиця 2.2

Хімічний склад флюсу АН-60 у % за ГОСТ 9087-81

SiO <sub>2</sub>	MnO	Ca <sub>2</sub> O	Mg <sub>2</sub> O	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	F <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	S	P
42-46	36-41	≤ 10	≤ 3	≤ 6	5-9	≤ 9	0.05	0.05

Таблиця 2.3

Склад шихти дроту АН-180

Найменування компонентів	Склад шихти на 100 г	Склад шихти на 2 кг
Стрічка	60 г	1200г
Карбід хрому	33,0 г	660 г
Хром металічний	4,0 г	80 г
Феромолібден	1,5 г	30 г
Феросиліцій	0,75 г	15 г
Мармур	0,75 г	15 г
Разом шихти	40 г	800 г
Разом дроту	100 г	2000 г

## 2.2 Нанопорошкові матеріали

В дослідженнях застосовували нанопорошки оксиду алюмінію (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), оксид титану (TiO<sub>2</sub>) фракцією 21-41нм отримані кріохімічним методом, аеросил (SiO<sub>2</sub>) фракцією 5-40 нм та вуглеволокно.

Основними перевагами кріохімічного методу над іншими є можливість одержання гранульованих матеріалів зі строго контрольованим розміром частинок та з високим ступенем хімічної однорідності; отримання порошків з аномально високою питомою поверхнею; запобігти забрудненню, що відбуваються за рахунок адсорбційних явищ; можна одержувати гідрофобні хімічні речовини та матеріали із високою стабільністю в умовах тривалого збереження.

На рис. 2.3 показаний загальний вигляд порошку  $\text{Al}_2\text{O}_3$  з розміром частинок 50–70 нм, отриманого за кріохімічною технологією.

Наночастки оксиду алюмінію мають сферичну форму. У вигляді порошків вони досить стабільні, у водних розчинах схильні до агрегації. Нанодисперсний оксид алюмінію має низку властивостей - термостійкість, висока твердість, хімічна інертність.

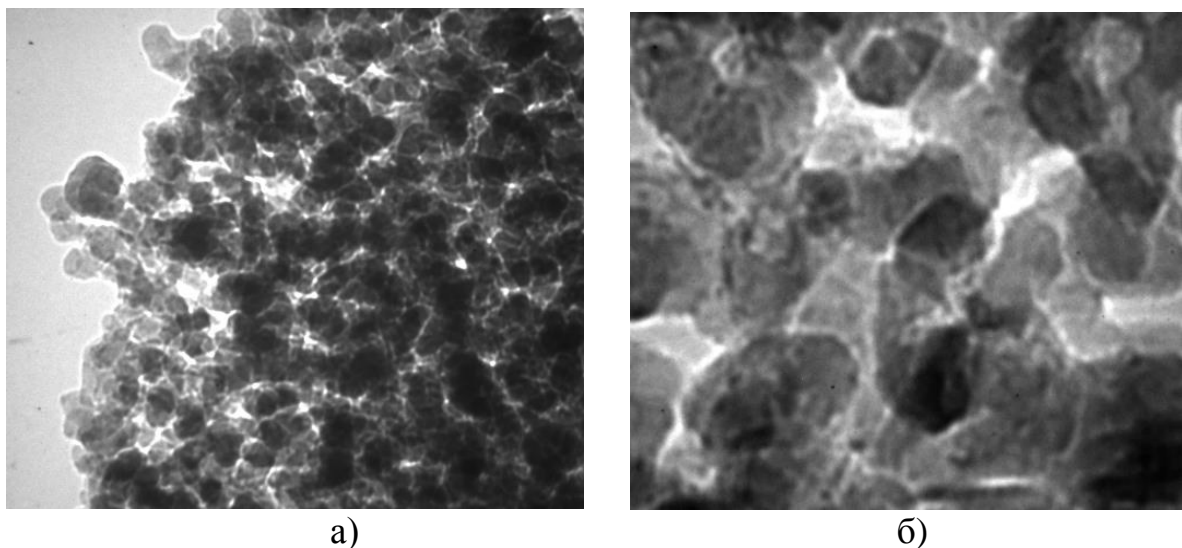


Рис. 2.3. Загальний вигляд нанопорошку  $\text{Al}_2\text{O}_3$ : а –  $\times 8000$ ; б –  $\times 15000$

Оксид алюмінію  $\text{Al}_2\text{O}_3$  має декілька кристалічних модифікацій. Встановлено  $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\gamma$ -модифікації (табл. 2.4), причому  $\alpha$ - і  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  являють собою чистий оксид алюмінію.

Таблиця 2.4

Властивості кристалічних форм  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 

Форма $\text{Al}_2\text{O}_3$	Система кристалів	Густина, $\text{г/см}^3$
$\alpha$	Тригональна	3.99
$\beta$	Гексагональна	2.31
$\gamma$	Кубічна	3.65

Зовнішній вигляд частинок оксиду алюмінію  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та оксиду титану  $\text{TiO}_2$  показано на рис. 2.4

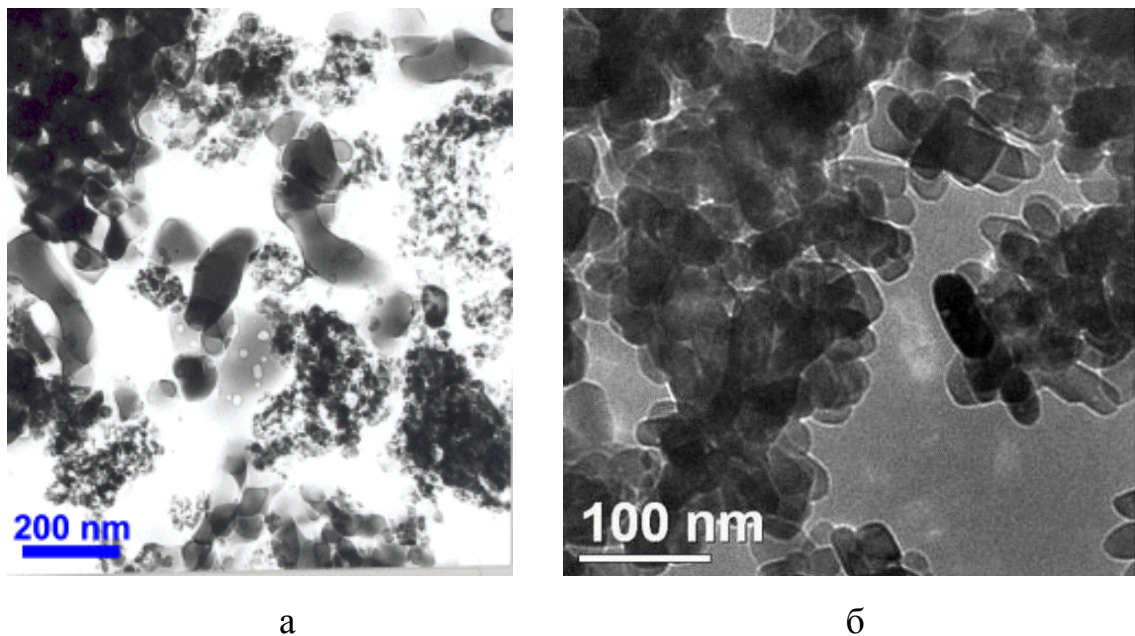


Рис. 2.3. Зовнішній вигляд нанорозмірних частинок: а – оксид алюмінію; б – оксид титану

Аеросил - високодисперсний, високоактивний, аморфний, пірогенний діоксид кремнію ( $\text{SiO}_2$ ), що одержується полум'яним гідролізом чотирихлористого кремнію ( $\text{SiCl}_4$ ) високої чистоти.

Аеросил являє собою дуже чистий аморфний непористий діоксид кремнію з розміром частинок від 5 до 40 нм. Це надзвичайно легкий білий порошок, який в тонкому шарі здається напівпрозорим, голубуватим. Частинки Аеросилу утворюють фізичні пухкі агрегати, тому об'єм аеросилу фактично на



98% заповнений повітрям: якщо дійсна густина  $\text{SiO}_2$  становить  $2,2 \text{ г / см}^3$ , то уявна густина Аеросил - 40 -  $60 \text{ г / л}$ .

З хімічної точки зору всі властивості аеросилу визначаються наявністю на його поверхні силанольних  $\equiv \text{Si} - \text{OH}$  і силоксанових  $\equiv \text{Si} - \text{O} - \text{OH} \equiv$  груп. Основні характеристики аеросилу наведені в ГОСТ 14933-77.

Структурна формула і зовнішній вигляд частинок аеросилу показані на рис. 2.5.

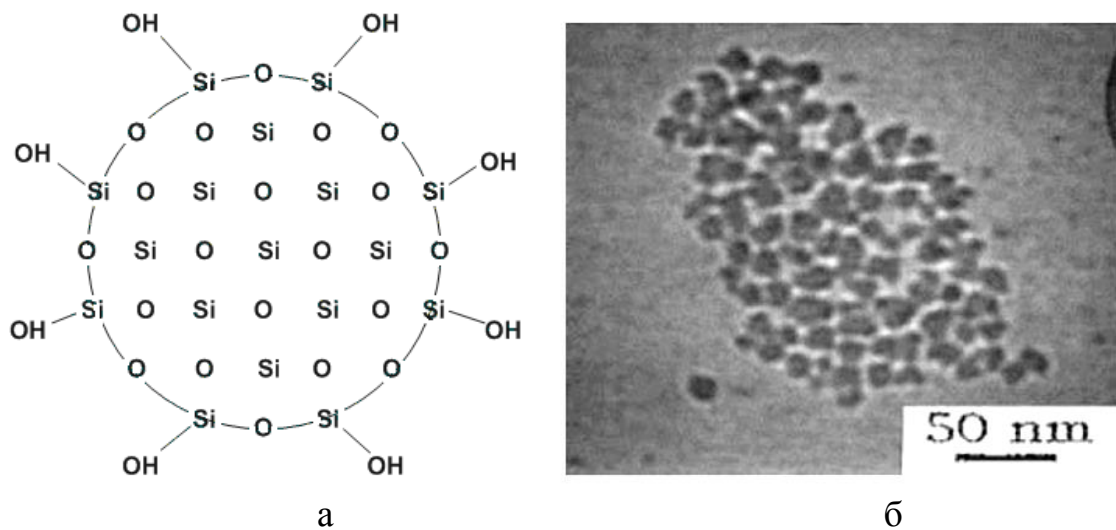


Рис. 2.5. Структурна формула і зовнішній вигляд нанорозмірних частинок  $\text{SiO}_2$  – аеросилу

а – структурна формула; б – зовнішній вигляд  $\text{SiO}_2$ .

Різновидами аеросилу є його похідні алюмоаеросил і титанаеросил, що містять у свою чергу оксид кремнію  $\text{SiO}_2$ , до якого щеплені оксиди  $\text{Al}_2\text{O}_3$  або  $\text{TiO}_2$ , тобто являють собою складні системи типу  $\text{SiO}_2 - \text{E}_n\text{O}_m$ ; де  $\text{E}_n\text{O}_m \rightarrow \text{TiO}_2$  ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Так, наприклад формула титанаеросилу може мати вигляд  $\text{SiO}_2 \cdot \text{Ti}(\text{OOH})_n(\text{OH})_{3-n}$ , де  $n = 1, 2$ . У складних привитих аеросилах утримується оксиду  $\text{SiO}_2$  20–40%, а оксидів  $\text{Al}_2\text{O}_3$  і  $\text{TiO}_2$  – 60–80%.

Такий стан аеросилів, а саме висока дисперсність із розміром частинок від 5 до 40 нм наявність гідроксильних груп забезпечує високу їх активність у суміші з іншими елементами порошку, при цьому реалізується як дисперсійна, так і хімічна взаємодія. Використовувані аеросили мають високу адсорбційну

здатність внаслідок їх дрібної дисперсності та наявності у частинок розвинутої поверхні. Таким чином, питома площа поверхні аеросилів становить порядку 100–300 м<sup>2</sup>/г.

Нанопорошки оксиду алюмінію та оксиду титану виробництва американської фірми Nanostructured & Amorphous Materials.

#### Властивості порошку оксиду алюмінію Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Середня величина частинок, нм	27-43
Питома площа поверхні, м <sup>2</sup> /г	35
Морфологія частинок	близька до сферичної
Кристаліграфічна структура	ромбоедрична
Кристалічна модифікація	альфа (містить 5-10% гама)
Вміст елементів, %:	
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99,5
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,3
MgO	0,001
SiO <sub>2</sub>	0,05

#### Властивості порошку оксиду титану TiO<sub>2</sub>

Середня величина частинок, нм	50
Питома площа поверхні, м <sup>2</sup> /г	20
Морфологія частинок	еліпсоїдна і сферична
Кристаліграфічна структура	рутил
Об'ємна вага, г/см <sup>3</sup>	0,4-0,5
Величина рН	5,5-7,0
Вміст елементів, %:	
TiO <sub>2</sub>	99,9
K	0,01
Na	0,01
Fe	0,005

Вуглецеве волокно (вуглеволокно, графітове волокно) — штучне волокно, що складається з вуглецю; форма графіту, в якій атомівуглецю вишикувані в тонкі довгі графітові волокна.

Вуглецеве волокно є тип гідратцелюлозного або віскозного, або штучного волокна — пан-акрилонітрилове волокно, яке є вуглецем майже в чистому вигляді. Цей матеріал виготовлюється методом піролізу, тобто розкладання молекулсполуки під впливом високої температури без окислення та горіння.

Кожне полотно по будові кристалічної ґратки близьке до графіту, проте створює лише плоскі просторові структури. Безліч графітових полотн, переплітаючись, утворюють волокно.

Вуглеволокно отримують складною термічною обробкою (400—3000°C) поліакрилонітрилу.

Типові властивості вуглеволокна:

Густина	1.8 г/см <sup>3</sup>
Перетин волокна	7 мкм
Міцність вздовж волокон	3530 МПа(Н/мм <sup>2</sup> ) (для НТ-вуглеволокон) 4560 МПа(Н/мм <sup>2</sup> ) (для UMS-вуглеволокон)
Повздовжній модуль Юнга	230 ГПа (для НТ-вуглеволокон) 395 ГПа (для UMS-вуглеволокон)
Усадка (Bruchdehnung)	1,5 % (для НТ-вуглеволокон) 1,1 % (для UMS-вуглеволокон)

висока пружність, висока механічна міцність, стійкість до дії високих температур, стійкість до дії хімічних реагентів, стійкість до дії ультрафіолетового випромінювання.

### **2.3 Розробка методик введення нанокomпонентів у зварювальну ванну**

При розробці методик введення нанокomпонентів до зварювальної ванни ставилась мета забезпечити нанокomпоненти від прямої дії дуги.

У досліджах використовували три схеми введення нанокomпонентів в зварювальну ванну та об'ємні співвідношення нанокomпонентів, встановлені раніше стосовно зварювання низьколегованих сталей [87, 88], з перерахунком їх масової частки до об'єму зварювальної ванни.

За першою схемою [89] нанокomпоненти вводили в зварювальну ванну у вигляді лігатури після пресування і спікання гомогенної суміші порошків заліза фракцією 40 мкм і нанорозмірних порошків оксиду алюмінію та оксиду титана (27-41нм) із заданим об'ємним співвідношенням. Суміш спікалась у формі стрижня діаметром 3мм та довжиною 60мм. Спосіб введення за першою схемою ілюструється рисунком 2.6.

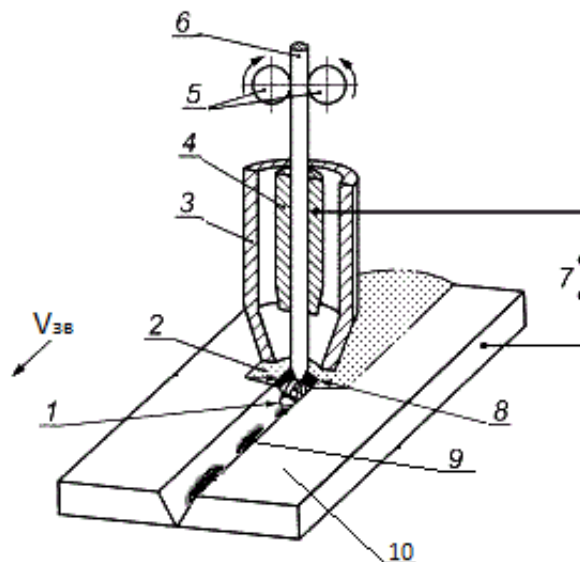


Рис. 2.6. Схема наплавлення з закладеними спеченими стрижнями у розділку крайок (пояснення у тексті).

Схема реалізується наступним чином:

У попередньо виготовлений паз закладають спечені стрижні з нанокomпонентами 9. Дріт 6 подають через ролики 5, проходить через наконечник 4 та замикається на пластині 10. Загорається електрична дуга 1, постійність горіння якої підтримується джерелом живлення 7 та стабільністю подачі дроту 6. В результаті горіння дуги утворюється зварювальна ванна 8, яка розплавляє спечені стрижні, метал якої кристалізується у шов 2. Дуга захищена газовою сумішшю, що подається з сопла 3.

Для реалізації першої схеми на пластині з матеріалу СтЗсп товщиною 5 мм попередньо готували фрезеруванням пази розміром 3х3мм. Кожен стрижень за вмістом і складом розміщували послідовно один за одним у пазі, що забезпечує їх однакові умови розплавлення за 1 прохід (рис. 2.7, а). Схема виключала втрати наноконпонентів. Зовнішній вигляд пластини після наплавлення показано на рис. 2.7, б.

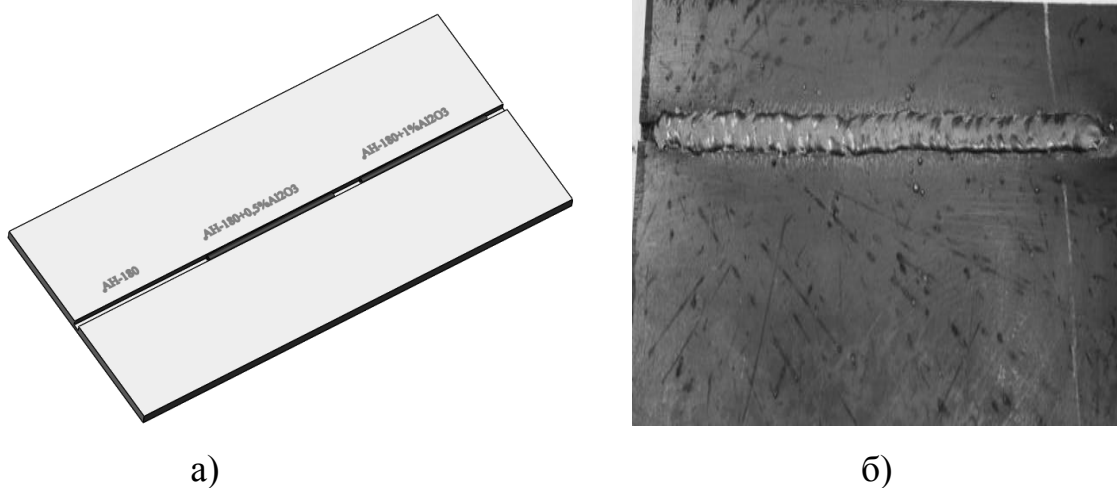


Рис. 2.7. Введення наноконпонентів через лігатуру та зовнішній вигляд пластини після наплавлення

а) –схема розміщення стрижнів з наноконпонентами; б) – наплавлений валик.

За першою схемою вводили тільки нанопорошки  $Al_2O_3$ ,  $TiO_2$  різної концентрації.

За другою схемою [90] приготовані в заданих об'ємних співвідношеннях суміші після їх обробки в планетарному млині, або нанопорошок, щоб уникнути розсіювання попередньо змішували з ґрунтовкою ГФ-021 (досвід використання якої при наплавленні відомий [91]) або силікатним клеєм і наносили тонким шаром по ширині валика на довжину наплавлення. Спосіб введення за другою схемою ілюструється рисунком 2.8.

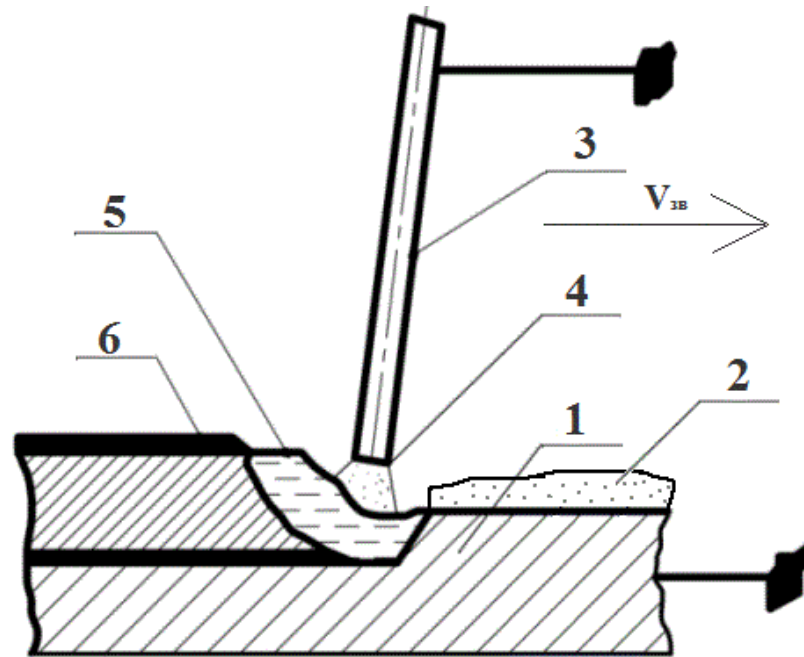


Рис. 2.8. Схема наплавлення з нанесеною на поверхню сумішшю (пояснення у тексті).

Спосіб виконують наступним чином:

На поверхню деталі 1, що зварюється або на яку буде здійснюватися наплавлення, наноситься суміш грунтовки з порошком 2, що містить наноконпоненти. Між електродом 3 та виробом загоряється електрична дуга 4. В результаті горіння дуги утворюється зварювальна ванна 5, метал якої кристалізується у шов 6, модифікований наноконпонентами.

Суміш грунтовки була різної консистенції – рідка та густа. Для реалізації такої схеми брали певну кількість грунтовки та розраховану масову концентрацію наноконпонентів ( $Al_2O_3$ ,  $TiO_2$  та  $SiO_2$ ), ретельно змішували та обережно шпателем наносили на поверхню наплавлення на ширину валика як показано на рис. 2.9. Потім давали підсохнути грунтовці на деякий час для уникнення появи пор під час наплавлення.

За другою схемою вводили, як нанопорошки оксидів, так і вуглецеве волокно. Товщина пластини складала 10 мм.

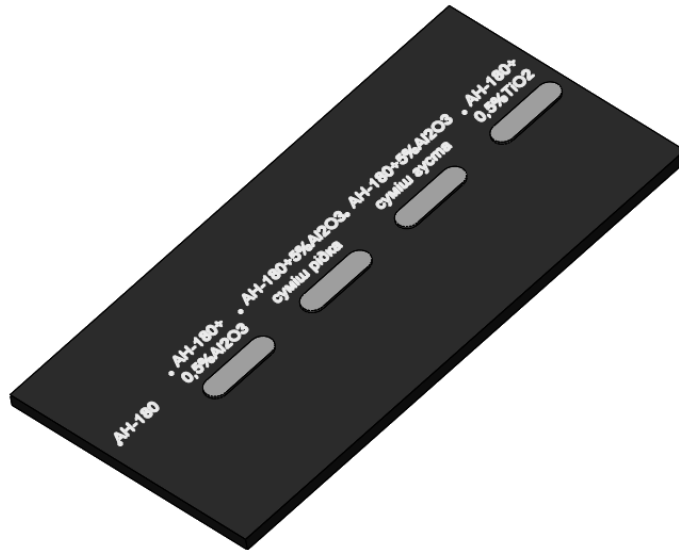


Рис. 2.9. Нанесена ґрунтовка з наноконпонентами на поверхню наплавлення на ширину валика

За третьою схемою приготовані в заданих об'ємних співвідношеннях суміші після їх обробки в планетарному млині, або нанопорошок, щоб уникнути розсіювання наносили на поверхню наплавлення та покривали шаром пемзовидного флюсу АН-60. За третьою схемою вводили, як нанопорошки оксидів, так і вуглецеве волокно. Товщина наплавленої пластини складала 10 мм.

## 2.4 Виготовлення сумішей нанопорошків оксидів

Важливою технологічною особливістю є приготування порошкової суміші для введення у зварювальну ванну, тому що, нанопорошки надзвичайно легкі і перебувають у зваженому стані. У цьому зв'язку суміші порошоків з додаванням нанопорошків піддавались механохімічній обробці у планетарному млині марки ХQM – 2, загальний вид якого наведено на рис. 2.10.

Принцип роботи полягає в обертанні 4 барабанів відносно центральної осі і навколо власної осі в протилежну сторону обертання ротора млина. Барабани планетарного млина обертаються навколо власних осей і навколо осі "переносного обертання". При збільшенні швидкості подрібнення в розмельних

барабанах збільшується відцентрова сила. Це досягається завдяки використанню спеціального планетарного редуктора, що забезпечує барабанам це специфічне обертання. Така схема дозволяє створювати перевантаження в десятки G, багаторазово збільшуючи ефективність подрібнювального устаткування і знижуючи енерговитрати на процес помелу.



а)



б)

Рис. 2.10. Планетарний млин:

а – загальний вигляд; б – барабан з розмельними тілами, обойми для встановлення барабанів.

Конструкція передбачає можливість роботи в двох режимах: сухому і мокрому. Продукти подрібнення можуть досягти найменшого розміру частинок 0,1 мкм.

#### Технічні характеристики планетарного млина

Подрібнюючі ємності,	4
загальний об'єм, л	2
Розміри матеріалу, що завантажується, мм	
крихкий, не більше	10
інші, не більше	3



Мінімальний розмір часток після подрібнення, мкм	0,1
Швидкість обертання, об/хв	70 – 700 (200)
Потужність, Вт	750 Вт
Вага, кг	21

Для підвищення подрібнюючої ефективності ємкості завантажували кулі різного розміру кількість яких повинна становити 50 % від об'єму: кулі  $\varnothing$  12 мм – 40 шт.; кулі  $\varnothing$  10 мм – 50 шт.; кулі  $\varnothing$  8 – мм 60 шт. Експериментально встановлено, що при частоті обертання ємностей 200 об/хв відбувається формування порошкової суміші з необхідними гранулометричним складом.

#### Параметри процесу перемішування

Подрібнюючі ємності,	2
загальний об'єм, л	1
Розміри подрібнюючих куль, мм	
$\varnothing$ 12	40 шт.
$\varnothing$ 10	50 шт.
$\varnothing$ 8	60 шт.
Мінімальний розмір часток після перемішування, мкм	40
Швидкість обертання, об/хв	180 – 200
Час перемішування, хв	5-6

Вплив ударної взаємодії в середовищі вакууму на частинки порошоків неоднозначно, але в кожному конкретному випадку супроводжується ефектами, що виявляють позитивний вплив на формування суміші. У процесі ударної взаємодії відбувається відновлення оксидів і утворюються ювенільні поверхні частинок. Поверхневі шари таких частинок переходять у більш високий

енергетичний стан за рахунок мікропластичної деформації, змінюється їх дислокаційна структура й напружений стан. Внаслідок цього активуються процеси взаємодії компонентів суміші один з одним, у локальних мікронах на поверхні частинок можливе протікання дифузійних процесів, утворення нових хімічних сполук.

Нанодисперсні механоактивовані керамічні частинки, легко змочуються в рідкому металі й рівномірно гомогенізуються по всьому об'єму рідкого металу, у результаті металева матриця зміцнена на структурному рівні.

Виготовлення суміші нанопорошку з залізом відбувалось наступним чином. Мірка залізного порошку ділилася на 2 рівних частини. До залізного порошку додавався нанопорошок в пропорції, що відповідає даним наведеним в таблиці 2.8. Обидві мірки суміші залізного порошку з нанопорошком засипалися в посудини, та перемішувались в млині на протязі 5-10 хв.

Пресування лігатури проводилося в металевих пресформах при тиску 250МПа, на пресі загальний вид якого наведено на рис. 2.11, а, загальний вид прес-форми показано на рис. 2.11, б, схема одностороннього холодного пресування порошків показані на рис. 2.11, в.

При заповненні порожнини прес форми окремі частинки з'єднуються одна з одною різноманітними зв'язками, що залежать від розмірів і форми частинок. Число контактів забезпечує в кожен момент стабільність незв'язаного порошкового тіла.

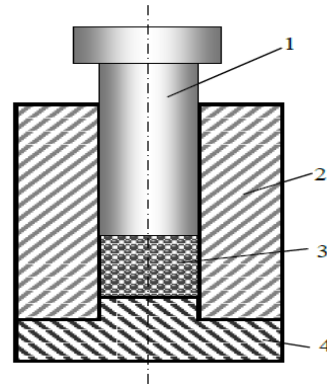
Спикання проводили у вакуумі при температурі спикання 1000°C впродовж 20хв за допомогою вакуумної установки загальний вид якої показаний на рисунку 2.12.



а)



б)



в)

Рис. 2.11. Обладнання для отримання пресовок

а) загальний вид преса для отримання пресовок; б) вид прес форми для пресування порошків; в) схема одностороннього холодного пресування: 1 – верхній пуансон; 2 – матриця; 3 – порошок; 4 – нижній пуансон

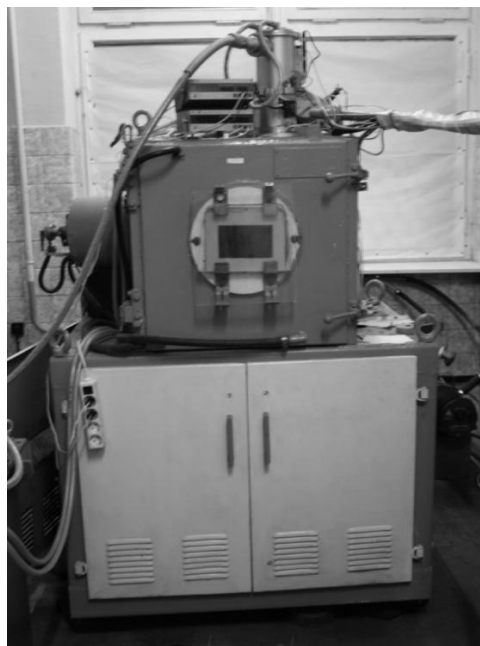


Рис. 2.12. Вакуумна установка для спікання пресовок лігатур

При таких температурах відбувається твердофазне спікання без утворення рідкої фази. Нагрівання порошкового тіла викликає в ньому певні структурні зміни, серед яких можна виділити кілька основних стадій процесу спікання. Зміни пов'язані з об'єктивними причинами (рушійними силами процесу спікання), від яких залежить переміщення речовини в нагрітому порошковому тілі, тобто механізм масопереносу. Нагрівання порошкового тіла до заданої температури і витримка при цій температурі супроводжується його ущільненням.

## **2.5 Розрахунок вмісту нановключень в металі шва**

Для ефективного застосування нановключень необхідно встановити залежність між кількістю наноконпонентів, що вносяться та погонною енергією дуги. Це дозволяє вирахувати кількість наноконпонентів, що вносяться в зварювальну ванну, та спрогнозувати зміни для різних значень технологічних параметрів наплавлення. Очевидно, що при зміні погонної енергії змінюватиметься об'єм зварювальної ванни, а при незмінній кількості наноконпонентів, що вносяться, їх концентрація у ванні, а, відтак, у металі наплавленого валика буде зменшуватись. Для вирахування масової, об'ємної та молярної частки наноконпонентів у наплавленому металі необхідно вирахувати об'єм зварювальної ванни. Водночас дуже важливими є і інші геометричні параметри наплавленого валика, адже кількість наноконпонентів, що вносяться прив'язується не тільки до об'єму чи глибини ванни, але й до її довжини.

За час проведення експериментів було проведено сім серій наплавлення, які між собою відрізнялись обладнанням, що використовувалось для наплавлення, режимами, матеріалами для наплавлення, схемою вводу.

Режими наплавлення наведено в таблиці 2.5.

Таблиця 2.5

## Режими наплавлення

№ серії	Основний матеріал	Присадковий матеріал	I, А	U, В	V, м/год	V, м/с	G, л/хв	h, мм	напрямок
1	Ст3сп	АН-180	250	30	18.08	$5,01 \times 10^{-3}$	-	25	-
2	Ст3сп	ПП-Нп-40Х13	200	20	11	$3,06 \times 10^{-3}$	7.5	20	Кутом вперед
3	Ст3сп	АН-180	250	30	18.08	$5,01 \times 10^{-3}$	-	25	-
4	09Г2С	25ХГ2С	225	32	18.08	$5,01 \times 10^{-3}$	-	20	-
5	Ст3сп	ПП-Нп-40Х13	250	30	16	$4,44 \times 10^{-3}$	-	18	-
6	45	Нп-30ХГСА	200	30	16	$4,44 \times 10^{-3}$	-	20	-
7	09Г2С	Нп-30ХГСА	200	30	16	$4,44 \times 10^{-3}$	-	20	-

## 2.5.1 Методика визначення вмісту наноконпонентів в металі шва

Для підрахунку розмірів зварювальної ванни використовуються різні методи (метод Прохорова М.Н. [92], Рикаліна М.М. [93], Акулова О.І. [94]). За результатами досліджень найближчою до експериментальних даних є схема запропонована Рикалініним М.М., та вдосконалена на кафедрі зварювального виробництва ЗФ НТУУ «КПІ» [95].

Для вирішення цієї задачі необхідно провести розрахунки погонних енергій зварювання та розрахунки як об'ємів розплавленої ванни, так і її маси. Проведення розрахунків здійснювалось в математичному пакеті MathCAD, вихідні дані для яких наведено в таблицях 2.6 та 2.7.

Таблиця 2.6

## Вхідні дані для розрахунків в математичному пакеті MathCAD

Теплоємність, Дж/м <sup>3</sup> ·°С	ср	$4,8 \cdot 10^6$
Густина сталі, г/см <sup>3</sup>	ρ	7,81
Коефіцієнт теплопровідності, Вт/м·°С	λ	41,9
Коефіцієнт тепловіддачі, Дж/сек·м <sup>2</sup> ·°С	α	60
Коефіцієнт температуропровідності, м <sup>2</sup> /сек	a	$8,7 \cdot 10^{-6}$
Коефіцієнт корисної дії	η	0,8
Число Непера (основа натуральних логарифмів)	e	2,718
Температура плавлення, °С	T <sub>пл</sub>	1480
Початкова температура, °С	T <sub>0</sub>	20
Товщина пластин, які зварюються, м	δ	0,01

При розрахунках використовували наступні формули:

Розрахунок теплової потужності  $q$  та погонної енергії зварювання  $q_{\Pi}$ :

$$q = \eta \cdot I \cdot U \text{ (Дж)} \quad (2.1)$$

$$q_{\Pi} = \frac{I \cdot U \cdot \eta}{v_{ЗВ}} \text{ (Дж/м)} \quad (2.2)$$

Визначення глибини проплавлення  $h_{\text{пр}}$ :

$$h_{\text{пр}} = \sqrt{\frac{2q}{\pi \cdot e \cdot v_{ЗВ} \cdot c\rho \cdot (T_{\text{пл}} - T_0)}} \text{ (м)} \quad (2.3)$$

Обчислення довжини ванни  $l$  ( $m=1$ ):

$$L = \frac{q}{2\pi \cdot \lambda \cdot (T_{\text{пл}} - T_0)} \text{ (м)} \quad (2.4)$$

Визначення ширини ванни  $B$ :

$$B = \sqrt{\frac{8q}{\pi \cdot e \cdot c\rho \cdot v_{ЗВ} \cdot (T_{\text{пл}} - T_0)}} \text{ (м)} \quad (2.5)$$

Розрахунок площі проплавлення основного металу  $F_{\text{пр}}$ :

$$F_{\text{пр}} = \frac{0,368q}{v_{ЗВ} \cdot c\rho \cdot (T_{\text{пл}} - T_0)} \text{ (м}^2\text{)} \quad (2.7)$$

Обчислення об'єму зварювальної ванни  $V_{\text{в}}$ :

$$V_{\text{в}} = \frac{q^2}{8\pi \cdot \lambda \cdot c\rho \cdot v_{ЗВ} \cdot (T_{\text{пл}} - T_0)^2} \text{ (м}^3\text{)} \quad (2.8)$$

Розплави – це також розчини, які існують за високих температур. Склад розчинів може змінюватися у широких межах. Найчастіше його виражають через концентрацію. Використовують такі способи вираження концентрації: об'ємна частка, масова частка, молярна частка.

Маса рідкого металу ванни  $m_{\text{в}}$ :

$$m_{\text{в}} = \rho \cdot V_{\text{в}} \text{ (г)} \quad (2.9)$$

Маса наноконцентів, що вносяться на одиницю довжини шва:

$$m_{\text{н}} = \frac{m_{\text{к}}}{l_{\text{н}}} \text{ (г/м)} \quad (2.10)$$

де  $m_{\text{к}}$  – маса компонентів, що вносяться в кожному окремому випадку, г;

$l_{\text{н}}$  – довжина модифікованого шва, м.

Теоретична маса наноконцентів у ванні

$$m_{\text{нв}} = m_{\text{н}} \cdot L \text{ (г)} \quad (2.11)$$

Масова частка  $\omega(X)$  або масовий відсоток визначається відношенням маси розчиненої речовини  $m(X)$  (в нашому випадку це  $m_{\text{НВ}}$ ) до загальної маси розчину  $m(\text{розч.})$  ( $m_{\text{В}}$ ):

$$\omega(X) = \frac{m_{\text{НВ}}}{m_{\text{В}}} \cdot 100\% \quad (2.12)$$

Результати розрахунків в серіях 1 – 7 наведено в таблиці 2.7. В таблиці 2.8 наведено масову частку наноконпонентів у зварювальній ванні при різних схемах введення.

Відповідно до методики розрахунків визначено, що згідно зі змінами погонної енергії змінюються розміри зварювальної ванни та, відповідно, вміст наноконпонентів у зварювальній ванні.

З отриманих даних вибрано ті результати, які найбільш корелюються з експериментальними даними для визначення розмірів розплавів, для подальшого визначення відсоткового вмісту наноконпонентів у ванні залежно від зміни тепловкладення в основний метал. А саме це розрахункові параметри зварювальної ванни значення яких наведено в таблиці 2.7, також вихідні дані надані в таблиці 2.6.

Масова частка є безрозмірною величиною [96, 97].

Таблиця 2.7

## Розрахункові параметри зварювальної ванни

Параметр	Номер серії та результат розрахунків						
	1	2	3	4	5	6	7
I, А	250	200	250	225	250	200	200
U, В	30	20	30	32	30	30	30
$v_{\text{зв}}$ , м/год (м/с)	18,08 $5.022 \times 10^{-3}$	11 $3.056 \times 10^{-3}$	18,08 $5.022 \times 10^{-3}$	18,08 $5.022 \times 10^{-3}$	16 $4.444 \times 10^{-3}$	16 $4.444 \times 10^{-3}$	16 $4.444 \times 10^{-3}$
q, Дж	$6 \times 10^3$	$3.2 \times 10^3$	$6 \times 10^3$	$5.76 \times 10^3$	$6 \times 10^3$	$4.8 \times 10^3$	$4.8 \times 10^3$
$q/v_{\text{зв}}$ , Дж/м	$1.195 \times 10^6$	$1.047 \times 10^6$	$1.195 \times 10^6$	$1.147 \times 10^6$	$1.35 \times 10^6$	$1.08 \times 10^6$	$1.08 \times 10^6$
L, м (сх. 2)	0.016	0.008325	0.016	0.015	0.016	0.012	0.012
B, м (сх. 2)	0.013	0.012	0.013	0.012	0.013	0.012	0.012
$h_{\text{пр}}$ , м	$6.319 \times 10^{-3}$	$5.916 \times 10^{-3}$	$6.319 \times 10^{-3}$	$6.191 \times 10^{-3}$	$6.717 \times 10^{-3}$	$6.008 \times 10^{-3}$	$6.008 \times 10^{-3}$
$F_{\text{пр}}$ , м <sup>2</sup>	$6.581 \times 10^{-5}$	$5.768 \times 10^{-5}$	$6.581 \times 10^{-5}$	$6.317 \times 10^{-5}$	$7.437 \times 10^{-5}$	$5.949 \times 10^{-5}$	$5.949 \times 10^{-5}$
$V_{\text{в}}$ , м <sup>3</sup>	$6.653 \times 10^{-7}$	$3.11 \times 10^{-7}$	$6.653 \times 10^{-7}$	$6.132 \times 10^{-7}$	$7.518 \times 10^{-7}$	$4.812 \times 10^{-7}$	$4.812 \times 10^{-7}$
$m_{\text{в}}$ , г	5.196	2.429	5.196	4.789	5.872	3.758	3.758

Таблиця 2.8

## Склад нанодобавок, їх масові частки та схеми введення нанокomпонентів

№ серії	№ зразка	Схема вводу нанокomпонентів	Матеріал наплавлення	Склад порошкової суміші	Концентрації компонентів у суміші	Масова частка нанокomпонентів у ванні
1	1	Через спечений стрижень	АН-180	–	–	
	3			Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99%+1%	0.08%
	4			Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99.5+0.5%	0.04%
2	11	Через спечений стрижень	ПП-Нп-40Х13	–	–	
	13			Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99%+1%	0.08%
	14			Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99.5%+0.5%	0.04%
	15			Fe+TiO <sub>2</sub>	99%+1%	0.07%
	16			Fe+ TiO <sub>2</sub>	99.5%+0.5%	0.04%
3	21	Через порошки скріплені ґрунтовкою	АН-180	–	–	
	22			Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99.5+0.5%	0.05%
	23			Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	95%+5%	0.46%
	24			Fe+TiO <sub>2</sub>	99.5%+0.5%	0.05%
4	32	Через порошки скріплені ґрунтовкою	25ХГ2С	–	–	
	33			Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	100%	0.36%
	34			TiO <sub>2</sub>	100%	0.31%
	35			SiO <sub>2</sub>	100%	0.63%
5	41	Через порошки скріплені ґрунтовкою	ПП-Нп-40Х13	–	–	
	42			Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99.5%+0.5%	0.04%
	43			Fe+TiO <sub>2</sub>	99.5%+0.5%	0.04%
	45			Fe+ SiO <sub>2</sub>	99.5%+0.5%	0.04%
	46			Fe+ SiO <sub>2</sub>	99.935%+0.065%	0.01%
	47			Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	100%	0.05%
	48			TiO <sub>2</sub>	100%	0.05%
	49			SiO <sub>2</sub>	100%	0.05%
	410			Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	100%	0.45%
	411			TiO <sub>2</sub>	100%	0.45%
	412			SiO <sub>2</sub>	100%	0.23%
	6			51	Через порошки скріплені ґрунтовкою	Нп-30ХГСА
52		Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99.5%+0.5%	0.04%		
53		Fe+ SiO <sub>2</sub>	99.5%+0.5%	0.05%		
54		SiO <sub>2</sub>	100%	0.07%		
55		волокно	100%	0.43%		
56		волокно+ Fe+ SiO <sub>2</sub>	4.66%+94.94%+0.4%	0.46%		
57		волокно	100%	0.94%		
58		Через порошки під флюсом	Fe+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	99.5%+0.5%	0.04%	
59			Fe+ SiO <sub>2</sub>	99.5%+0.5%	0.04%	
510			SiO <sub>2</sub>	100%	0.07%	
7	61	Через порошки під флюсом	Нп-30ХГСА	-		
	62			SiO <sub>2</sub>	100%	0.07%
	63			SiO <sub>2</sub>	100%	0.07%
	64	*		SiO <sub>2</sub>	100%	0.08%
	65	Через порошки під флюсом		волокно	100%	0.31%
	66			волокно	100%	0.99%
	67			волокно	100%	1.09%

\* Через порошки скріплені ґрунтовкою



## 2.6 Випробування зносостійкості наплавленого металу, металографічного аналізу та його мікротвердості

Випробування наплавленого шару, що працює в умовах тертя металу по металу проводились на машинах тертя М-22М та СМЦ-2.

Машина тертя М-22М – лабораторне випробувальне устаткування для дослідження службових характеристик конструкційних матеріалів в умовах сухого і граничного тертя ковзання і змащення.

Машина розроблена в інституті проблем матеріалознавства АН України.

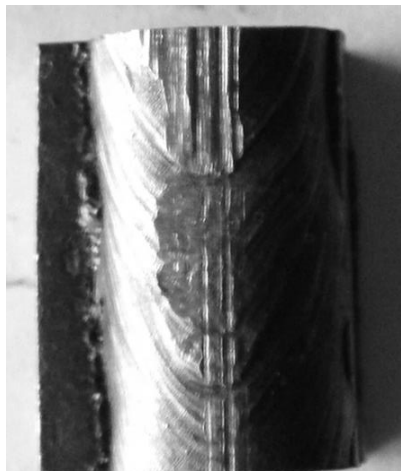
Машина тертя СМЦ-2 (див. рис. 2.13) призначена для випробування матеріалів на знос і визначення їх фрикційних властивостей в умовах тертя ковзання і тертя кочення при нормальних температурах для модельних трибосистем, схема яких: диск-диск, диск-колодка, втулка-вал.



Рис. 2.13. Машина тертя СМЦ-2

Для випробувань зносостійкості були підготовлені зразки довжиною 20мм і шириною 10мм, які вирізались із пластини з наплавленим металом, після чого шліфувались до отримання заданих розмірів.

Приклад підготовки зразка для випробувань зносостійкості наплавленого металу в умовах сухого тертя металу по металу показано на рисунку 2.14.



а)



б)

Рис. 2.14. Стадії підготовки зразків

а) після фрезерування; б) після шліфування

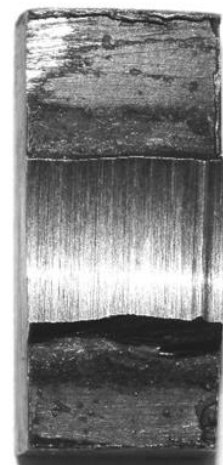
Для умов сухого тертя металу по металу випробування проводили за схемою диск-колодка (див. рис. 2.15). В якості контртіла використовували диск 50мм зі сталі У8 твердістю НВ 400-450. Умови випробувань: тиск на зразок  $P = 0.1$  МПа; швидкість тертя  $V = 0.8$  м/с; температура випробувань  $T = 200$ С; тривалість випробувань - 2.5 години з вимірами через кожні 30 хв.



а)



б)



в)

Рис. 2.15. Схема випробувань зносостійкості

а) схема диск-колодка; б) закріплений зразок; в) зразок після випробувань.

Зразки зважували до і після випробувань на лабораторних терезах ВЛР-200 з точністю до 0.001г. Масовий знос визначали як різницю значень маси зразка до і після випробувань.

Випробування на абразивне спрацювання проводили на установці ЛКИ-3 за схемою зношування через абразивний прошарок (рис.2.16, а). Вигляд зразків випробувань зносостійкості в умовах абразивного тертя показано на рисунку 2.16, б. На рисунку чітко видно слід від контакту з диском.



а)



б)

Рис. 2.16. Загальний вид установки ЛКИ-3 (а) та зовнішній вигляд зразка після випробувань (б)

В якості абразиву використовували електрокорунд марки 14А зернистістю 0.4-1.0 мм. Зразки випробовувались при постійному навантаженні  $P=150\text{Н}$  протягом усього шляху тертя, який становив 480 м. Після кожних 30 м зразки повертались на  $90^\circ$  для рівномірного спрацювання і після кожних 120 м зважувались на терезах ВЛР-200 для визначення зміни маси.

Металографічний аналіз проводили на спеціально підготовлених зразках - мікрошліфах.

Для виявлення мікроструктури металу зразок піддавався травленню 4% розчином азотної кислоти. Перед цим поверхня мікрошліфа обезжирювалась спиртом.

Мікроструктуру досліджували методами оптичної та електронної металографії з використанням оптичного мікроскопа NEOPHOT-32 і растрового електронного мікроскопа JEOL JSM-840, обладнаного платою захоплення зображень MicroCapture з наступним виводом зображення на екрані персонального комп'ютера. Для ідентифікації включень додатково проводили зйомку в зворотних електронах, що дозволяло ідентифікувати їх як включення, а не як можливі пори.

Під дією зовнішнього впливу поверхневий шар деталей при зношуванні може зазнавати різноманітних змін, які обумовлені деформацією та підвищенням температури контакту. При терті глибина зміцненого шару становить 0,03-0,1 мм, при точінні - 0,5-1,0 мм, при протягуванні - 0,01-0,05 мм.

За таких глибин зміцненого шару неможливо визначити зміну механічних властивостей звичайними методами (за Бріннелем, Роквелом, Віккерсом). Тому, для визначення змін механічних властивостей поверхні тертя проводили випробування на мікротвердість(ГОСТ 9450-76). Зразками для вимірювань служили металографічні шліфи.

Вимірювання мікротвердості проводили на мікротвердомірі ПМТ-3. Статичне навантаження прикладали до піраміди, яка втискувалась у поверхню зразка, що досліджується. Тривалість дії навантаження становив не менше 5с. Навантаження становило 100Н.

### **Висновки до розділу**

1. З метою виявлення загальних закономірностей змін зносостійкості при різних умовах наплавлення обрані матеріали, що рекомендовані для умов тертя металу по металу, зокрема, дроти марки ПП-Нп-40Х13, ПП-Нп-25ХГ2С, Нп-30ХГСА та абразивного зношування– дріт АН-180, наплавлення проводилось самозахисними матеріалами, в середовищі захисного газу та під шаром флюсу.

2. На основі аналізу дії модифікаторів обрані нанопорошкові матеріали, яким притаманні мінімальні невідповідності кристалевих ґраток та великий кут змочування із залізом, а саме, нанопорошки оксидів алюмінію, титану та кремнію фракціями від 5 до 41 нм, та вуглецеве волокно.

3. Розроблені схеми введення наноконпонентів до зварювальної ванни, що пристосовані для умов наплавлення і які відрізняються за формою і способом введення, зокрема, у вигляді попередньо виготовлених спечених стрижнів, у вигляді сумішей нанопорошків оксидів із залізним порошком і безпосередньо тільки нанопорошків. Скріплені попередньо ґрунтовкою суміші чи тільки наноконпоненти наносяться на пластину тонким шаром на ширину валику по довжині наплавлення.

4. Наведена методика розрахунку параметрів зварювальної ванни і масових часток наноконпонентів відповідно до об'єму і маси зварювальної ванни, за якою визначаються масові значення введених до зварювальної ванни наноконпонентів при різних умовах і режимах наплавлення.

5. Розроблені раціональні режими механохімічної обробки для отримання гомогенної порошкової суміші із нано– та мікрочастинок за допомогою планетарного кульового млину з додатковим вакуумуванням робочих ємностей. Без помітного подрібнення частинок основного порошку змішування проводили при частоті обертання ємностей  $200 \text{ хв}^{-1}$  впродовж 5–6 хв в умовах вакууму 1,3–13,3 Па. Матеріал, розмір та кількість кульок визначався в залежності від матеріалу та об'єму основного порошку.

6. Відпрацьовані параметри випробувань на зносостійкість для умов тертя металу по металу на машині типу СМЦ-2 за схемою вал – колодка, а саме, на зразках довжиною 20мм і шириною 10мм., із контртілом – диск 50мм зі сталі У8 твердістю НВ 400-450, при умовах випробувань: тиск на зразок  $-P = 0,1 \text{ МПа}$ ; швидкість тертя -  $V = 0,8 \text{ м / с}$ ; температура випробувань -  $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ; тривалість випробувань - 2,5 години з вимірами через кожні 30 хв.

7. Відпрацьована методика впробувань на зносостійкість в умовах абразивного тертя на машині ЛКИ-3.

### РОЗДІЛ 3

## РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

### 3.1 Порівняльна оцінка зносостійкості поверхневих шарів різного складу в умовах тертя без змащення та абразивного зношування

Як було вказано в пункті 1.1 досить високу зносостійкість в умовах тертя металу по металу за наявності навантажень забезпечують матеріали з мартенситною матрицею, зміцненою карбідами, а також з метастабільною структурою марганцевого і хромомарганцевого аустеніту, схильного до деформаційного зміцнення і фазового наклепу. Для умов абразивного зношування також рекомендовані композиції з мартенситною матрицею та високохромистого чавуну.

Отримання таких структур, особливо при відновленні зношених поверхонь наплавленням, визначається не лише хімічним складом наплавлювальних матеріалів, але і умовами охолодження. У зв'язку з цим отримання структур мартенситного типу, аустенітного з твердими складовими, ледебуритного визначалося як підбором складу наплавлювальних матеріалів, так і погонними енергіями наплавлення, використовуючи в дослідженнях покриті електроди і порошкові дроти.

Хімічний склад наплавлених поверхневих шарів наведено у таблиці 3.1.

Триботехнічні випробування проводили на машині тертя типу М-22, принцип роботи якої описано в пункті 2.6. Для випробувань використовували зразки довжиною 20 мм та шириною 10 мм із вифрезерованою циліндричною поверхнею у вигляді сегмента радіусом R 20 мм та хордою 20 мм.

В якості контртіла використовували диск Ø 40мм, який виготовляли зі сталі У7 твердістю 300-350НВ. Умови випробувань: тиск на зразок –  $p=0,5\pm 0,1$  МПа; швидкість тертя –  $v = 3\pm 0,25$  м/с; температура випробувань –  $t=60\pm 20$ °С; тривалість випробувань – 1 година.

Таблиця 3.1

## Хімічний склад поверхневих шарів

Склад поверхневого шару	Масова доля у відсотках									
	C	Cr	Mn	Ni	Si	Mo	V	Ti	Cu	B
Наплавлені шари										
У7	0.7	–	0.89	–	0.25	–	–	–	–	–
50ХГН	0.5	1.1	0.8	1.7	0.43	0.5	–	0.4	–	–
60Х20Г9Н2МД	0.62	20.8	9	2	0.55	0.5	–	–	0.17	–
30Х5Г5	0.27	4.5	5	–	0.2	–	–	0.08	–	–
50Г11М	0.5	0.2	11	0.08	0.8	0.3	–	–	–	–
20Х13Г6Н6МФД	0.22	13	5.8	6	0.6	1.4	0.4	–	0.9	–
10Х10Г10	0.11	11	11	–	–	–	–	1	–	–
50Х8СРТ	0.5	8	–	–	1	–	–	1	–	1
80Х20Р3Т	0.8	20	–	–	–	–	–	1	–	3

Зразки зважували до і після випробувань на точних лабораторних вагах із похибкою 0,0001 г. Масове зношування визначали як різницю значень маси зразка до та після випробувань. Також було проведено заміри твердості наплавленого металу.

Випробування на абразивне зношування проводили на установці ЛКИ -3 за методикою описаною в пункті 2.6.

Досліджували композиції наплавленого металу, які відповідають структурним групам і, відповідно, хімічному складу, що рекомендовані для умов тертя металу по металу із навантаженням та абразивного зношування.

Результати механічних випробувань тертя металу по металу наведено на рис. 3.1 та в таблиці 3.2. Результати випробувань на абразивне тертя наведено в таблиці 3.2. На рис. 3.2 наведено структури металів, що досліджувались.

Результати випробувань показали, що прямий зв'язок між твердістю та зносостійкістю (рис. 3.1) зразків, що досліджувались – відсутній. Це підтверджує дані одержані під час обробки літератури і наведені в пункті 1.1 (рис. 1.2.).

Так, наприклад, типи наплавленого металу У7, 30Х5Г5 та 50Г11М мають приблизно однакові показники зносу ( $\Delta m = 0.11 \dots 0.12$  г), але значно

відрізняються по твердості: 50Г11М – НВ 180; У7 – HRC 35; 30Х5Г5 – HRC 42. З іншого боку, типи наплавленого металу 20Х13Г6Н6МФД та 50Г11М мають приблизно однакову твердість – НВ 150...180, але значно відрізняються по зносу –  $\Delta m = 0.062$  та  $0.115$  г відповідно.

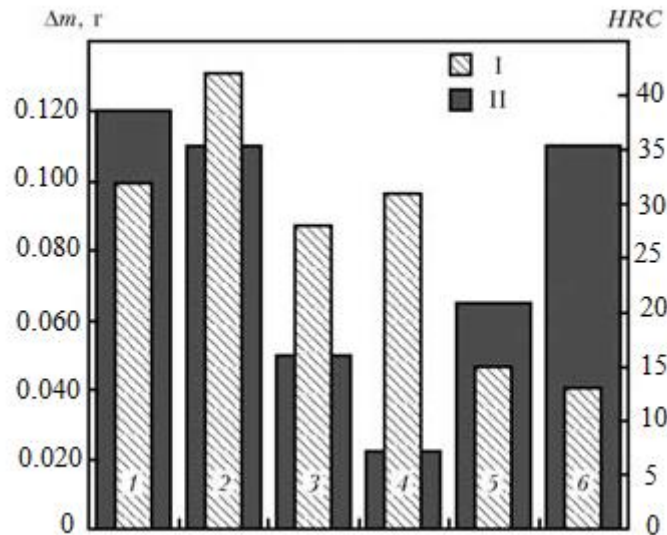


Рис. 3.1 Твердість (I) та знос по масі (II) наплавленого металу [47]:

1 – У7; 2 – 30Х5Г5; 3 – 10Х10Г10; 4 – 60Х20Г9Н2МД; 5 – 20Х13Г6Н6МФД; 6 – 50Г11М.

Очевидно, значний вплив на зносостійкість має структура наплавленого металу. Мінімальне зношування  $\Delta m = 0,022$  має високолегований наплавлений метал 60Х20Г9Н2МД із аустенітно-мартенситною структурою і твердістю на рівні еталонного зразка 31HRC. У цілому, за показниками зношування композиції метастабільного аустеніту (60Х20Г9Н2МД, 20Х13Г6Н6МФД, 10Х10Г10) значно перевищують більш тверді матеріали (50ХГН, 30Х5Г5). Виключенням є композиція високомарганцевого аустеніту 50Г11М, для якої, можливо, не повною мірою реалізовані умови фазового наклепу під час проведення випробувань (недостатнє навантаження). Тим не менше, зносостійкість наплавленого металу 10Х10Г10 та 20Х13Г6Н6МФД досить висока і значно перевищує більш тверді матеріали У7 та 30Х5Г5.



Таблиця 3.2

## Результати випробувань [98]

Склад поверхневого шару	Структура	Твердість, HRC контртіло/зразок	Зношування, $\Delta m$ , г	Інтенсивність зношування, кг/м
У7 (еталон - контртіло)	Сорбіт відпуску	35/35	0,12	
Наплавлені шари (сухе тертя)				
50ХГН	Бейнітно-мартенситна суміш	35 /42	0,08	
60Х20Г9Н2МД	Аустенітно мартенситна	35/ 31	0,022	
30Х5Г5	Мартенсито-сорбіт	35/42	0,11	
50Г11М	Високомарганцевий аустеніт	35/13	0,11	
20Х13Г6Н6МФД	Аустеніт	35/ 15	0,065	
10Х10Г10	Хромомарганцевий аустеніт	35/28	0,05	
Наплавлені шари (абразивне зношування)				
50Х8СРТ	Безструктурний мартенсит	57		0,0065 – 0,005*
80Х20Р3Т	Ледебурит+боридна евтектика	46		0,0033 – 0,0018*

Примітка:\* перша цифра–інтенсивність зношування на початку шляху тертя, остання - наприкінці шляху тертя

На рис.3.2 наведені структури металу, що досліджувався. Для випробувань на сухе тертя ковзанням застосовували еталонний зразок (контртіло) з інструментальної сталі У7, що має у стані постачання структуру сорбіту відпуску (рис. 3.2, а) із твердістю 300 НВ. Композиція наплавленого металу 30Х5Г5 має мартенсито-сорбіту структуру з залишковим аустенітом (рис. 3.2, б). Для металу 10Х10Г10 характерний аустеніт з карбідною складовою (рис. 3.2, в). Метал 60Х20Г9Н2МД має аустенітно-мартенситну структуру (рис. 3.2, з). Метал 20Х13Н6Н6МФД, так само, як і 50Г11М, мають метастабільну аустенітну структуру (рис. 3.2, д, е). Композиція наплавленого металу 50ХГН має структуру мартенситного типу (рис. 3.2, и).

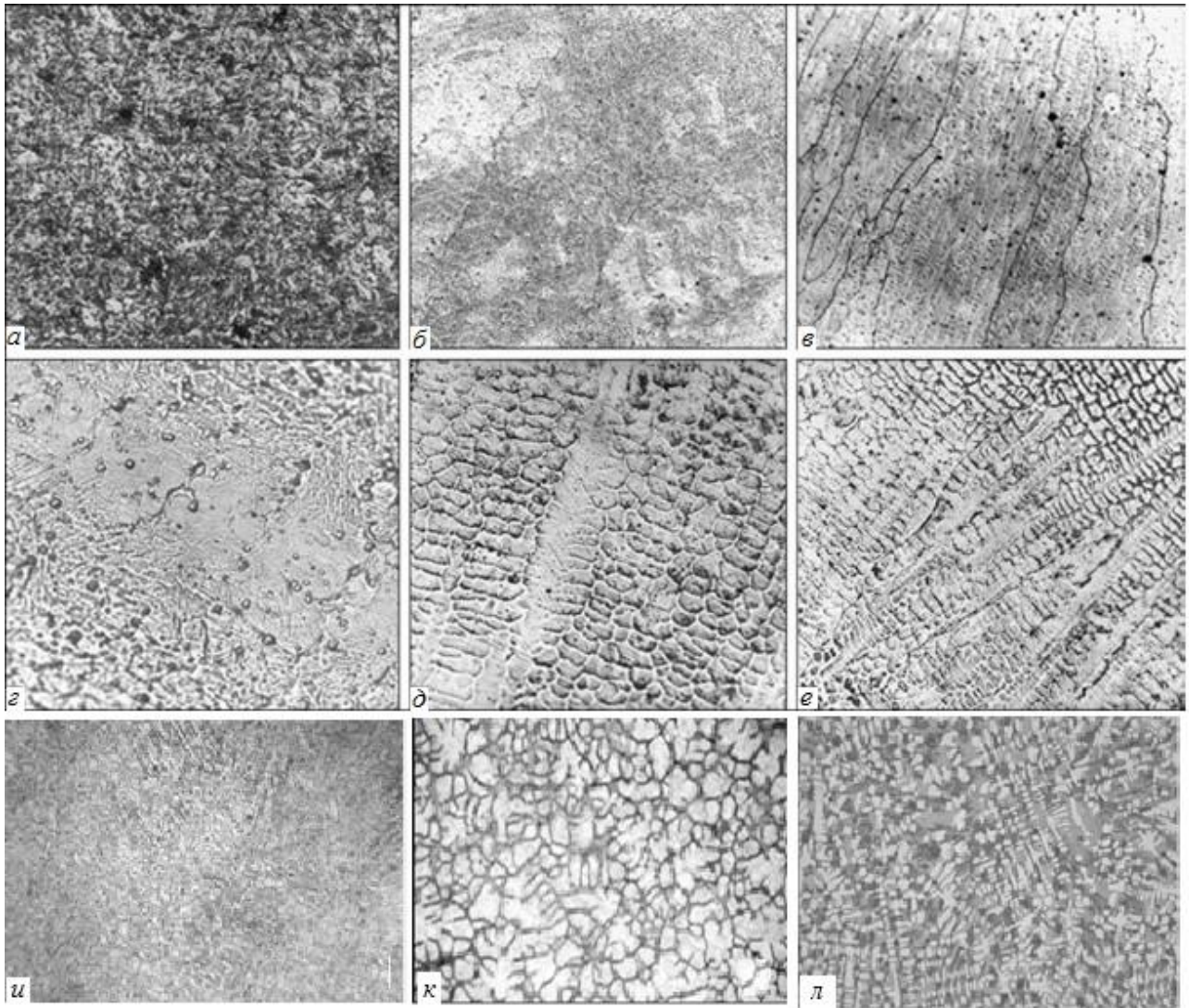


Рис. 3.2. Мікроструктури досліджених композицій наплавленого металу [47, 98]:

*a* – У7; *б*– 30Х5Г5; *в* – 10Х10Г10; *г* – 60Х20Г9Н2МД; *д* – 20Х13Н6Н6МФД; *е* – 50Г11М; *и* – 50ХГН; *к* – 50Х8СРТ; *л* – 80Х20Р3Т (х500)

Для умов абразивного зношування композиція наплавленого металу 50Х8СРТ має безструктурний мартенсит (рис. 3.2, *к*) і композиція 80Х20Р3Т – ледебурит з боридною евтектикою (рис. 3.2, *л*).

Випробування на абразивне зношування показали, що інтенсивність зношування також не корелюється із твердістю матеріалу. Так, композиція високохромистого чавуну 80Х20Р3Т при меншій твердості 46HRC порівняно із композицію 50Х8СРТ (57HRC) відрізняється меншою інтенсивністю зношування як на початку, так і наприкінці шляху тертя ((0,0033 – 0,0018) і

(0,0065 – 0,005), відповідно). Випробування зразків із покриттями показало їх досить високу стійкість до зношування (табл. 3.2), хоча характер зношування двох видів матеріалів істотно відрізнявся.

### 3.2 Зносостійкість та структура наплавленого металу в умовах абразивного тертя при введенні до зварювальної ванни нанопорошків оксидів

Після проведення наплавлення при введенні наноконпонентів через лігатуру було проведено випробування на стійкість наплавленого металу до тертя з абразивним прошарком на установці ЛКИ – 3. Результати випробування зразків, які піддавалися абразивному зношуванню наведені в табл. 3.3 та рис. 3.3.

Таблиця 3.3

Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу при введенні нанопорошків оксидів у вигляді спеченої лігатури

Зразок 1 – АН-180		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.0955	0.228
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m$ , г	0.0955	0.3235
Зразок 3 – АН-180+0.08% $Al_2O_3$		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.1018	0.1124
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m$ , г	0.1018	0.2142
Зразок 4 – АН-180+0.04% $Al_2O_3$		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.2216	0.2637
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m$ , г	0.2216	0.4853

Зразки з наплавленим металом в яких наноконпоненти вводилися через лігатуру пройшли тільки 240м, оскільки профіль зразка не давав змогу проводити подальші випробування на абразивне зношування. Позитивний ефект спостерігається при введенні в ванну 0.08%  $Al_2O_3$ , при цьому втрата в масі сама менше серед інших зразків з  $\Delta m = 0,1018$  (120м) по  $\Delta m = 0,1124$  (240м). Сумарна втрата для металу з 0.08%  $Al_2O_3$  становить 0.2142 г.

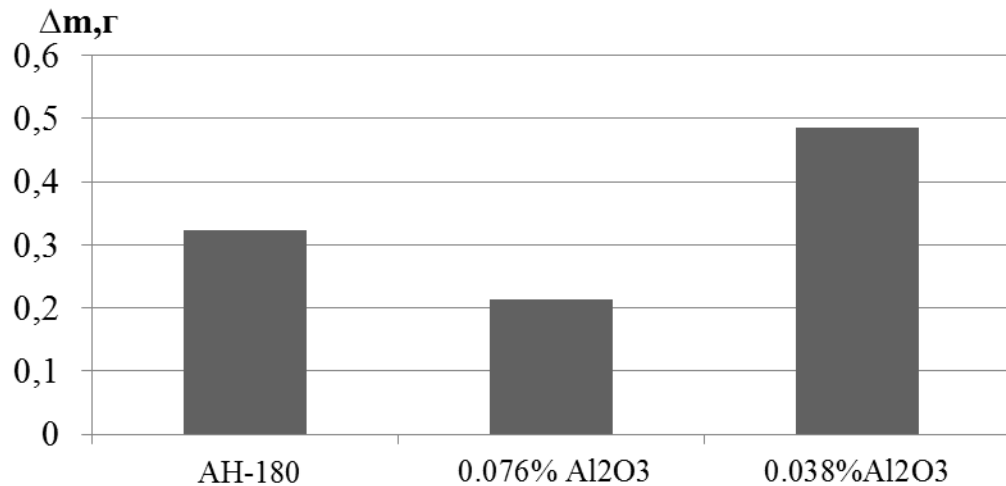


Рис. 3.3. Вплив пройденного шляху на втрату маси при наплавленні дротом ПП-АН-180 з наноконпонентами у вигляді спеченої лігатури

Таким чином, випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом АН-180 показали, що при введенні в зварювальну ванну нанопорошку оксиду алюмінію концентрацією 0.08% у вигляді спеченої лігатури його зносостійкість більша від зносостійкості немодифікованого матеріалу на 33% (табл. 3.3). Гірші показники зносостійкості металу з 0.04% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> чітко корелюються з даними твердості.

Після проведення наплавлення за другою схемою аналогічно було проведено випробування на стійкість наплавленого металу до тертя ковзання з абразивом. Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу при закріпленні нанопорошків на поверхні пластини за допомогою ґрунтовки приведено в табл. 3.4, та рис. 3.4.

Випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом АН-180 показали, що при введенні в зварювальну ванну нанопорошків оксидів алюмінію та титану шляхом їх закріплення на поверхні за допомогою ґрунтовки його зносостійкість підвищується (рис. 3.4). Випробування показали, що при масовій частці 0.05% введення нанопорошків оксидів титану та алюмінію практично однаково впливають на зносостійкість з незначним її збільшенням. В цих дослідах підвищення зносостійкості в 1.4 рази спостерігалось при введенні 0.46% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Таблиця 3.4

Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу при закріпленні нанопорошків оксидів на поверхні пластини ґрунтовкою

Зразок 21 – АН-180				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, г$	0,143	0,22	0,187	0,219
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, г$	0,143	0,363	0,55	0,769
Зразок 22 – АН-180+0.05% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, г$	0,216	0,142	0,161	0,169
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, г$	0,216	0,358	0,519	0,688
Зразок 23 – АН-180+0.46% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (суміш рідка)				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, г$	0,086	0,184	0,093	0,197
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, г$	0,086	0,27	0,363	0,56
Зразок 25 – АН-180+0.46% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (суміш густа)				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, г$	0,18	0,187	0,12	0,075
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, г$	0,18	0,367	0,487	0,562
Зразок 24 – АН-180+0.05% TiO <sub>2</sub>				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, г$	0,087	0,174	0,221	0,2
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, г$	0,087	0,261	0,482	0,682

Як видно з графіку, зносостійкість можна охарактеризувати двома періодами. В перший період – припрацювання більш стійкими до зношування є метали модифікований 0.05% сумішшю TiO<sub>2</sub> та модифікований 0.46% сумішшю Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> рідкої консистенції. Проте, через деякий час, найбільшу зносостійкість показують метали модифіковані 0.46% сумішшю Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> незалежно від консистенції. Оскільки консистенція ґрунтовки на зносостійкість не впливає тому графік прийме наступний вигляд (рис.3.4) [99].

Заміри мас зразків показали, що втрата маси зразка наплавленого за першою схемою, зменшується на 34-36%, відповідно його зносостійкість збільшується на третину; втрата маси зразка наплавленого за другою схемою, становлять від 21% до 53%, в залежності від концентрації наноконпонентів, та консистенції суміші порошоків з ґрунтовкою. Виявлено, що концентрація

нанокомпонентів прямопропорційно впливає на зносостійкість, при використанні композиції високохромистого чавуну.

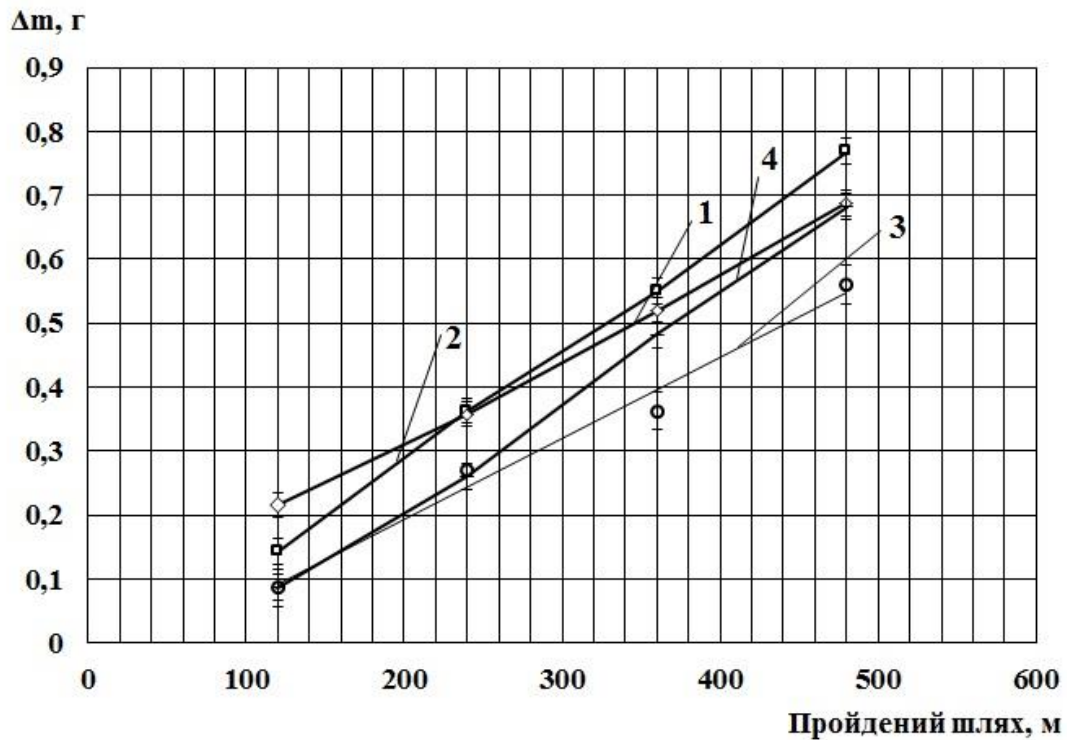


Рис. 3.4. Вплив пройденого шляху на втрату маси при наплавленні дротом ПП-АН-180 з нанокомпонентами

1 – вихідний валик (АН-180); 2 – АН-180+0,05% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 3 – АН-180+0,46% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 4 – АН-180+0,05% TiO<sub>2</sub>.

Цими даними було підтверджено, що при наплавленні також як і при зварюванні, введення об'ємних співвідношень нанокомпонентів впливають на властивості литого металу.

Таким чином, підтверджено позитивний вплив об'ємних співвідношень нанопорошків оксидів алюмінію та титану на зносостійкість наплавленого металу в умовах абразивного зношування.

Дослідження мікроструктури проводились на зразках з наплавленого металу, який отриманий за першою схемою вводу нанокомпонента. Результати досліджень мікроструктури приведені на рис. 3.5 [99].

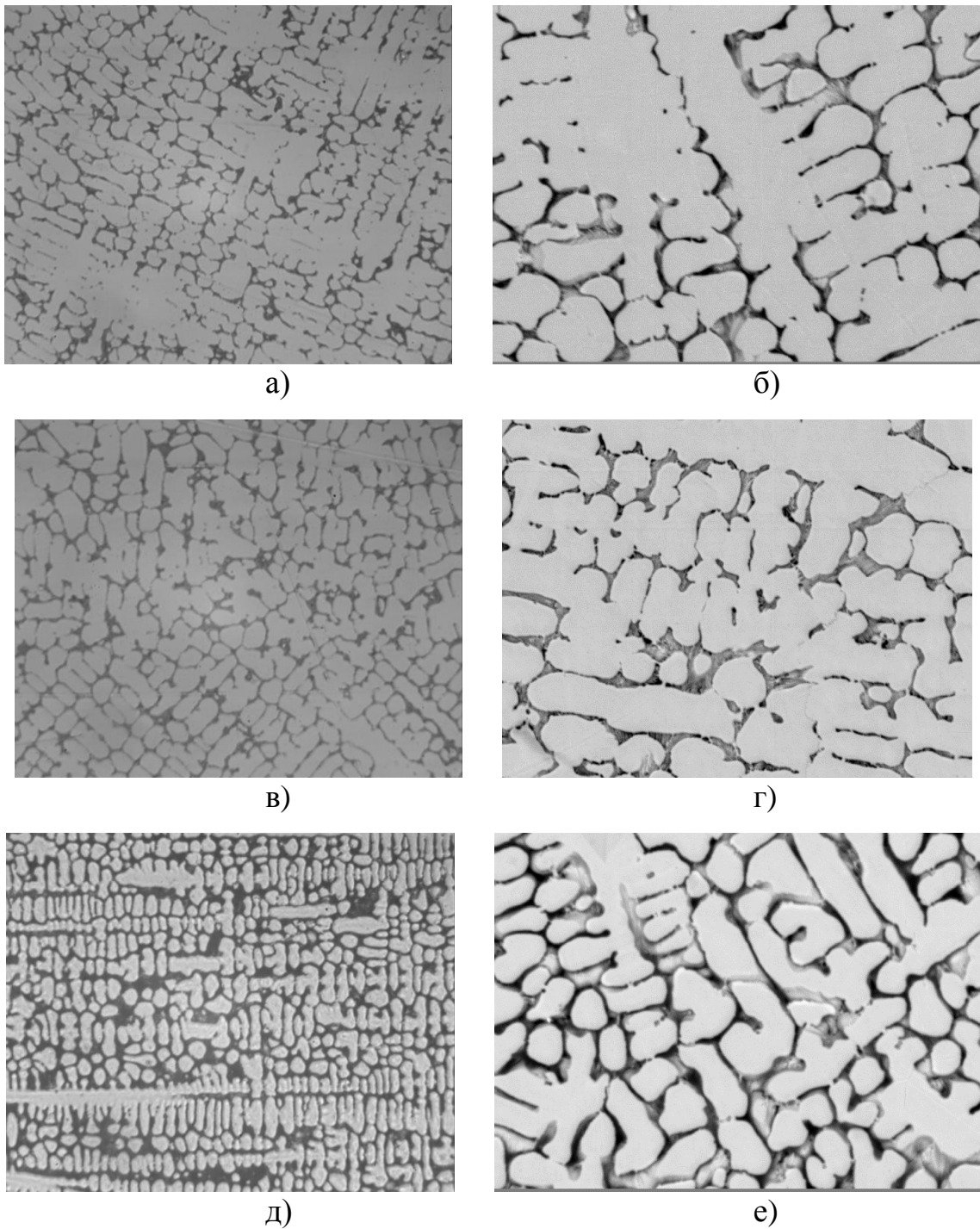


Рис. 3.5. Структури наплавленого металу дротом ПП-АН-180:

а) у вихідному стані, х500; б) у вихідному стані х1000; в) з додаванням  $Al_2O_3$  з масовою часткою 0.08%, х500; г) з додаванням  $Al_2O_3$  з масовою часткою 0.08%, х1000; д) з додаванням  $Al_2O_3$  з масовою часткою 0.04%, х500; з додаванням  $Al_2O_3$  з масовою часткою 0.04%, х1000.

За результатами металографічного аналізу встановлено, що при наплавленні вихідного валика дротом ПП-АН-180 формується структура заевтектичного чавунна характеризується достатньо крупними цементитними виділеннями в аустенітній матриці (рис. 3.5 а, б).

Структура металу валика з нанопорошком 0.08%  $Al_2O_3$  характеризується більш розвиненою аустенітною матрицею. Цементитні виділення витягнутої форми мають менші розміри порівняно зі структурою вихідного валика (рис. 3.5, в, г).

У випадку використання 0.04%  $Al_2O_3$  спостерігається суттєва дисперсність цементитних виділень (рис. 3.5 д, е).

Показано, що введення нанопорошків оксидів у зварювальну ванну приводить до структурних змін наплавленого валику та підвищенню його зносостійкості.

Дані по вимірюванню мікротвердості наплавленого металу самозахисним порошковим дротом АН-180 при введенні в зварювальну ванну наноконпонентів у вигляді спеченої лігатури приведено в табл. 3.5. та рис. 3.6.

Таблиця 3.5

Мікротвердість наплавленого металу дротом ПП-АН-180 з наноконпонентами

№ зразка	Метал шва	Значення твердості	Середнє значення мікротвердості HV
1	АН-180	181, 236, 236, 206, 236	219
3	АН-180+0.08% $Al_2O_3$	236, 297, 297, 274, 297	280
4	АН-180+0.04% $Al_2O_3$	206, 221, 181, 160, 221	198

Заміри мікротвердості показали, що при середньому значенні вихідного металу валика – 219 HV, мікротвердість збільшилась при додаванні 0.08%  $Al_2O_3$  – 280 HV, за винятком 0.04%  $Al_2O_3$  – 198 HV мікротвердість якого зменшилась.



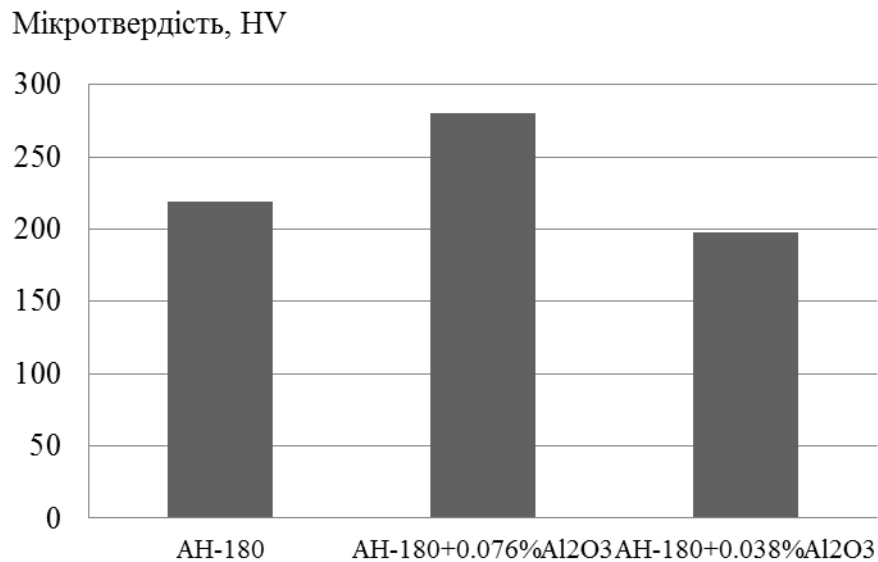


Рис. 3.6. Мікротвердість наплавленого металу дротом ПП-АН-180 з наноконпонентами

Кореляція між мікротвердістю та зносостійкістю в даному випадку спостерігається. Найбільшу мікротвердість серед даних зразків має метал, який модифікувався нанопорошком  $Al_2O_3$  концентрацією 0.08%. По даним зносостійкості даний наплавлений метал є найбільш зносостійким серед наплавленого металу в який наноконпоненти вводилися за першою схемою. В той же час найменшу зносостійкість показав метал куди вводився метал з 0.04%  $Al_2O_3$ , він же, в свою чергу показав і найменшу твердість.

### **3.3 Зносостійкість та структури середньовуглецевих високолегованих композицій для умов тертя металу по металу при введенні до зварювальної ванни нанопорошків оксидів**

Зразки наплавлені дротом ПП-Нп 40Х13 випробовували на зносостійкість на машині тертя СМЦ-2. Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу при введенні нанопорошків оксидів у вигляді спеченої лігатури та при закріпленні наноконпонентів на поверхні пластини за допомогою ґрунтовки

приведено в табл. 3.6, 3.7, графічне зображення результатів випробувань показано на рис. 3.7, 3.8.

Випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом ПП-Нп-40Х13 в суміші газів МІХ-1 показали, що при введенні в зварювальну ванну нанопорошків оксидів алюмінію та титану у вигляді спеченої лігатури його зносостійкість підвищується (рис. 3.7) [99]. При цьому, втрати по масі у разі використання нанопорошку  $Al_2O_3$  менші в порівнянні з нанопорошком  $TiO_2$ . Максимальний ефект спостерігається при введенні в ванну  $Fe+0.04\%Al_2O_3$ : втрати по масі знижуються з  $\sum\Delta m = 0.042г$  (вихідний валик) до  $\sum\Delta m = 0.013г$  (валик з додаванням  $Fe+0.04\%Al_2O_3$ ), тобто в 3.2 рази. Цими даними було підтверджено, що при наплавленні також як і при зварюванні, введення об'ємних співвідношень наноконпонентів впливають на властивості литого металу.

Таблиця 3.6

Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні нанопорошків оксидів у вигляді спеченого стрижня

Час тертя, хв	30	60	90	120	150
Пройдений шлях, м	1570	3140	4710	6280	7850
Зразок 11 - 40x13					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.009	0.007	0.007	0.009	0.009
Загальна втрата маси $\sum\Delta m$ , г	0.009	0.016	0.023	0.032	0.041
Зразок 12 – 40X13+0.08% $Al_2O_3$					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.004	0.004	0.004	0.006	0.006
Загальна втрата маси $\sum\Delta m$ , г	0.004	0.008	0.012	0.018	0.024
Зразок 13 – 40X13+0.04% $Al_2O_3$					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.004	0.004	0.002	0.002	0.001
Загальна втрата маси $\sum\Delta m$ , г	0.004	0.008	0.01	0.012	0.013
Зразок 14 – 40X13+0.07% $TiO_2$					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.004	0.004	0.004	0.008	0.009
Загальна втрата маси $\sum\Delta m$ , г	0.004	0.008	0.012	0.02	0.029
Зразок 15 – 40X13+0.04% $TiO_2$					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.01	0.007	0.007	0.008	0.007
Загальна втрата маси $\sum\Delta m$ , г	0.007	0.014	0.021	0.029	0.04

Випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом ПП-Нп-40Х13 показали, що при введенні в зварювальну ванну нанопорошків оксидів алюмінію, титану та кремнію шляхом їх закріплення на поверхні за допомогою грунтовки його зносостійкість підвищується (рис. 3.8) [99]. При цьому, втрати по масі у разі використання нанопорошку  $\text{SiO}_2$  менші в порівнянні з нанопорошками  $\text{TiO}_2$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Максимальний ефект спостерігається при введенні в ванну  $\text{Fe}+0,005\%\text{SiO}_2$ , при цьому втрати по масі знижуються з  $\sum\Delta m = 0.042\text{г}$  (вихідний валик) до  $\sum\Delta m = 0.015\text{г}$  (валик з додаванням  $\text{Fe}+0,005\%\text{SiO}_2$ ), тобто в 2.8 рази.

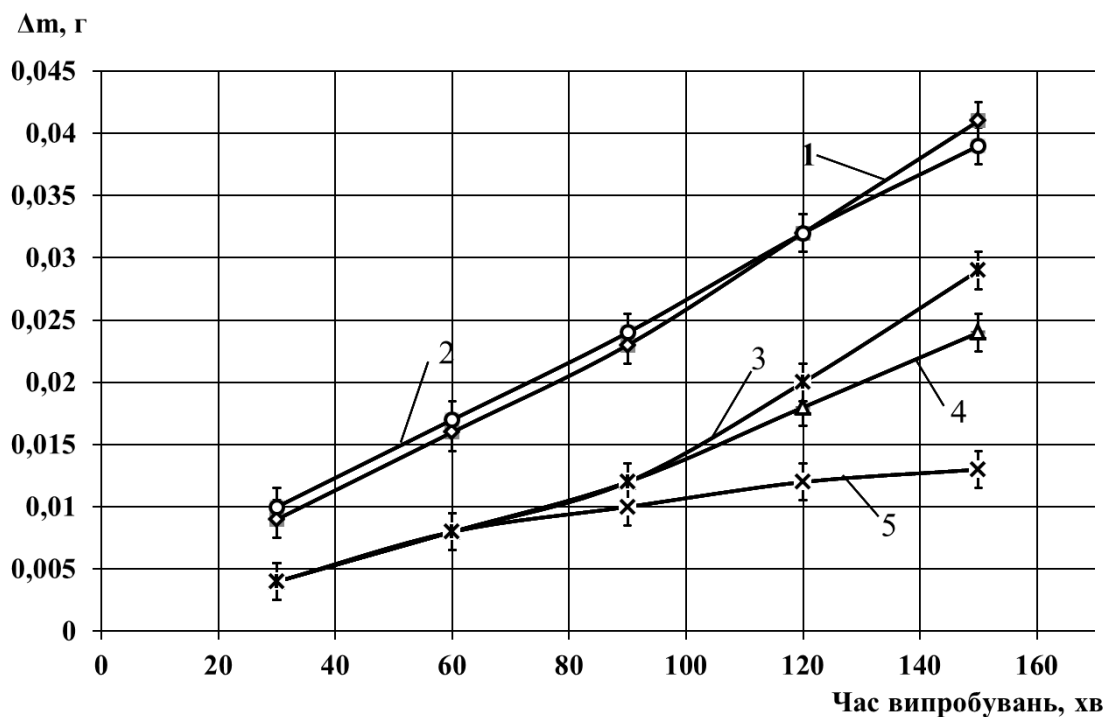


Рис. 3.7. Вплив часу тертя на втрату маси при наплавленні дротом ПП-Нп-40Х13, наноконцентрації вводились у вигляді стрижня

1- 40X13, 2 – 40X13+0.04%  $\text{TiO}_2$ , 3 - 40X13+0.07%  $\text{TiO}_2$ , 4 – 40X13+0.08%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 5 - 40X13+0.04%  $\text{Al}_2\text{O}_3$

Таким чином, підтверджено позитивний вплив об'ємних співвідношень нанопорошків оксидів алюмінію, титану та кремнію на зносостійкість наплавленого металу для умов сухого тертя металу по металу.

Виявлено, що при однакових концентраціях наноконпонентів у разі вводу наноконпонентів шляхом плавлення спеченого стрижня та змішаної лігатури скріпленої ґрунтовкою метал, модифікований за допомогою стрижня є більш стійким для умов зношування. Припускається, що це є наслідком того, що така схема вводу наноконпонентів дозволяє ввести у зварювальну ванну наноконпоненти з меншими втратами. Проте схема вводу при нанесенні ґрунтовки є більш технологічною і не потребує проведення додаткової попередньої механічної обробки. Схема з плавленням стрижнів може бути рекомендована при проведенні зварювальних робіт для покращення механічних властивостей зварного шва.

Таблиця 3.7

Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при закріпленні нанопорошків оксидів на поверхні пластини за допомогою ґрунтовки

Час тертя, хв	30	60	90	120	150
Пройдений шлях, м	1570	3140	4710	6280	7850
Зразок 41 – 40Х13					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.009	0.009	0.008	0.008	0.008
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0.009	0.018	0.026	0.034	0.042
Зразок 42 – 40Х13+0.04% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.005	0.008	0.003	0.003	0.008
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0.005	0.013	0.016	0.019	0.027
Зразок 43 – 40Х13+0.04% TiO <sub>2</sub>					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.007	0.005	0.004	0.006	0.002
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0.005	0.01	0.014	0.02	0.022
Зразок 46 – 40Х13+0.01% SiO <sub>2</sub>					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.006	0.002	0.005	0.001	0.001
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0.006	0.008	0.013	0.014	0.015
Зразок 45 – 40Х13+0.04% SiO <sub>2</sub>					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0.002	0.002	0.008	0.005	0.002
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0.002	0.004	0.012	0.017	0.019

При подальших дослідженнях було вирішено відмовитись від схеми вводу наноконпонентів шляхом плавлення спечених стрижнів

Дослідження мікроструктури проводилось на зразках з наплавленого металу, який отриманий за першою схемою вводу.

Результати досліджень мікроструктури наплавленого металу наведені на рис. 3.9 [99].

В загальному випадку у всіх зразках утворилась композиція, яка складається з мартенситу та феритної матриці. Для порівняння мікроструктур розглянемо два крайніх випадки: вихідний валик з наплавленим металом 40X13 та найбільш зносостійкий валик з наплавленим металом 40X13+0.04% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

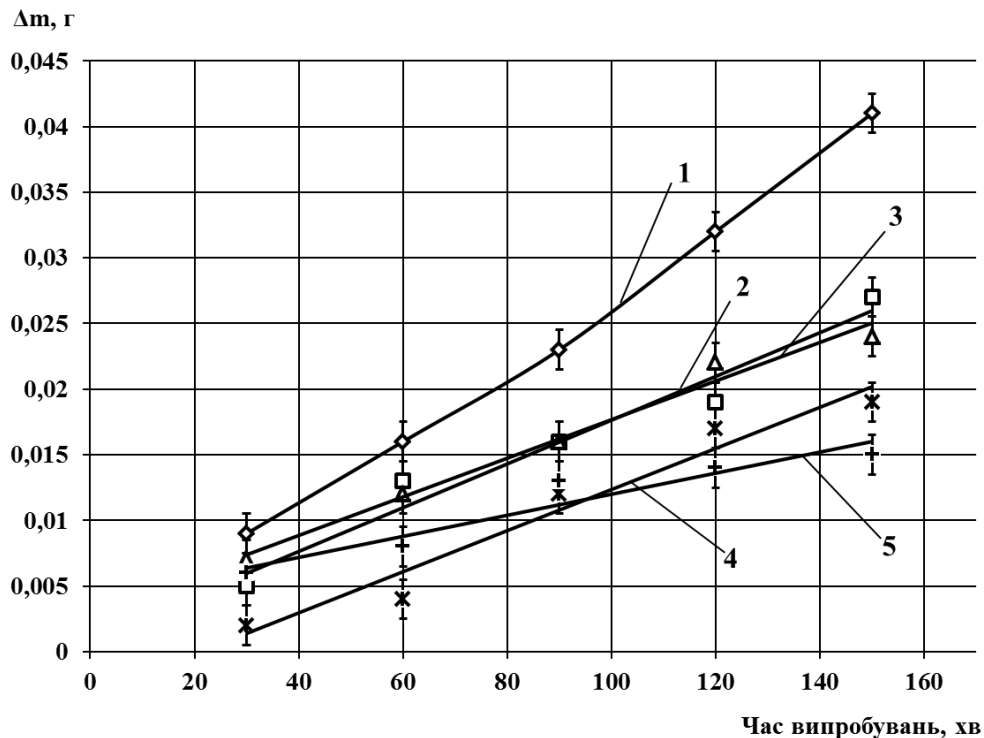


Рис. 3.8. Вплив часу тертя на втрату маси при наплавленні дротом ПП-Нп-40X13, наноконцентрації вводились у вигляді порошку скріпленої ґрунтовкою

1- 40X13, 2 – 40X13+0.04% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 3 - 40X13+0.04% TiO<sub>2</sub>, 4 – 40X13+0.04% SiO<sub>2</sub>, 5 - 40X13+0.01% SiO<sub>2</sub>

Мікроструктура наплавленого металу 40X13 представляє собою мартенсит з характерною для вихідних умов розвиненою крупногочастою структурою (рис. 3.9, а). У випадку наплавлення з додаванням наноконцентрацій, у тому числі з додаванням Fe+0.04% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> спостерігається помітно менша блочність мартенситних виділень з менш розвиненою голчастою будовою (рис. 3.9, г).

Характерною особливістю є також наявність по межах зерен, можливо, карбідів і оксидів, які як тверда складова, поряд з меншою блочністю мартенситних виділень, сприяють підвищенню зносостійкості наплавленого металу.

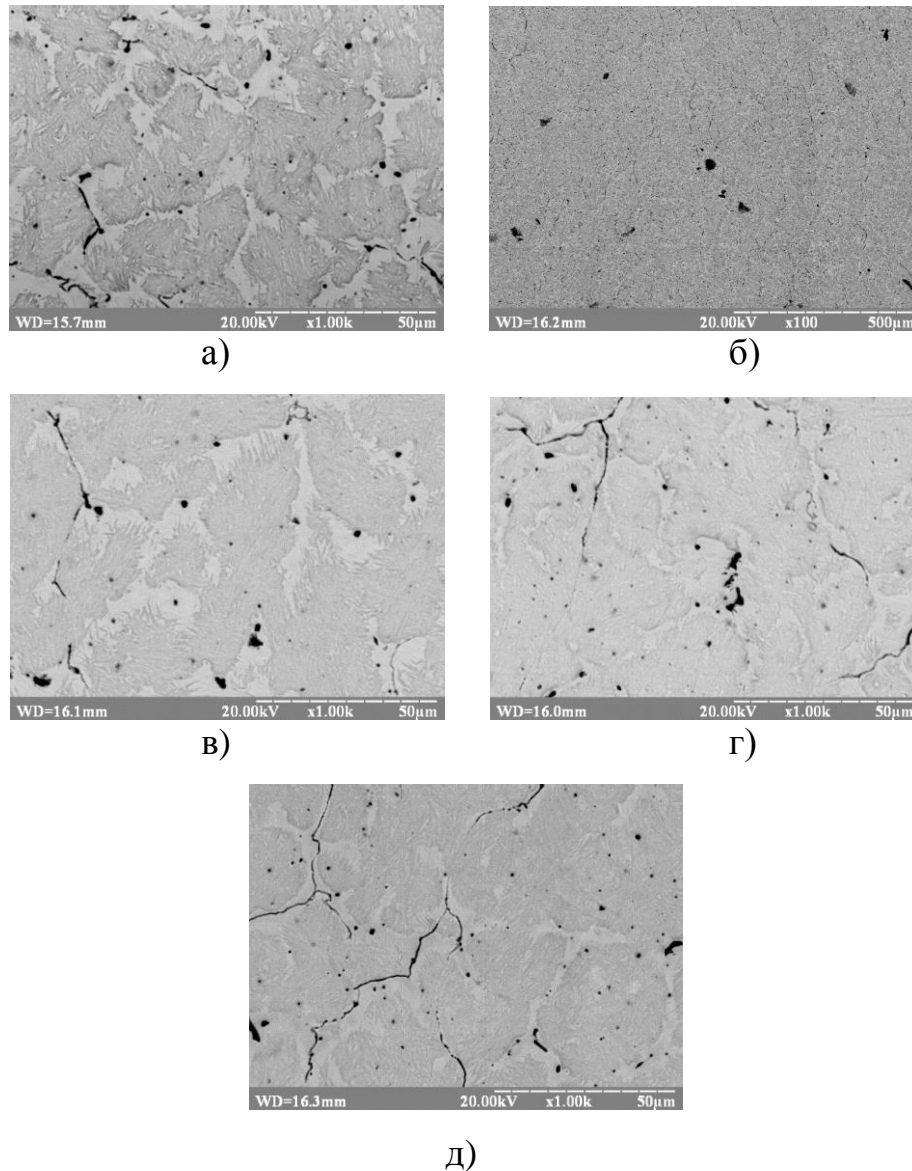


Рис. 3.9. Структури наплавленого металу вихідного валика дротом ПП-Нп-40Х13:

а) у вихідному стані,  $\times 1000$ ; б) при введенні 0.04% нанопорошку  $\text{TiO}_2$  через спечену лігатуру,  $\times 100$ ; в) при введенні 0.07% нанопорошку  $\text{TiO}_2$  через спечену лігатуру,  $\times 1000$ ; г) при введенні 0.04% нанопорошку  $\text{Al}_2\text{O}_3$  через спечену лігатуру,  $\times 1000$ ; д) при введенні 0.08% нанопорошку  $\text{Al}_2\text{O}_3$  через спечену лігатуру,  $\times 1000$ .

Дані по вимірюванню мікротвердості наплавленого металу самозахисним порошковим дротом ПП-Нп-40X13 в суміші газів МІХ-1 при введенні в зварювальну ванну наноконпонентів у вигляді спеченої лігатури приведено в табл. 3.8 та рис. 3.10.

Таблиця 3.8

## Мікротвердість наплавленого металу дротом ПП-Нп-40X13

Зразок	Склад зразка	Значення твердості	Середнє значення мікротвердості HV, кгс/мм <sup>2</sup>
11	40X13	514, 572, 572, 572, 420	530
13	40X13+0.08%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	514, 572, 642, 572, 464	553
14	40X13+0.04%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	572, 420, 420, 514, 420	469
15	40X13+0.07%TiO <sub>2</sub>	464, 572, 464, 420, 383	461
16	40X13+0.04%TiO <sub>2</sub>	420, 464, 420, 572, 514	478

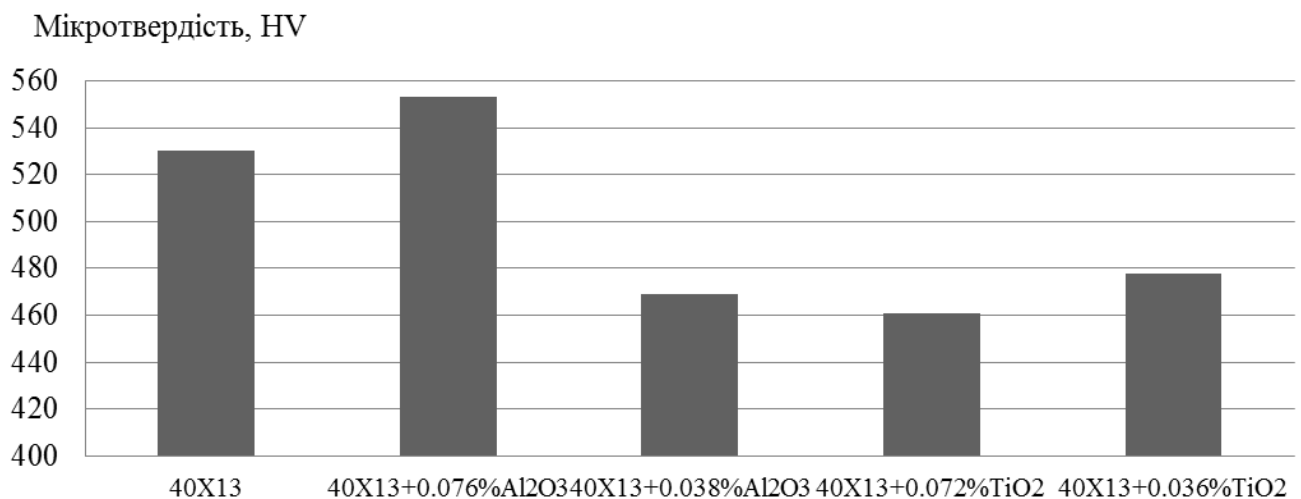


Рис. 3.10. Мікротвердість наплавленого металу дротом ПП-Нп-40X13

Вимірювання мікротвердості показали, що при середньому значенні мікротвердості вихідного металу валика 530HV в інших випадках мікротвердість зменшувалась (Fe+0.04% TiO<sub>2</sub> - 478HV; Fe+0.07% TiO<sub>2</sub> - 461HV; Fe+0.04% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - 469HV) за винятком Fe+0.08% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - 553HV.

Таким чином, кореляційна залежність між твердістю і зносостійкістю наплавленого металу в даному випадку не спостерігається.

### **3.4 Зносостійкість та структури металу низьковуглецевих середньолегованих композицій наплавленого самозахисним дротом при введенні до зварювальної ванни нанопорошків оксидів**

Зразки наплавлені дротом 25ХГ2С випробовували на зносостійкість на машині тертя М-22М. Результати випробувань наплавленого металу приведено в табл. 3.9, залежність стійкості наплавленого металу від часу випробувань та пройденого шляху показано на рис. 3.11 та 3.12 [99].

Через недосконалості машини М-22М не вдалося забезпечити однакову швидкість тертя, проте результати залежності маси втраченої зразком під час тертя як від часу тертя, так і від пройденого шляху співпадають.

Випробування при наплавленні відкритою дугою дротом 25ХГ2С показали, що як оксид алюмінію, так і титану сприяє підвищенню зносостійкості наплавленого металу (порівн. криві 2, 3 та криву 1 вихідного валика рис. 3.11 та 3.12). Втрати в масі у випадку введення 0.31%TiO<sub>2</sub> на 30% менші від втрат у масі немодифікованого металу. У випадку введення 0.36%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> втрати у масі на 70% менші від втрат немодифікованого металу. Максимальна зносостійкість спостерігається у випадку використання 0.63%SiO<sub>2</sub> (порівн. криві 4 та 1). Втрати металу модифікованого оксидом кремнію на 82% менші ніж втрати не модифікованого металу.

Таким чином були підтверджені спостереження про те, що метал модифікований SiO<sub>2</sub> є найбільш зносостійким в порівнянні з металом модифікованим Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та TiO<sub>2</sub>. А, враховуючи і те, що аеросил є більш дешевим та більш доступним в порівнянні з іншими двома оксидами, то дослідження з модифікування наплавленого металу нанопорошком оксиду кремнію є перспективними та економічно обґрунтованими.

Результати дослідження мікроструктури наплавлених зразків представлено на рисунках 3.13 [99].



Таблиця 3.9

Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу дротом 25ХГ2С при закріпленні нанопорошків оксидів на поверхні пластини

Час тертя, хв	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100	110	120	130	140	150	160	170	180
Зразок 32 - 25ХГ2С																		
Пройдений шлях, м	4,916	8,468	12,852	17,224	21,856	26,552	31,164	35,824	40,612	45,14	49,86	54,716	59,42	64,328	69,104	74,004	78,792	83,792
Загальна втрата маси, $\Sigma\Delta m$ , г	0,0008	0,00175	0,0019	0,0054	0,0059	0,0061	0,0063	0,00685	0,00695	0,00705	0,00715	0,00725	0,00735	0,0076	0,00775	0,00785	0,0081	0,0083
Зразок 33 - 25ХГ2С+0.36%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>																		
Пройдений шлях, м	3,704	7,912	11,356	15,616	19,588	23,824	28,208	32,36	36,276	40,372	44,292	48,248	52,404	56,544	60,692	64,736	68,732	72,964
Загальна втрата маси, $\Sigma\Delta m$ , г	0,00005	0,00015	0,00045	0,00055	0,0008	0,0009	0,0012	0,0013	0,0015	0,00155	0,00155	0,0018	0,00185	0,0019	0,0022	0,00225	0,0023	0,0023
Зразок 34 - 25ХГ2С+0.31%TiO <sub>2</sub>																		
Пройдений шлях, м	4,628	9,9	13,428	16,608	20,42	24,98	27,808	30,436	34,836	38,172	41,86	46,22	50,616	54,532	58,724	61,98	66,092	70,672
Загальна втрата маси, $\Sigma\Delta m$ , г	0,00005	0,00045	0,00125	0,00215	0,00215	0,00215	0,00255	0,00275	0,00345	0,0035	0,00355	0,00375	0,004	0,00425	0,0043	0,0045	0,0049	0,00525
Зразок 34 - 25ХГ2С+ 0.63%SiO <sub>2</sub>																		
Пройдений шлях, м	2,748	5,604	9,34	12,556	16,04	19,308	22,452	25,636	28,528	31,52	34,94	37,2	40,06	43,708	47,232	50,308	52,82	55,232
Загальна втрата маси, $\Sigma\Delta m$ , г	0,0001	0,0002	0,00035	0,0006	0,00075	0,00085	0,00085	0,0009	0,0009	0,0009	0,00095	0,001	0,001	0,0011	0,0011	0,00115	0,0012	0,0013

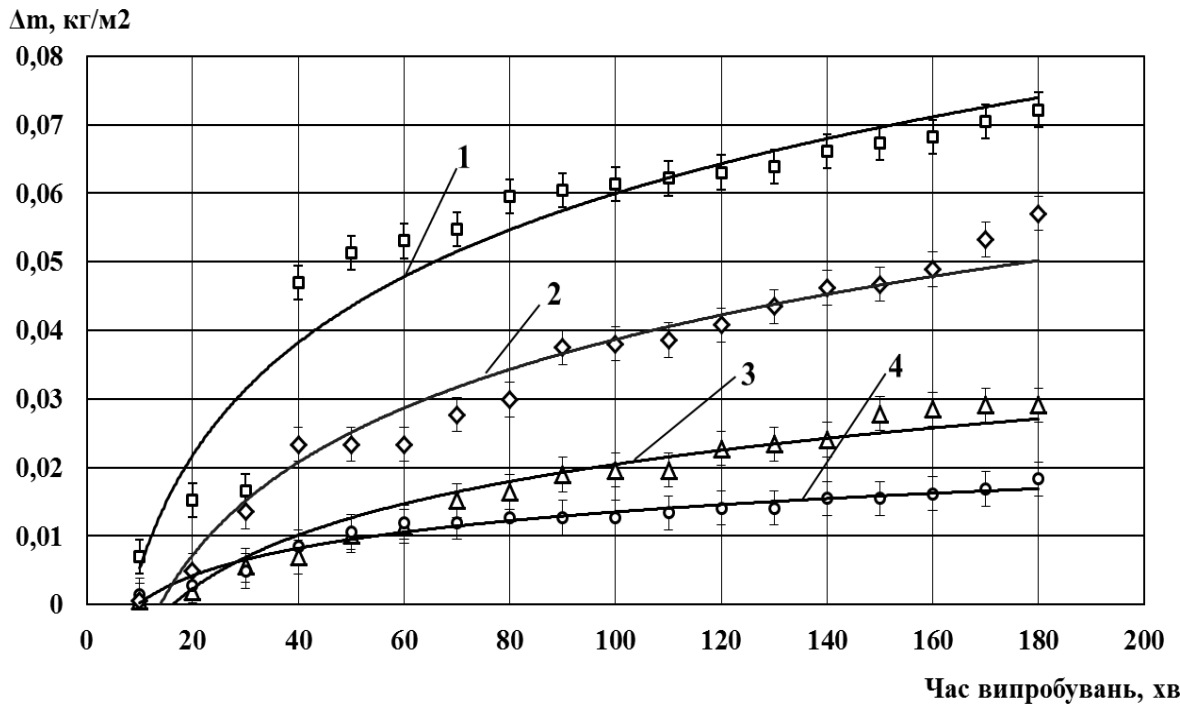


Рис. 3.11. Вплив часу тертя на втрату маси при наплавленні дротом 25XГ2С, наноконпоненти вводились у вигляді порошку скріпленого ґрунтовкою

1 – 25XГ2С, 2 - 25XГ2С+ 0.31%TiO<sub>2</sub>, 3 - 25XГ2С+ 0.36%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 4 – 25XГ2С+ 0.63%SiO<sub>2</sub>

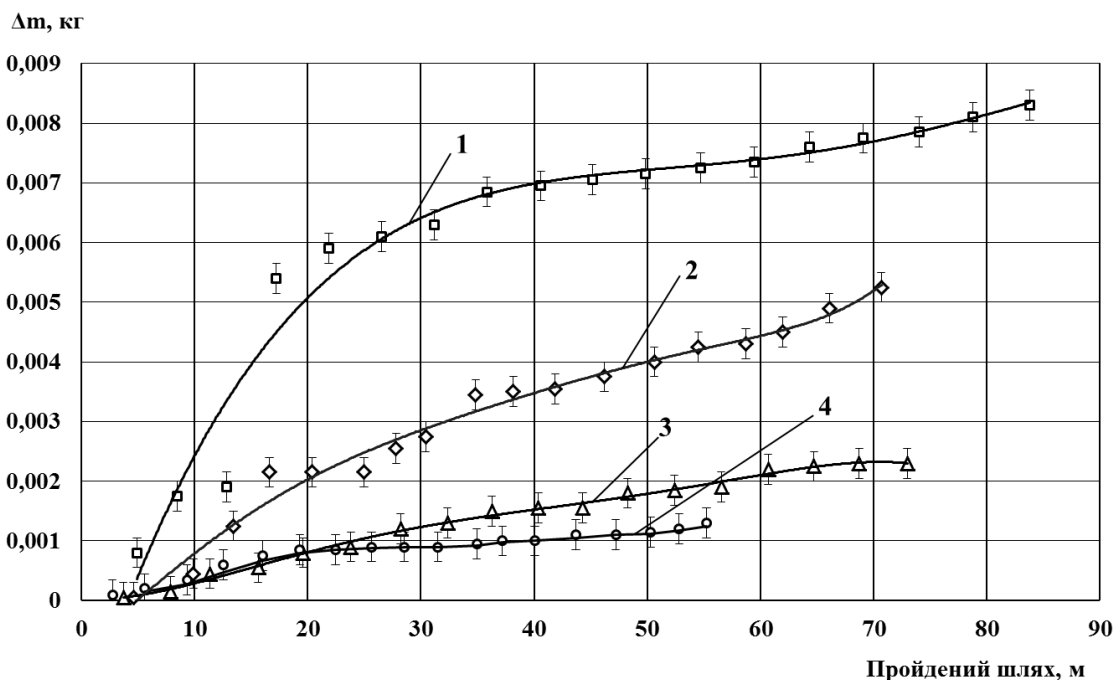


Рис. 3.12. Вплив пройденого шляху на втрату маси при наплавленні дротом 25XГ2С, наноконпоненти вводились у вигляді порошку скріпленого ґрунтовкою

1 – 25XГ2С, 2 - 25XГ2С+ 0.31%TiO<sub>2</sub>, 3 - 25XГ2С+ 0.36%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 4 – 25XГ2С+ 0.63%SiO<sub>2</sub>

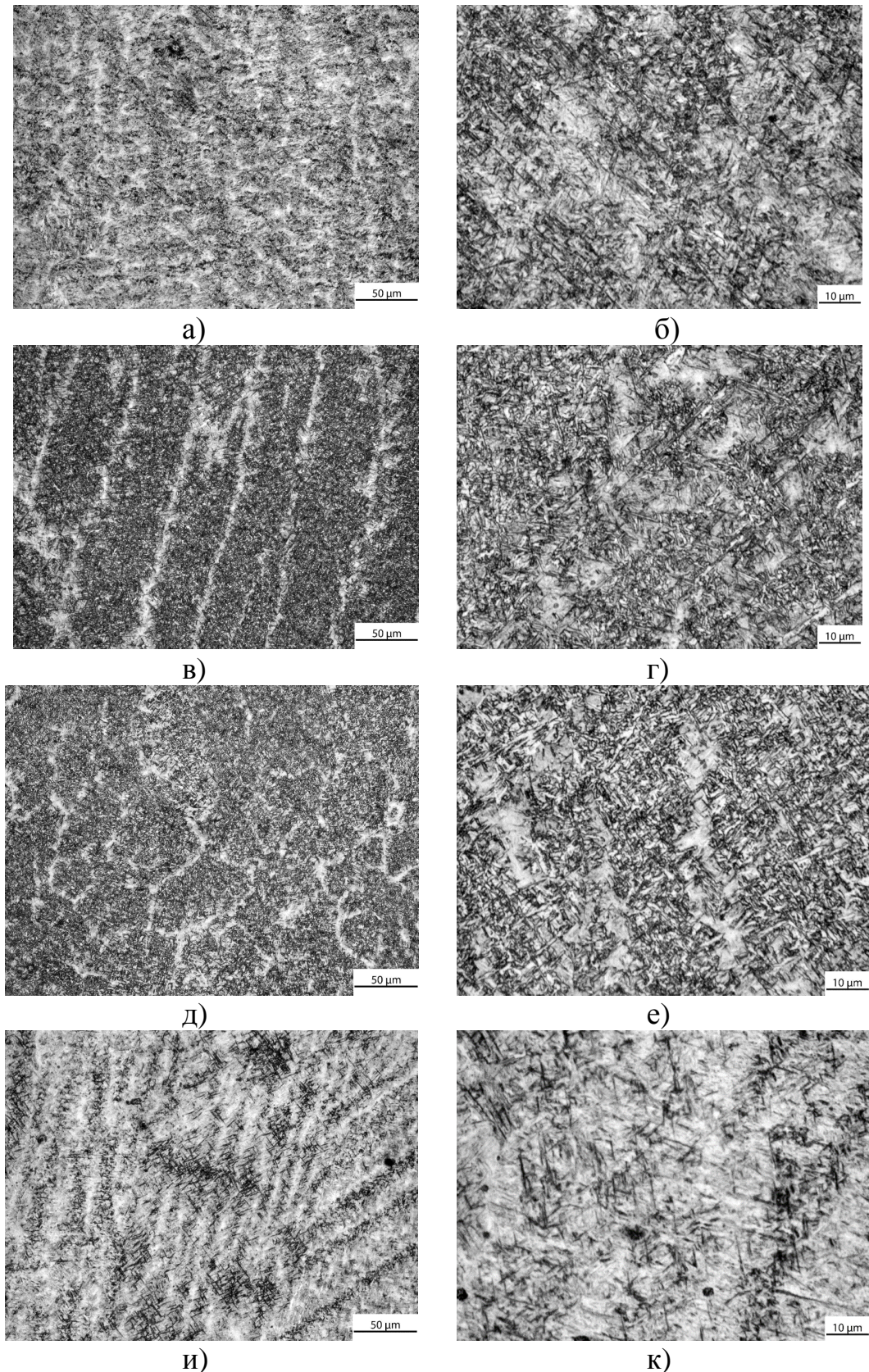


Рис. 3.13. Структури наплавленого металу дротом 25ХГ2С:

а), б) у вихідному стані, х320(а), х1000(б); в), г) при введенні нанопішкы 0.36%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , х320(в), х1000(г); д), е) при введенні нанопорошкы 0.31%  $\text{TiO}_2$ , х320(д), х1000(е); и), к) при введенні нанопорошкы 0.63%  $\text{SiO}_2$ , х320(и), х1000(к).

При наплавленні дротом 25ХГ2С спостерігались наступні структурні зміни – метал вихідного валика має бейнітну структуру з незначною кількістю мартенситної складової (рис. 3.13, а, б), метал модифікований  $\text{SiO}_2$  – має чисто мартенситну структуру (рис. 3.13, и, к), що і визначає підвищення зносостійкості.

Дані по вимірюванню мікротвердості наплавленого металу самозахисним порошковим дротом 25ХГ2С приведено в табл. 3.10. та рис. 3.14.

Таблиця 3.10

## Мікротвердість наплавленого металу дротом 25ХГ2С

Зразок	Склад зразка	Значення твердості	Середнє значення мікротвердості HV, кгс/мм <sup>2</sup>
32	25ХГ2С	322, 383, 351, 351, 351	352
33	25ХГ2С+0.36% $\text{Al}_2\text{O}_3$	322, 297, 351, 274, 322	313
34	25ХГ2С+0.31% $\text{TiO}_2$	274, 274, 274, 297, 236	271
35	25ХГ2С+0.63% $\text{SiO}_2$	420, 514, 420, 383, 383	424

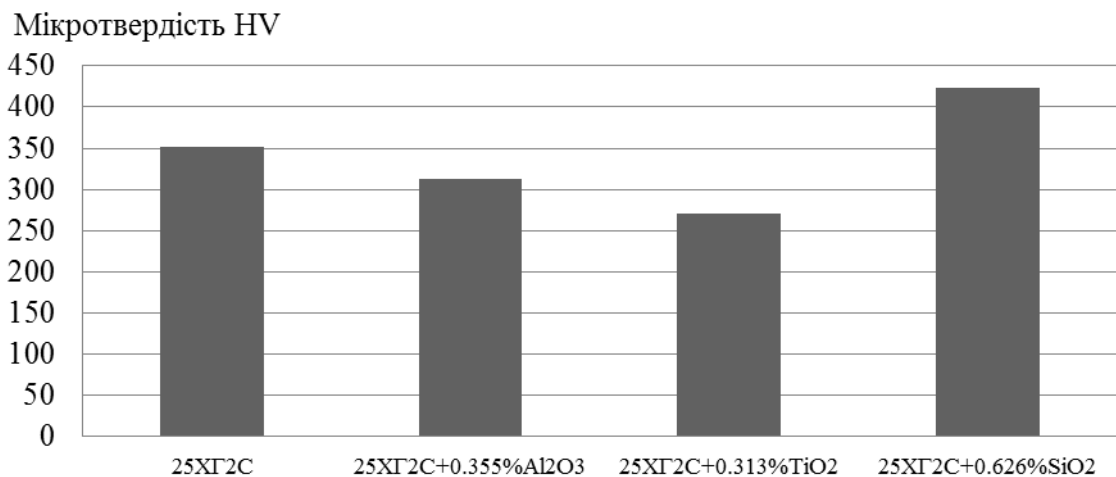


Рис. 3.14. Мікротвердість наплавленого металу дротом 25ХГ2С

Вимірювання мікро твердості показали, що при середньому значенні вихідного металу валика 352 HV в інших випадках мікро твердість зменшувалася (0.31%  $\text{TiO}_2$  -271 HV, 0.36%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  -313HV) за винятком 0.63%  $\text{SiO}_2$  -424 HV.

### 3.5 Зносостійкість та структури металу низьковуглецевих середньолегованих композицій наплавленого під шаром флюсу при введенні до зварювальної ванни нанопорошків оксидів та вуглецевмісного матеріалу

Зразки наплавлені дротом Нп-30ХГСА випробовували на зносостійкість на машині тертя СМЦ-2. Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу при закріпленні нанопорошків оксидів на поверхні пластини за допомогою ґрунтовки та при нанесенні суміші порошків нанопорошків та з залізним порошком під шаром флюсу приведено в табл. 3.11, 3.12, та на рис. 3.15, 3.16 [100].

Таблиця 3.11

Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА (серія 5)

Час тертя, хв	30	60	90	120	150
Пройдений шлях, м	1570	3140	4710	6280	7850
Зразок 51 – 30ХГСА					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,014	0,01	0,02	0,033	0,034
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,014	0,024	0,044	0,077	0,111
Зразок 55 – 30ХГСА + 0.43% вуглеволокно					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,007	0,011	0,025	0,024	0,032
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,007	0,018	0,043	0,067	0,099
Зразок 57 – 30ХГСА + 0.94% вуглеволокно					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,006	0,01	0,012	0,005	0,005
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,006	0,016	0,028	0,033	0,038
Зразок 54 – 30ХГСА+0.07% SiO <sub>2</sub>					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,007	0,009	0,009	0,011	0,016
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,007	0,016	0,025	0,036	0,052
Зразок 59 – 30ХГСА+0.04%SiO <sub>2</sub>					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,003	0,003	0,008	0,009	0,01
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,003	0,006	0,014	0,023	0,033

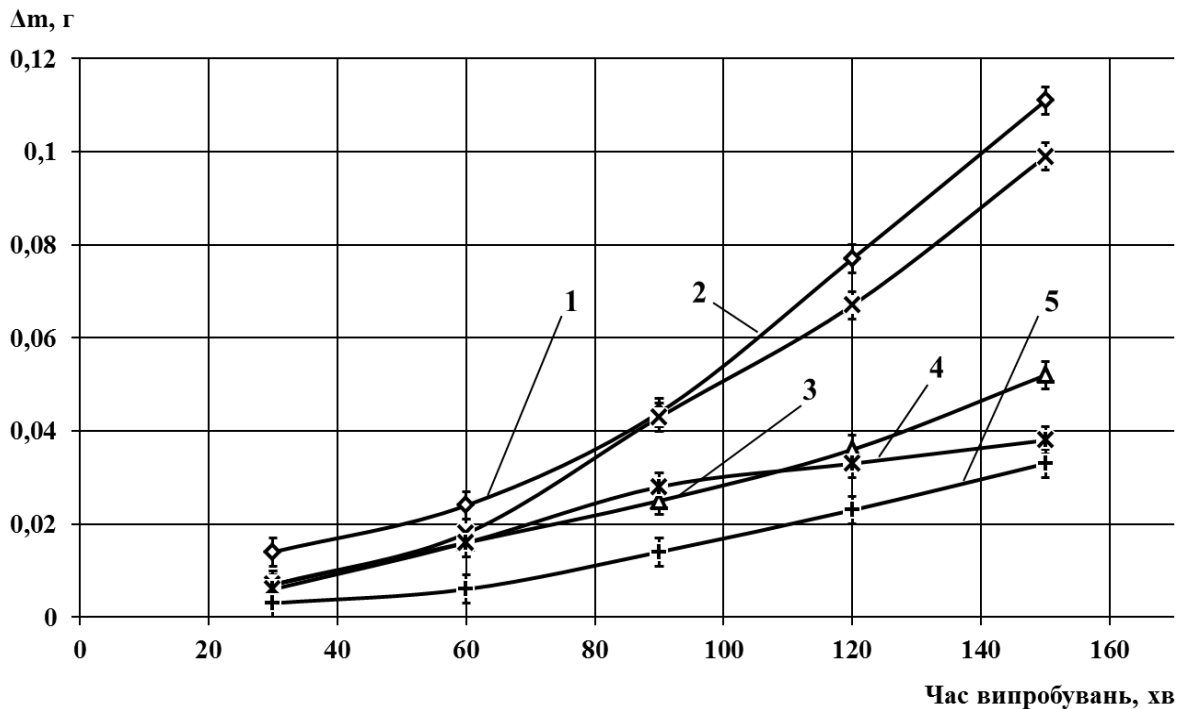


Рис. 3.15. Зносостійкість наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА:

1 – Нп-30ХГСА; 2 – Нп-30ХГСА + 0.43% вуглецевого волокна; 3 – Нп-30ХГСА + 0.94% вуглецевого волокна; 4 – Нп-30ХГСА + 0.07% SiO<sub>2</sub>; 5 – Нп-30ХГСА + 0.04% SiO<sub>2</sub>

Втрати в масі після 150 хв. випробування для вихідного наплавленого металу складають – 0.11 г. (рис.3.15, крива 1), для металу з 0.94% вуглецевмісного матеріалу – 0.04 г. (рис.3.15, крива 3), що вказує на підвищення зносостійкості майже у 3 рази. Для металу з 0.07% SiO<sub>2</sub> – 0.05 г. (рис.3.15, крива 4) і для металу з сумішшю 0.04% SiO<sub>2</sub> – 0.033 г. (рис.3.15, крива 5), що свідчить про збільшення зносостійкості у 2,4 та у 3,3 рази відповідно.

Випробування на зносостійкість шостої серії проводились при навантаженні 0,3 МПа. Втрати в масі після 150 хв. випробування для вихідного наплавленого металу складають – 0.367 г. (рис.3.16, крива 1), метал модифікований 0.078% SiO<sub>2</sub> скріпленням силікатним клеєм, не зважаючи на кращі показники на початку та в середині випробування, в решті решт показав приблизно таку ж зносостійкість, як і не модифікований метал (втрати маси становили 0,365 г) (рис. 3.16, крива 2). А от метал наплавлений в суміші 0.07% SiO<sub>2</sub> та флюсу (нанопорошок змішали з флюсом) виявився на 30% більш

зносостійким, ніж метал без модифікацій (рис. 3.16, крива 3). Метал модифікований вуглецевим волокном показав хороші показники по зносостійкості, метал шва виявився на 75% (масова частка 0.31%) та більш ніж на 85% (масова частка 0.99%) стійкіший в порівнянні з вихідним металом (рис. 3.14, криві 4 та 5 відповідно).

Таблиця 3.12

Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА (серія 6)

Час тертя, хв	30	60	90	120	150
Пройдений шлях, м	1570	3140	4710	6280	7850
Зразок 61 – 30ХГСА					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,086	0,067	0,071	0,074	0,069
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,086	0,153	0,224	0,298	0,367
Зразок 64 – 30ХГСА + 0.078%SiO <sub>2</sub>					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,07	0,047	0,044	0,099	0,105
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,07	0,117	0,161	0,26	0,365
Зразок 62 – 30ХГСА + 0.07%SiO <sub>2</sub>					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,055	0,041	0,036	0,064	0,059
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,055	0,096	0,132	0,196	0,255
Зразок 65 – 30ХГСА + 0.31% вуглеволокна					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,022	0,014	0,019	0,01	0,023
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,022	0,036	0,055	0,065	0,088
Зразок 66 – 30ХГСА + 0.99% вуглеволокна					
Втрата маси $\Delta m$ , г	0,008	0,006	0,012	0,005	0,012
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$ , г	0,008	0,014	0,026	0,031	0,043

Аналізуючи 6 серію наплавлення можна зробити висновок про перспективність модифікації флюсів, і подальшу модернізацію флюсів для зварювання та наплавлення нанопорошками оксидів.

Дослідження мікроструктури проводились на зразках 5 серії. Результати дослідження мікроструктури наплавлених зразків представлено на рисунках 3.17 [100].

При наплавленні дротом Нп-30ХГСА спостерігались наступні структурні зміни: структура металу вихідного валику являє собою ферито - цементитну суміш переважно внутризеренного фериту незначної дисперсності (рис. 3.17, а).

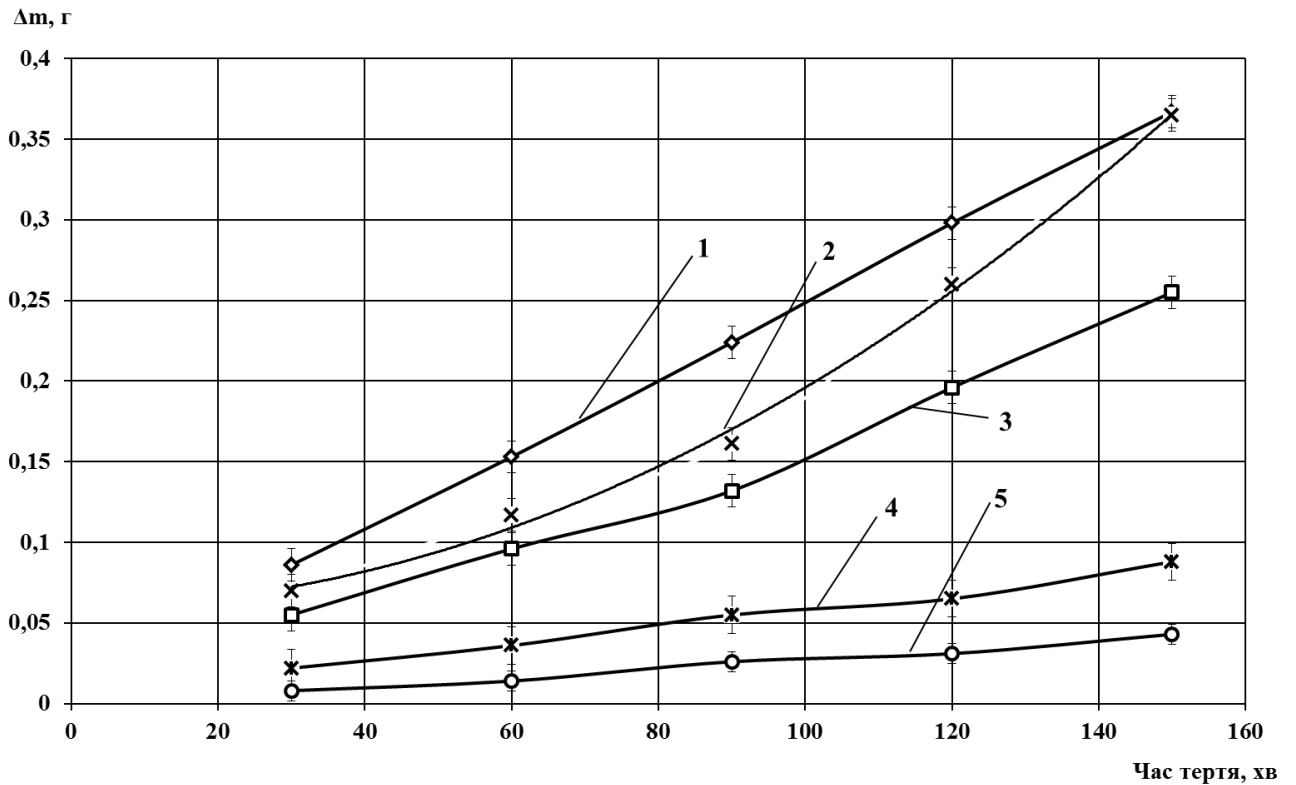


Рис. 3.16. Зносостійкість наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА:

1 – Нп-30ХГСА; 2 – Нп-30ХГСА+0.078%SiO<sub>2</sub>; 3 – Нп-30ХГСА+0.07%SiO<sub>2</sub>; 4 – Нп-30ХГСА+0.31% вуглеволокна; 5 – Нп-30ХГСА+0.99% вуглеволокна

При наплавленні з нанопорошком 0.07% SiO<sub>2</sub> суттєво збільшується дисперсність ферито-цементитної суміші (рис. 3.17, б), що, ймовірно, пояснює підвищення зносостійкості.

У випадку наплавлення діоксиду кремнію із залізним порошком як частинки носія діоксиду кремнію 0.04%SiO<sub>2</sub> структура являє собою суміш полігонального і голчатого фериту (Рис. 3.17, в).

Відомо, що голчатий ферит поєднує високі міцнісні і в'язкі властивості і, таким чином, сприяє підвищенню зносостійкості.

Введення у розплав ванни вуглевмісного матеріалу формує мартенситну структуру з карбідними виділеннями, що і приводить до підвищеної зносостійкості (Рис.3.17, г, д).



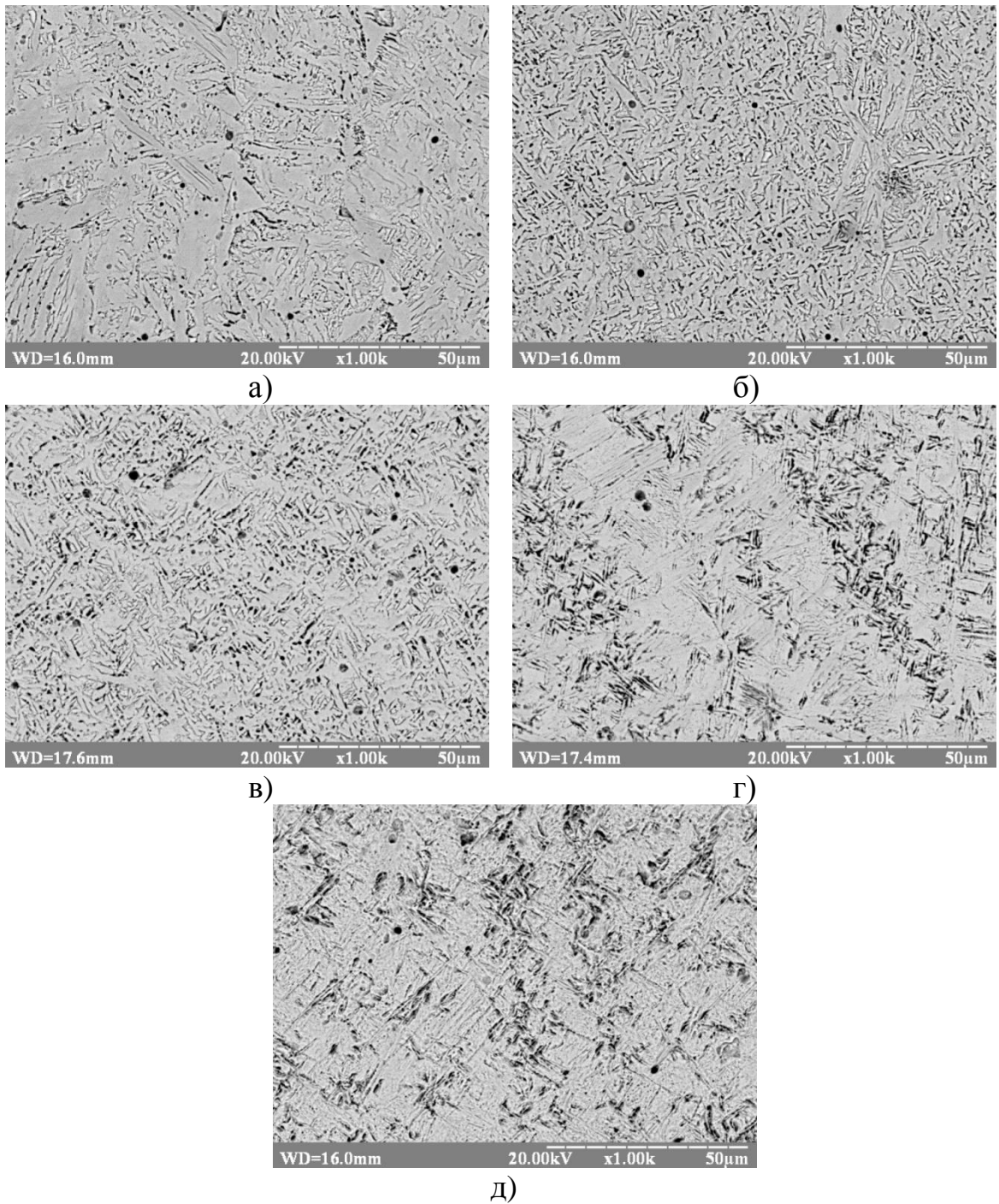


Рис. 3.17. Структури наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА,  $\times 1000$ :  
 а) у вихідному стані; б) при введенні 0.07%  $\text{SiO}_2$ ; в) при введенні суміші  $\text{Fe}+0.04\% \text{SiO}_2$ ; г) при введенні 0.43% вуглеволокна; д) при введенні 0.94% вуглеволокна.

Дані по вимірюванню мікротвердості наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА приведено в табл. 3.13. та рис. 3.18.

Таблиця 3.13

## Мікротвердість наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА

Зразок	Склад зразка	Значення твердості	Середнє значення мікротвердості HV, кгс/мм <sup>2</sup>
51	30ХГСА	187, 191, 202, 191, 202	195
54	30ХГСА+0.07%SiO <sub>2</sub>	210, 183, 219, 202, 224	208
55	30ХГСА+0.43%волокна	478, 413, 359, 551, 509	462
57	30ХГСА+0.94%волокна	478, 561, 526	522
59	30ХГСА+0.04%SiO <sub>2</sub>	255, 239, 257, 215, 202	222

## Мікротвердість, HV

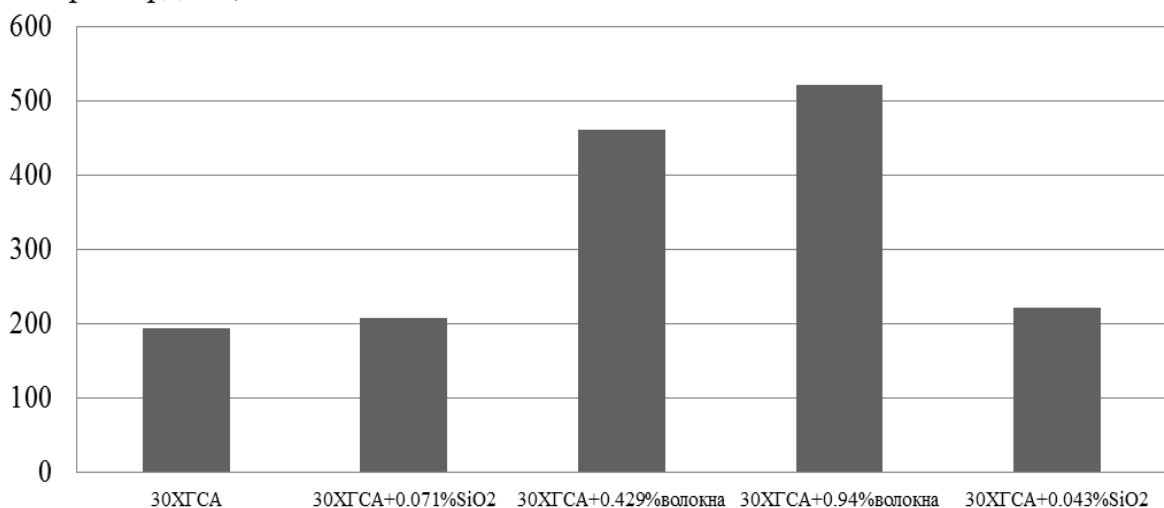


Рис. 3.18. Мікротвердість наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА

Вимірювання мікротвердості показали, що при середньому значенні металу вихідного валика HV 195, мікротвердості металу у решта випадках вища (0.07% SiO<sub>2</sub> – HV208, 0.04%SiO<sub>2</sub>) – HV 222, 0.43% вуглецевого волокна– HV 462 , 0.94% вуглецевого волокна–HV 522 ).

У даному випадку спостерігається кореляція між твердістю і зносостійкістю.

## Висновки до розділу

1. При наплавленні високохромистих композицій з підвищеним вмістом вуглецю підтверджено позитивний вплив на зносостійкість об'ємних співвідношень нанопорошків оксидів алюмінію та титану, при яких зносостійкість збільшується у 2 рази, але стосовно до цих композицій більш ефективним є діоксид кремнію. Збільшення зносостійкості більш ніж у 3 рази у цьому випадку може бути пов'язано з формуванням мартенситної структури, як більш твердої по відношенню до бейнітно- мартенситної.

2. Показано, що при наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції відкритою дугою метал вихідного валика має бейнітну структуру з незначною кількістю мартенситної складової, а при введенні нанопорошків  $Al_2O_3$  і  $TiO_2$  спостерігається подрібнення мартенситної і бейнітної складових структури, а при введенні нанопорошку  $SiO_2$  формується мартенситна структура.

3. Встановлено, що при наплавленні середньовуглецевих низьколегованих композицій введення до зварювальної ванни нанопорошку оксиду кремнію підвищує зносостійкість більш ніж у 3 рази. Таке підвищення може бути пов'язано з формуванням у структурі голчатого фериту, який поєднує високі міцнісні і в'язкі властивості і, таким чином, сприяє підвищенню зносостійкості

4. При наплавленні середньовуглецевих низьколегованих композицій також встановлено, що діоксид кремнію більш ефективний по відношенню до нанопорошків оксидів алюмінію та титану, забезпечуючи підвищення зносостійкості більш ніж в 4 рази, що пов'язано зі зміною бейнітної структури на чисто мартенситну, що і визначає підвищення зносостійкості.

5. Для умов абразивного зношування при наплавленні композиції високохромистого чавуну ефект підвищення зносостійкості виявляється меншою мірою (на 40%) у порівнянні з композиціями, рекомендованими для умов тертя металу по металу.

6. З метою експериментальної перевірки на зносостійкість матеріалів, що рекомендовані для наплавлення виробів, що працюють в умовах тертя металу по металу та абразивного зношування, проведено їх порівняльний аналіз. Показано, що ефект їх застосування обмежений показниками зносостійкості та твердості. Підтверджено літературні дані про відсутність 100% кореляції між твердістю та зносостійкістю.

## РОЗДІЛ 4

### ЗАКОНОМІРНОСТІ РОЗПОДІЛУ ТА МОРФОЛОГІЇ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ І ЇХ ВПЛИВ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

Для оцінки ролі неметалевих включень на формування структури металу валиків було досліджено їх хімічний склад, розміри і щільність виділень в металевій матриці.

Для ідентифікації включень додатково проводили зйомку в зворотних електронах, що дозволяло ідентифікувати їх як включення, а не як можливі пори.

Було встановлено, що включення мають, як правило, сферичну форму, але зустрічаються і включення неправильної форми. При цьому, виділення включень спостерігається як в тілі зерна, так і на границях, що може свідчити про можливу роль включення як зародка.

Хімічний склад, розміри і щільність виділень в металевій матриці досліджували на нетравлених шліфах з залученням спеціальних комп'ютерних програм.

Для прикладу на рис. 4.1 приведені поверхні нетравлених шліфів металу валиків для аналізу включень при наплавленні середньовуглецевої низькоколегованої композиції 25ХГ2С відкритою дугою.

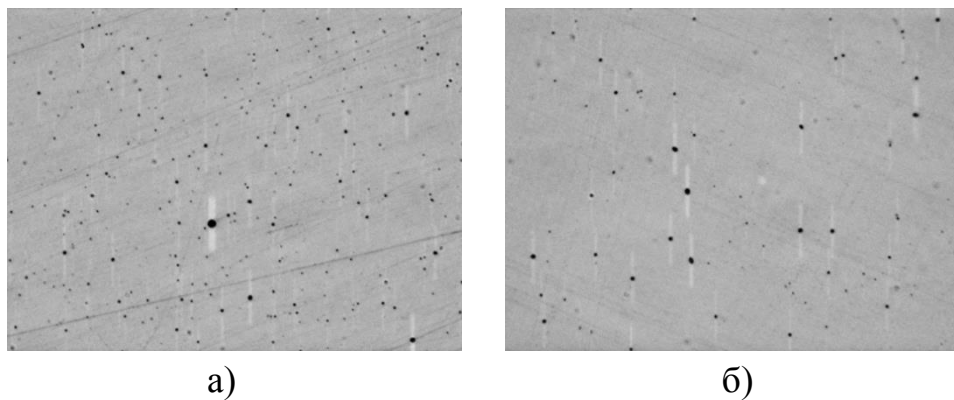


Рис. 4.1. Зовнішній вигляд нетравлених поверхонь шліфів з включеннями в наплавленому металі:

а) в вихідному стані; б)  $\text{SiO}_2$  –0.63 мас. %.

Аналіз розподілу включень проводили на зразках наплавлених дротом 25ХГ2С та Нп-30ХГСА.

#### 4.1 Аналіз розподілу неметалевих включень у валику низьковуглецевої середньолегованої композиції напавленої самозахисним дротом

Зведені результати аналізу неметалевих включень за кількістю, розмірами та вмістом у металі напавленого дротом 25ХГ2С наведено в табл. 4.1. Результати розподілу включень сферичної форми за показником діаметру рівноцінного кола представлено на рис. 4.2 – 4.5.

За результатами аналізу розподілу кількості неметалічних включень було встановлено, що в початковому стані без нанодобавок їх об'ємна частка становить - 0,25% і доводиться, основному, на розмірний діапазон 0,07-0,49 мкм., з яких від 12% до 16% включень відповідають розмірного діапазону 0, 13-0,37 мкм (рис. 4.2).

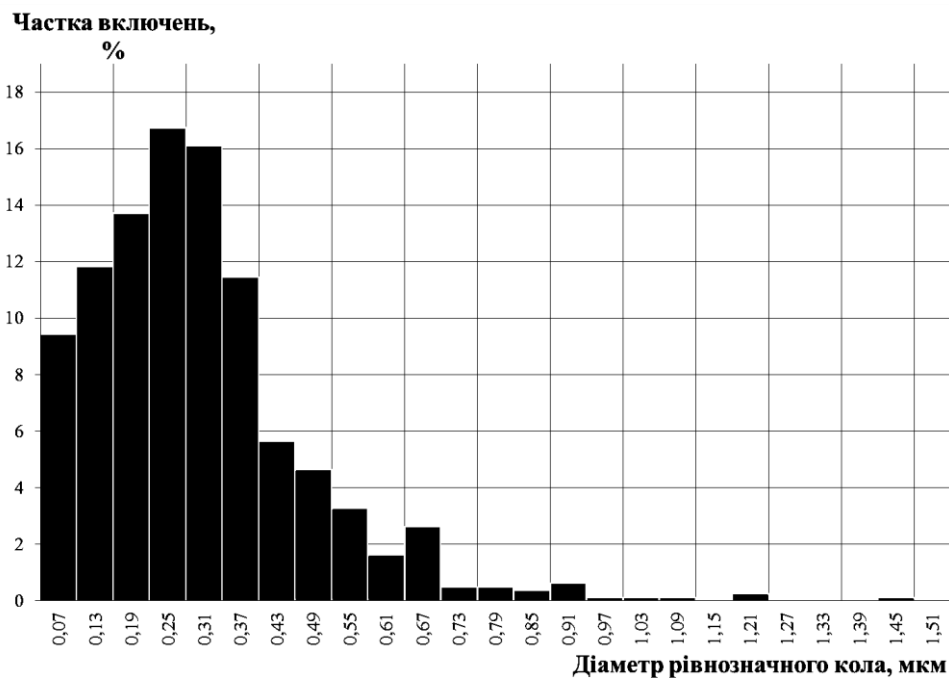


Рис. 4.2. Розподіл неметалевих включень металу напавленого дротом 25ХГ2С

Таблиця 4.1

## Розподіл неметалевих включень в металі швів наплавлених дротом 25ХГ2С

Розмір частки	0,07	0,13	0,19	0,25	0,31	0,37	0,43	0,49	0,55	0,61	0,67	0,73	0,79	0,85	0,91	0,97	1,03	1,09	1,15	1,21	1,27	1,33	1,39	1,45	1,51	Загальна кількість	
<b>Зразок 32 – 25ХГ2С</b>																											
кількість	75	94	109	133	128	91	45	37	26	13	21	4	4	3	5	1	1	1	0	2	0	0	0	0	1	0	794
%	9,446	11,839	13,728	16,751	16,121	11,461	5,668	4,66	3,275	1,637	2,645	0,504	0,504	0,378	0,63	0,126	0,126	0,126	0	0,252	0	0	0	0	0,126	0	0,25
<b>Зразок 33 – 25ХГ2С+0.36%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>																											
кількість	40	45	57	72	94	61	59	47	31	25	21	15	11	6	4	4	2	2	2	1	3	3	1	3	1	610	
%	6,557	7,377	9,344	11,803	15,41	10	9,672	7,705	5,082	4,098	3,443	2,459	1,803	0,984	0,656	0,656	0,328	0,328	0,328	0,164	0,492	0,492	0,164	0,492	0,164	0,34	
<b>Зразок 33 – 25ХГ2С+0.31%TiO<sub>2</sub></b>																											
кількість	40	49	48	54	69	69	69	54	32	21	21	15	6	10	7	4	2	1	0	0	1	2	0	0	0	574	
%	6,967	8,537	8,362	9,408	12,021	12,021	12,021	9,408	5,575	3,659	3,659	2,613	1,0451	1,7422	1,22	0,697	0,348	0,174	0	0	0,174	0,348	0	0	0	0,27	
<b>Зразок 33 – 25ХГ2С+0.63%SiO<sub>2</sub></b>																											
кількість	13	33	26	31	35	23	36	20	12	8	13	8	9	9	4	3	1	6	3	0	3	2	0	0	2	300	
%	4,333	11	8,667	10,333	11,667	7,667	12	6,667	4	2,667	4,333	2,667	3	3	1,333	1	0,333	2	1	0	1	0,667	0	0	0,667	0,2	

У металі валика з  $0.36\% \text{Al}_2\text{O}_3$  об'ємна частка неметалічних включень також більше і складає -  $0,34\%$ , з яких від  $6\%$  до  $15\%$  включень відповідають розмірного діапазону  $0,07\text{-}0,55$  мкм (рис. 4.3).

У металі валика з  $0.31\% \text{TiO}_2$  об'ємна частка неметалічних включень дещо більше і складає -  $0,27\%$ , з яких від  $6\%$  до  $12\%$  включень відповідають розмірного діапазону  $0,07\text{-}0,55$  мкм (рис. 4.4).

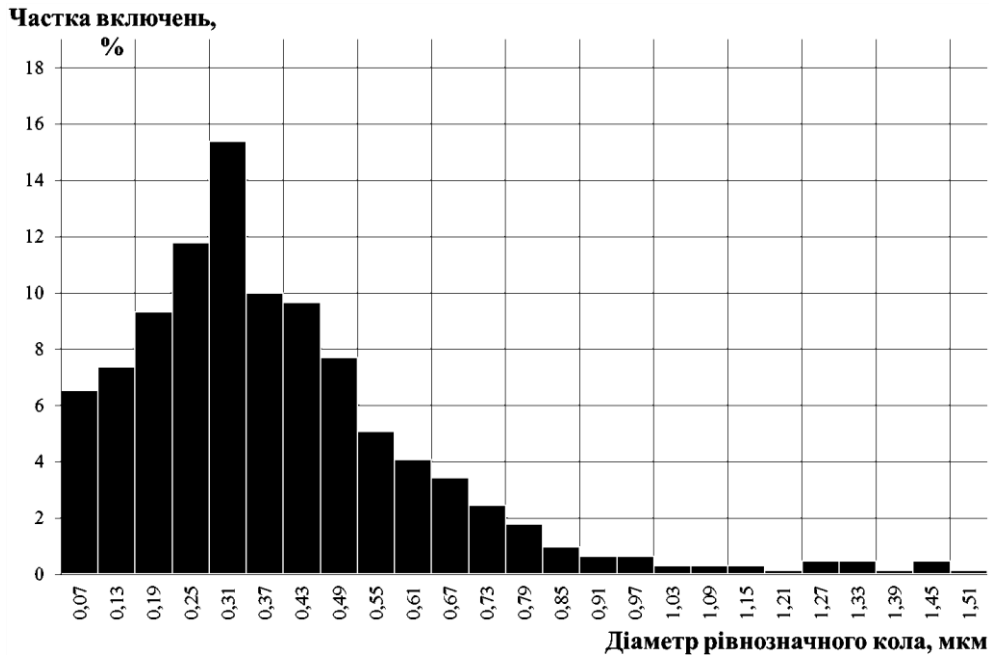


Рис. 4.3. Розподіл неметалевих включень металу наплавленого дротом  $25\text{XГ}2\text{C} + 0.36\% \text{Al}_2\text{O}_3$

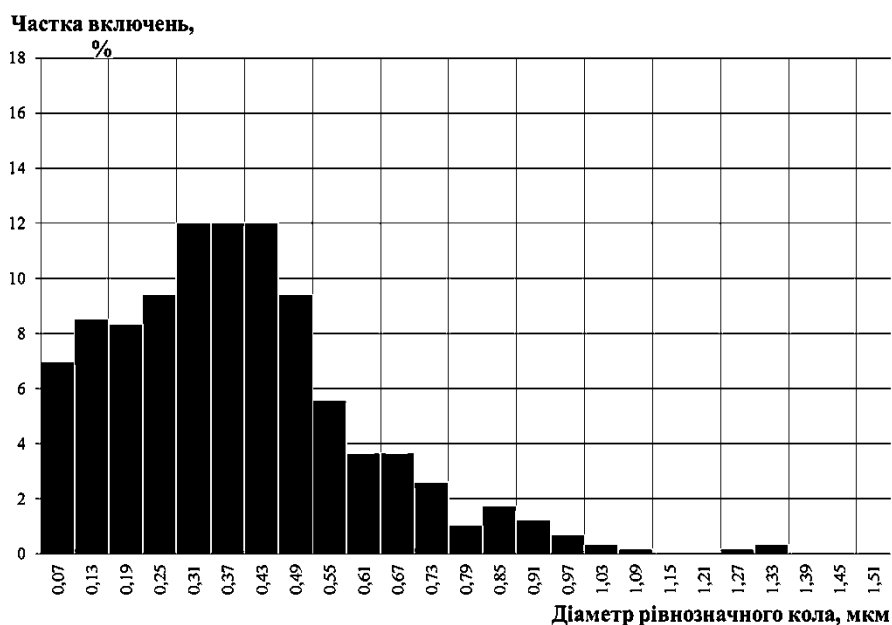


Рис. 4.4. Розподіл неметалевих включень металу наплавленого дротом  $25\text{XГ}2\text{C} + 0.31\% \text{TiO}_2$



У металі валика з 0.63%SiO<sub>2</sub> об'ємна частка неметалічних включень менше та становить - 0,2%, з яких від 4% до 12% включень відповідають розмірного діапазону 0,07-0,85 мкм (рис. 4.5).

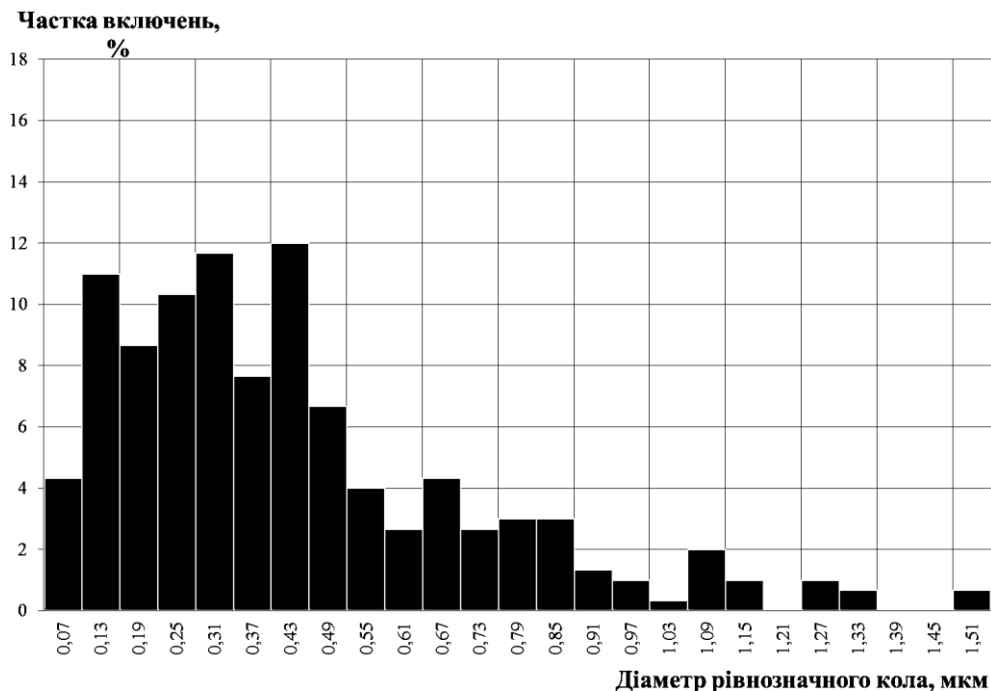


Рис. 4.5. Розподіл неметалевих включень металу наплавленого дротом 25ХГ2С +0.63%SiO<sub>2</sub>

Порівняльний аналіз даних вказує на збільшення об'ємної частки включень у розмірному діапазоні 0,07-0,55 мкм. при введенні нанопорошків оксидів як алюмінію, так і титану і відповідно в більшому розмірному діапазоні 0,07-0,85 мкм при введенні аеросилу в порівнянні з металом у вихідному стані.

При введенні аеросилу спостерігається також наявність включень з розмірами більше 0,8 мкм. (рис. 4.5). Факт укрупнення неметалічних включень в цьому випадку може бути пов'язаний з підвищеною концентрацією наночастинок аеросилу, що сприяє їх коагуляції і коалесценції з неметалевими включеннями матеріалу під час кристалізації зварювальної ванни.

## **4.2 Аналіз розподілу неметалевих включень у валику середньовуглецевої низьколегованої композиції наплавленому під шаром флюсу**

Зведені результати аналізу металу наплавленого дротом Нп-30ХГСА наведено в табл. 4.2. Результати розподілу включень представлено на рис. 4.6 – 4.10.

Комп'ютерна обробка результатів розподілу неметалевих включень за розміром при наплавленні дротом Нп-30ХГСА дозволила виділити із загального масиву даних три основні групи за цими ознаками: включення розмірами до 0.3 мкм, від 0.3 до 0.8 мкм і більше 0.8 мкм.

За результатами аналізу розподілення кількості включень встановлено, що у вихідному стані їх об'ємна частка становить 0,31% і відповідає, в основному, розмірному діапазону 0.07 – 0.85 мкм, з яких від 6 до 13% знаходяться у діапазоні 0.13 – 0.61 мкм.

У металі валика з сумішшю  $(\text{Fe}+\text{SiO}_2)(0.04\%)$  об'ємна частка включень становить 0.32% , але відповідає, в основному, розмірному діапазону 0.07 – 0.73 мкм, з яких від 6 до 16% знаходяться у діапазоні 0.07 – 0.55 мкм.

Об'ємна частка включень суттєво збільшується при застосуванні тільки нанопорошку діоксиду кремнію (0.07%) і становить у металі валику 0.56%, з яких від 4 до 10% приходить на розмірний діапазон 0.07 – 0.61 мкм.

Наплавлені валики з вуглецевмісним матеріалом характеризуються об'ємною часткою включень 0.28% і 0.31% при 0.43% і 0.94% вуглецевого волокна відповідно і основна їх частка від 4 до 8% знаходиться у розмірному діапазоні 0.07 – 0.75 мкм.

Порівняльний аналіз даних вказує на збільшення об'ємної частки включень при наявності діоксиду кремнію і на значно менший їх розмірний діапазон порівняно з металом вихідного валику.



Встановлені закономірності підтверджуються результатами обробки розмірів включень тільки сферичної форми за показником діаметру рівнозначного кола.

Для прикладу, на рис 4.6 – 4.10 наведено гістограми за об'ємним вмістом і розподіленням таких включень у металі вихідного валику і при наявності нанопорошків оксидів.

У вихідному стані основна частина ( від 4 до 8% ) сферичних включень приходить на розмірний діапазон 0.07–0.25 мкм. і 0.43 – 0.67мкм. і тільки до 13% на діапазон 0.31 – 0.37мкм. (рис.4.6).

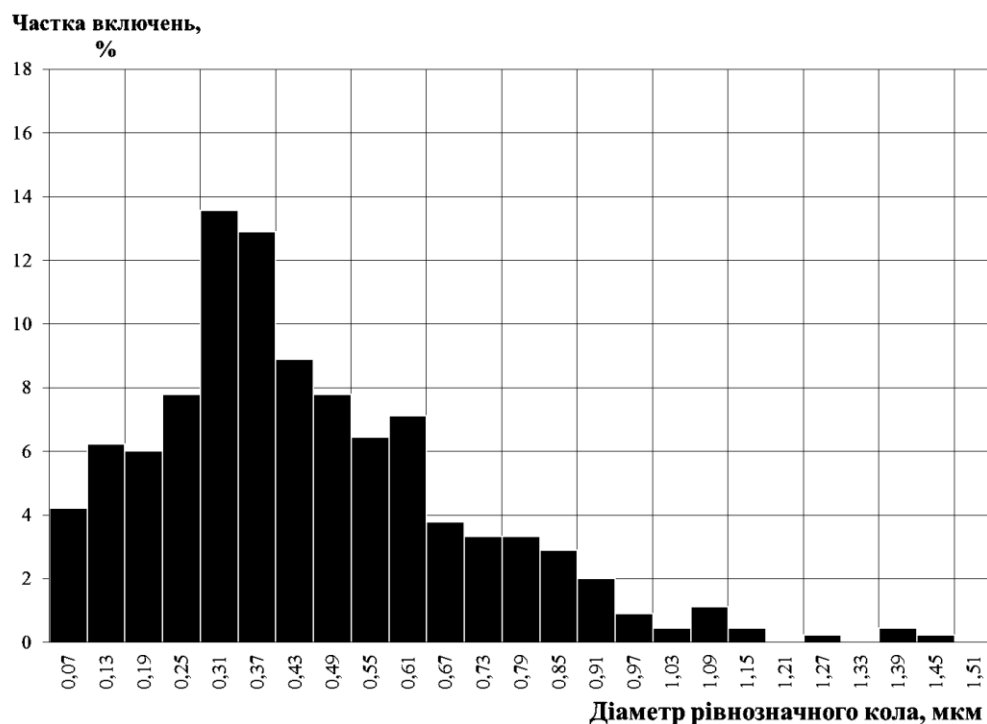


Рис. 4.6. Розподіл неметалевих включень металу наплавленого дротом Нп-30ХГСА у вихідному стані

У випадку наплавлення з діоксидом кремнію у суміші із залізним порошком як частинки носія наноконпоненту, навпаки, основна частка включень від 6 до 16% відповідає розмірному діапазону 0,07 – 0,5 мкм. (рис.4.7), що узгоджується з літературними даними про саме такий розмірний діапазон, який сприяє утворенню голчатого фериту.

При введенні безпосередньо тільки нанопорошку оксиду кремнію основна частка включень також знаходиться у цьому розмірному діапазоні але складає від 6 до 11%. (рис. 4.8).

Введення вуглецевмісного матеріалу зберігає діапазон 0.07–0.37мкм. від 6 до 9%, але при цьому від 6 до 9% спостерігаються включення у діапазоні 0.49–0.79 мкм. (рис. 4.9, 4.10).

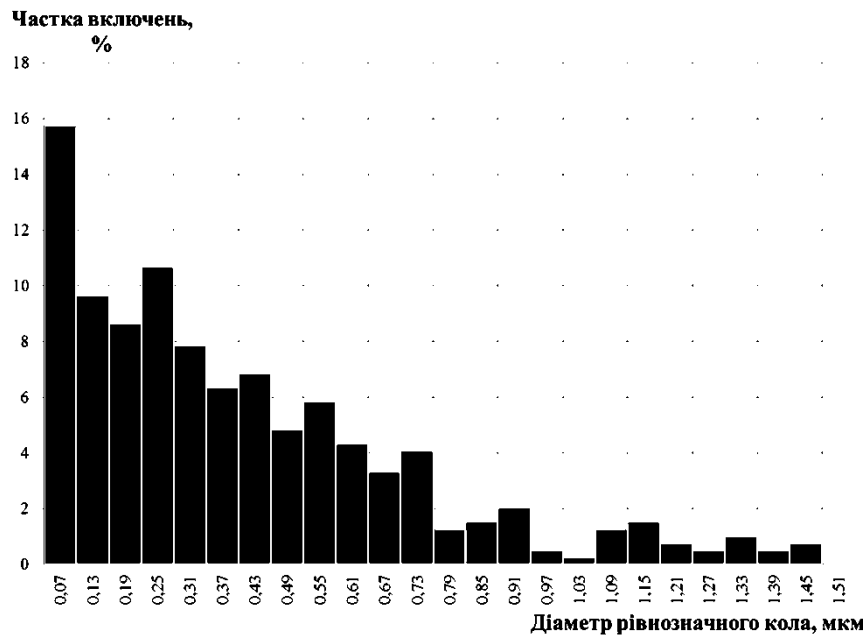


Рис. 4.7. Розподіл неметалевих включень металу наплавленого дротом Нп-30ХГСА+0.04%SiO<sub>2</sub>

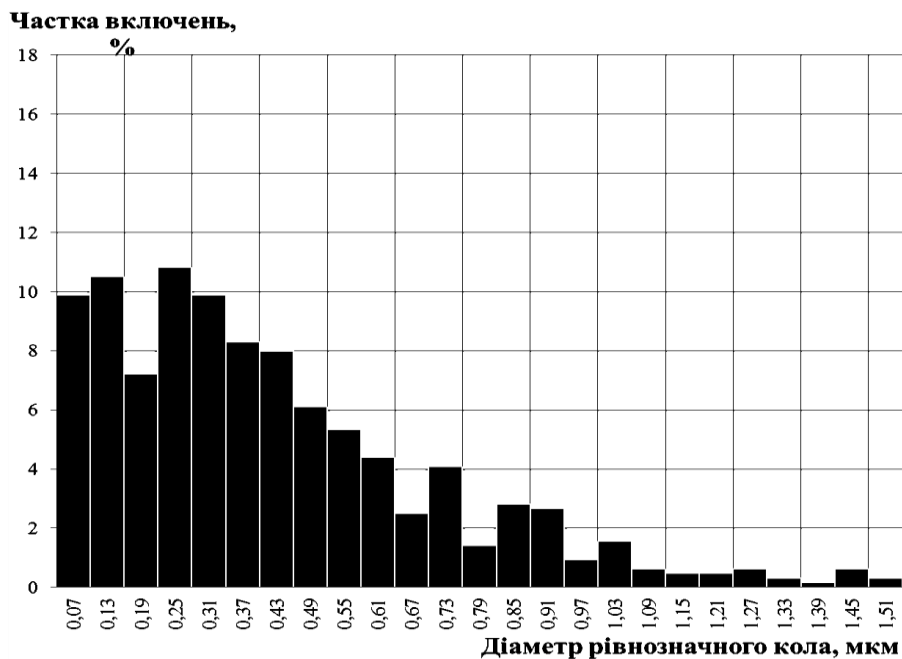


Рис. 4.8. Розподіл неметалевих включень металу наплавленого дротом Нп-30ХГСА+0.07%SiO<sub>2</sub>

Таким чином, незалежно від системи легування наплавленого металу введення нанопорошків оксидів змінює картину розподілення неметалевих включень як за їх вмістом у наплавленому металі, так і розподіленням за розмірами. Але спостерігаються відмінності за об'ємною часткою і розмірним діапазоном у випадку введення нанопорошку оксиду кремнію.

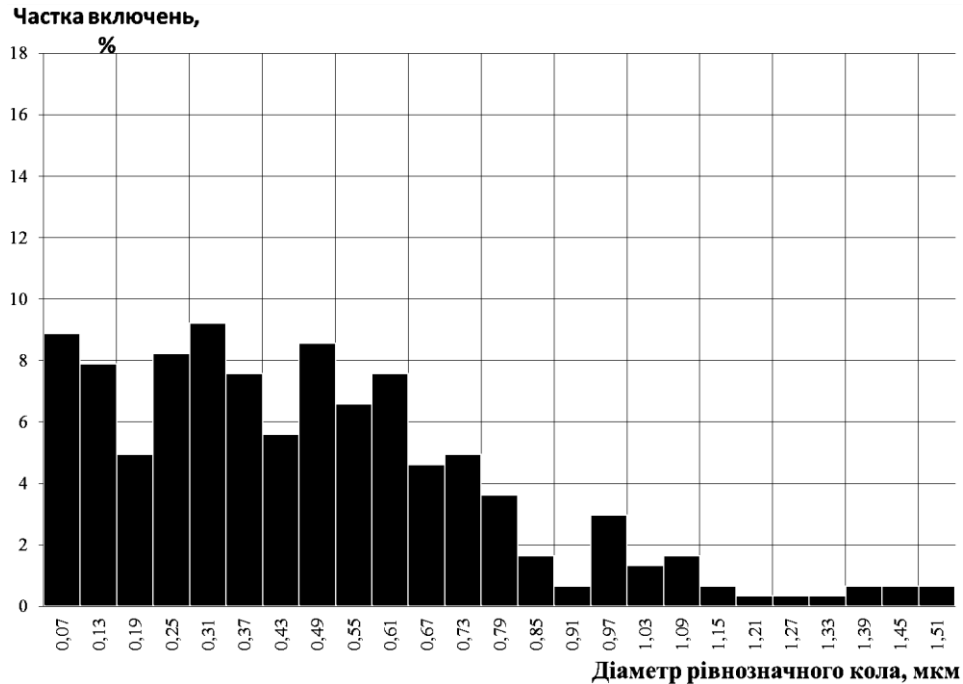


Рис. 4.9. Розподіл неметалевих включень металу наплавленого дротом Нп-30ХГСА+0.43% вуглецевмісневолокно

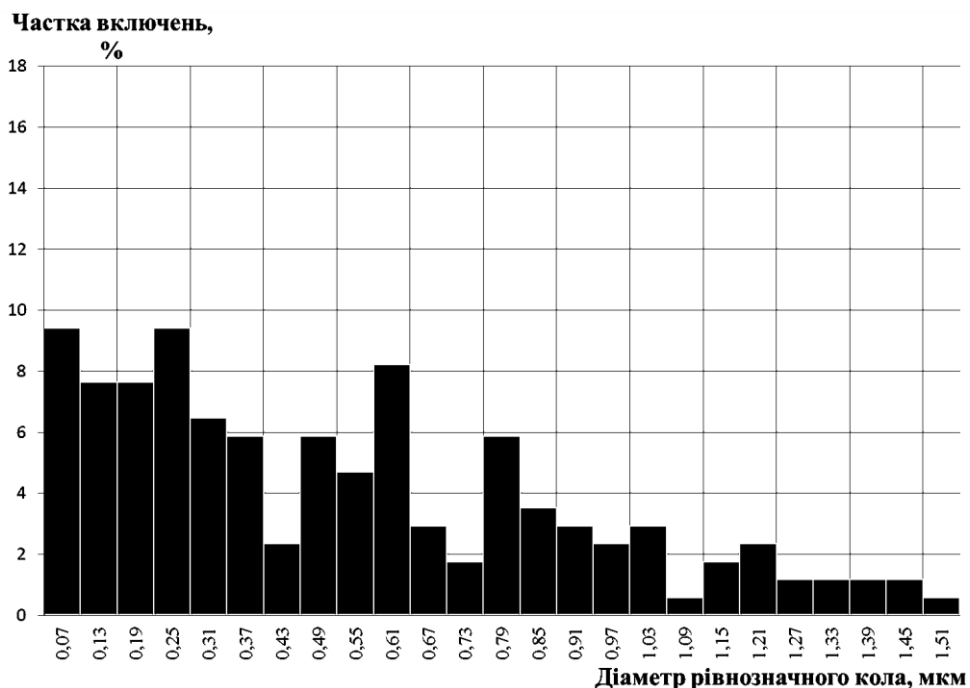


Рис. 4.10. Розподіл неметалевих включень металу наплавленого дротом Нп-30ХГСА+ 0.94% волокно

Так, у середньовуглецевій низьколегованій композиції наплавленій під шаром флюсу основна частка включень приходить на менший розмірний діапазон порівняно середньовуглецевою низьколегваною композицією наплавленою самозахисним дротом.

#### 4.3 Аналіз впливу складу та морфології неметалевих включень на структурний стан наплавленого металу

Аналіз складу та морфології неметалевих включень проводили з залученням скануючого електронного мікроскопу JSM–840 фірми JEOL з приставкою для спектрального аналізу INCAEnergy–350, обладнаного платою захоплення зображень MicroCapture. Аналіз проводили на наплавлених валиках дротом Нп-30ХГСА.

На рис. 4.11 приведені морфологія і місця хімічного аналізу включень (позначені цифрами) наплавленого металу середньовуглецевої низьколегованої композиції 30ХГСА під флюсом

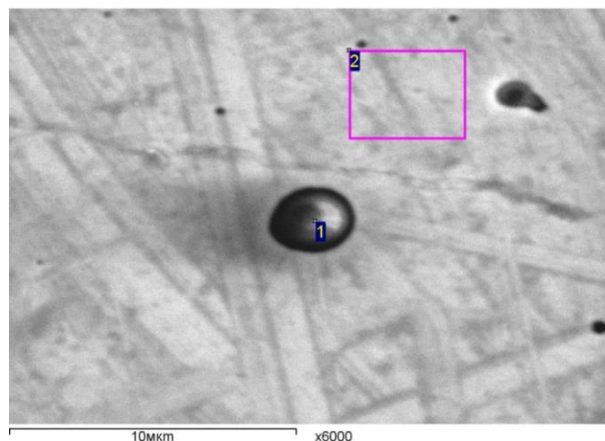


Рис. 4.11. Морфологія включень і місця хімічного аналізу наплавленого металу у вихідному стані

У табл. 4.3 приведено виділений спектр хімічних елементів включення металу у вихідному стані.

Включення 1 містить підвищений вміст вуглецю–4,8%, кисню–42,19%, алюмінію–15,6%, кремнію–12,34%, що може свідчити про наявність у складі

включення карбідів заліза і оксидів алюмінію, кремнію і марганцю. У включенні 2 виявлено наявність вуглецю, кремнію, хрому і марганцю, тобто основних легуючих елементів даної композиції, що свідчить про недостатню роздільну здатність зонда ( діаметром 1 мкм.), його перекриттям частки матриці твердого розчину, де концентрація елементів суттєво менше і відповідає їх значенню у металі валика.

Таблиця 4.3

Концентрація хімічних елементів по включеннях металу у вихідному стані

Спектр	В стат.	C	O	Al	Si	S	Ti	Cr	Mn	Fe	Разом
1	Так	4.80	42.19	15.60	12.34	0.61	0.51	0.24	19.43	4.28	100.00
2	Так	2.45	0.00	0.00	0.58	0.00	0.00	0.73	0.72	95.51	100.00

Приведена на рис. 4.11 морфологія вказує на складний характер будови включення. Дійсно, при скануванні трьох випадкових включень спостерігалися наступні спектри елементів (див. рис. 4.12 та 4.13). В двох випадках можна припустити, що основу ядра включення складає сульфід марганцю (див. рис. 4.12) (щільне виділення спектру марганцю і сірки посередині включення). Також серед включень вдалось виявити кисень, кремній, алюміній та вуглець, проте їх кількість дуже незначна, тож робити висновки про якісь інші сполуки не можна.

При скануванні третьої частки було помічено сплеск по таким елементам, як кремній, марганець, алюміній та кисень (рис. 4.13), що дозволяє зробити припущення про те, що включення складається з оксидів кремнію, марганцю та алюмінію.



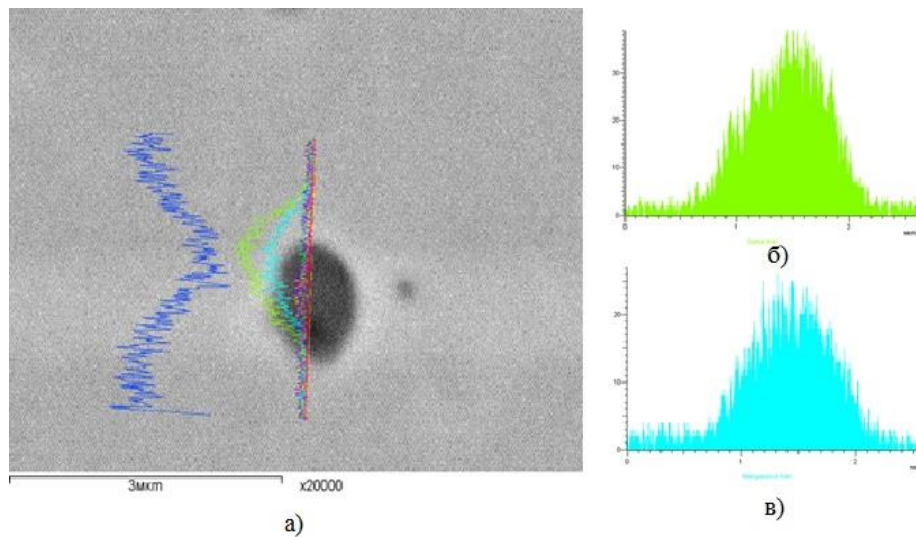


Рис. 4.12. Спектри елементів при скануванні включення у металі валика у вихідному стані (I):

а) – частка, що сканується; б) – вміст сірки в сканованій площині; в) вміст марганцю в сканованій площині.

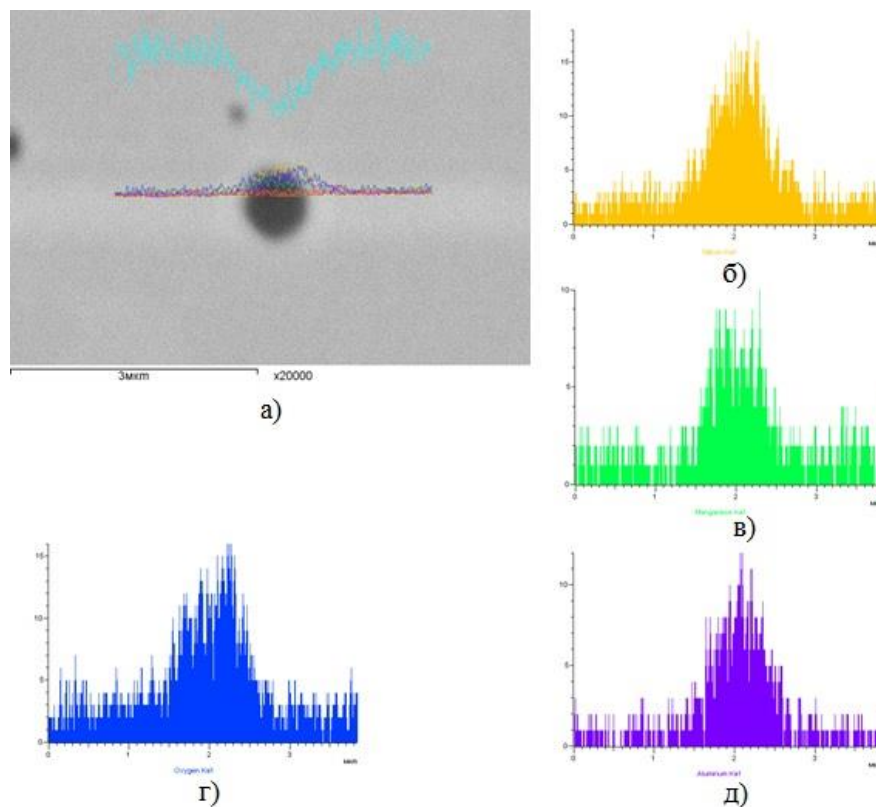


Рис. 4.13. Спектри елементів при скануванні включення у металі валика у вихідному стані (II):

а) – частка, що сканується; б) – вміст кремнію в сканованій площині; в) – вміст марганцю в сканованій площині; г) вміст кисню в сканованій площині; д) – вміст алюмінію в сканованій площині.

Дослідження по оцінці хімічного складу по всіх включеннях у вихідному стані показали, що їх основна частка припадає на розмірний діапазон до 1 мкм. (рис. 4.14).

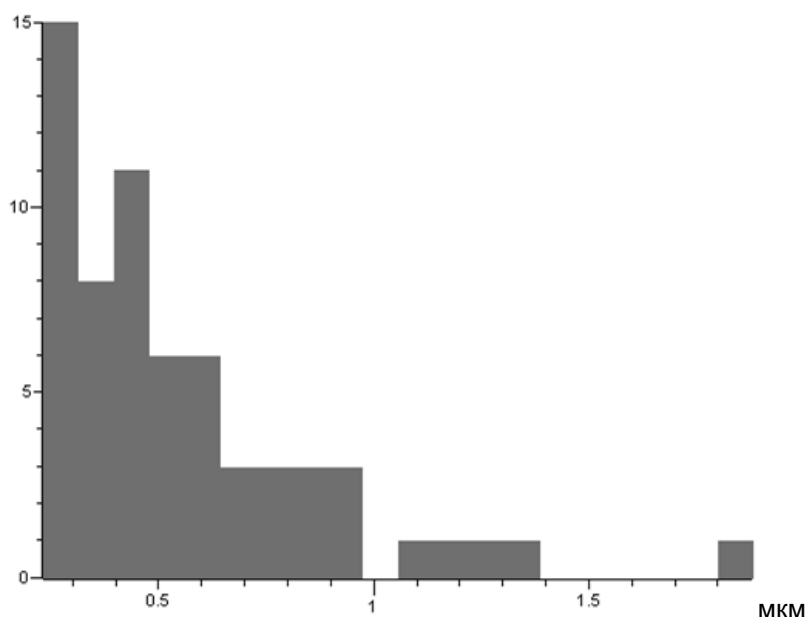


Рис. 4.14. Гістограма розподілення неметалевих включень у металі валика у вихідному стані.

Спектри виділених елементів по включеннях приведені у табл. 4.4.

Таблиця 4.4

Спектри виведених елементів по включеннях металу у вихідному стані

Заміри	Кількість	Мін.	Макс.	Середнє	Ст. Відкл.
Fe (Вага%)	63	39.80	96.60	82.35	11.47
Al (Вага%)	63	0.00	4.48	1.32	1.17
Si (Вага %)	63	0.53	5.30	2.08	1.13
Cr (Вага %)	63	0.30	3.81	0.80	0.55
O (Вага %)	63	0.22	24.36	5.33	4.33
Mn (Вага %)	63	0.19	24.06	2.70	3.75
S (Вага %)	63	0.00	18.93	1.24	3.21
Ti (Вага %)	63	0.00	0.87	0.10	0.16
C (Вага %)	63	0.26	22.48	4.09	3.64

Результати аналізу вказують на присутність у всіх включеннях алюмінію (1,32%), кремнію (2,08%), кисню (5,33%), марганцю (2,7%), сірки (1,24%), вуглецю (4,09%).

На рис. 4.15 приведені морфологія і місця хімічного аналізу включень (позначені цифрами) наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА з введенням до зварювальної ванни суміші порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%).

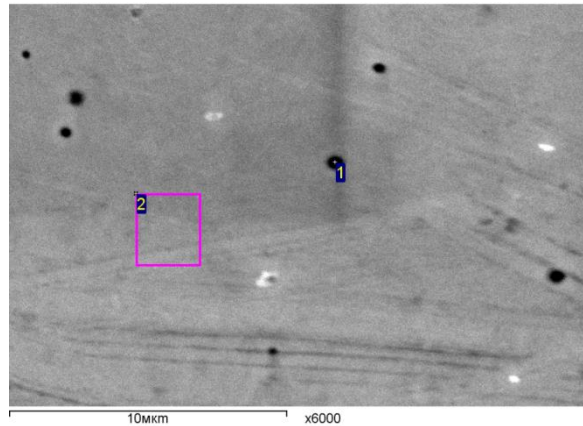


Рис. 4.15. Морфологія включень і місця хімічного аналізу наплавленого металу із сумішшю порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%)

У таблиці 4.5 наведено концентрацію елементів у точках сканування металу із сумішшю порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%).

Таблиця 4.5

Концентрація хімічних елементів по включеннях металу із сумішшю порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%)

Спектр	В стат.	C	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Разом
1	Так	8.51	0.80	1.34	0.90	1.41	84.66	2.38	100.00
2	Так	2.54	0.00	0.66	0.78	0.62	92.56	2.84	100.00

Виділений спектр елементів при скануванні включення приведено на рис. 4.16. Дані рис. 4.16 вказують на складний характер будови включення— більш світлий фон посередині і більш темний фон по периферії включення, що відрізняється від будови включення для металу у вихідному стані, де

відмічається зворотній характер кольору (рис. 4.12). Середина включення відрізняється підвищеним вмістом марганцю і сірки, що свідчить про ймовірність ядра включення із сульфїду марганцю.

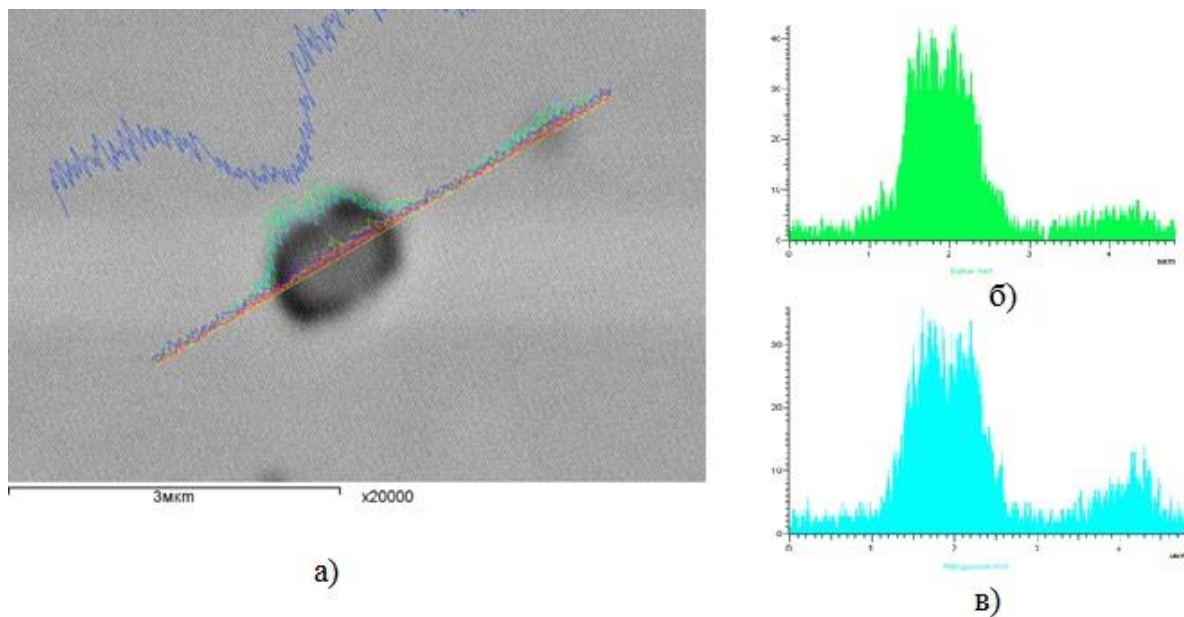


Рис. 4.16. Спектри елементів при скануванні включення металу шва із сумішшю порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%) (I):

а) – частка, що сканується; б) – вміст сірки в сканованій площині; в) – вміст марганцю в сканованій площині.

Проте, при скануванні інших включень металу з внесеною сумішшю порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%) помітно, що спектр елементів, що присутній у включенні досить широкий, та містить алюміній, кремній, сірку, марганець та кисень (див. рис. 4.17). Така кількість елементів дозволяє припустити про наявність сполук алюмосилікатів.

Дослідження по оцінці хімічного складу по всіх включеннях показали, що їх основна частка припадає на розмірний діапазон 0,5–0,8 мкм. (рис. 4.18). Зміна у розмірах порівняно з вихідним станом (рис. 4.14) може бути пов'язано з їх коагуляцією і коалесценцією на зародках наночасток у процесі кристалізації.

Статистичні дані спектрів виділених елементів по включеннях приведені у табл. 4.6. Вони вказують на присутність у всіх включеннях алюмінію (10,23%), кремнію (11,74%), кисню (37,33%), марганцю (29,52%), сірки (9,77%).

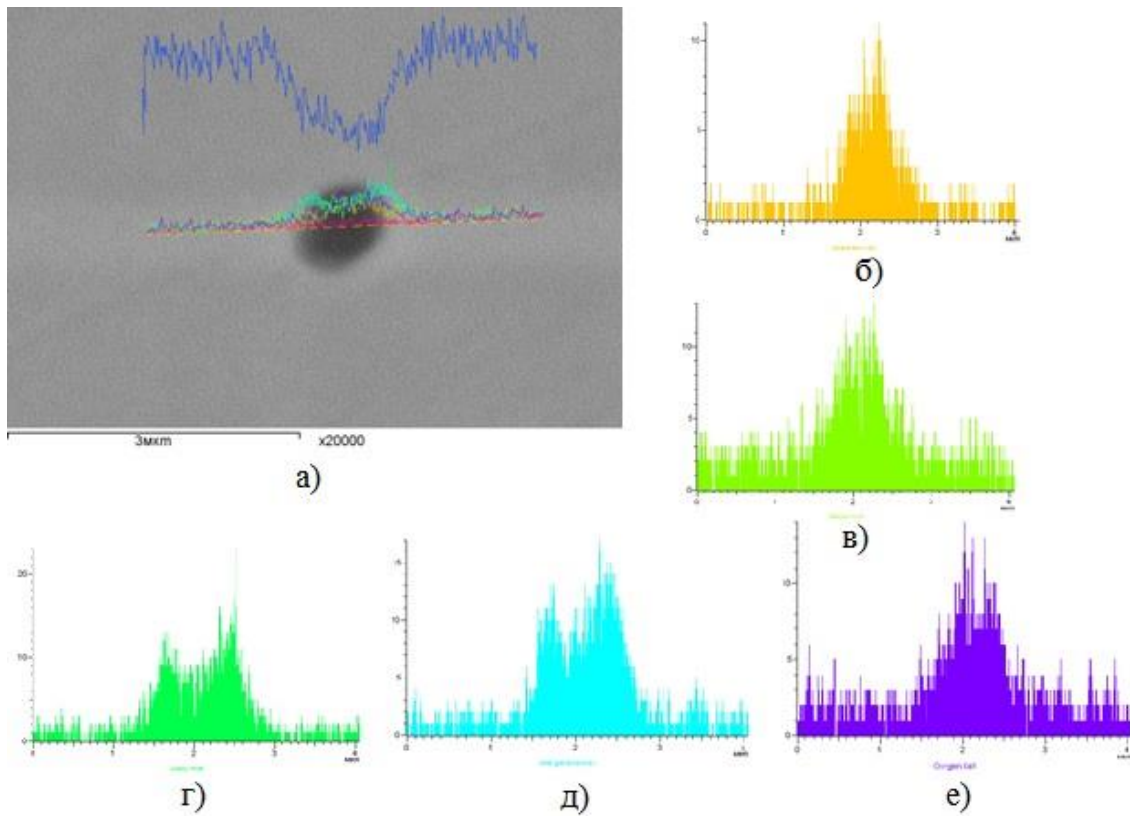


Рис. 4.17. Спектри елементів при скануванні включення металу шва із сумішшю порошоків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%) (II):

а) – частка, що сканується; б) – вміст алюмінію в сканованій площині; в) – вміст кремнію в сканованій площині; г) – вміст сірки в сканованій площині; д) – вміст марганцю в сканованій площині; е) – вміст кисню в сканованій площині.

Якщо порівняти ці дані з результатами аналізу включень у металі вихідного стану (табл.4.4), то спостерігається підвищення вмісту алюмінію (з 1,32% до 10,23%), кремнію (з 2,08% до 11,74%), кисню (з 5,33% до 37,33%), марганцю (з 2,7% до 29,52%), сірки (з 1,24% до 9,77%).

Найбільш істотне підвищення притаманне алюмінію, кисню, марганцю, сірки, що може свідчити про ймовірність утворення складних оксидів алюмінію, марганцю, кремнію, а також сульфідів марганцю.

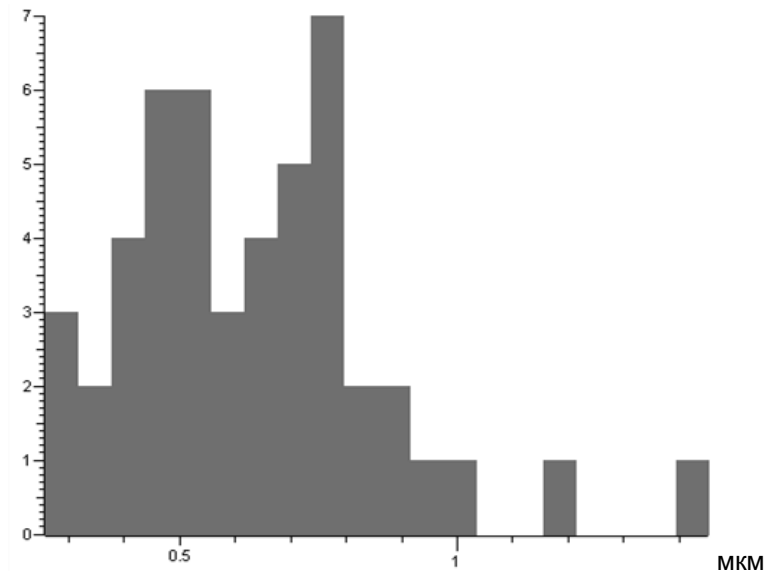


Рис. 4.18. Гістограма розподілення неметалевих включень у металі шва із сумішшю порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%)

Таблиця 4.6

Статистичні дані спектрів виділених елементів по включеннях в металі шва із сумішшю порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (0.04%)

Заміри	Кількість	Мін	Макс	Середнє	Ст. Відкл.
Si (Вага%)	48	0.12	29.05	11.74	6.83
Al (Вага %)	48	0.00	32.13	10.23	6.73
Mn (Вага %)	48	5.39	64.07	29.52	15.20
O (Вага %)	48	0.00	59.56	37.33	17.13
S (Вага %)	48	0.00	37.49	9.77	12.10
Ti (Вага %)	48	0.00	6.49	1.41	1.39

На рис. 4.19 приведені морфологія і місця хімічного аналізу включень (позначені цифрами) наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА з введенням до зварювальної ванни порошку SiO<sub>2</sub> 0.07%.

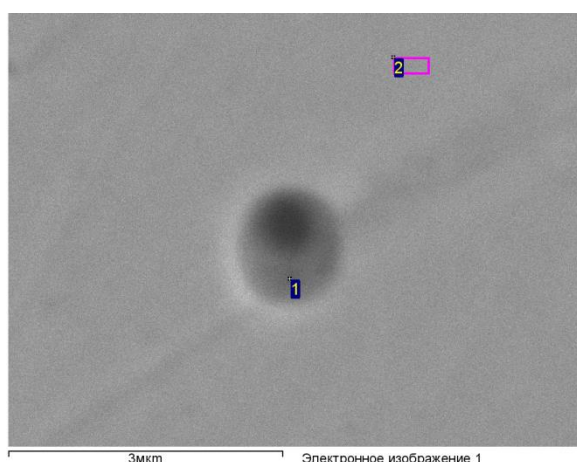


Рис. 4.19. Морфологія включень і місця хімічного аналізу наплавленого металу із  $\text{SiO}_2$  0.07%

У таблиці 4.7 наведено концентрацію елементів у точках сканування металу із  $\text{SiO}_2$  0.07%.

Таблиця 4.7

Концентрація хімічних елементів по включеннях металу із  $\text{SiO}_2$  0.07%

Спектр	В стат.	C	Al	Si	Cr	Mn	Ti	O	S	Fe	Разом
1	Так	4.45	2.62	4.33	4.76	6.7	0.39	4.45	4.33	66.7	100.00
2	Так	3.40	0.00	1.14	0.64	0.80	0.00	0.00	0.00	94.01	100.00

Виділений спектр елементів при скануванні включення приведено на рис. 4.20. Вони вказують на складний характер будови включення, хоча і включення виглядає монолітним, все повністю одного кольору, проте виявлені кисень, алюміній, кремній та марганець свідчать про те, що включення являється складним оксидом.

Дослідження по оцінці хімічного складу по всіх включеннях показали, що їх основна частка припадає на розмірний діапазон до 0.7 мкм. (рис. 4.21). Зміна у розмірах порівняно з вихідним станом (рис. 4.14) також може бути пов'язано з їх коагуляцією і коалесценцією на зародках наночасток у процесі кристалізації.

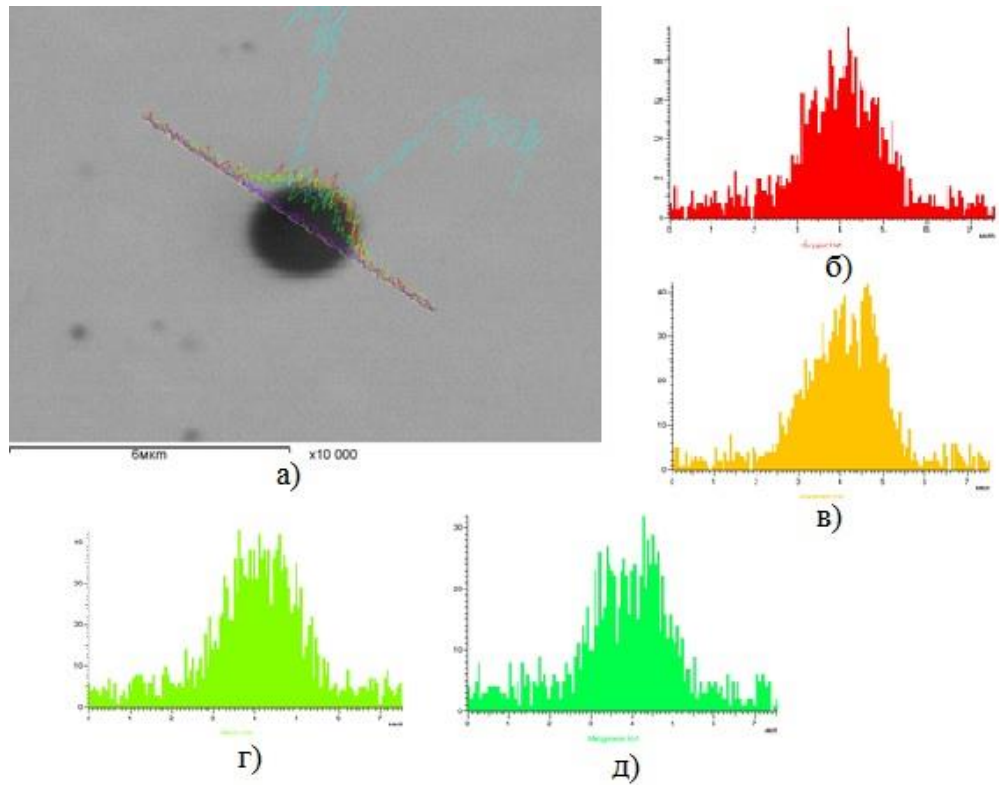


Рис. 4.20. Спектри елементів при скануванні включення металу шва із  $\text{SiO}_2$  0.07%:

а) – частка, що сканується; б) – вміст кисню в сканованій площині; в) – вміст алюмінію в сканованій площині; г) – вміст кремнію в сканованій площині; д) – вміст марганцю в сканованій площині

Статистичні дані спектрів виділених елементів по включеннях приведені у табл. 4.8. Вони вказують на присутність у всіх включеннях алюмінію (4.05%), кремнію (11,87%), кисню (20.92%), марганцю (20.55%), сірки (6.57%), хрому (12.64%), вуглецю (22.47%), титану (0.92%).

Якщо порівняти ці дані з результатами аналізу включень у металі вихідного стану (табл.4.4), то спостерігається підвищення вмісту алюмінію (з 1,32% до 4.05%), кремнію (з 2,08% до 11,87%), кисню (з 5,33% до 20.92%), марганцю (з 2,7% до 20.55%), сірки (з 1,24% до 6.57%), вуглецю (з 4.09% до 22.47%), титану (з 0.1% до 0.92%).



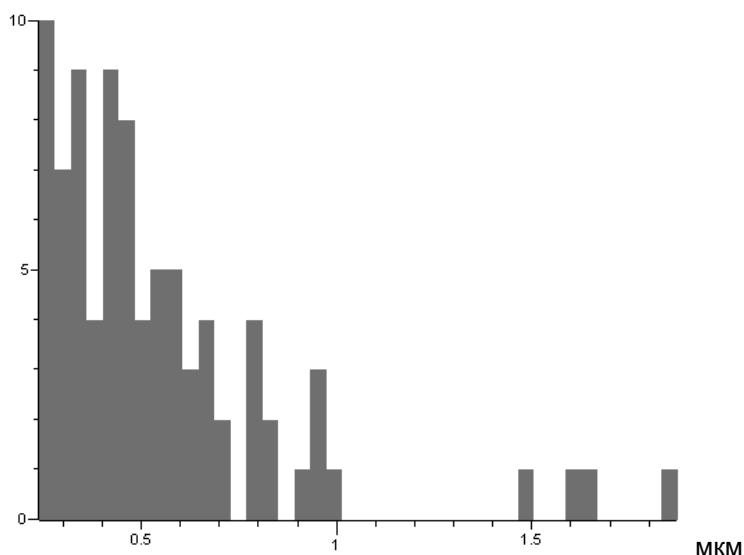


Рис. 4.21. Гістограма розподілення неметалевих включень у металі шва із  $\text{SiO}_2$  0.07%

Таблиця 4.8

Статистичні дані спектрів виділених елементів по включеннях в металі шва із  $\text{SiO}_2$  0.07%

Заміри	Колькість	Мін	Макс	Середнє	Ст. Відкл.
O (Вага%)	85	0.00	59.05	20.92	17.14
S (Вага%)	85	0.00	32.17	6.57	9.27
Cr (Вага%)	85	1.86	32.12	12.64	7.19
Mn (Вага%)	85	0.83	45.28	20.55	9.85
Si (Вага%)	85	1.01	30.08	11.87	5.23
Al (Вага%)	85	0.00	14.17	4.05	2.83
C (Вага%)	85	0.00	46.16	22.47	11.04
Ti (Вага%)	85	0.00	7.68	0.92	1.29

Істотне підвищення вмісту названих елементів дозволяє припустити про утворення оксидів, сульфідів та карбідів.

На рис. 4.22 приведені морфологія і місця хімічного аналізу включень (позначені цифрами) наплавленого металу дротом Нп-30ХГСА з введенням до зварювальної ванни з 0.94% мас. вуглевісного матеріалу.

Виділений спектр елементів при скануванні включення в металі із 0.94% мас. вуглевісного матеріалу приведено на рис. 4.23.

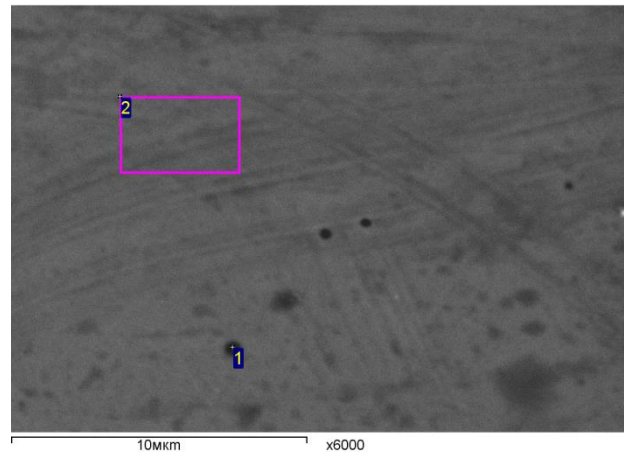


Рис. 4.22. Морфологія включень і місця хімічного аналізу наплавленого металу із 0.94% мас. вуглевмісного матеріалу.

У таблиці 4.9 наведено концентрацію елементів у точках сканування металу із 0.94% мас. вуглевмісного матеріалу.

Таблиця 4.9

Концентрація хімічних елементів по включеннях металу із 0.94% мас. вуглевмісного матеріалу

Спектр	В стат.	C	O	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	всього
1	Так	7.11	7.40	4.07	2.74	1.06	0.64	4.44	72.54	100.00
2	Так	2.47			0.79		0.71	0.81	95.22	100.00

Аналіз даних рис. 4.23 дозволяє говорити про складний характер будови включення— світла і темна частини включення, що відрізняється від будови включення для металу як у вихідному стані (рис. 4.12), так і металу модифікованого сумішшю порошків Fe+SiO<sub>2</sub> (рис. 4.16). В більш світлій частині спостерігається пік вмісту сірки та марганцю, що дозволяє говорити про наявність сульфідів марганцю. В більш темній частині яскраво виражений пік спостерігається тільки по вмісту алюмінію, проте спостерігаються і сплески кисню, титану і тих таки сірки та марганцю, що дозволяє говорити про наявність оксидів, в першу чергу алюмінію, та, частково титану, і різноманітних сульфідів.

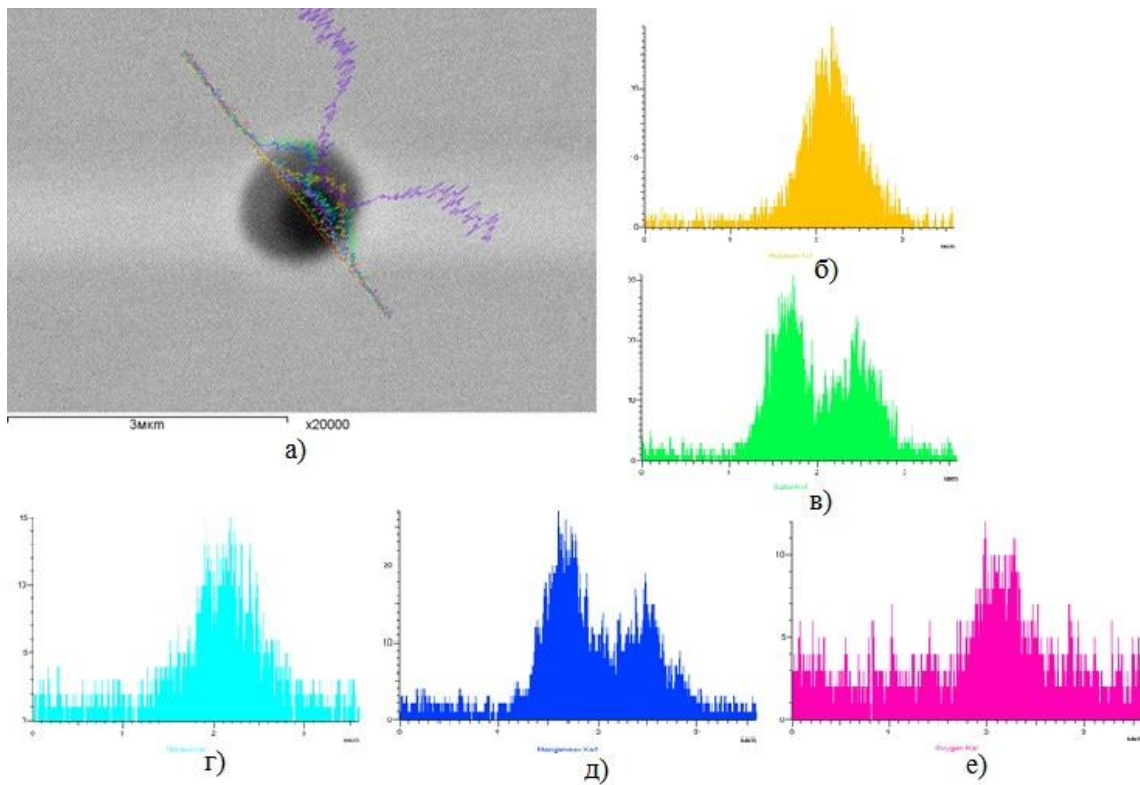


Рис. 4.23. Спектри елементів при скануванні включення металу шва із 0.94% мас. вуглевмісного матеріалу:

а) – частка, що сканується; б) – вміст алюмінію у сканованій площині; в) – вміст сірки у сканованій площині; г) – вміст титану в сканованій площині; д) – вміст марганцю в сканованій площині; е) – вміст кисню в сканованій площині.

Дослідження по оцінці хімічного складу по всіх включеннях показали, що їх основна частка припадає на розмірний діапазон 0,2–0,7 мкм. (рис. 4.24). В порівнянні зі включеннями в інших металах спостерігається розширення діапазону можливих розмірів на всю шкалу до 1.5 мкм.

Статистичні дані спектрів виділених елементів по включеннях приведені у табл. 4.10.

Дані табл. 4.10 вказують на присутність у всіх включеннях алюмінію (7,72%), кремнію (6,72%), кисню (28,41%), марганцю (22,23%), сірки (7,23%), титану (2,66%), хрому (5,65%), вуглецю (19,37%).

Якщо порівняти ці дані з результатами аналізу включень у металі вихідного стану (табл.4.4), то спостерігається підвищення вмісту алюмінію (з 1,32% до 7,72%), кремнію (з 2,08% до 6,72%), кисню (з 5,33% до 28,47%),

марганцю (з 2,7% до 22,23%), сірки (з 1,24% до 7,23%), хрому (з 0,8 до 5,65%), титану (з 0,1 до 2,66%) та вуглецю (з 4,09 до 19,37%).

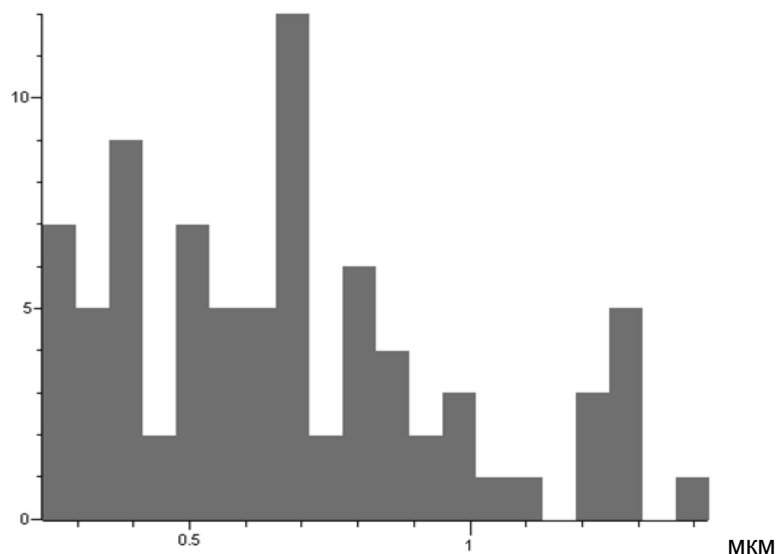


Рис. 4.24. Гістограма розподілення неметалевих включень у металі шва із 0.94% мас. вуглевмісного матеріалу.

Таблиця 4.10

Статистичні дані спектрів виділених елементів по включеннях в металі шва із 0.94% мас. вуглевмісного матеріалу.

Заміри	Кількість	Мин	Макс	Середнє	Ст. Відкл.
Al (Вага%)	80	0.00	17.76	7.72	5.50
Si (Вага %)	80	0.56	19.78	6.72	3.80
Mn (Вага %)	80	0.64	61.70	22.23	14.46
O (Вага %)	80	0.00	63.37	28.41	18.15
Ti (Вага %)	80	0.00	8.14	2.66	2.16
Cr (Вага %)	80	0.75	14.03	5.65	3.25
S (Вага %)	80	0.00	31.55	7.23	9.84
C (Вага %)	80	0.00	69.28	19.37	15.94

Найбільш істотне підвищення притаманне алюмінію, кисню, марганцю, сірки, вуглецю, що може свідчити про ймовірність утворення складних оксидів алюмінію, марганцю, кремнію, сульфідів марганцю, а також карбідів.

Аналіз потрійних діаграм для систем Mn-O-Si, Al-O-Si, Al-O-Ti підтверджує зміни кількості того, чи іншого елементу у включеннях, що містяться в наплавленому валику (див. рис. 4.25).

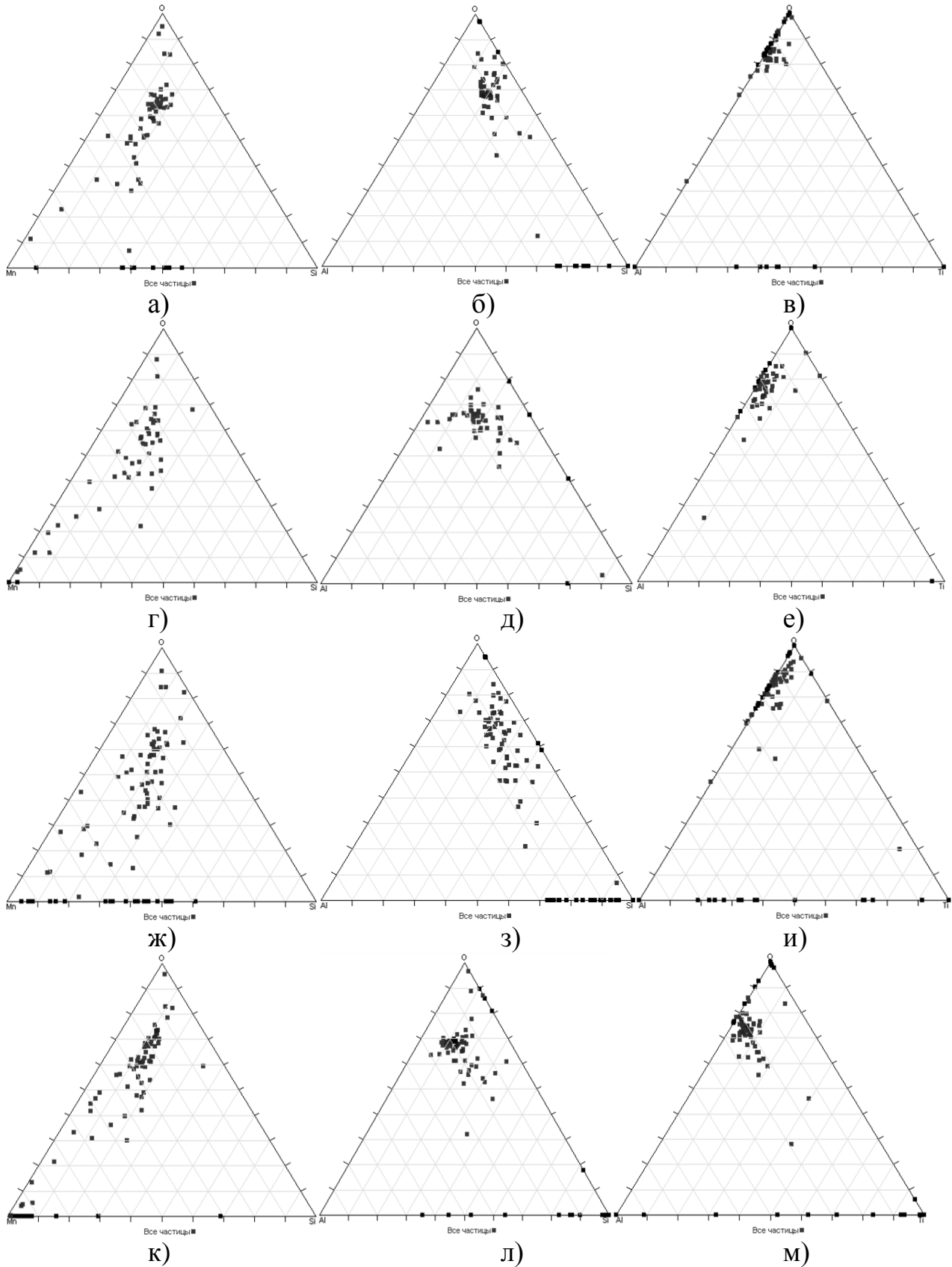


Рис. 4.25. Потрійні діаграми систем Mn-O-Si, Al-O-Si, Al-O-Ti:

а), б), в) – метал у вихідному стані; г) д) е) – метал з Fe+0.04%SiO<sub>2</sub>; ж) з) и) – метал з 0.07%SiO<sub>2</sub>; к) л) м) – метал з 0.094% вуглеволокна.

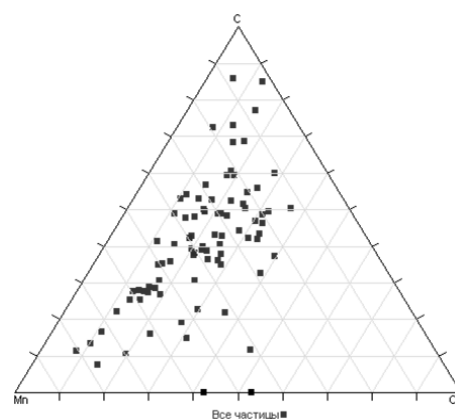
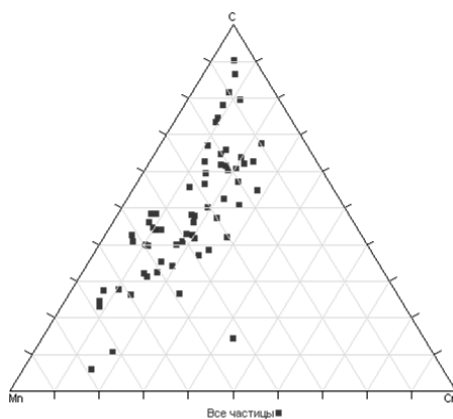
Так, наприклад, в системі Mn-O-Si при внесенні  $\text{SiO}_2$ , не залежно від концентрації, спостерігається кремнію з 20% до 30-40% (порівн. Рис. 4.25 а, г, ж), а також при внесенні 0.07%  $\text{SiO}_2$  можна помітити збільшення кількості Mn (рис. 4.25, ж), від внесення вуглеволокна такого ефекту не спостерігається.

В системі Al-O-Si при внесенні  $\text{Fe}+0.04\%\text{SiO}_2$  спостерігається збільшення кількості алюмінію, в окремих випадках з 20% до 40% (див. 4.25 б, д), а при внесенні 0.07%  $\text{SiO}_2$  збільшується кількість кремнію з 35-40% до 50-60% (див. рис. 4.25 з). Внесення вуглеволокна лише незначно збільшує кількість алюмінію (з 20% до 30%) (див. рис. 4.25, л).

В системі Al-O-Ti про зміни можна говорити при внесенні вуглеволокна, кількість титану збільшується з 10% до 20% (див. рис. 4.25 в та м)).

Кисень присутній в значній кількості в усіх системах (до 70-80%), що свідчить про наявність суттєвої кількості оксидів.

Аналіз потрійної діаграми Mn-C-Cr також дає підстави говорити про зміни хімічного складу часток, що містяться в металі наплавленого валика (див. рис. 4.26). Наприклад при внесенні 0.07%  $\text{SiO}_2$  кількість хрому збільшується з 30% до 40% (порівн. Рис. 4.26 а і б), а при внесенні 0.094% вуглеволокна спостерігається певне зменшення кількості Cr (до 20-25%), при зростанні кількості Mn (до 80%) (див. рис. 4.26, в).



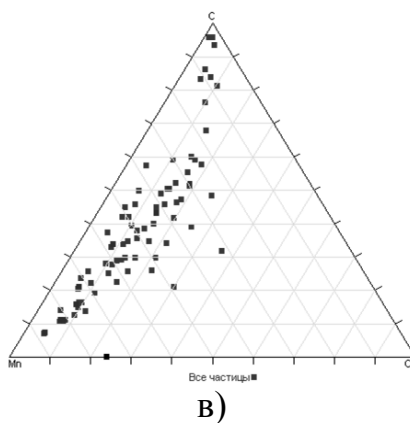


Рис. 4.26. Потрійні діаграми систем Mn-C-Cr:

а) – метал у вихідному стані; б) – метал з 0.07%SiO<sub>2</sub>; в) – метал з 0.094% вуглеволокна.

Аналіз потрійних діаграм системи Al-Si-Ti дозволяє стверджувати про суттєві зміни в хімічному складі включень (див. рис. 4.27).

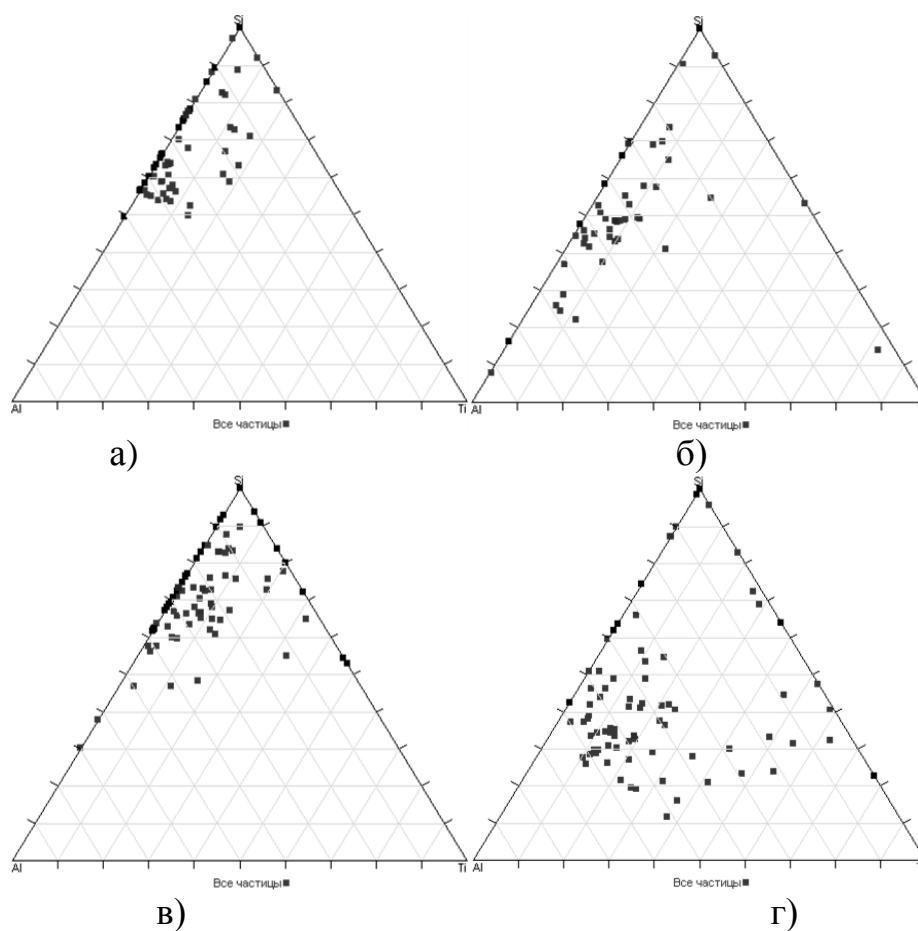
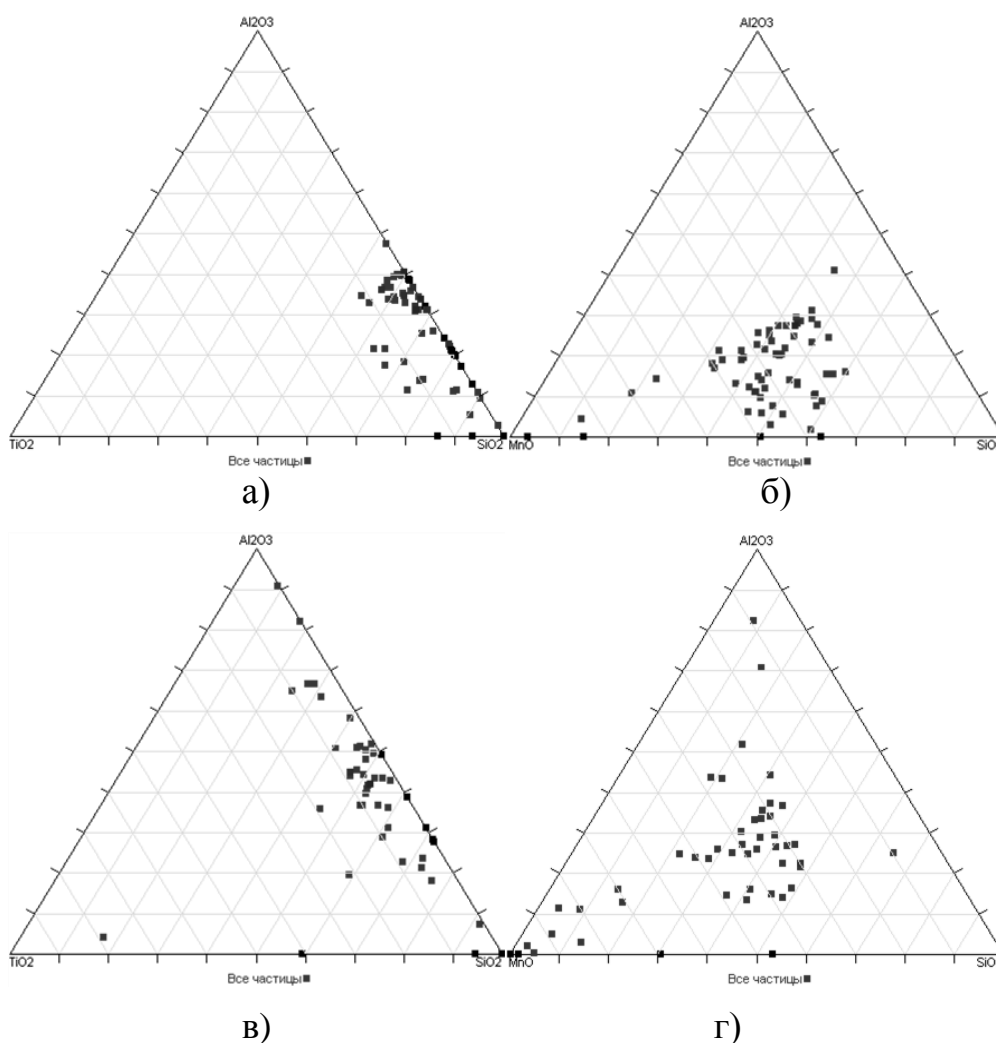


Рис. 4.27. Потрійні діаграми систем Al-Si-Ti:

а) – метал у вихідному стані; б) – метал з Fe+0.04SiO<sub>2</sub>; в) – метал з 0.07%SiO<sub>2</sub>; г) – метал з 0.094% вуглеволокна.

Так у вихідному металі спостерігається до 70% кремнію, 40% алюмінію та до 20% титану (див. рис. 4.27, а), а при внесенні суміші  $\text{Fe}+0.04\text{SiO}_2$  кількість алюмінію зростає до 70%, кремнію залишається практично незмінною, а титану навіть дещо падає (до 10-15%) (див. рис. 4.27, б). Внесення  $0.07\%\text{SiO}_2$  фактично не змінює кількості алюмінію та титану, проте сприяє збільшенню кількості кремнію до 80-90% (див. рис. 4.27, в). Найбільші зміни можна спостерегти в металі з  $0.094\%$  вуглеволокна, так кількість алюмінію там становить до 60%, кількість кремнію, за винятком окремих часток, зменшилась до 60%, також зросла кількість часток, які містять титан, що яскраво корелюється з даними таблиці 4.10.

Потрійні діаграми систем  $\text{TiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ ,  $\text{MnO--Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$  наведено на рис. 4.28.





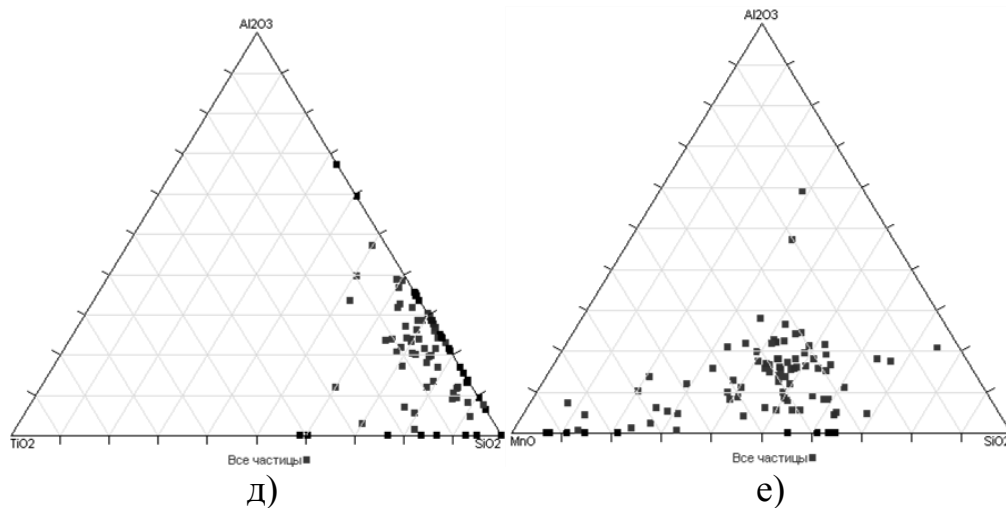


Рис. 4.28. Потрійні діаграми систем  $\text{TiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ ,  $\text{MnO--Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ : а), б) – метал у вихідному стані; в), г) - метал з  $\text{Fe}+0.04\text{SiO}_2$ ; д), е) - метал з  $0.07\% \text{SiO}_2$ .

Аналізуючи діаграми можна побачити що у вихідному валику в системі  $\text{TiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$  значна кількість оксидів кремнію (до 70%, а в окремих випадках до 90%), в той же час оксиду алюмінію не більше 45%, а оксидів титану до 15% (див. рис. 4.28, а). Внесення  $\text{Fe}+0.04\text{SiO}_2$  суттєво не впливає на кількість оксиду титану, проте кількість оксиду алюмінію суттєво збільшується (до 70%), а оксидів кремнію, як це не дивно, дещо зменшується (до 60%) (див. рис. 4.28, в). Внесення  $0.07\% \text{SiO}_2$  суттєво не впливає на склад включень, хоча і дещо збільшується кількість часток, що містять  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та  $\text{TiO}_2$ .

При аналізі системи  $\text{MnO--Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$  також спостерігаються зміни хімічного складу включень. Так, у вихідному металі міститься до 30%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , до 60%  $\text{SiO}_2$ , та до 50% (за невеликими виключеннями)  $\text{MnO}$  (див. рис. 4.28, б). При внесенні  $\text{Fe}+0.04\text{SiO}_2$  кількість оксиду кремнію зменшується до 50%, а оксиду алюмінію, навпаки, збільшується, до 40%, а в окремих випадках спостерігаються частки з вмістом до 60% і більше. Кількість  $\text{MnO}$  також збільшується до 50%, проте є певна кількість включень з вмістом 80-90% оксиду марганцю (див. рис. 4.28, г). Внесення  $0.07\% \text{SiO}_2$  фактично не впливає на вміст оксиду алюмінію у включеннях, кількість оксиду кремнію збільшується до

70%, і спостерігається суттєве збільшення кількості оксиду марганцю – до 80-85% (див. 4.28, е).

Таким чином, на прикладі наплавленого металу типу 30ХГСА спостерігається відмінність за морфологією і складом включень у випадку введення до зварювальної ванни як нанопорошку оксиду кремнію так і вуглеволокна.

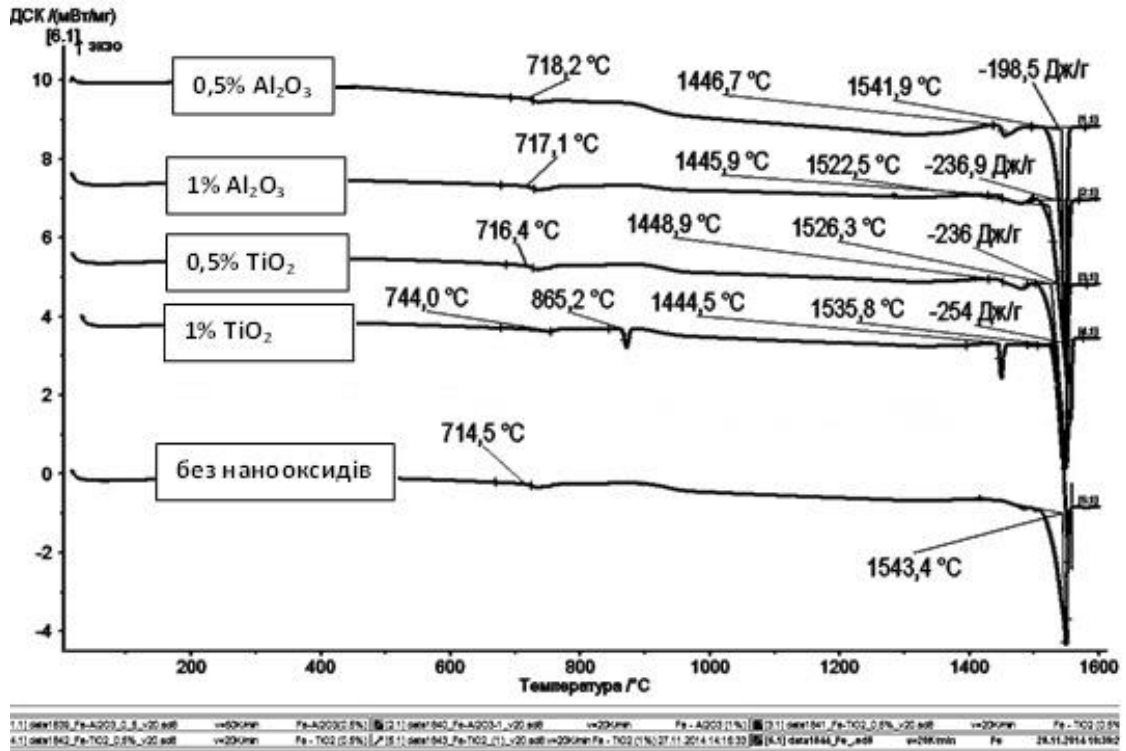
Відмічені особливості за складом і морфологією включень є результатом змін умов кристалізації зварювальної ванни, при яких введення нано порошкових матеріалів може сприяти формуванню додаткових центрів зародкоутворення і, відповідно, впливати на структурний стан наплавленого металу.

Для дослідження ролі введених наноконпонентів на структуроутворення було проведено дослідження диференціальної скануючої калометрії (ДСК). Дослідження проводили на термоаналізаторі DSK 404 F1 фірми NETZSCH. Досліджувався метал зварного шва, який одержувався при зварюванні сталі А–514 (18ГСХНФ) дротом Св-09Г2С, у ванну якого вводились наноконпоненти у вигляді спеченого стрижня.

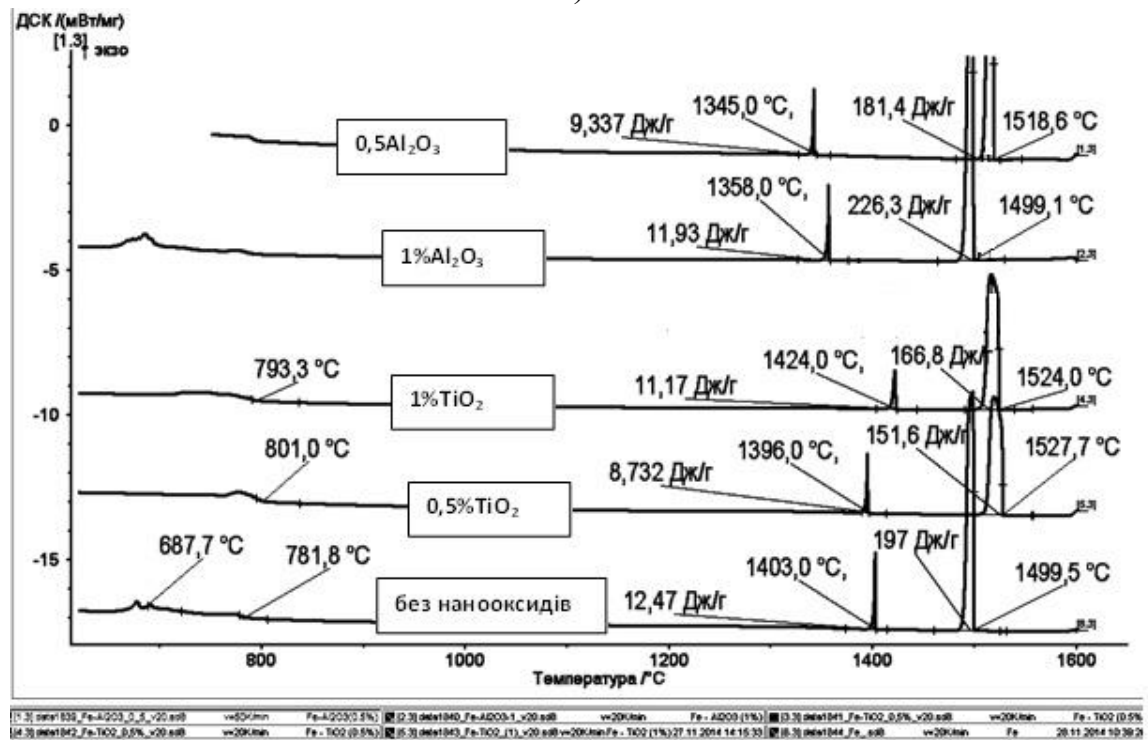
Дослідження дозволили виявити відмінності як в температурах плавлення, так і кристалізації металу, модифікованого наноконпонентами (табл. 4.11, рис. 4.29).

Таблиця 4.11 – Теплофізичні характеристики металу швів [101]

Сплав	ТЛ, °С	ТС, °С	ΔТ, °С
Вихідний метал	1543,4	1499,5	43,9
TiO <sub>2</sub> –0.04%	1535,8	1524	11,8
TiO <sub>2</sub> –0.07%	1540,6	1527,7	12,9
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – 0.04%	1541,9	1518,6	23,3
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> –0.08%	1522,5	1499	23,5
ТС – температура солідус, ТЛ – температура ліквідус, ΔТ – інтервал кристалізації			



а)



б)

Рис. 4.29. Термограми диференціальної скануючої калориметрії: а) термограми при плавленні; б) термограми при кристалізації

Загальною закономірністю є деяке зниження температур плавлення металу швів при введенні нанопорошків оксидів. Відомо, що наноструктурні

матеріали відрізняються суттєво більш низькою температурою плавлення, відповідно, деяке зниження температур ліквідуса може бути пов'язане з наявністю наночасток в металі швів. Зниження температури плавлення проявляється по різному для оксидів титану і алюмінію. Так, при температурі плавлення вихідного металу  $T=1543.4$  °C її зниження до  $T = 1535.8$ °C спостерігається при введенні  $TiO_2- 0.04\%$  і, в більшій мірі, до  $T = 1522.5$ °C при  $Al_2O_3- 0.08\%$ .

В той же час, за винятком  $Al_2O_3- 0.08\%$ , спостерігається підвищення температур кристалізації металу швів, до складу яких додавались наноконпоненти. При цьому, загальною закономірністю є, незалежно від діапазону змін масової частки нанопорошків, що вводились, зменшення інтервалу кристалізації металу, в який вводили наноконпоненти.

Так, якщо для вихідного металу він складає  $\Delta T= 43,9$ °C, зменшення діапазону змін, що спостерігається, кожного з нанопорошків практично однакове і для оксиду алюмінію складає  $\Delta T=23,3$ °C, для оксиду титана  $\Delta T=11,8$ °C.

Звідси можна зробити висновок, що дія наноконпонентів проявляється вже на стадії кристалізації, змінюючи її умови в сторону більш пришвидшеного проходження, можливо, як наслідок появи на включеннях додаткових центрів зародкоутворення, тобто їх дії як модифікаторів 2-го роду.

На даному етапі досліджень не є можливим дати однозначну трактовку ролі наноконпонентів в механізмі управління структуроутворенням металу швів. Їх роль може також проявитись як модифікаторів 3-го роду (інокуляторів), які знаходячись в розплаві и відбираючи тепло на власний нагрів і, при певних умовах, розплав знижують температуру розплаву, що призводить до росту швидкості кристалізації. Їх роль, як встановлено в роботах ІЕЗ ім. Є.О. Патона, може також проявлятись і на етапі вторинної кристалізації, впливаючи на стійкість аустеніту до перетворення.

Дані виконаних досліджень підтверджують суттєвий вплив неметалевих включень на структуру та зносостійкість наплавленого металу. Як зазначалось

в п.3.5, у випадку наплавлення середньовуглецевої низьколегованої композиції типу 30ХГСА вихідна структура являє собою ферито-цементитну суміш переважно внутризеренного фериту незначної дисперсності (рис. 3.15, а; 4.28).

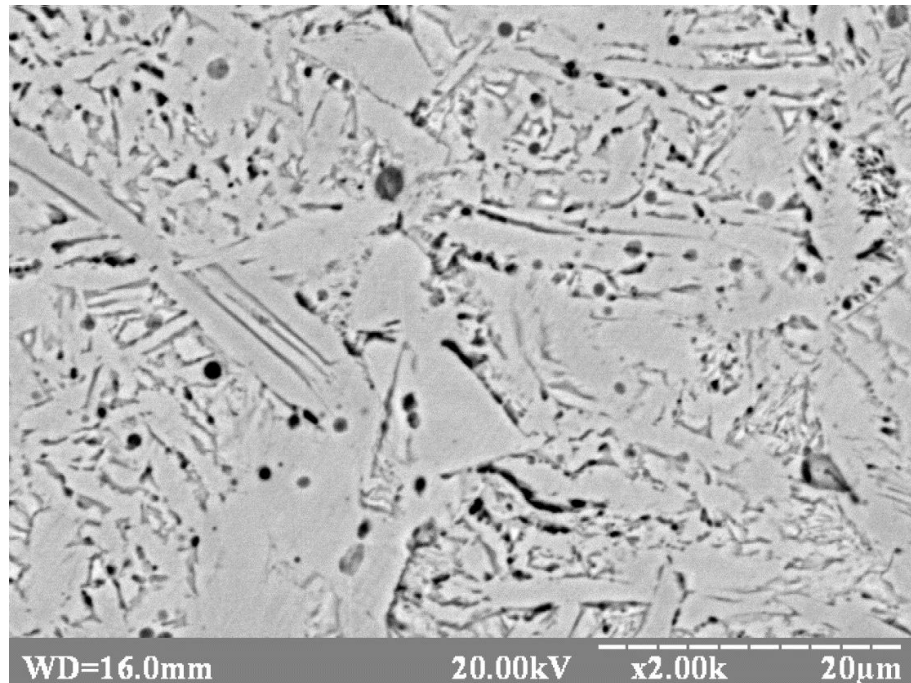


Рис.4.28–Структура наплавненого металу дротом 30ХГСА у вихідному стані, x2000

Включення, які особливо помітні при збільшенні, в основному розташовані в середині зерен полігонального фериту і отже не відіграють роль додаткових зародків.

Поля полігонального фериту достатньо розвинені, цементитні виділення неоднорідні і мають як компактні, так і розвинені за довжиною форми.

Введення 0.741 мас.% оксиду кремнію суттєво змінює структурний стан наплавненого металу (рис. 3.15, б; 4.29). Структура відрізняється вираженою дисперсністю, малою кількістю зерен полігонального фериту і значною голчатістю. На збільшених фото видно, що включення менших розмірів порівняно з включеннями у структурі металу вихідного стану переважно локалізовані по границях феритної фази, що при розпаду аустеніту сприяє утворенню голчатого фериту.

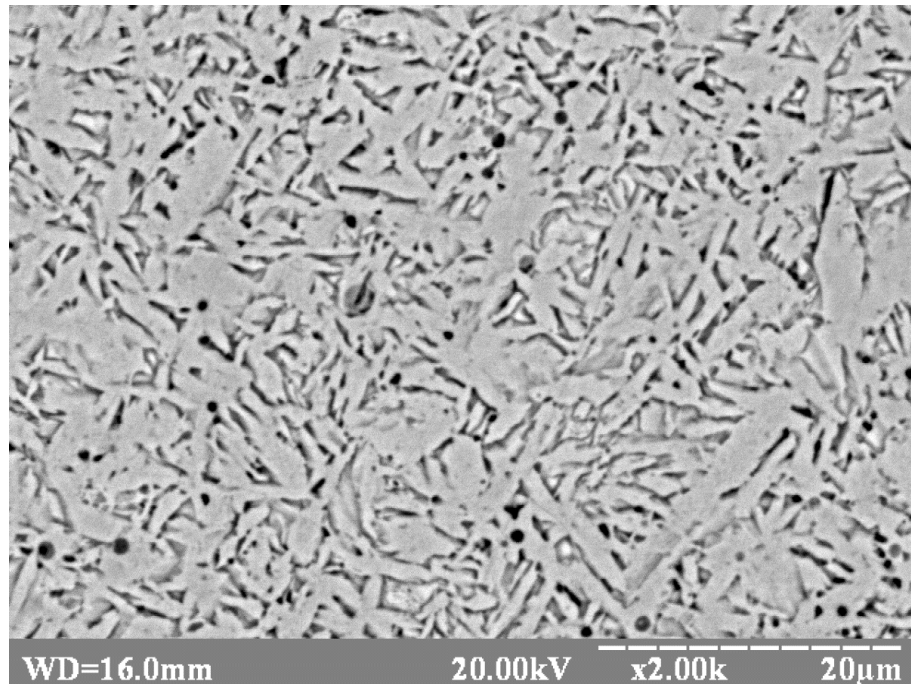


Рис.4.29–Структура наплавленого металу дротом 30ХГСА при введенні нанопорошку 0.07 мас. %  $\text{SiO}_2$  x 2000

При введенні нанопорошку 0.04 мас. %  $\text{SiO}_2$  у суміші з порошком заліза спостерігається значно більша кількість включень, розташованих як у тілі, так по границях феритної фази (рис. 3.15, в; 4.30).

Структура являє собою суміш полігонального і переважно голчатого фериту, утворенню якого сприяє наявність на границях включень.

Аналіз структур показав, що при введенні вуглецю в модифікації  $\text{C}_{62}$  скоріше за все його роль проявляється як легуючого елемента, що сприяє утворенню структур мартенситного типу.

Дійсно, введення у розплав ванни вуглецевмісного матеріалу формує мартенситну структуру з карбідними виділеннями переважно по границях зерен (рис. 3.15, г; 4.31).

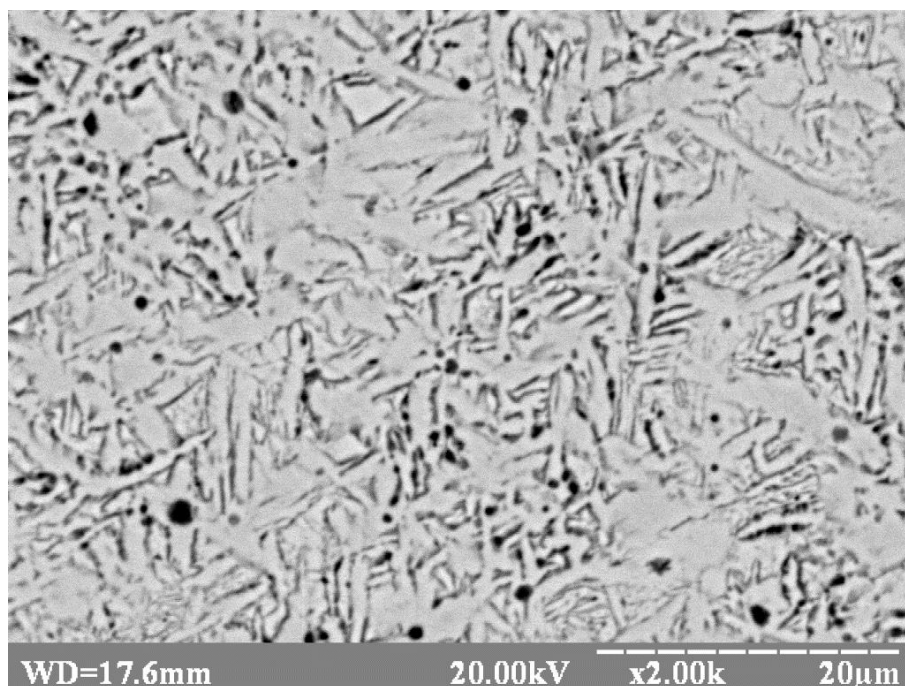


Рис. 4.30–Структура наплавленого металу дротом 30ХГСА при введенні нанопорошку 0.04 мас.%  $\text{SiO}_2$  у суміші з порошком заліза, x2000

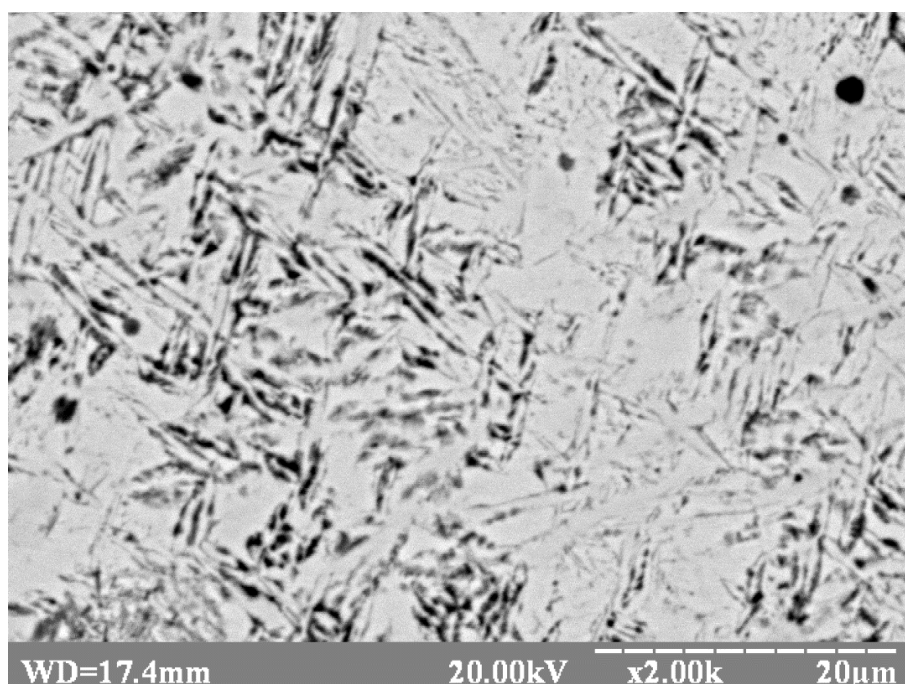


Рис. 4.31– Структура наплавленого металу дротом 30ХГСА з 0.43% вуглецевого волокна

Аналіз структур при наплавленні середньовуглецевої високолегованої композиції типу 40X13 також вказує на зміни структурного стану при введенні до зварювальної ванни нано порошкових матеріалів.

У вихідному стані мікроструктура наплавленого металу являє собою мартенсит з характерною розвиненою крупно-голчастою будовою (рис 3.7, а; 4.32). Виділення включень спостерігається, як у феритній матриці, так і у мартенситних пластинах.

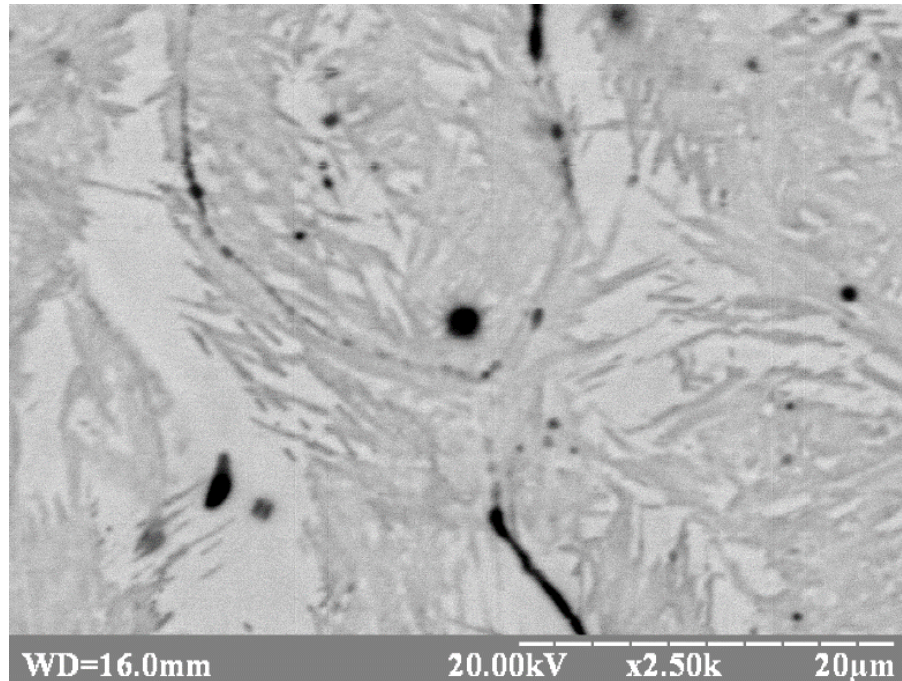


Рис. 4.32– Структура наплавленого металу вихідного валика дротом ПП-Нп-40Х13, х2500

У разі наплавлення з нанопорошком 0.04%  $Al_2O_3$  спостерігається помітно менша блочність мартенситних виділень з менш розвиненою голчастою будовою (рис 3.7, г; 4.33). Характерною особливістю є також наявність по межах зерен ланцюжків неметалевих включень, що помітно виявляється на збільшених фотографіях.

При введенні 0.08% нанопорошку  $Al_2O_3$  помітно збільшується кількість неметалевих включень у структурі наплавленого металу порівняно з випадком введення 0.04%  $Al_2O_3$ . Також спостерігається формування ланцюжків неметалевих включень по межах зерен, але загальна картина по блочності мартенситних виділень з менш розвиненою голчастою будовою не змінюється (рис 3.7, д; 4.34).



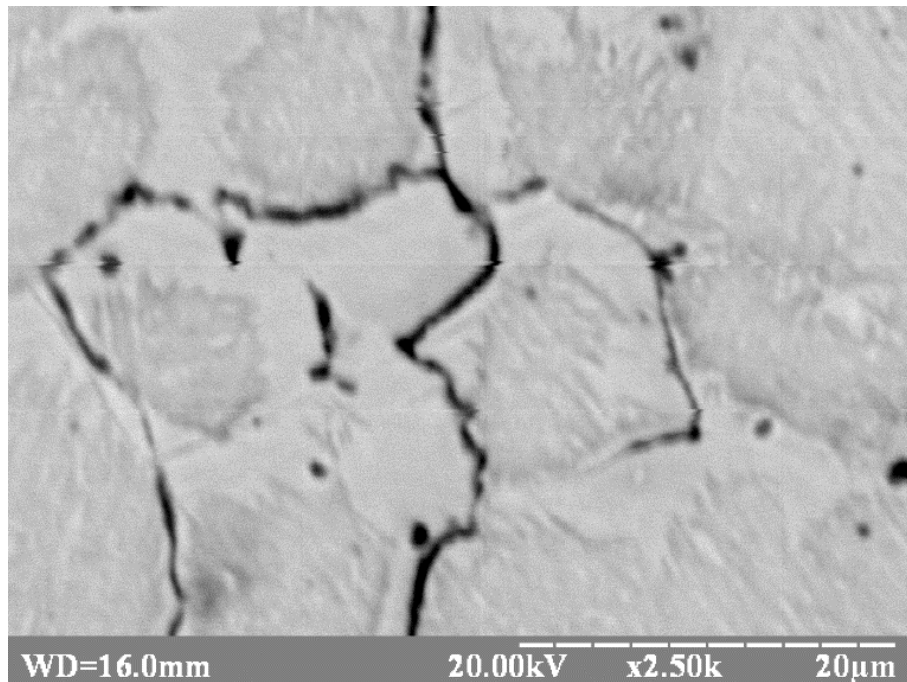


Рисунок 4.33– Структура наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні 0.04%  $Al_2O_3$  через спечену лігатуру; x2500

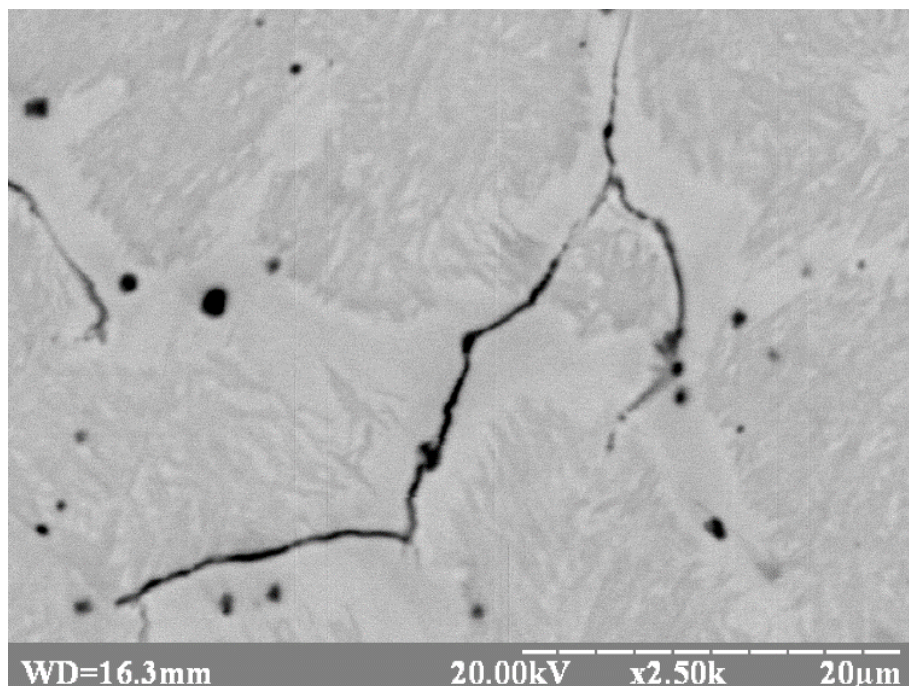


Рисунок 4.34– Структура наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні 0.08%  $Al_2O_3$  через спечену лігатуру; x2500

При введенні 0.07% нанопорошку  $TiO_2$  кількість неметалевих включень дещо менше, але за розмірами більше і їх виділення спостерігаються як у феритній матриці, так і пластинах мартенситу

Загальна картина по блочності мартенситних виділень з менш розвиненою голчастою будовою порівняно з оксидом  $Al_2O_3$  не змінюється (рис 3.7, в; 4.35).

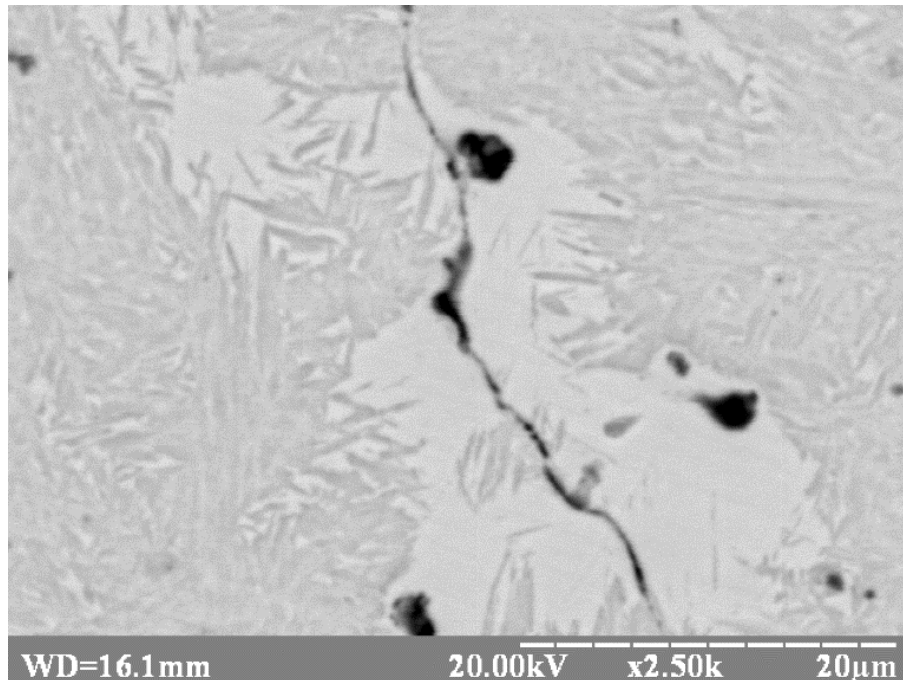


Рисунок 4.35– Структури наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні 0.07% нанопорошку  $TiO_2$  через спечену лігатуру

При наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції типу 25ХГ2С відкритою дугою метал вихідного валика має бейнітну структуру з незначною кількістю мартенситної складової (рис. 3.11, а, б). Неметалеві включення розташовані як у бейнітній, так і мартенситній складових структури.

При введенні нанопорошків  $Al_2O_3$  і  $TiO_2$  спостерігається подрібнення мартенситної і бейнітної складових структури (рис. 3.11, в, г, д, е), а при введенні нанопорошку  $SiO_2$  формується мартенситна структура (рис. 3.11, и, к). Факт суттєвої зміни структурного стану при введенні нанопорошку  $SiO_2$  потребує проведення спеціальних досліджень.

#### 4.4 Закономірності змін вмісту наноконпонентів залежно від умов наплавлення

Для прогнозування зміни вмісту наноконпонентів у ванні, а відтак у наплавленому металі, було проведено розрахунки масових часток наноконпонентів у ванні. За основу розрахунків були взяті режимні параметри, що використовувались при експериментах, та параметри, що найчастіше використовуються при наплавленні. Розрахунки проводились за методикою, описаною в пункті 2.4. Кількість наноконпонентів бралася в розрахунку на 90 мм ( $m_k$ ) наплавленого валика (як і при експериментах).

В таблиці 4.12 наведено результати розрахунків масової частки наноконпонентів у наплавленому валику.

На рис. 4.36 наведено залежність розміру зварювальної ванни від погонної енергії наплавлення. Видно, що не завжди збільшення погонної енергії призводить до збільшення об'єму зварювальної ванни. Так, дуже значний вплив на розмір ванни має швидкісний фактор.

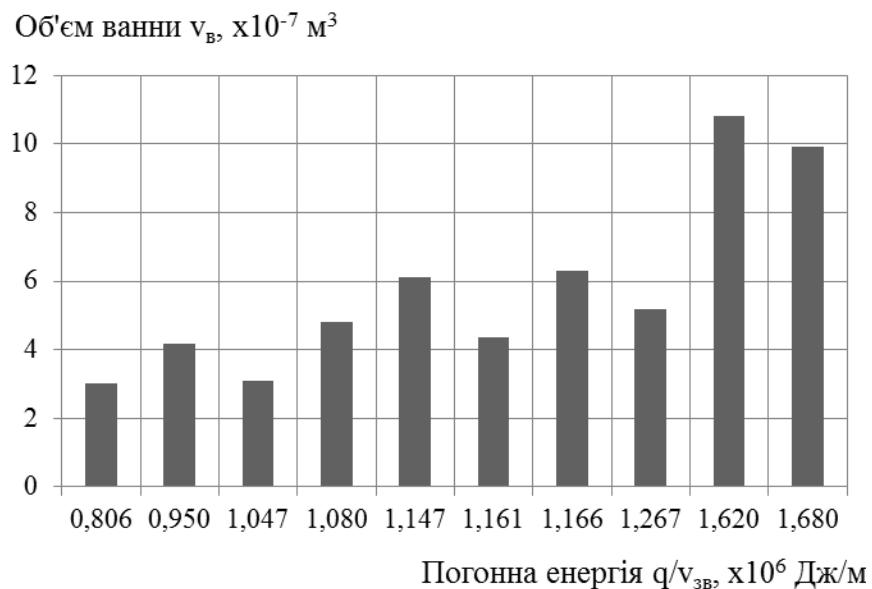


Рис. 4.36. Залежність об'єму зварювальної ванни від погонної енергії наплавлення

Таблиця 4.12

Результати визначення масової частки наноконпонентів у наплавленому валику

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
I, А	180	200	220	180	200	220	225	270	270	300
U, В	28	20	27	28	30	25	32	27	27	30
$v_{зв}$ , м/ГОД (м/с)	18 $5 \times 10^{-3}$	11 $3.056 \times 10^{-3}$	18 $5 \times 10^{-3}$	12.5 $3.472 \times 10^{-3}$	16 $4.444 \times 10^{-3}$	12.5 $3.472 \times 10^{-3}$	18.08 $5.022 \times 10^{-3}$	18 $5 \times 10^{-3}$	12.5 $3.472 \times 10^{-3}$	16 $4.444 \times 10^{-3}$
q, Дж	4032	3200	4752	4032	4800	4400	5760	5832	5832	7200
q/ $v_{зв}$ , Дж/м	0.806 $\times 10^6$	1.047 $\times 10^6$	0.95 $\times 10^6$	1.161 $\times 10^6$	1.08 $\times 10^6$	1.267 $\times 10^6$	1.147 $\times 10^6$	1.166 $\times 10^6$	1.68 $\times 10^6$	1.62 $\times 10^6$
L, м	0.01	0.008	0.012	0.01	0.012	0.012	0.015	0.015	0.015	0.019
$V_B$ , м <sup>3</sup>	3.018 $\times 10^{-7}$	3.11 $\times 10^{-7}$	4.192 $\times 10^{-7}$	4.345 $\times 10^{-7}$	4.811 $\times 10^{-7}$	5.175 $\times 10^{-7}$	6.131 $\times 10^{-7}$	6.313 $\times 10^{-7}$	9.091 $\times 10^{-7}$	10.83 $\times 10^{-7}$
$m_B$ , Г	2.357	2.429	3.274	3.394	3.758	4.042	4.788	4.931	7.1	8.455
$M_1$ , ( $m_k=0.01$ )	0.047	0.037	0.041	0.033	0.035	0.033	0.035	0.034	0.023	0.025
$M_2$ , ( $m_k=0.02$ )	0.094	0.073	0.081	0.065	0.07	0.066	0.07	0.068	0.047	0.05
$M_3$ , ( $m_k=0.03$ )	0.141	0.11	0.122	0.098	0.106	0.099	0.104	0.101	0.07	0.075
$M_4$ , ( $m_k=0.04$ )	0.189	0.146	0.163	0.131	0.142	0.132	0.139	0.135	0.094	0.1
$M_5$ , ( $m_k=0.05$ )	0.236	0.183	0.204	0.164	0.177	0.165	0.174	0.169	0.117	0.125
$M_6$ , ( $m_k=0.06$ )	0.283	0.22	0.244	0.196	0.213	0.198	0.209	0.203	0.141	0.15
$M_7$ , ( $m_k=0.07$ )	0.33	0.256	0.285	0.229	0.248	0.231	0.244	0.237	0.164	0.175
$M_8$ , ( $m_k=0.08$ )	0.377	0.293	0.326	0.262	0.284	0.264	0.278	0.27	0.188	0.2
$M_9$ , ( $m_k=0.09$ )	0.424	0.329	0.367	0.295	0.319	0.297	0.31	0.304	0.211	0.225
$M_{10}$ , ( $m_k=0.1$ )	0.471	0.366	0.407	0.327	0.36	0.33	0.348	0.338	0.235	0.25

На рис. 4.37 наведено залежність вмісту наноконпонентів у наплавленому валику від погонної енергії та кількості наноконпонентів, що вносяться. Видно, що незалежно від кількості наноконпоненту його концентрація зменшується в два рази, при збільшенні погонної енергії вдвічі. Наприклад при введенні 0.06 г наноконпоненту на 90 мм шва його масова частка у наплавленому валику при погонній енергії  $0.806 \times 10^6$  Дж/м становить 0.283% мас., а при погонній енергії  $1.62 \times 10^6$  Дж/м – 0.125 % мас.

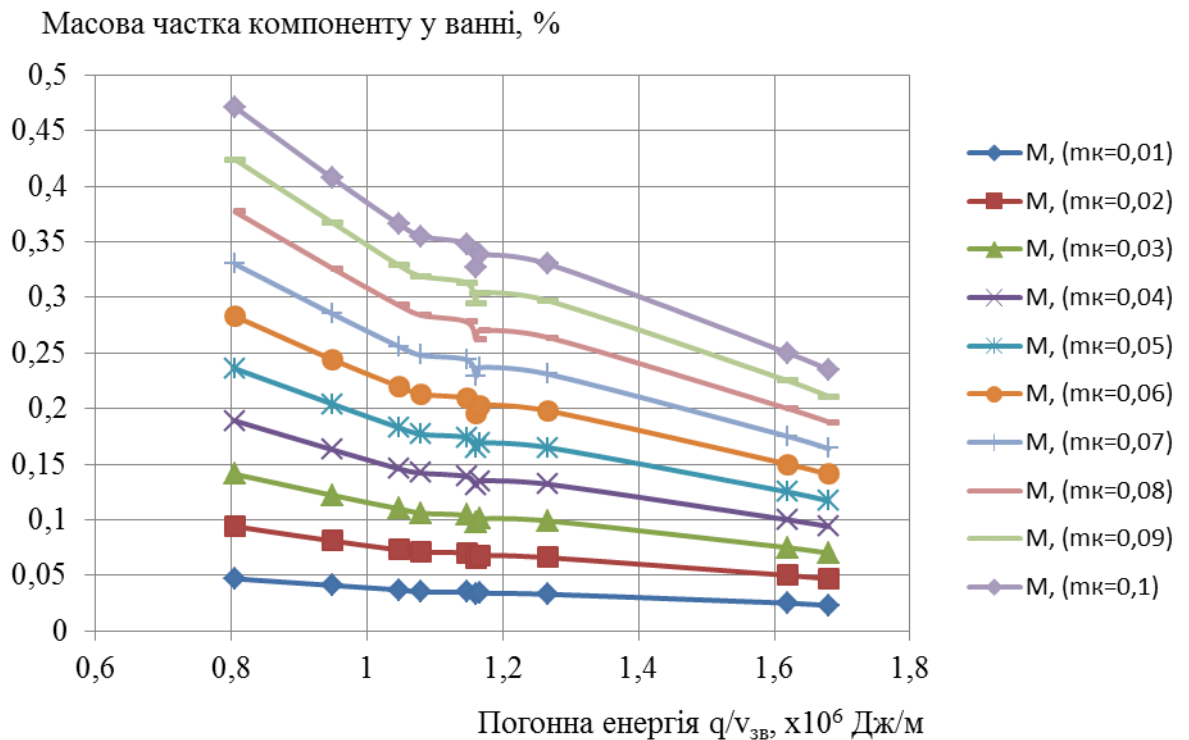


Рис. 4.37. Залежність вмісту наноконцентів у зварювальній ванні від погонної енергії наплавлення

Також можна забезпечити однакову кількість наноконцентів у ванній при внесенні першопочатково меншої кількості лише зменшенням погонної енергії. Наприклад концентрація наноконцентів концентрація наноконцентів при введенні 0.03 г на 90 мм шва і погонній енергії  $0.806 \times 10^6$  Дж/м така ж, як і при введенні 0.04 г на 90 мм шва і погонній енергії  $1.147 \times 10^6$  Дж/м.

Водночас при неможливості зменшення погонної енергії і бажанні зберегти концентрацію наноконцентів необхідно збільшити їх кількість. Так, для збереження такої ж концентрації як для  $m_k=0.06$  г/90мм при погонній енергії  $0.806 \times 10^6$  Дж/м, при  $q/v_{зв} = 1 \times 10^6$  Дж/м необхідно вносити  $m_k=0.07$  г/90мм, при  $q/v_{зв} = 1.4 \times 10^6$  Дж/м необхідно вносити  $m_k=0.09$  г/90мм.

Оскільки на значення погонної енергії впливають як струм і напруга, так і швидкість, було вирішено проаналізувати вплив погонної енергії на зміну концентрації при незмінних швидкостях. Результати розрахунків наведено на рис. 4.38 (швидкість 18.04 м/год) та 4.39 ( $v=12.5$  м/год).

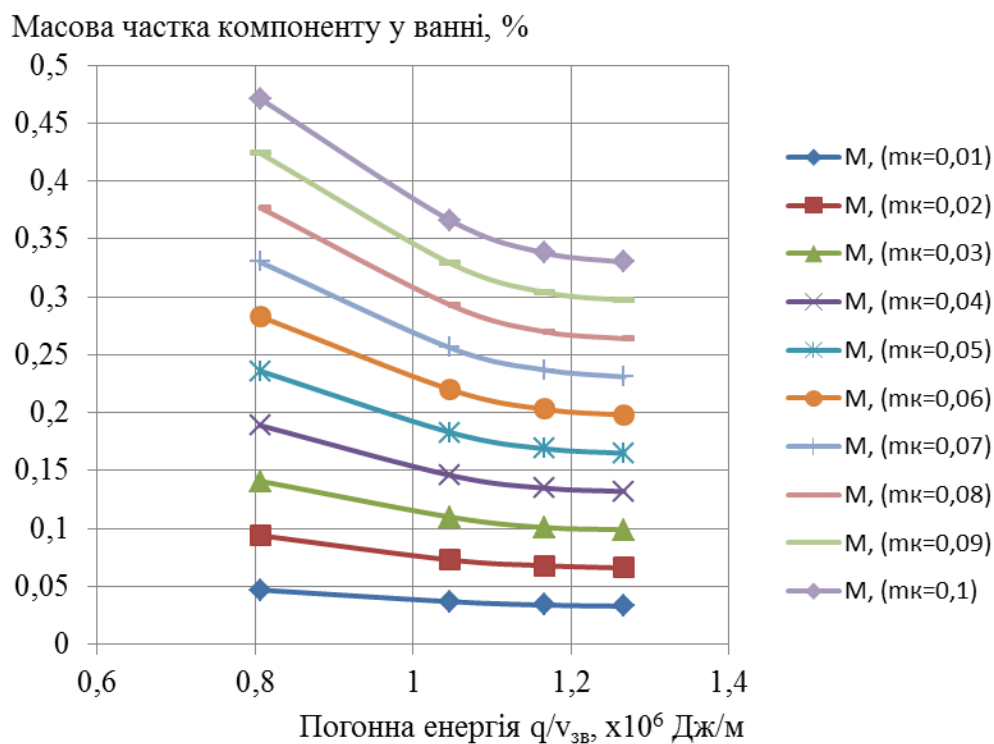


Рис. 4.38. Залежність вмісту наноконпонентів у зварювальній ванні від погонної енергії наплавлення при швидкості 18.04 м/год

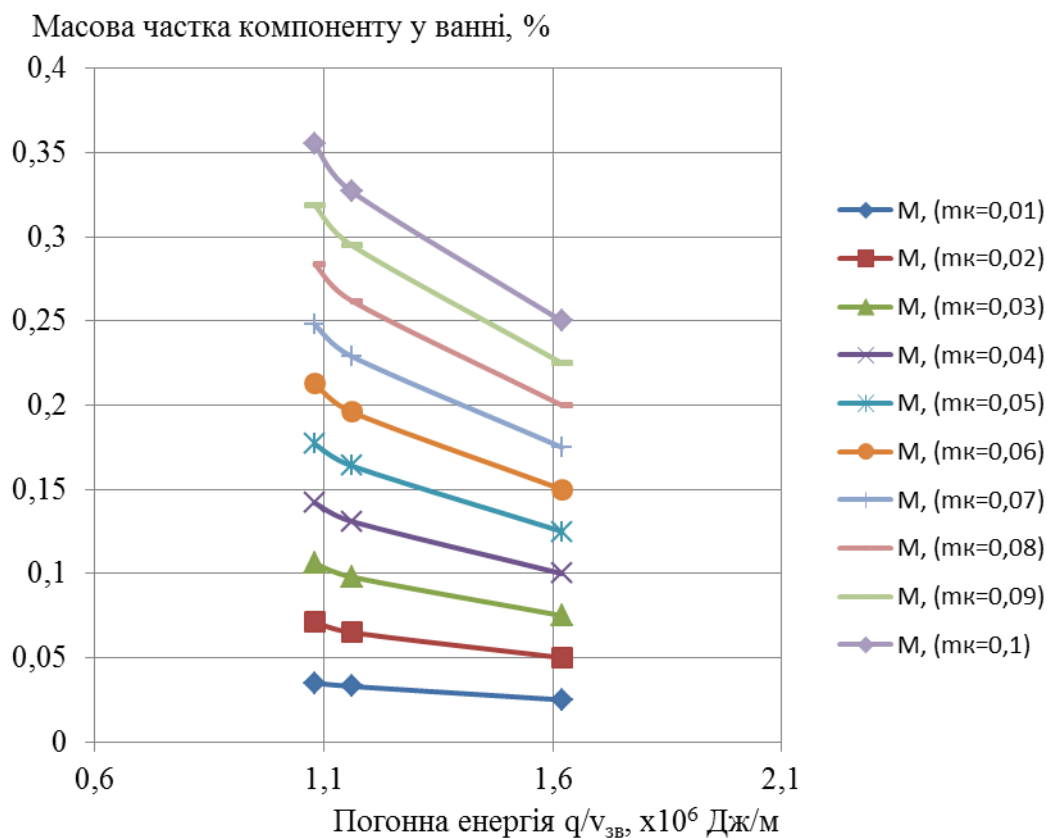


Рис. 4.39. Залежність вмісту наноконпонентів у зварювальній ванні від погонної енергії наплавлення при швидкості 12.5 м/год

При розгляді рис. 4.38, 4.39 спостерігається картина описана на рис. 4.37. Принцип використання рекомендацій залишається незмінним.

#### **4.4 Розробка технологічних рекомендацій та результати дослідно-промислової перевірки**

- ТР призначені для використання під час розробки технологічних процесів наплавлення на елементи та конструкції які працюють в умовах абразивного зношування та сухого тертя металу по металу зокрема трамвайних та залізничних коліс, опорних котків гусеничної техніки та інших виробів;

Вибір матеріалів для наплавлення здійснюється залежно від вимог до зносостійкості наплавлених поверхонь та визначається вимогами конструкторської документації на конкретний виріб. Відповідно до цього обираються основні матеріали для наплавлення, які використовуються як присадковий матеріал для створення наплавленого шару.

Специфіка нової технології визначається вибором нанорозмірних порошкових матеріалів (нанопорошків), які забезпечують покращення функціональних властивостей наплавленого шару.

Матеріали, що застосовуються повинні проходити контроль на відповідність їх вимогам ГОСТ, ТУ та ін.

Для виконання наплавлювальних робіт з введенням до зварювальної ванни нанопорошкових матеріалів використовується типове обладнання по базовій технології. Як правило це установки для наплавлення під шаром флюсу чи відкритою дугою, які складаються з головок для наплавлення та джерел живлення.

Режимні параметри наплавлення, що рекомендовані для відповідних матеріалів можуть бути взяті за основу при виборі параметрів для наплавленням з модифікацією шару, що наноситься.

Перед впровадженням необхідно провести наплавлення на кількох зразках свідках, для відпрацювання пропонованої технології.

При можливості проведення попередньої механічної обробки шляхом фрезерування канавки доцільно проводити наплавлення за схемою описаною в Патенті на корисну модель № 98985 UA, МПК (2006.01) В 23К 9/16 [92].

При неможливості проведення попередньої механічної обробки наплавлення можна проводити за схемою описаною в Патенті на корисну модель № 105188 UA, МПК (2006.01) В 23К 9/16 [93].

Оптимальними концентраціями наноконпонентів є:

1. При наплавленні металу, що працює в умовах абразивного зношування:
  - 1.1 Для матеріалів в стрижнях 0.04%  $Al_2O_3$ ;
  - 1.2 Для сумішей з ґрунтовкою 0.5%  $Al_2O_3$  та 0.05%  $TiO_2$ ;
2. При наплавленні середньовуглецевого високолегованого металу, що працює в умовах тертя металу по металу:
  - 2.1 Для матеріалів в стрижнях 0.04 %  $Al_2O_3$  та 0.07%  $TiO_2$ ;
  - 2.2 Для сумішей з ґрунтовкою 0.04%  $Al_2O_3$ ,  $TiO_2$  та  $SiO_2$ ;
3. При наплавленні середньовуглецевого низьколегованого металу відкритою дугою:
  - 3.1 Для сумішей з ґрунтовкою 0.35%  $Al_2O_3$ , 0.3%  $TiO_2$  та 0.125% $SiO_2$ ;
4. При наплавленні середньовуглецевого низьколегованого металу під шаром флюсу:
  - 4.1 Для сумішей з ґрунтовкою 0.04% в суміші з залізним порошком; 0.07%  $SiO_2$  та 1% вуглецевмісного волокна.

Кожен оператор має бути ознайомлений з інструкцією з експлуатації обладнання і виконувати вимоги цієї інструкції.

Детальні вимоги до технології і техніки наплавлення, що забезпечують підвищення якості (режими, послідовність операцій, технічні прийоми і т. п.), а також технологічні прийоми, які застосовуються з метою підвищення ефективності виробництва, мають бути викладені в технологічних інструкціях підприємства.



#### 4.5 Впровадження

У результаті досліджень модифікованих наплавлених шарів було зроблено висновок про їх високу зносостійкість, зокрема в умовах тертя металу по металу. Результати роботи були опробуванні в трамвайному депо імені Шевченка м. Києва, при відновленні трамвайних коліс (див. рисю 4.40).



Рис. 4.40. Трамвайні колеса

Наплавлення проводилось дротом Св08Г2С під шаром флюсу Ан-348. В якості модифікатора використовувався нанопорошок  $\text{SiO}_2$ .

Наплавлення здійснювалось на режимах наведених в таблиці 4.13.

Таблиця 4.13

Режими наплавлення при випробовуванні

Марка та діаметр дроту, мм	Флюс	Модифікатор	I, А	U, В	v, м/год
Св. 08Г2С, 2мм	Ан-348	$\text{SiO}_2$	370	38	18.9

Для уникнення розсіювання аеросилу виготовлялась суспензія на основі метилового спирту. Перед змішуванням зі спиртом порошок аеросилу змішувався з поверхнево активною речовиною (ПАР 1) в пропорції 99% мас. частин  $\text{SiO}_2$  – 1% ПАР%. Задана суміш перемішувалась протягом 5 хв. в планетарному млині при швидкості 400 об/хв. Кількість кульок становила по 6 в кожній чашці. Суміш  $\text{SiO}_2$ +ПАР1 змішували зі спиртом до отримання густої сметаноподібної суспензії. До отриманої суспензії додавалась ПАР 2 масою, що дорівнювала масі ПАР 1.

Суспензія наносилась на ободі колеса безпосередньо перед наплавленням. Оскільки наплавлення проводилось в 5 проходів, то, щоб уникнути пороутворення, в наслідок взаємодії зварювальної ванни зі спиртом, суспензія наносилась на вже наплавлений метал в 2 та подальших проходах. В наслідок контакту з гарячим металом спирт випаровувався, а на поверхні колеса залишався модифікатор, який покривався флюсом.

Наплавлення проводилось на стандартному заводському обладнанні (див. рис. 4.41) – автоматі А580М. В якості маніпулятора використовувався обертач М11050А.



Рис. 4.41. Наплавлення на ободі трамвайного колеса шару модифікованого  $\text{SiO}_2$

Як показали механічні випробування метал модифікований таким чином, за 150 хв тертя показав в два рази більшу зносостійкість (втрати в масі становили 0.228 г проти 0.118 г). Твердість наплавленого метала складала 160HV для не модифікованого металу, та 200 HV металу модифікованого нанопорошком SiO<sub>2</sub>.

### **Висновки до розділу**

1. Встановлено, що при наплавленні середньовуглецевої високолегованої композиції введення до зварювальної ванни нанопорошкових матеріалів приводить до збільшення кількості неметалевих включень у структурі наплавленого металу і формуванню ланцюжків включень по межах зерен.

2. Встановлено, що при наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції розподіл неметалевих включень за розміром поділяється на три групи: включення розмірами до 0.3 мкм, від 0.3 до 0.8 мкм і більше 0.8 мкм. Показано, що у вихідному стані їх об'ємна частка становить 0.31% і відповідає, в основному, розмірному діапазону 0.07 – 0.85 мкм. і суттєво збільшується при введенні у зварювальну ванну нанопорошку діоксиду кремнію і становить у металі валику 0.56%, з дещо меншим розмірним діапазоном (0.07 – 0.61 мкм.)

3. За результатами аналізу морфології та хімічного складу включень для умов наплавлення середньовуглецевої низьколегованої композиції встановлено, що у вихідному стані ядро включення містить, в основному, алюмосилікат марганцю, а при введенні діоксиду кремнію поряд з ними присутні і включення оксиду алюмінію (корунду), що при збільшенні їх об'ємної частки, як більш твердих складових структури, і пояснює більш ефективний вплив нанопорошку оксиду кремнію на зносостійкість наплавленого металу.

5. З результатами визначення вмісту наноконпонентів залежно від умов наплавлення показано, що при зміні погонної енергії від  $0.8 \times 10^6$  до  $1.7 \times 10^6$  Дж/м їх у ванні, а відтак, у наплавленому валику зменшується вдвічі, відповідно до цього розроблені номограми, за якими визначається необхідна масова частка наноконпонентів при змінах умов наплавлення.

6. Розроблені технологічні рекомендації, які враховують специфіку введення наноконпонентів до зварювальної ванни і особливості технологій наплавлення. За результатами промислового випробування при відновленні поверхонь трамвайних колес показано, що при реалізації запропонованої технології твердість наплавленого валика збільшується зі 160HV до 200HV, а зносостійкість збільшується в два рази (за 150 хв. тертя).

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Розроблені схеми введення нанокomпонентів до зварювальної ванни, що пристосовані для умов наплавлення і які відрізняються за формою і способом введення, зокрема, у вигляді попередньо виготовлених спечених стрижнів, у вигляді сумішей нанопорошків оксидів із залізним порошком і безпосередньо тільки нанопорошків, скріплених ґрунтовкою або покритих шаром флюсу. На способи введення нанокomпонентів до зварювальної ванни одержано Патенти України (Патенти України на корисну модель № 98985, № 105188).

2. При наплавленні високохромистих композицій з підвищеним вмістом вуглецю підтверджено позитивний вплив на зносостійкість металу модифікованого нанопорошками оксидів алюмінію та титану, при яких зносостійкість збільшується у 3,2 рази для нанокomпонентів внесених за допомогою спеченої лігатури, та у 2 рази для металу, нанокomпоненти до якого вносились в суміші з ґрунтовкою. Також встановлено, що більш ефективним є діоксид кремнію, збільшуючи зносостійкість більш ніж у 3 рази.

3. Встановлено що при наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції під флюсом вихідна структура являє собою ферито-цементитну суміш переважно внутризереного фериту незначної дисперсності з включеннями, які розташовані в середині зерен полігонального фериту. Введення нанопорошку  $\text{SiO}_2$  приводить до значно більшої кількості включень, розташованих як у тілі, так і по границях феритної фази, і формуванню структур із суміші полігонального і, переважно, голчастого фериту, який поєднує міцнісні і в'язкі властивості, і сприяє, таким чином, підвищенню зносостійкості. Введення вуглецевмісного матеріалу супроводжується зміною вихідної ферито-цементитної суміші на мартенсит з карбідними виділеннями і відповідно підвищенням зносостійкості у 4 рази.

4. Показано, що при наплавленні самозахисним дротом середньовуглецевої низьколегованої композиції метал вихідного валика має бейнітну структуру з незначною кількістю мартенситної складової, а неметалеві включення розташовані як у бейнітній, так і мартенситній складових структури. При введенні нанопорошку  $\text{Al}_2\text{O}_3$  і нанопорошку  $\text{TiO}_2$  спостерігається

подрібнення мартенситної і бейнітної складових структури, а при введенні нанопорошку  $\text{SiO}_2$  формується мартенситна структура. Також встановлено, що діоксид кремнію більш ефективний по відношенню до нанопорошків  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та  $\text{TiO}_2$ , забезпечуючи підвищення зносостійкості більш ніж у 4 рази, що пов'язано зі зміною бейнітної структури на чисто мартенситну, що і визначає підвищення зносостійкості.

5. Встановлено, що при наплавленні середньовуглецевої низьколегованої композиції розподіл неметалевих включень за розміром поділяється на три групи: включення розмірами до 0.3 мкм, від 0.3 до 0.8 мкм і більше 0.8 мкм. Показано, що у вихідному стані їх об'ємна частка становить 0.31% і відповідає, в основному, розмірному діапазону 0.07 – 0.85 мкм, а при введенні у зварювальну ванну нанопорошку діоксиду кремнію об'ємна частка включень збільшується до 0.56% і приходиться на дещо менший розмірний діапазон 0.07 – 0.61 мкм.

6. За результатами аналізу розподілення, складу та морфології включень показано, що більш ефективний прояв нанопорошку оксиду кремнію пов'язано також зі збільшенням кількості неметалевих включень у наплавленому металі майже у 2 рази, при цьому, на відміну від нанопорошків оксидів алюмінію і титану, формуються не тільки алюмосілікати марганцю, а і включення з оксидів алюмінію, що приводить до збільшення твердих складових структури і, відповідно, зносостійкості.

7. Показано, що при зміні погонної енергії від  $0.8 \times 10^6$  до  $1.7 \times 10^6$  Дж/м вміст наноконпонентів у ванні, а відтак у наплавленому валику, зменшується вдвічі, відповідно до цього розроблені номограми, за якими визначається необхідна масова частка наноконпонентів при змінах умов наплавлення.

8. Розроблені технологічні рекомендації, які враховують специфіку введення наноконпонентів до зварювальної ванни і особливості технологій наплавлення. За результатами промислового випробування при відновленні поверхонь трамвайних коліс показано, що при реалізації запропонованої технології твердість наплавленого валика збільшується зі 160 HV до 200 HV, а зносостійкість збільшується у два рази.

## ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Зенкин Н. А. Повышение эксплуатационных характеристик композиционных материалов путем оптимизации упрочняющих технологий: монография / Н.А. Зенкин, В.И. Копылов. - К.: Глав. спец. ред. лит. языками нац. меньшинств Украины, 2002. - 272 с.
2. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании / М.Н. Брыков, В.Г. Ефременко, А.В. Ефременко. - Херсон: Гринь Д.С., 2014. - 364 с.
3. Попов. С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні: Навчальний посібник / С.М. Попов, Д.А. Антонюк, В.В. Нетребко. - Запоріжжя: ВАТ «Мотор Січ», 2010. - 368 с.
4. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / [А.Г. Александров, С.П. Бережный, И.М. Билоник и др.]; под ред. В.С. Попова. - Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2000. - 368 с.
5. Зайцев А. К. Основы учения о трении, износе и смазке машин / А.К. Зайцев - М., Л.: Машгиз, 1947. - 161 с.
6. Боуден Ф. Трение и смазка твердых тел / Ф. Боуден, Д. Тейбор - М.: Машиностроение, 1968. - 543 с.
7. Розенберг Ю. А. Классификации видов износа / Ю.А. Розенберг. // Надежность и контроль качества. - 1980. - №10. - с. 5-16.
8. Основы трибологии (трение, износ, смазка) / [Э.Д. Браун, Н.А. Буше, И.А. Буяновский и др.]; под ред. А.В. Чичинадзе. - М.: Наукаитехника, 1995. - 778 с.
9. Bhushan B. Introduction to tribology / B. Bhushan. - New York: John Wiley & Sons, 2001. - 732p
10. Хрущов М. М. Развитие учения об износостойкости машин и механизмов // Трение и износ. - 1998. - №1. - с. 124-135.
11. Хрущов М. М. Абразивное изнашивание / М.М. Хрущов, М.А. Бабичев. - М.: Наука, 1970. - 251 с.

12. Крагельский И. В. Трение и износ / И.В. Крагельский. – М.: Машиностроение, 1968. - 480 с.
13. Ткачев В. Н. Износ и повышение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин / В.Н. Ткачев. - М.: Машиностроение, 1964. - 375с.
14. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах / Б.И. Костецкий, И.Г. Носовский. - К.: Техника, 1970. - 396 с.
15. Андрущенко М.И. Прогнозирование механизма и интенсивности изнашивания на основе оценки соотношения твердостей абразива и изнашиваемого материала / М.И.Андрущенко, Р.А.Куликовский, М.Н.Брыков, Д.М.Андрущенко// Проблемы трибології. – 2009.- №1.- С.6-12.
16. Богачев И.Н. Исследования износостойкости стали при абразивном изнашивании / И.Н. Богачев, Л.Г. Журавлёв // Повышение износостойкости и срока службы машин : статьи. – К.: Техніка, 1960. – С.124–126.
17. Костецкий Б.М. Износостойкость деталей машин / Костецкий Б.М. - М.: ГНТИ МАШГИЗ, 1950. - 167 с.
18. Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин / Тененбаум М.М. - М.: Машиностроение, 1966. - 331 с.
19. Савицкий К.В. О сопротивлении изнашиванию металлов и сплавов при трении об абразивную поверхность / Савицкий К.В. - М.: Изв. ВУЗов. Физика. №2. -1958.
20. Ямпольский Г.Я. Косвенная оценка абразивной износостойкости деталей по характеристикам, определяемым внедрением и царапанием индентором / Г. Я. Ямпольский, И. В. Южаков, Ю. К. Калугин и др. // Износ в машинах и методы защиты от него. - М.: Машиностроение, 1985. - С.59-60.
21. Goddard I. Theory of friction and wear during the abrasion of metals / I. Goddard, H. Wilman // Wear. — 1962. — 5, №2 — P.114.
22. Nathav G.K. The empirical relationship between abrasive wear and the applied conditions / G.K Nathav, I.D. Jones // Wear. — 1969. — 9, №4 — P.300.
23. Richardson R.C.D. The wear of metals by hard abrasives / R.C.D. Richardson // Wear. — 1967 — №4. — P.10.
24. Попов В.С. Износостойкость пресформ огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриченко. - М.: Металлургия, 1971 - 156 с.



25. Попов В. С. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов / В.С. Попов, Н.Н. Брыков. - Запорожье: В.П.К. «Запоріжжя», 1996. - 180 с.
26. Долговечность оборудования огнеупорного производства / [Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С., Приступа П.Г.]. — М.: Metallurgy, 1978. — 232с.
27. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / Под ред. В.С. Попова. — Запорожье.: Изд-во ОАО «Мотор Сич», 2000. – 368с.
28. Виноградов В.Н. Износостойкость сталей и сплавов / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин - М.: Нефть и газ,1994. - 415 с.
29. Тылкин М.А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования / Тылкин М.А. - М.: Metallurgy, 1971.
30. Виноградов В.Н. Долговечность буровых долот / В.Н. Виноградов, Г.М. Сорокин, А.Ф. Пашков и др. - М.: Недра, 1977. - 256 с.
31. Шеенко И.Н. Современные наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений / Шеенко И.Н. - Киев.: Наукова думка, 1975. - 239 с.
32. Тихонович В. И. Основы повышения износостойкости литых сплавов / В. И. Тихонович Сборник научных трудов. Литые износостойкие материалы. ИПЛ АН УССР, 1978. – 140с.
33. Сидоров А. И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой / А.И. Сидоров. - М.: Машиностроение, 1987. - 192 с.
34. Мазель Ю. А. Классификация сплавов на основе железа для восстановительной и упрочняющей наплавки/ Ю.А. Мазель, Ю.В. Кусков, Г.Н. Полищук // Сварочное производство. 1999. - № 4. - с. 35-38.
35. Костиков В. И. Плазменные покрытия / В.И. Костиков, Ю.А. Шестерин. - М.: Машиностроение, 1978. - 160 с.
36. Петров А. В. Плазменная обработка материалов / А.В. Петров // Сборник научных трудов НИАТ - 1973. - с. 162-167

37. Вайнерман А.Е. Плазменная наплавка металлов / А.Е. Вайнерман, М.Х. Шоршоров, В.Д. Спиридонов, В.С. Новосадов. - Л: Машиностроение, 1969. - 191 с.

38. Спиридонов И.В. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин / [И.В. Спиридонов, О.С. Кобяков, И.Л. Куприянов и др.]; под ред. В.И. Гагина. - Минск: Высшая школа, 1988. - 154 с.

39. Фруммин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фруммин. - Харьков: Metallurgizdat, 1961. - 421 с.

40. Мудрук А. С. Повышение долговечности машин и оборудования, работающих в условиях интенсивного износа / А.С. Мудрук, Н.И. Денисенко, М.В. Киндрачук. - К.: УкрНИИНТИ, 1990. - 44 с.

41. Гладченко А. Н. Обеспечение износостойкости в машиностроении / А.Н. Гладченко, Н.А. Зенкин, И.В. Шевеля и др. - К.: ИСДО, 1996. - 115 с.

42. Старосельский А. А. Долговечность трущихся деталей машин / А.А. Старосельский, Д.Н. Гаркунов. - М.: Машиностроение, 1967. - 395 с.

43. Суслов А. Г. Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей/А.Г. Суслов. - М.: Машиностроение, 1987. – 208 с.

44. Рябцев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования / И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев. - К.: Экотехнология, 1999. - 62 с.

45. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов / И.А. Рябцев. - К.: Экотехнология, 2004. - 160 с.

46. Кусков Ю.М. Электрошлаковая наплавка / Ю.М. Кусков, В.Н. Скороходов, И.А. Рябцев, И.С. Сарычев. - М.: Наука и технологии, 2001. – 179с.

47. Кузнецов В.Д. Износостойкость наплавленного металла типа углеродистых и хромомарганцевых сталей в условиях сухого трения металла по металлу / В.Д. Кузнецов, Д.В. Степанов, В.А. Маковой, Я.П. Черняк // Автоматическая сварка. - 2013. - №6. - с. 44-47.

48. Матеріали зварювальні. Зварювальні матеріали для наплавлення (EN 14700: 2005 IDT): ДСТУ EN 14700: 2008. – [Чинний від 2011-01]. – К.: Держспоживстандарт України, 2008. — (Нац. стандарт України).

49. Рябцев И. И. Гармонизация стандартов на наплавочные материалы в соответствии с требованиями европейского стандарта EN 14700 «Сварочные материалы - Сварочные материалы для наплавки» / И.А. Рябцев, Н.А. Проценко // Сварщик, 2007. - № 6. - С. 30-36.

50. Зернин Е.А. Способы модифицирования наплавленного металла наноструктурированными порошками для увеличения механических свойств сварных соединений / Е. А. Зернин, А. М. Кузнецов // НиТПУ. – 2000. – С. 1-7.

51. Рябчиков И.В, Панов А.Г., Корниенко А.Э. О качественных характеристиках модификаторов // М. Сталь. – 2007. – №6. – с. 18 – 23.

52. Задиранов А.Н., Кац А.М. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов. Из-во. РУДН, 2008. – 227 с.

53. Гладкий П.В. Микролегирование и модифицирование износостойкого наплавленного металла. / П.В. Гладкий, Г.С. Микаелян // Наплавленный металл. Состав, структура, свойства. – К.: ИЭС им. Е.О. Патона, 1992. – С. 33-36.

54. Новые материалы. Под ред. Ю.С. Карабасова – М.: МИСИС, 2002 – 736 с.

55. Алымов М. И. Механические свойства нанокристаллических материалов/ М. И. Алымов. – М.: МИФИ, 2004. – 32 с.

56. Vinogradov A.Yu., Agnew S.R. Nanocrystalline Materials: Fatigue / in Encyclopedia of Nanotechnology/ A.Yu. Vinogradov, S.R. Agnew. – N.Y.: Marcel Dekker, 2004.– P.2269–2288.

57. Влияние модификации керамическими нанодисперсиями металлов и сплавов на их свойства/ В. А. Полубояров, Гао Хонг, Чен Меилинг [и др.] //Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007» 13 – 16 марта 2007 года, Новосибирск.– С. 75

58. D.V. Shtansky et al.: Surface and Coatings Tecnology, 2001.– Vol.148, № 2–3.– 204–213 pp.

59. Н.И. Смирнов, М.В. Прожега, М.А. Даниличев // Междунар. конф. Нанотехнологии и их влияние на трение, износ и усталость в машинах. 14—15.12. 2004.— Москва, ИМАШ, 2004.— С.11.

60. Наноматериалы. Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения/ Б. М. Балоян, А.Г. Колмаков, М.И. Алымов, А. М. Кротов. Учебное пособие Международный университет природы, общества и человека «Дубна» Филиал «Угреша».— М. 2007.— С.125.

61. Черепанов А. Н. Лазерная сварка стали с титановым сплавом с применением промежуточных вставок и нанопорошковых инокуляторов / А.Н. Черепанов, Ю.В. Афонин, А.М. Оришич // Тяжелое машиностроение. – 2009. - №8. - с. 24 - 26.

62. Еремин Е. Н. Применение наночастиц тугоплавких соединений для повышения качества сварных соединений из жаропрочных сплавов / Е.Н. Еремин // Омский научный вестник. - 2009. – №3. - с. 63-67.

63. Походня І. К. Дослідження впливу нанорозмірних карбідів титану на формування мікроструктури та властивостей зварного шва / І.К. Походня, В.В. Головка, С.М. Степанюк, Д.Ю. Єрмоленко // ФХММ. - 2012.- № 6. - с. 68-75.

64. Головка В.В. Технология сварки высокопрочных низколегированных сталей с введением титансодержащих инокуляторов / Головка В.В., Степанюк С.Н., Ермоленко Д.Ю. // Наноразмерные системы и материалы в Украине / Редкол.: А.Г. Наумовец (глав. Ред.); НАН Украины.— К.: Академперіодика— 2014.—С. 395-399.

65. Влияние титансодержащих инокулянтов на структуру и свойства металла швов высокопрочных низколегированных сталей / Головка В.В., Степанюк С.Н., Ермоленко Д.Ю. // Автоматическая сварка—2015— №2—С.16-20.

66. Паршин С. Г. MIG-сварка стали с применением наноструктурированных электродных материалов / С.Г. Паршин // Сварочное производство. - 2011. -№10. - с. 27-31.

67. Соколов Г. Н. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама / Г.Н. Соколов. П.В. Лысак. А.С.

Трошков. П.В. Зорин и др. // Физика и химия обработки материалов. - 2009. - №6. - с.41-47.

68. Лобода П.І. Дослідження розподілу неметалевих включень в металі шва при модифікуванні нанодисперсним порошком оксиду алюмінію / П.І. Лобода, В.Д. Кузнецов, І.В. Смирнов, М.О. Сисоєв, К.П. Шаповалов // Прогресивні технології і системи машинобудування № 1(47)' -2014.- С.174-182.

69. Кузнецов В.Д. Застосування нанопорошків оксидів при зварюванні та плазмовому напиленні покриттів / В.Д. Кузнецов, І.В. Смирнов, К.П. Шаповалов, А.В. Чорний // ВісникДДМА. – 2014. – № 1 – С. 228-233.

70. Радченко М.В. Исследование структурно-фазового состояния износостойких наплавов на основе карбида вольфрама, модифицированного нанодисперсными частицами  $Al_2O_3$  / М.В.Радченко, И.И. Ползунова, А.Н. Смирнов, В.Л. Князьков,Э.В. Козлов // ТГАСУ. – 2002. – С. 1-2.

71. Соколов Г. Н. Особенности формирования структуры и свойств наплавленных сплавов под влиянием наночастиц тугоплавких соединений / И. В. Зорин, А. А. Артемьев, В. Б. Литвиненко-Арьков, Ю. Н. Дубцов // Физика и химия обработки материалов. – 2014.– №2 – С.38-47.

72. Соколов Г. Н. Влияние нанодисперсных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла / Г.Н. Соколов, А.С. Трошков, В.И. Лысак и др // Сварка и Диагностика. - 2011.– №3 - с. 36-38.

73. Berndt C. Thermal spray processing of nanoscale materials - Extended abstracts / C. Berndt // Journal of thermal spray technology. - 2001. - №10. - P.147-182.

74. Fauchais P. From powders to thermally sprayed coating / P. Fauchais, G. Montanov, G. Bertrand // Journal of thermal spray technology. - 2012. - №19. - P.56-80.

75. Влияние ультрадисперсных карбидов в порошковых проволоках на свойства теплоустойчивого наплавленного металла. / И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев, Н.Ф. Газдыра [и др.]. / Автоматическая сварка. – 2009. – №6. – С. 13-16.

76. Савуляк В.І. Наплавлення високовуглецевих покриттів з використанням вуглецевих волокон / В.І. Савуляк, С.А. Заболотний, В.Й. Шенфельд // Проблеми трибології. – 2010. – №1. – С. 66 – 70.

77. Головки В.В. Влияние нановключений на формирование структуры металла швов ферритно-бейнитных сталей / В.В. Головки, Г.М. Григоренко // Збірник наукових праць НУК. - 2011. - №4. - С. 49-57.

78. Головки В.В. Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей / В.В. Головки, И.К. Походня // Автоматическая сварка. – 2013. №6. с. 3-11.

79. Григоренко Г.М. Влияние нанопрошковых инокуляторов на структуру и свойства литого металла высокопрочных низколегированных сталей / Григоренко Г.М., Костин В.А., Головки В.В., Жуков В.В., Зубер Т.А. // Современная электротехнология – 2015– № 2 –С. 32–41.

80. Головки В.В. Дослідження впливу наноутворень в металі на формування мікроструктури зварного шва та його механічні властивості / Головки В.В., Степанюк С.М., Єрмоленко Д.Ю. //Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. Вып. 64. – 2012. – С.155-159

81. Звіт про науково-технічну роботу «Дослідження впливу наноутворень на формування мікроструктури зварних швів високоміцних низьколегованих сталей для експлуатації в екстремальних умовах» / С.К. Фомічов, П.І. Лобода, В.Д. Кузнецов, І.В. Смирнов, В.В. Головки. – НТУУ «КПІ», 2013. –239с.

82. Хокинг М. Металлические и керамические покрытия/ М. Хокинг, В. Васантасри, П. Сидки.– М.: Мир, 2000.– 518 с.

83. Соколов Г. Н. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама / Г. Н. Соколов, И. В. Лысак, А.С. Трошков, И. В. Зорин // Физика и химия обработки материалов. – 2009.– №6 – С.18-25.

84. Pawlowski L. The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings / L. Pawlowski . – John Wiley & Sons, Ltd, 2008. – P. 626.

85. Морохов И.Д. Ультрадисперсные металлические среды/ И. Д. Морохов, Л. И.Трусов, С. П. Чижик.– М.: Атомиздат, 1977.– 264 с.
86. Газотермическая обработка керамических оксидов / М. Н. Бодяко, Ф.Б. Вурзель, Е.В. Кремко [и др.]; Под ред. О. В. Романа. – Минск: Наука и техника, 1988.– 223 с.
87. Кузнецов В. Д. Вплив модифікування наночастинками оксидів на структуроутворення зварних швів низьколегованих сталей / В.Д. Кузнецов, І.В. Смирнов, Д.В. Степанов, К.П. Шаповалов // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». - 2013. - №41 - С. 61-68.
88. Kuzniecowa W. Effect of Nano-oxides on the Structure and Properties of Low-alloy Steel Weld Metal / W. Kuzniecowa, K. Szapowalowa // Biuletyn instytutu spawalnictwa. - 2014. - №5 - P.103-108.
89. Патент на корисну модель № 98985 UA, МПК (2006.01) В 23К 9/16. Спосіб електродугового зварювання з введенням у зварювальну ванну нанокomпонентів / В.Д. Кузнецов, П.І. Лобода, С.К. Фомічов, І.В. Смирнов, Д.В. Степанов. – № у 2014 13486; заявл. 15.12.14; опубл. 12.05.15. Бюл. №9.
90. Патент на корисну модель № 105188 UA, МПК (2006.01) В 23К 9/16. Спосіб електродугового зварювання та наплавлення з введенням у зварювальну ванну нанокomпонентів / В.Д. Кузнецов, Д.В. Степанов. – № у 2015 08024; заявл. 12.08.15; опубл. 10.03.16. Бюл. №5.
91. Перемитько В.В. Износостойкая дуговая наплавка по слою легирующей шихты / В.В.Перемитько // Автоматическая сварка. – 2014. – №8. – С.56–59.
92. Прохоров Н.Н. Физические процессы в металлах при сварке. Т.1. Элементы физики металлов и процесс кристаллизации.– Изд-во «Металлургия», 1968. – 695 с.
93. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. – М.: – Машгиз, 1951. – 296 с.

94. Акулов, А.И. Технология и оборудование сварки плавлением. / А.И. Акулов, Г.И. Бельчук, В.П. Демянцевич, – М.:, «Машиностроение», 1977.– 432с.
95. В. М. Коперсак. Теорія процесів зварювання - 1. Джерела нагрівання та теплові процеси при зварюванні. Текст лекцій. Навчальне електронне видання. Київ, 2011 – 348 с.
96. Номенклатурные правила ИЮПАК по химии. Т. 4: Аналитическая химия/Пер.: В.И. Игнатова, Е.Я. Неймана; Под ред. Ю.А. Золотова, Е.Я. Неймана; Редкол.: Г.Б. Бокий (гл. ред.). – М. 1985.
97. Аналітична хімія / В.В. Болотов, О.М. Свечникова, С.В. Колісник та ін. — Х.: Видавництво НФаУ; Оригінал, 2004. - 480 с.
98. Кузнецов В.Д. Порівняльна оцінка зносостійкості поверхневих шарів різного складу в умовах тертя без мащення та абразивного зношування / В.Д. Кузнецов, В.М. Пащенко, І.В. Смирнов, Д.В. Степанов // Науково-технічний журнал Проблеми тертя та зношування. Київ НАУ 2014 №2(63); с. 85-91.
99. Кузнецов В.Д. Износостойкая наплавка с вводом в сварочную ванну нанопорошков / В.Д. Кузнецов, Д.В. Степанов // Автоматическая сварка - 2015 №5-6. - С. 52-56.
100. Кузнецов В.Д. Вплив наноксиду кремнію та вуглевмісного матеріалу на зносостійкість наплавленого металу / В.Д. Кузнецов, Д.В. Степанов, В.М. Пащенко, В.В. Перемітько // Науково-технічний журнал Проблеми тертя та зношування. Київ НАУ 2015 №3 (68); с. 31-38.
101. Кузнецов В.Д. Структура и свойства металла сварного шва, модифицированного наноксидами / В.Д. Кузнецов, Д.В. Степанов. – Автоматическая сварка - 2015 №11. - С. 19-24.



**ДОДАТОК А**  
**ПАТЕНТИ ОДЕРЖАНІ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ**  
**РОБОТИ**



(11) **98985**(19) **UA**(51) МПК  
*B23K 9/16 (2006.01)*

(21) Номер заявки: **u 2014 13486**

(22) Дата подання заявки: **15.12.2014**

(24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: **12.05.2015**

(46) Дата публікації відомостей про видачу патенту та номер бюлетеня: **12.05.2015, Бюл. № 9**

(72) Винахідники:  
**Кузнецов Валерій Дмитрович, UA,  
Лобода Петро Іванович, UA,  
Фомічов Сергій Костянтинович, UA,  
Смирнов Ігор Володимирович, UA,  
Степанов Денис Володимирович, UA**

(73) Власник:  
**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ "КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ",  
пр. Перемоги, 37, м. Київ-56,  
03056, UA**

(54) Назва корисної моделі:

**СПОСІБ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ З ВВЕДЕННЯМ У ЗВАРЮВАЛЬНУ ВАННУ НАНОКОМПОНЕНТІВ**

(57) Формула корисної моделі:

Спосіб електродугового зварювання з введенням у зварювальну ванну нанокompонентів, що включає формування шва плавленням і кристалізацією основного металу і електрода при його переміщенні в напрямку зварювання, який **відрізняється** тим, що спосіб введення у зварювальну ванну нанокompонентів здійснюють плавленням попередньо виготовленої лігатури із суміші порошку заліза і наноксидів у заданому об'ємному співвідношенні, яку спікають у стрижень певного діаметра і довжини та закладають у розділку крайок перед зварюванням.



(11) **105188**(19) **UA**(51) МПК  
**B23K 9/16 (2006.01)**(21) Номер заявки: **u 2015 08024**(22) Дата подання заявки: **12.08.2015**(24) Дата, з якої є чинними права на корисну модель: **10.03.2016**(46) Дата публікації відомостей про видачу патенту та номер бюлетеня: **10.03.2016, Бюл. № 5**(72) Винахідники:  
**Кузнецов Валерій  
Дмитрович, UA,  
Степанов Денис  
Володимирович, UA**(73) Власник:  
**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ  
УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ  
"КИЇВСЬКИЙ  
ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ",  
пр. Перемоги, 37, м. Київ-56,  
03056, UA**

(54) Назва корисної моделі:

**СПОСІБ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ З ВВЕДЕННЯМ У ЗВАРЮВАЛЬНУ ВАННУ НАНОКОМПОНЕНТІВ**

(57) Формула корисної моделі:

Спосіб електродугового зварювання та наплавлення з введенням у зварювальну ванну нанокompонентів, що включає формування шва плавленням і кристалізацією основного металу і електрода при його переміщенні в напрямку зварювання, який відрізняється тим, що нанокompоненти вводять у зварювальну ванну плавленням, попередньо виготовленої лігатури із суміші порошку заліза і нанокompонентів у заданому об'ємному співвідношенні, яку наносять на поверхню зварювання або наплавлення, попередньо змішуючи з ґрунтовкою ГФ-021.