

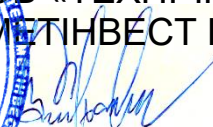
УДК 620.22, 620.1; 620.179, 669-1
№ держреєстрації 0125U001251

Товариство з обмеженою відповідальністю
«ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»
69008, м. Запоріжжя вул. Південне шосе 80



ЗАТВЕРДЖУЮ

проректор з науково-дослідної роботи
ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
«МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»


Володимир КУХАР
«15» січня 2026 року

ЗВІТ
ПРО НАУКОВО-ДОСЛІДНУ РОБОТУ
«Розвиток технологічних основ підвищення комплексу службових
властивостей матеріалів за рахунок комбінованого
впливу на макроструктуру, мікроструктуру та хімічний склад
(проміжний)

Етап 1. Розвиток теоретичних основ для створення комбінованих процесів удосконалення структури та властивостей сплавів для підвищення результативної ефективності виробу на протязі всього його життєвого циклу

Науковий керівник, д.т.н., доцент  Володимир ПАШИНСЬКИЙ
«26» грудня 2025 року

2025

Рукопис закінчено «26» грудня 2025 року

Результати роботи розглянуто Науково-технічною радою ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА», протокол № 6 від «15» січня 2026 року


СПИСОК АВТОРІВ

Керівник НДР,
д.т.н., доцент



Володимир
ПАШИНСЬКИЙ
(вступ, розділи 1 - 3)

Відповідальний
виконавець, к.т.н.



Ігор БОЙКО
(вступ, розділи 1,3,4)

Виконавець, д.т.н., ст.
наук. співробітник



Олена ПАШИНСЬКА
(вступ, розділи 1,2)

Виконавець, к.т.н.



Тетяна КУЛІК
(вступ, розділи 1,5)

Виконавець, PhD



Артем АРУСТАМЯН
(вступ, розділ 5)

Виконавець
студент гр. ПМі-23-1п




Сергій СТЕЦЕНКО
(розділ 5)

Виконавець
студент гр. ПМн-24-1п



Костянтин ГУЛЬ
(розділ 4)

Виконавець
студент гр. ПМі-23-1п



Денис ЛІСНЯК
(вступ, розділ 5)

Виконавець
студентка гр. МЗ-23-16



Яна ГОРБАТЮК
(розділ 4)

Виконавець
студент гр. ПЗ-23-16



Вікторія БОКАЙЧУК
(розділ 4)

РЕФЕРАТ

Ключові слова: КОМБІНОВАНА ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ, ПРОКАТКА ЗІ ЗСУВОМ, РОТАЦІЙНА ОБКАТКА, МЕЖА МІЦНОСТІ, ВІДНОСНЕ ПОДОВЖЕННЯ, ЗНОСОСТІЙКІСТЬ, ЗВАРЮВАННЯ, ВИСОКОМАРГАНЦОВИСТА СТАЛЬ, НАГАРТУВАННЯ, НАПЛАВЛЕННЯ, РОЗМІР ЗЕРНА, НЕМЕТАЛЕВІ ВКЛЮЧЕННЯ, КАРБІДНА ФАЗА

Об'єкт дослідження – Метали та сплави, що піддаються пластичній деформації при формоутворенні, а також деформації та зношуванню внаслідок дії технологічних факторів при експлуатації

Мета роботи – розвиток технологічних основ процесів обробки металів та сплавів з забезпеченням підвищеної результуючої ефективності виробу на протязі всього його життєвого циклу.

Предмет дослідження: структурні перетворення та зміна механічних властивостей в процесі формування та експлуатації та відновлення деталей устаткування

Результати та їх новизна: Встановлено, що у формування дрібніших блоків після стандартної прокатки (СТ), порівняно з прокаткою зі зсувом (ПЗ), обумовлює більш високий рівень мікронапруг і, відповідно, мікротвердості; у поздовжньому перерізі всі показники (розмір зерна, коефіцієнт витягнутості, розмір блоків) вищі для СТ. У формування структури при СТ помітний внесок вносять мікронапруги, пов'язані з сильною анізотропією зерен та субзерен, що й відбивається на результатах мікротвердості. Після прокатки зі зсувом (ПЗ) спостерігається нетипова поведінка матеріалу: розмір зерен, їх коефіцієнт витягнутості та величина блочності у поперечному перерізі більше, ніж у поздовжньому. Велика деформованість зерен у поперечному перерізі після ПЗ у порівнянні зі стандартною прокаткою, зумовлює високу мікротвердість.

Показано, що в результаті обробки ПЗ в поздовжньому перерізі формуються блоки, які можна порівняти з величиною зерна в поперечному перерізі. Підтверджено гіпотезу про руйнування текстури при ПЗ на останніх стадіях деформації. Формування після ПЗ більш дрібної, але також витягнутої структури та одночасне зменшення далекосяжних полів напруг і пружних спотворень кристалічних ґрат (у порівнянні зі стандартною прокаткою) свідчать про розвиток процесу спрямованої рекристалізації в ході деформації.

Для високомарганцовистих сталей дослідження показали, що найбільш небезпечною морфологією карбідів є локалізація часток на границях зерен. Окремі частки карбідів в тілі зерна не приводять до зниження зносостійкості, тоді як виділення суцільних ланцюжків на границях зерен провокує утворення крихких тріщин. У реальних виливках є також неметалеві включення (оксиди, сульфід, з'єднання фосфору) і розчинені гази, з яких найшкідливішим є водень. Зараз нормативна документація не регламентує вміст цих включень. Тому необхідні додаткові дослідження для визначення допустимих меж їх присутності.

Проведені дослідження підтвердили можливість використання металу типу X65Cr23Mn12Ni3 для наплавлення деталей зі сталі Гадфільда згідно діючого в Україні стандарту ДСТУ EN 14700:2019 «Матеріали зварювальні. Зварювальні матеріали для наплавлення».

Встановлено, що висока середня густина зварювального струму пучка $j = 24,7 \text{ A/mm}^2$, недосяжна для наплавлення одиночним електродом, дозволяє наблизити продуктивність наплавлення до рівня механізованих способів.

Аналіз технологічних особливостей формування горловин малого діаметра методом ротаційної обкатки підтверджує його ефективність. Поєднання пластичної деформації, контрольованої термомеханіки та

моделювання забезпечує отримання деталей із високими експлуатаційними характеристиками та мінімальною кількістю дефектів. Ротаційна обкатка створює умови для широкого застосування моноблочних корпусів роликів і підвищення ресурсу конвеєрного обладнання

Інформація щодо впровадження – в навчальному процесі при викладанні спеціальних дисциплін.

Зв'язок з іншими роботами: Дослідження виконані з урахуванням проблематики, яка виникає на підприємствах МЕТІНВЕСТ ХОЛДІНГУ

Рекомендації щодо використання – планується використовувати при розробці технологічних основ процесів обробки металів та сплавів з забезпеченням підвищеної результуючої ефективності виробу на протязі всього його життєвого циклу.

Сфера застосування: виробництво металопродукції методами пластичної деформації, термічна обробка сплавів, ремонт та відновлення деталей устаткування зварюванням та наплавленням

Економічна та соціально-економічна ефективність роботи: запропоновані теоретичні підходи для ресурсо- та енергозбереження в процесі виробництва та відновлення металопродукції.

Значимість роботи: отримані результати дозволяють перейти до розробки технологічних схем виготовлення металопродукції.

Умови одержання ЗВІТУ: за договором.

ЗМІСТ

	ВСТУП	7
1.	АНАЛІЗ СТАНУ ПИТАННЯ ТА ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ	9
2.	ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ПІДВИЩЕНОГО КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ КОМБІНОВАНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ «ПРОКАТКА З ЗСУВОМ»	14
3	ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТРУКТУРИ ЛИТИХ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ НА ЇХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА ОЦІНКА МОЖЛИВОСТІ ВИПРАВЛЕННЯ ДЕФЕКТІВ ШЛЯХОМ ЗАВАРЮВАННЯ	23
4	РОЗВИТОК ТЕХНОЛОГІЙ РЕМОНТУ ТА ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ЗА РАХУНОК ВИКОРИСТАННЯ ВИСОКОПРОДУКТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ НАПЛАВКИ	27
5	ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ФОРМУВАННЯ ДЕТАЛЕЙ УСТАТКУВАННЯ МЕТОДАМИ ЛОКАЛЬНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ	31
	ВИСНОВКИ	34
	ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ	37

ВСТУП

Сучасні підходи до забезпечення ефективності використання матеріалів для виготовлення деталей устаткування побудовані на комплексній оцінці технічних та економічних показників виробу на кожному етапі його життєвого циклу з інтегральним узагальненням цих показників. Тому важливою задачею вибору матеріалів та методів їх обробки є створення наскрізної технології виготовлення експлуатації, обслуговування, та утилізації виробу.

Значний ефект може бути досягнутий за рахунок використання комбінованих процесів, зокрема технологій високоточної пластичної деформації, яка зменшує потребу у наступній обробці різанням, комбінованої деформації, яка забезпечує не тільки отримання заданої форми, але й одночасно знижує витрати енергоресурсів на формозмінення та забезпечує формування структури матеріалу з підвищеними механічними та службовими властивостями.

Суттєвим резервом підвищення довговічності деталей є оптимізація їх хімічного складу та структури у звужених відносно вимог нормативної документації межах та передбачення на стадії проектування можливостей ремонту та відновлення деталей, зокрема, методами наплавлення. Але слід враховувати, що будь-яка регламентація складу та структури створює технологічні труднощі при виробництві матеріалу, тому такі обмеження повинні вводитися на основі об'єктивних даних і забезпечувати реальну ефективність процесу в цілому.

Щодо відновлення наплавленням, то необхідно враховувати, що ремонтні роботи проводиться, як правило, не на спеціалізованих підприємствах, а у польових умовах з використанням різних способів ручного або механізованого зварювання. Це вимагає розробки гнучких та

відносно простих технологій з використанням недефіцитних матеріалів для наплавлення.

Беручи до уваги велику кількість матеріалів, які використовуються для виготовлення промислового механічного обладнання та широкий інтервал коливання експлуатаційних параметрів, розробка комплексного підходу має проводитися для окремих груп матеріалів.

Таким чином розвиток теоретичних основ для створення ресурсозберігаючих процесів оптимізації структури та властивостей сплавів в залежності від умов експлуатації виробів є актуальною задачею. Різноманітність умов експлуатації конкретних виробів обумовлює необхідність адаптації базових підходів до конкретних умов експлуатації, що становить самостійну задачу дослідження.

1. АНАЛІЗ СТАНУ ПИТАННЯ ТА ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ

Алюмінієві сплави є важливим конструкційним матеріалом, який використовується для виготовлення корпусних деталей, конструкційних профілів та листових матеріалів. В літературі широко представлені результати досліджень, метою яких було вивчення впливу схеми деформації при прокатці зі зсувом (ПЗ) на зміну структури та властивостей алюмінієвого сплаву. Такий вид обробки знаходить все більше застосування для інтенсифікації процесів формозмінення [1] та отримання підвищених механічних характеристик деформованих металевих матеріалів [2]. Встановлено, що зміна напруженого стану активує процеси накопичення та перерозподілу дефектів кристалічної будови, що впливає на перебіг процесів повернення та рекристалізації [3]. Чисельними дослідженнями встановлено, що процес таких структурних перетворень залежить як від внутрішніх факторів (тип кристалічної решітки сплаву, вихідний структурний стан) [4], так і від реалізації типу технологічного процесу для створення зсувних деформацій під час обробки [4, 5]. Так, наприклад в роботі [6] досліджується можливість математичного моделювання процесів формування структури в ході інтенсивної пластичної деформації. Але більшість авторів використовує методи експериментального дослідження структурних перетворень для матеріалів з певним типом кристалічної решітки. Автори роботи [7] досліджували перетворення в сплавах на основі магнію і зроблено висновок, що інтенсивна пластична деформація активує полегшений розвиток динамічної рекристалізації. Однак магній має гексагональну щільноупаковану кристалічну решітку, тоді як значна кількість технічних сплавів мають кубічну гранецентровану кристалічну решітку, тому результати роботи [7] не можуть бути прямо перенесені на такі матеріали.

В тих же випадках, коли досліджувалися структурні зміни в металах з ГЦК решіткою, використовувалася гаряча пластична деформація [8], що утруднювало розділення ефектів температурного та деформаційного впливу при обробці. Значний інтерес становить дослідження структурних перетворень при інтенсивній пластичній деформації сплавів на основі алюмінію, який має ГЦК решітку, але завдяки високій пластичності може бути деформований при температурах значно нижчих температури статичної рекристалізації. Так, в роботі [9] досліджені структурні перетворення при інтенсивній пластичній деформації листа з алюмінієвого сплаву, але автори все таки застосовували підігрів матеріалу до 200 – 300 °С, а деформацію проводили на зразку, який розміщувався в гідравлічному пресі. Значно більший інтерес становить технологічна схема, коли деформація реалізується в процесі прокатки при кімнатних температурах в спеціально розроблених профільованих валках [10]. Тому в даному дослідженні використовувалися матеріали, отримані саме по такій технології.

Сталь 110Г13 широко використовується в промисловості для виготовлення деталей, від яких потрібна висока зносостійкість у важких умовах ударно-абразивного зношування [11]. Зносостійкість сталі 110Г13 виникає тільки внаслідок специфічної здатності саме марганцевистого аустеніту до дуже сильного зміцнення при пластичній деформації. Твердість марганцевистого деформованого аустеніту може досягати 600 НВ, що близько до твердості мартенситу. При цьому він в ньому виникає специфічна двійникова структура, яка виглядає як пакети паралельних ліній, що перетинаються під певними кутами.

При введенні до складу сталі 11 % марганцю (і більше) аустеніт залишається стабільним до кімнатних температур. Однак можуть відбуватися 2 процеси:

1. Вторинний цементит все-таки може виділитися в невеликій кількості. При цьому він випадає на границях зерен аустеніту.

2. Через неоднорідного розподілу марганцю (явище дендритної ліквідації) у місцях, збіднених марганцем, створюються умови більш інтенсивного виділення карбідів. Так вони можуть формувати скупчення.

Тому в литій сталі формування деякої кількості карбідної фази – неминуче явище і потрібна розробка шкали для оцінки неоднорідності та обґрунтованих вимог щодо допустимості такої неоднорідності в залежності від умов експлуатації виробів.

Подальша експлуатація виробів з високомарганцовистих сталей супроводжується їх зношуванням. Відновлення працездатності можливо як методами заміни деталей, так і методами їх ремонту та наплавлення.

Сучасний стан гірничо-видобувної, переробної, дорожньої, будівельної та інших секторів промисловості України може суттєво вплинути на попит на вкриті електроди, які здатні до використання при веденні зварювально-відновлювальних робіт сталей типу 110Г13 та її аналогів. Основні області застосування – це деталі гірничо-видобувної, переробної та залізничної тематики: дробильні кліщі, біла, броні і ролики, конуси і корпуси роторних та щоккових дробарок, зуби екскаваторів, гусеничні траки, а також залізничні хрестовини. Необхідну твердість наплавлений метал набуває після операції холодного механічного зміцнення (наклепу) або в процесі експлуатації, коли поверхня піддається інтенсивним ударним навантаженням [12].

Зниження шкідливих домішок в основному металі часто ускладнене з огляду на низку металургійних особливостей виплавки цієї сталі, а часткове їхнє виведення з металу шва здійснюється завдяки рафінуванню ванни в результаті взаємодії кальцієвих з'єднань шлаку і розплавленого металу. Очевидно, що успішне зварювання і наплавлення сталі Гадфільда, як і низки сталей аустенітного класу, є свого роду компромісом

між забрудненістю наплавленого металу шкідливими домішками та величиною зерен, а також гомогенністю наплавленого металу, пов'язаною з нерівномірним розподілом легувальних елементів у наплавленому металі. Проблема нерівномірного розподілу легувальних елементів у металі шва під час наплавлення високовуглецевих сталей здебільшого пов'язана з нерівномірністю плавлення електродного покриття, яке періодично буквально «обсипається» шматками у ванну і не встигає в ній розчинитися. Це пов'язано з використанням як вуглецевоутворюючого компонента електродних покриттів графіту, що істотно погіршує плавлення покриття електрода при введенні в кількостях більше 2 % [13]. Тому подальше вдосконалення складу електродів є актуальною задачею.

Не менш актуальною задачею є вдосконалення самої технології наплавлення за рахунок використання нових матеріалів та технологічного устаткування. Відносно низька продуктивність наплавлення покритими електродами пояснюється обмеженістю сили зварювального струму, що проходить через електродний стрижень, і перегріває його. Знизити густину струму до безпечного рівня дозволяє розроблений у середині минулого століття інженером В. С. Володіним метод зварювання покритими електродами, зібраними у пучок. У цьому випадку вдається різко збільшити допустиму для пучка силу зварювального струму [14, 15]. Відомості про практику промислового використання пучка електродів для наплавочних робіт вельми обмежені. Наплавлення пучком електродів, розташованих в лінію впоперек шва, наближає процес до механізованого наплавлення електродною стрічкою і, відповідно, дозволяє у цілому підвищити продуктивність технології наплавлення покритими електродами. Одночасно знижуються питомі витрати електричної енергії у порівнянні з наплавленням одним покритим електродом, який має діаметр, рівний діаметру окремих електродів, зібраних у пучок.

Широкому впровадженню технології наплавлення пучком покритих електродів у теперішній час перешкоджають недостатньо вивчені питання стабільності електродугового процесу та особливості перенесення електродного металу при даному способі обробки металу.

Дослідження вказаних процесів ускладнюється впливом спеціального складу покриття електродів для наплавлення, що містить до 80 % феросплавів. Незважаючи на те, що стандартні типи покриття забезпечують задовільну стабільність електродугового процесу, вона набагато нижча, ніж при використанні загально вживаних електродів для зварювання.

Мета даної частини дослідження - порівняльні дослідження стабільності електродугового процесу, масопереносу та продуктивності наплавлення одиничним покритим електродом та пучком електродів.

Ще одним резервом економії матеріалів та енергії є формування деталей методами пластичної деформації без зняття стружки. Формування горловин малого діаметра на трубних заготовках є одним із ключових етапів виготовлення моноблочних корпусів, роликів стрічкових конвеєрів, оскільки від геометричної точності та термомеханічних умов формозміни залежать герметичність, міцність і довговічність роликів опор. Традиційні методи механічної обробки не забезпечують отримання довгих горловин відносно діаметра та формують концентратори напружень у перехідних зонах, що знижує ресурс деталі. Зварні шви та додаткові елементи також створюють ослаблені ділянки й погіршують втомну міцність. Одним з варіантів вирішення проблеми є ротаційна обкатка (spinning) як метод локальної пластичної деформації набула поширення як високотехнологічний спосіб отримання точних і малодефектних горловин [16, 17]. Тому така технологія є перспективною і розробка технологічних основ її застосування є актуальною задачею.

2. ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ПІДВИЩЕНОГО КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ КОМБІНОВАНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ «ПРОКАТКА З ЗСУВОМ»

Методи та методики дослідження. Наявність зсувної складової деформації забезпечували прокаткою на профільованих валках (ПЗ) [10]. Для порівняння стандартну прокатку (СП) виконували на гладкій бочці. Деформацію здійснювали без нагріву, щоб уникнути впливу структурних термічно активованих перетворень.

Хімічний склад досліджуваного алюмінієвого сплаву наступний (% ваг.): Cu - 3.8-4.8; Mn - 0.4-0.8; Mg - 0.4-0.8; Si 0.7; Fe 0.7.; Al – основа. Пруток діаметром 30 мм відпалювали при температурі 500 °C і гартували у воду. Зразки витримували при кімнатній температурі для завершення процесу природного старіння в повному обсязі, протягом 5÷7 діб для старіння дюралюмінієвого сплаву після загартування.

Структура сплаву після відпалу являє собою твердий розчин з вторинними включеннями різних інтерметалічних сполук. Після гарту з оптимальних температур (500 °C) основна кількість сполук CuAl_2 та Mg_2Si розчиняється в алюмінії. Однак сполуки заліза не розчиняються, тому його включення спостерігаються в алюмінієвому твердому розчині (рис. 2.1). Цей стан матеріалу було обрано як вихідний для проведення порівняльного аналізу впливу на структуру і властивості алюмінієвого сплаву при різних видах прокатки.

Мікроструктуру загартованих і деформованих зразків досліджували при збільшеннях 200÷3000 на приладі «Neophot-32» після багаторазового полірування та двостадійного травлення кордонів зерен розчином ($\text{HF} + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$) та концентрованим розчином ($\text{H}_2\text{O} + \text{HF}$). Фотографування

здійснювали цифровою камерою Nikon. На зразках у поперечному і подовжньому напрямках проводили кількісну оцінку розмірів зерен та їх фрагментів, а також вимірювали мікротвердість при навантаженні 25 г. Статистичну обробку отриманих результатів здійснювали за допомогою програми Statistica 5.5.

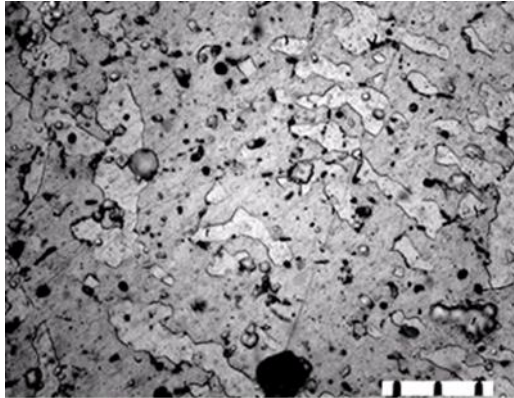


Рисунок 2.1 - Мікроструктура алюмінієвого сплаву після загартування (поперечний переріз, $\times 1000$, відстань між поділами 10 мкм)

Мікроструктуру загартованих і деформованих зразків досліджували при збільшеннях $200 \div 3000$ на приладі «Neophot-32» після багаторазового полірування та двостадійного травлення кордонів зерен розчином ($\text{HF} + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$) та концентрованим розчином ($\text{H}_2\text{O} + \text{HF}$). Фотографування здійснювали цифровою камерою Nikon. На зразках у поперечному і подовжньому напрямках проводили кількісну оцінку розмірів зерен та їх фрагментів, а також вимірювали мікротвердість при навантаженні 25 г. Статистичну обробку отриманих результатів здійснювали за допомогою програми Statistica 5.5.

На автоматизованій установці ДРОН-3 виконували рентгеноструктурний аналіз зразків у подовжньому і поперечному

напрямок після деформації з метою визначення розмірів кристалітів і мікронапруження в кристалах. Метод дозволив отримати статистично надійну інформацію про параметри решітки, розмір зерен-кристалітів, мікроспотворення, кристалографічні текстури, а також визначити ступінь анізотропії після деформації. Зйомку проводили у випромінюванні заліза. Як еталон прийнятий монолітний зразок з хімічно чистого алюмінію (99.99%). Після прокатки його піддавали пресуванню, в результаті чого логарифмічний ступінь деформації матеріалу склав $\epsilon = 1.1$. Для зняття внутрішніх напруг, викликаних деформаційною обробкою, та отримання порівняно великого зерна зразок нагрівали до $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 25 хв, після чого охолоджували з відкритою піччю (для виключення виділення вторинних фаз). Зйомка рентгенограми відпаленого зразка була еталонною: порівняння з нею дозволило розділити ефекти, що вносять внесок у зміну структури при різних типах деформації.

Для контролю властивостей були відібрані зразки після деформації за стандартною схемою (зі ступенем деформації $\epsilon = 1.52; 2.01; 2.22; 2.65$) та прокатки зі зсувом ($\epsilon = 0.62; 1.56; 1.94; 2.41$).

Результати. Для оцінки зміни механічних характеристик було проведено вимірювання мікротвердості сплаву у різних площинах (вздовж та поперек напрямку прокатки). На рис. 2.2 наведено дані щодо зміни значень мікротвердості H_{μ} при підвищенні ступеня деформації за СТ- та ПЗ-технологіями. З аналізу графіка видно, що в зразках після СТ на всіх етапах мікротвердість в поперечному перерізі вище, ніж у поздовжньому. Різниця у значеннях H_{μ} для різних перерізів із збільшенням ступеня деформації зростає ($\Delta H_{\mu} = 20; 30; 35\text{ Н/мм}^2$), проте на останньому проході зменшується на $\Delta H_{\mu} = 20\text{ Н/мм}^2$. Для зразків після ПЗ на першому етапі деформування мікротвердість у поздовжньому перерізі вище, ніж у поперечному, а на наступних етапах тенденція аналогічна зразкам,

прокатаним за СТ-технологією. Зі зростанням ступеня деформації різниця у значеннях для поздовжнього та поперечного перерізів збільшується ($\Delta H_{\mu} = 12; 17; 25; 45 \text{ Н/мм}^2$). Загалом з підвищенням ступеня деформації для всіх зразків після прокатки зі зсувом спостерігається зростання значень мікротвердості в обох перерізах, тільки на останньому проході після ПЗ вона знижується, причому у поздовжньому перерізі значно. На початкових етапах деформації анізотропія мікротвердості при ПЗ менше, ніж при СТ, проте на останньому етапі перевищує анізотропію H_{μ} в стандартних зразках.

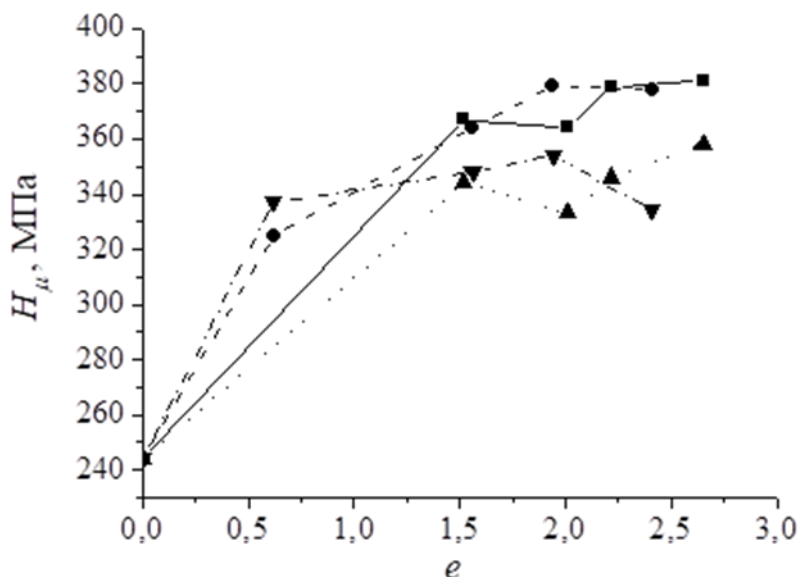


Рисунок 2.2 - Залежність мікротвердості від ступеня деформації в поперечному (■ – СТ, ● – ПЗ) та поздовжньому (▲ – СТ, ▼ – ПЗ) перерізах

Падіння мікротвердості на останньому переході може бути пов'язане з перебігом in-situ повернення або рекристалізації в процесі деформації. У ряді публікацій [5 – 10] обговорювалося питання щодо можливості перебудови дефектної структури в алюмінієвих сплавах при деформації в

області низьких та високих температур. У публікаціях зазначається, що внаслідок високої енергії дефекту упаковки в алюмінії найбільш ймовірно перебіг повернення, що перешкоджає розвитку рекристалізації. В роботі [9] показано, що при складному навантаженні в алюмінії можливий розвиток складних процесів, що поєднують повернення та рекристалізацію в процесі деформації. Показано, що це призводить до формування структур змішаного типу, для яких характерна наявність зерен із субграницями та дрібних зерен без субграниць, з малою кількістю дефектів у полі зерна, що характеризуються висококутовими границями. Тому питання механізмів перебудови тонкої структури в алюмінієвих сплавах при деформації нині залишається дискусійним.

Однак, незважаючи на різницю в трактуванні природи спостережуваного знеміцнення, безперечним фактом залишається те, що при використанні комбінованої пластичної деформації зі зсувом починаються процеси активної перебудови структури завдяки не тільки збільшенню щільності дефектів, але і їх еволюції.

Для встановлення природи змін структури, що спостерігаються, використовували методи мікроструктурного кількісного аналізу. При падінні рівня мікротвердості у разі перебігу процесів повернення *in-situ* розміри зерен не повинні суттєво збільшуватись. Якщо ж при деформації проходить рекристалізація *in-situ*, то це має знайти відображення у зміні розміру та форми зерна (коефіцієнта витягнутості). Розміри зерен та параметри статистичної обробки результатів наведені в табл.2.1.

З даних таблиці видно, що прокатка по СТ і ПЗ технологіях у поперечному перерізі призводить до загального подрібнення структури та виділення другої фази. Розмір зерна перших етапах деформації зменшується до $6\div 20$ мкм. На останніх етапах деформації для ПЗ характерна поява дрібних ($0.3\div 0.5$ мкм) рівноосних фрагментів, у той час

як для СТ технології характерний розмір зерен становить $1 \div 4$ мкм. Аналіз даних табл. 1 показує, що в стандартних зразках середній розмір зерен у поздовжньому перерізі більше, ніж у поперечному приблизно на 35%, коефіцієнт витягнутості поводить ся аналогічно (різниця між подовжнім і поперечним перерізами приблизно 40%).

Таблиця 2.1 - Результати кількісної металографії деформованих зразків та статистичної обробки результатів

Обробка	Середній розмір зерен, мкм			K_{ϕ}	Статистичні характеристики			
	$d_{\text{прод}}$	$d_{\text{попер}}$	$(d_{\text{попер}} + d_{\text{прод}})/2$		довір. інт.	екс-цес	Асиметрія	дисперсія
Вихідний стан	21.03	7.17	14.09	0.33	± 0.37	2.94	1.41	1.44
СТ, $e = 2.65$, продовжній переріз	7.09	1.62	4.35	0.23	± 0.75	2.20	1.3	5.88
СТ, $e = 2.65$, поперечний переріз	4.08	1.55	2.82	0.38	± 0.31	1.42	0.80	1.02
ПЗ, $e = 2.41$, продовжній переріз	2.22	1.07	1.64	0.48	± 0.2	0.70	0.56	0.42
ПЗ, $e = 2.41$, поперечний переріз	3.46	1.25	2.36	0.36	± 0.29	1.14	1.09	0.89

В зразках, прокатаних по технології ПЗ спостерігається зворотна тенденція: у поздовжньому перерізі середній розмір зерен менший, ніж у поперечному в середньому на 30 %, коефіцієнт витягнутості – на 25 %. Розміри зерен після ПЗ менші, ніж після СТ на 16 % у поперечному перерізі та на 62 % – у поздовжньому.

Коефіцієнт витягнутості після ПЗ приблизно дорівнює (у межах помилки) коефіцієнту витягнутості при СТ у поперечному перерізі та менше на 53% у поздовжньому перерізі. Матеріал після СТ має більші

зерна, ніж після ПЗ; структура в результаті стандартної прокатки має більшу анізотропію (в поздовжньому перерізі і розміри зерен, і коефіцієнт витягнутості значно більше, ніж у поперечному). Після обробки ПЗ структура більш однорідна (відмінності витягнутості зерен в обох перерізах менше в порівнянні зі стандартною прокаткою СТ) і характеризується меншими значеннями розміру зерен. Виконаний кількісний металографічний аналіз показав, що деформація СТ призводить до появи анізотропії, а ПЗ формує більш рівномірну структуру. Дане спостереження свідчить про можливе протікання рекристалізації в процесі деформації. У той же час, ефекти від розвитку рекристалізації *in-situ* повинні проявитися при дослідженнях тонкої структури матеріалу методом рентгеноструктурного аналізу (РСА).

Методом РСА оцінено розміри блоків, щільність дислокацій, рівень мікронапруг для зразків з найбільшими ступенями деформації після 4 проходів. Матеріал після СТ-і ПЗ-обробки мав ступінь деформації ϵ , рівну 2.65 і 2.41 відповідно.

Враховуючи, що в менших кутах сильніше дається взнаки блочність, а у великих - напруги другого роду, аналіз блочності проводили по лініях (111) і (222), а внесок мікронапруг - по лініях (200) і (400) (табл. 2.2).

Порівняння величини мікронапруг дозволяє зробити такі висновки: для відповідних обробок мікронапруги в поперечному перерізі менше, ніж у поздовжньому, приблизно на 30% для СТ і на 50% - для ПЗ; після обробки СТ величина мікронапруг більше, ніж після прокатки зі зсувом на 30 % у поперечному перерізі та на 4 % – у поздовжньому.

Порівняння величин блоків дозволяє зафіксувати, що: для СТ розміри блоків у поперечному перерізі менші, ніж у поздовжньому на 33 %; для ПЗ, навпаки, розміри блоків у подовжньому перерізі менші, ніж у поперечному на 75 %. У подовжньому перерізі розміри блоків після стандартної обробки

більше, ніж після прокатки зі зсувом на 33%; у поперечному перерізі розміри блоків після ПЗ більші, ніж після СТ на 75%.

Таблиця 2.2 - Результати розрахунку величини мікронапруг і розмірів блоків

Вид та ступінь деформації, орієнтація перерізу	Фізичне розширення β				Відносне розширення		Мікронапруги, $\Delta d / d \cdot 10^{-5}$		Розмір блоків D, мкм	
	(111)	(200)	(222)	(400)	$\beta_{222} / \beta_{111}$	$\beta_{400} / \beta_{200}$	(111)	(200)	(111)	(200)
							и (222)	и (400)	и (222)	и (400)
СТ, $e = 2.65$, поперечний переріз	2.25	2.79	4.68	14.64	2.081	5.25	1.588	3.126	0.41	1.29
СТ, $e = 2.65$, подовжній переріз	3.44	3.53	9.03	20.34	2.63	5.77	4.119	4.456	0.61	3.4
ПЗ, $e = 2.41$, поперечний переріз	1.6	2.0	4.68	10.39	2.93	5.19	2.232	2.181	1.61	2.63
ПЗ, $e = 2.41$, подовжній переріз	3.72	3.24	8.51	19.31	2.29	5.97	3.665	4.278	0.41	14.7

Оскільки чим більше вплив параметру $\Delta d/d$ на розширення, то більш рівномірно розподілені дислокації. Це говорить про те, що у разі проведення прокатки зі зсувом дислокації розподілені в об'ємі зерен більш рівномірно, ніж при прокатці за стандартною технологією. У зв'язку з цим оцінили загальну щільність дислокацій у зразках після двох типів деформації (табл. 2.3).

Таблиця 2.3 - Результати визначення щільності дислокацій

Характеристика зразка		Щільність дислокацій $\times 10^8$, см^{-2}
вид деформації	переріз	лінії (111)
СТ $e = 2.65$	поперечний	17.01
	подовжній	12.49
ПЗ $e = 2.41$	поперечний	3.62
	подовжній	27.55

З таблиці видно, що після СТ-прокатки щільність дислокацій у поперечному перерізі більша, ніж у подовжньому; після ПЗ щільність дислокацій вище в подовжньому перерізі порівняно з поперечним. Привертає увагу те що, що середня щільність дислокацій для СТ і ПЗ практично однакова лінії (111): 14.8×10^8 і $15.6 \times 10^8 \text{см}^{-2}$ відповідно.

Однак при СТ дислокації розподілені рівномірніше по різних перерізах. Значна різниця щільності дислокацій у різних перерізах після ПЗ з урахуванням падіння рівня мікротвердості, меншого розміру зерен при ПЗ, розмір блоків може бути пояснена в рамках теорії спрямованої рекристалізації. Слід зазначити, що рівна щільність дислокацій для обох схем деформації відповідає меншому розміру зерен при ПЗ. Вимірювання щільності дислокацій шляхом рентгеноструктурного аналізу відбувається інтегрально, тобто. оцінюється загальна щільність дефектів у матеріалі. Це означає, що в полі зерна при ПЗ щільність дислокацій менша, ніж при СТ, що також опосередковано підтверджує теорію перебігу спрямованої рекристалізації.

3. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТРУКТУРИ ЛИТИХ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ НА ЇХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА ОЦІНКА МОЖЛИВОСТІ ВИПРАВЛЕННЯ ДЕФЕКТІВ ШЛЯХОМ ЗАВАРЮВАННЯ

Основним методом контролю карбідної фази є металографічний аналіз. Оскільки карбіди дрібні і можуть виділятися по границях зерен, це полегшує руйнування металу саме по границях. Крім того, їх виділення свідчить про протікання а значить, збіднені марганцем ділянки можуть гірше наклепуватись у майбутньому.

Тому сталь піддають високотемпературному нагріванню в область, де всі карбіди при витримці розчиняться в аустеніті і сталь набуде однофазної пластичної структури. Температура нагріву становить 1050-1150 °С, точне значення підбирається дослідним шляхом, але загальна закономірність – чим вищий вміст вуглецю, тим вище температура нагріву. При цій температурі не тільки розчиняються карбіди, а й за рахунок дифузії зменшується неоднорідність розподілу марганцю.

Тому якщо температура і час витримки достатні для розчинення карбідів і вилівок буде охолоджуватися досить швидко, щоб вони не виділилися знову, буде отримана необхідна структура – однофазний аустеніт без карбідів. На практиці їх деяка кількість може зберегтися, тому після охолодження потрібен металографічний контроль.

Проведені дослідження показали, що структура виливків броней конусних дробарок утворена великими аустенітними зернами. Розмір зерна становить від –1 до 3 балів. У структурі також є окремі карбіди (рис. 3.1). Дослідження показали, що найбільш небезпечною морфологією карбідів є локалізація часток на границях зерен. Окремі частки карбідів в тілі зерна не приводять до зниження зносостійкості, тоді як виділення

суцільних ланцюжків на границях зерен провокує утворення крихких тріщин.

У реальних виливках є також неметалеві включення (оксиди, сульфіди, з'єднання фосфору) і розчинені гази, з яких найшкідливішим є водень. Включення концентруються на межах зерен ще при кристалізації і також полегшують тенденцію руйнування металу по межах. Боротися з ними можна лише удосконалюючи технологію виплавки. Зараз нормативна документація не регламентує вміст цих включень. Тому необхідні додаткові дослідження для визначення допустимих меж їх присутності.

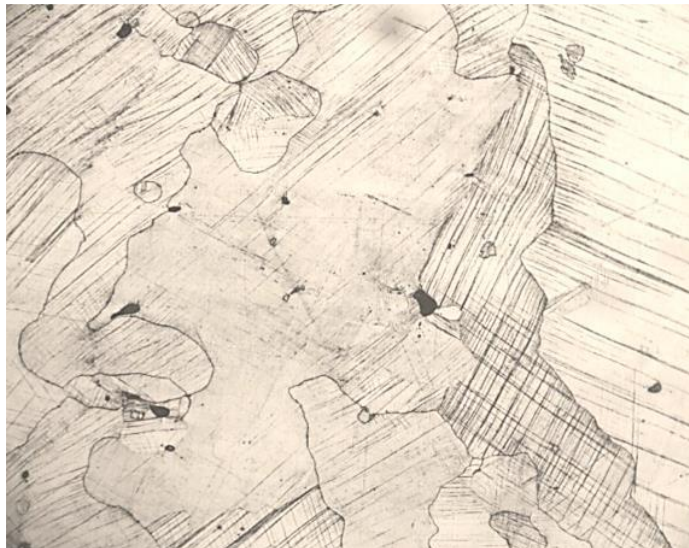


Рисунок 3.1 - Мікроструктура сталі 110 Г13Л після загартування та експлуатації (помітні двійники деформації), $\times 100$

Значно ускладнюється ситуація коли проводиться наплавлення зношених деталей зі сталі 110Г13Л. Як показано у розділі 1, саме обмазка електродів стає джерелом грубих неметалевих включень. Тому були проведені дослідження електродів перспективного складу зі згтженною схильністю до утворення неметалевих включень.

Композиція досліджуваного наплавленого металу відповідає сталі X65Cr23Mn12Ni3. В якості вуглецьутворюючого компоненту наплавочного матеріалу взятий графіт марки ГК-1 із зольністю приблизно 1 %. Головними компонентами шлакової системи є CaO, CaF₂, MnO. Газоутворення при наплавленні відбувається головним чином при термічній дисоціації мармуру марки КМ-315 під час протікання дугового процесу. Основне легування проводиться стержнем електроду. Решта частини легуючої системи забезпечується «чистими порошками»: металевим хромом марки Х98,5, металевим марганцем Мн-95 та порошком нікеля ПНЕ-1, що дозволяє додатково зменшити кількість шкідливих домішок включень в наплавленому металі.

Дослідження мікроструктури наплавленого металу (рис. 3.2) проводилося за допомогою металографічного мікроскопа Leits. Травлення зразка проводили у 20 % царської водки протягом 30 сек. Температура зразка складала 20–30 градусів Цельсія.

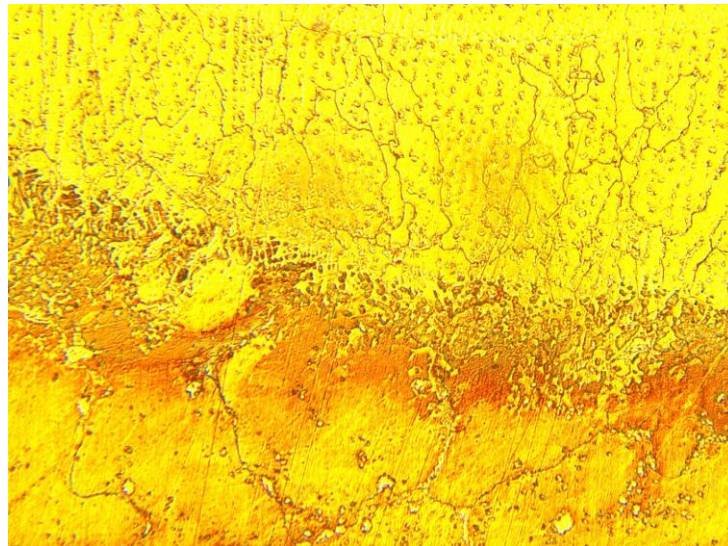


Рисунок 3.2 - Мікроструктура межі сплавлення наплавленого металу (×160)

Проведені дослідження підтвердили можливість використання металу типу X65Cr23Mn12Ni3 та були реалізовані при проєктуванні вкритих електродів для зварювання та наплавлення деталей зі сталі Гадфільда згідно діючого в Україні стандарту ДСТУ EN 14700:2019 «Матеріали зварювальні. Зварювальні матеріали для наплавлення»

4. РОЗВИТОК ТЕХНОЛОГІЙ РЕМОНТУ ТА ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ЗА РАХУНОК ВИКОРИСТАННЯ ВИСОКОПРОДУКТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ НАПЛАВКИ

В даному розділі наведені порівняльні дослідження стабільності електродугового процесу, масопереносу та продуктивності наплавлення одиничним покритим електродом та пучком електродів. Для проведення досліджень були вибрані електроди марки Т 590 (виробник – група компаній «Плазматек»), які широко використовують для відновлюваного наплавлення деталей, що працюють в умовах абразивного зносу. Електроди Т 590 часто називають «сорматові», тому що вони відповідають групі E-Fe15, створюють твердий (58-64 HRC) зносостійкий шар та забезпечують структуру наплавленого металу E-N-Fe-PKE (Primary chromium carbides with austenite-carbide eutectic) [18, 19]. Але разом з цим, підвищений в наплавленому металі вміст вуглецю з високим значенням потенціалу іонізації [20], негативно впливає на стабільність дугового розряду і масоперенос електродного металу.

Об'єктом досліджень слугував електродуговий процес при наплавленні, предметами були вибрані тип переносу електродного металу, стійкість електродугового процесу та продуктивність наплавлення. Для визначення типу переносу та оцінки стійкості дугового процесу використовували осцилограми струму і напруги на дузі, продуктивність наплавлення розраховували за результатами контрольного зважування дослідних зразків.

Стабільність електродугового процесу визначали за значенням коефіцієнта варіації (відсоткове відношення RMS ripple до Mean) вибраного параметра (струм, напруга, частота коротких замикань), при цьому критичне значення коефіцієнта для визнання процесу стабільним було прийняте $K_v = 20 \%$.

Програмою досліджень було передбачено проведення двох серій експериментів з електродами Т 590 діаметром 4 мм: 1) наплавлення одним електродом і 2) наплавлення трьома електродами, зібраними у лінійний пучок. Швидкість наплавлення була вибрана однаковою $V_n = 11$ см/хв. Наплавлення одним електродом, з метою досягнення найбільшої продуктивності технології, виконували на форсованому режимі з параметрами: струм $I_n = 190$ А, напруга на дузі $U_d = 27$ В. Аналіз отриманих осцилограм струму і напруги електродугового процесу (рис. 4.1) показав наявність коротких замикань дугового проміжку – спостерігаються регулярні піки струму з кратністю більше 1,5 та відповідні «провали» напруги нижче 20 В.

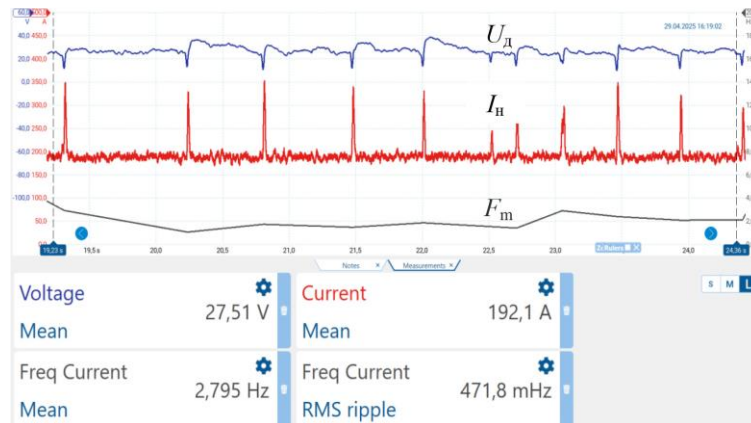


Рисунок 4.1 - Осцилограми напруги на дузі (U_d), зварювального струму (I_n) та графік частоти масопереносу (F_m) при наплавленні одним електродом

Для досліджень електродугового процесу при наплавленні пучком із трьох електродів параметри режиму вибирали виходячи з умови їх реалізації на стандартних промислових джерелах живлення з номінальним струмом $I_{ном} = 315...350$ А, а саме: $I_n = 310$ А, $U_d = 32$ В.

Аналіз осцилограм струму та напруги показав, що у цьому випадку масоперенос відбувається за відсутності коротких замикань дугового проміжку. Спостерігаються (рис. 4.2) нерегулярні піки струму з кратністю менше 1,2 та зниження напруги на дузі до мінімального значення $U_d = 20$ В, яке набагато перевищує напругу короткого замикання.

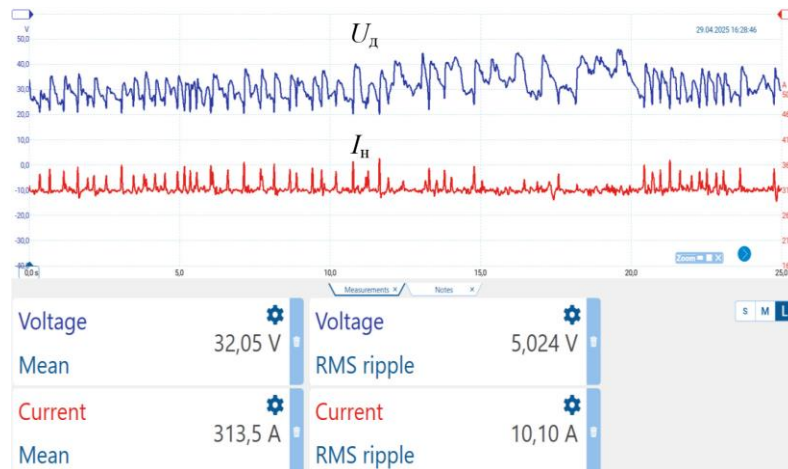


Рисунок 4.2 - Осцилограми напруги на дузі (U_d) і зварювального струму (I_n) при наплавленні пучком електродів

Порівняння результатів виконаних досліджень підтверджує безсумнівну перевагу технології наплавлення пучком електродів. Зокрема, суттєве підвищення продуктивності наплавлення зв'язано з можливістю підвищення густини струму, що проходить через кожний електрод пучка, без небезпеки перегріву металевого стрижня. Зростання густини струму призводить до більш інтенсивного динамічного плавлення кожного електрода і, відповідно, до зміни типу крапельного масопереносу у порівнянні з наплавленням одиничним електродом: з короткими замиканнями дугового проміжку до переносу без коротких замикань.

Зміну типу масопереносу можна пояснити візуальними спостереженнями міграції анодної плями зварювальної дуги між електродами пучка, подібно до відомого процесу міграції дуги при зварюванні стрічковими електродами [21]. Так, при початковому збудженні дуги анодна пляма знаходиться на торці того електроду, який розташований на мінімальній відстані від поверхні наплавлюваної деталі. В міру розплавлення даного електроду зростає площа поперечного перерізу краплі, що формується і видаляється з торця електроду, довжина дуги при цьому зростає до моменту, коли, згідно з принципом термодинамічного мінімуму Штеєнбека [22], напруга на подовженій дузі не досягне величини напруги збудження дугового процесу на торці іншого електроду. Дуга миттєво перекидається на торець сусіднього електроду і далі анодна пляма циклічно переміщується між торцями всіх електродів пучка. Подібний процес міграції анодної плями описаний в [21].

Можливість отримання високої допустимої густини струму дуги при напавленні пучком електродів дозволяє довести продуктивність напавлення до рівня механізованих способів.

5. ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ФОРМУВАННЯ ДЕТАЛЕЙ УСТАТКУВАННЯ МЕТОДАМИ ЛОКАЛЬНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Ротаційна обкатка (spinning) як метод локальної пластичної деформації набула поширення як високотехнологічний спосіб отримання точних і малодефектних горловин. Технологія передбачає послідовне деформування металу обкатними роликками, що обертаються навколо заготовки та створюють контрольовані пластичні зсуви й осаджування матеріалу (рис. 5.1).

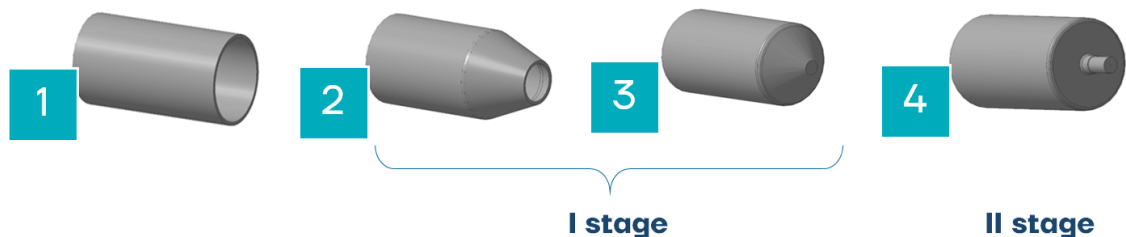


Рисунок 5.1 - Етапи формування горловини

Особливістю процесу є інтегрований вплив сил тертя, контактних напружень і термомеханічних ефектів, що визначають кінцеву форму та структуру металу в зоні горловини. Як показано у роботах [16, 17], термомеханічний стан металу під час ротаційної обкатки має суттєвий вплив на якість формоутворення, рівномірність товщини стінки та стійкість процесу.

Горловини малого діаметра мають жорсткі геометричні вимоги: їхній діаметр зазвичай становить 0,18–0,30 від діаметра трубчастої заготовки, а довжина може перевищувати діаметр у 1,5–2,5 рази. Крім того, перехідна зона між основним діаметром труби та горловиною повинна мати плавний

радіус, що мінімізує концентрацію напружень і забезпечує підвищену втомну міцність.

У традиційних конструкціях роликів такі елементи неможливо отримати без застосування зварювання або складних механічних операцій, тоді як ротаційна обкатка дозволяє формувати їх пластичною деформацією без використання додаткових деталей та без впливу високих температур.

Однією з основних технологічних особливостей процесу є його стохастичний характер. Формоутворення залежить від параметрів обладнання, структури металу, умов контакту та локального нагрівання. Одночасна зміна товщини стінки, радіуса вигину, кута контакту та температури ускладнює точний аналітичний опис.

Ефективним підходом є теорія подібності, що групує фактори у комплексні критерії та зменшує кількість незалежних змінних, дозволяючи оцінити вплив швидкості, зусилля й температури на формозміну. Через це одним із найбільш ефективних підходів до аналізу процесу є застосування теорії подібності, що дозволяє групувати окремі фактори у комплексні критерії і скорочувати кількість незалежних змінних. Формування безрозмірних параметрів дає змогу оцінювати вплив швидкості, зусилля та температури на результат формозміни незалежно від абсолютних розмірів заготовки.

Перспективним напрямом дослідження є використання методів імітаційного моделювання у спеціалізованих програмних комплексах. У даній роботі для стохастичного аналізу процесу ротаційної обкатки застосовано програмне забезпечення QForm, яке дозволяє виконувати статистичне моделювання з урахуванням варіацій технологічних параметрів. QForm формує вибірку результатів на основі випадкових та квазівипадкових збурень початкових умов, що дає змогу отримати

статистичний розподіл геометричних параметрів горловини, оцінити можливі відхилення та визначити ймовірність виникнення дефектів.

Стохастичні симуляції в QForm дозволили виявити критичні комбінації параметрів, які призводять до нерівномірності товщини стінки, появи локальних складок або перевищення пластичних деформацій, здатних спричинити мікротріщини.

Таким чином, аналіз технологічних особливостей формування горловин малого діаметра методом ротаційної обкатки.

ВИСНОВКИ

1. При порівнянні двох видів прокатки встановлено, що у поперечному перерізі формуються відносно однакові за розміром та коефіцієнтом витягнутості зерна для СТ- та ПЗ-обробки; формування дрібніших блоків після стандартної прокатки, порівняно з прокаткою зі зсувом, обумовлює більш високий рівень мікронапруг і, відповідно, мікротвердості; у поздовжньому перерізі всі показники (розмір зерна, коефіцієнт витягнутості, розмір блоків) вищі для стандартної обробки; більш значуща різниця у значеннях мікротвердості в даному перерізі після двох видів прокатки обумовлюється значною деформованістю та великим рівнем мікронапруг зразків після СТ.

2. Після прокатки за технологією СТ розмір зерна в поперечному перерізі менше, ніж у поздовжньому; аналогічно веде себе коефіцієнт витягнутості, розміри блоків та мікронапруги. Тобто в результаті прокатки формується досить велике, витягнуте вздовж осі деформації зерно. Значна дисперсність структури у поперечному перерізі зумовлює більший рівень мікронапруги. Утворення блоків також відбувається вздовж осі деформації, внаслідок чого мікронапруги в поздовжньому перерізі вище, ніж у поперечному. Загалом у формування структури при СТ помітний внесок вносять мікронапруги, пов'язані з сильною анізотропією зерен та субзерен, що й відбивається на результатах мікротвердості.

3. Після прокатки зі зсувом (ПЗ) спостерігається нетипова поведінка матеріалу: розмір зерен, їх коефіцієнт витягнутості та величина блочності у поперечному перерізі більше, ніж у поздовжньому. Велика деформованість зерен у поперечному перерізі після ПЗ у порівнянні зі стандартною прокаткою, зумовлює високу мікротвердість. Показано, що в результаті обробки ПЗ в поздовжньому перерізі формуються блоки, які

можна порівняти з величиною зерна в поперечному перерізі. Все сказане підтверджує гіпотезу про руйнування текстури при ПЗ на останніх стадіях деформації.

4. Формування після ПЗ більш дрібної, але також витягнутої структури та одночасне зменшення далекосяжних полів напруг і пружних спотворень кристалічних ґрат (у порівнянні зі стандартною прокаткою) свідчать про розвиток процесу спрямованої рекристалізації в ході деформації.

5. Дослідження показали, що найбільш небезпечною морфологією карбідів є локалізація часток на границях зерен. Окремі частки карбідів в тілі зерна не приводять до зниження зносостійкості, тоді як виділення суцільних ланцюжків на границях зерен провокує утворення крихких тріщин. У реальних виливках є також неметалеві включення (оксиди, сульфід, з'єднання фосфору) і розчинені гази, з яких найшкідливішим є водень. Зараз нормативна документація не регламентує вміст цих включень. Тому необхідні додаткові дослідження для визначення допустимих меж їх присутності.

6. Проведені дослідження підтвердили можливість використання металу типу X65Cr23Mn12Ni3 та були реалізовані при проєктуванні вкритих електродів для зварювання та наплавлення деталей зі сталі Гадфільда згідно діючого в Україні стандарту ДСТУ EN 14700:2019 «Матеріали зварювальні. Зварювальні матеріали для наплавлення».

7. Встановлено, що при наплавленні пучком покритих електродів марки Т 590 відбувається краплинний перенос електродного металу без коротких замикань (тип G за ISO 4063:2009) на відміну від наплавлення одиночним електродом, коли має місце масоперенос з короткими замиканнями дугового проміжку (тип D за ISO 4063:2009).

8. Висока середня густина зварювального струму пучка $j = 24,7 \text{ A/mm}^2$, недосяжна для наплавлення одиночним електродом, дозволяє наблизити продуктивність наплавлення до рівня механізованих способів.

9. Аналіз технологічних особливостей формування горловин малого діаметра методом ротаційної обкатки підтверджує його ефективність. Поєднання пластичної деформації, контрольованої термомеханіки та моделювання забезпечує отримання деталей із високими експлуатаційними характеристиками та мінімальною кількістю дефектів. Ротаційна обкатка створює умови для широкого застосування моноблочних корпусів роликів і підвищення ресурсу конвеєрного обладнання

Результати роботи опубліковані [16,17, 22 - 29].

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Алієва Л.І., Жбанков Я.Г., Маркова М.А., Таган Л.В. Комбінована пластична деформація зі зсувом для отримання великих заготовок. *Обробка матеріалів тиском*: сб. наук. пр. Краматорськ : ДДМА. 2013. № 3 (36). С. 3–9.
2. A. Zavdoveev, T. Baudin, E. Pashinska, H. Kim, F. Brisset, M. Heaton, V. Poznyakov, M. Rogante, V. Tkachenko, I. Klochkov, M. Skoryk. Continuous Severe Plastic Deformation of Low-Carbon Steel: Physical-Mechanical Properties and Multi-Scale Structure Analysis. *Steel research international*. 2021. V. 92. I. 3. 2000482.
3. Mahesh Panchal, Lalit Kaushik, Ravi Kottan Renganayagalu, Shi-Hoon Choi, Jaiveer Singh. Exploring microstructure and texture evolution in AZX311 Mg alloy under cyclic shear deformation. *Journal of Magnesium and Alloys* 13 (2025) 1258–1274 <https://doi.org/10.1016/j.jma.2025.02.009>
4. Valery I. Levitas. Strain-induced phase transformations, chemical reactions, microstructure evolution, and severe plastic deformations under high pressure. *Progress in Materials Science*. Volume 158, April 2026, 101625 <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2025.101625>
5. Ghader Faraji, Hyoung Seop Kim, Hessam Torabzadeh Kashi. Severe Plastic Deformation. Methods, Processing and Properties. 2018 Elsevier Inc. 315 p. <https://doi.org/10.1016/C2016-0-05256-7>
6. Хоменко О.В. Інтенсивна пластична деформація: методи та математичні моделі формування наноматеріалів. *Журнал фізичних досліджень*. 2020. Т.24. №2, 2001 (20 стр.).
7. Alireza Rezaei, Reza Mahmudi, Roland E. Logé. Dynamic recrystallization and strengthening mechanisms in a magnesium alloy processed by severe plastic deformation. *Journal of Magnesium and Alloys*

Volume 13, Issue 11, November 2025, Pages 5600-5623.
<https://doi.org/10.1016/j.jma.2025.09.031>

8. Hee-Tae Jeong, Sang Yun Han, Chae Woo Ryu, Woo Jin Kim. Balancing strength and ductility in MP159 superalloy (Co–Ni–Cr–Fe–Mo–Ti–Al–Nb) through severe plastic deformation and multistage heat treatment. *Journal of Alloys and Compounds*. Volume 1047, 5 December 2025, 184852. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.184852>

9. D. Zarini, F. Fereshteh-Saniee. Significant improvement in the fracture toughness of 3105 Al sheets under cyclic loading by microstructural evolution through severe-plastic deformation. *Journal of Materials Research and Technology* Volume 39, November–December 2025, Pages 5064-5077. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.10.188>

10. V.M. Varyukhin, O.G. Pashinska, V.M. Tkachenko, V.V. Burkhovetskii. Structural Modification of AD-1 Aluminium Alloy by the Method of Cold Rolling with Shift. *Металофізика та новітні технології*, 2015, Issue 37, № 4

11. Masoud Sabzi, Mansour Farzam Hadfield manganese austenitic steel: a review of manufacturing processes and properties *Materials Research Express*, Volume 6, Number 10, pp. 1002–1006. DOI 10.1088/2053-1591/ab3ee3, с. 571-579.

12. Pashinskiy V. V., Boiko I. O. Study of the influence of the increased carbon content in electrodes on structure and properties of the welding seam during welding of 110G13 steel. *Technology Audit and Production Reserves*. 2021. № 4/3 (60). P. 14–17. DOI: <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2021.237358>

13. Бойко І. О., Пашинський В. В., Ерьомкін Є. А. Електроди для ручного дугового зварювання сталі 110Г13 з вуглецевими стрижнями. *Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем*

(КЗЯТПС –2021) : матеріали тез доповідей XI Міжнародної науково-практичної конференції (м. Чернігів, 26–27 травня 2021 р.). у 2 т. Чернігів : НУ «Чернігівська політехніка», 2021. Т. 2. С. 44.

14. Технологія електричного зварювання металів і сплавів плавленням. (1974) / Під ред. акад. Б. Є. Патона. М. : Машинобудування. 768 с.

15. Володін В. С. (1947). Метод ручного дугового електрозварювання пучком електродів. М. : Машвидат. 24 с.

16. Kulik Tetyana. Kinematic Analysis of Workpiece Rotation Effects on Pipe Neck Formation via Friction-Based Spinning. *ASAR : proceedings of the 1st International Scientific and Practical Conference, April 7–9, 2025, Dublin, Ireland*. Dublin : European Open Science Space, 2025. P. 88–90.

17. Кулік О. М., Кулік Т. О. Термомеханічний аспект технології отримання труб з горловиною відносно малого діаметру ротаційною обкаткою. *Литво. Металургія* : матеріали XX Міжнародної науково-практичної конференції (28–30 травня 2024 р., Київ). Київ, 2024. С. 409–412.

18. Довідник хіміка у 7 томах / Під ред. Б. П. Никольського та ін. Том 2. (1971). М. : Хімія. 1168 с.

19. EN 14700 Welding consumables - Welding consumables for hard-facing.

20. ISO/TR 13393:2009 Welding consumables – Hard-facing classification – Microstructures. [

21. Nosovsky, B. I., & Lavrova, O. V. (2009). Requirements for welding power sources for surfacing with a strip electrode. *Bulletin of the Azov State University*. Mariupol:, No. 19. P. 192–195.

22. Welding Processes Handbook. K Weman. 2nd Edition – November 8, 2011. ISBN: 9780857095183

23. Taratuta K., Kulik T., Oliinyk V. Methodological approaches to the selection of systems reliability-centered maintenance metallurgical equipment. Scientific Journal "Metallurgy". 2025. № 1. P. 154–162. Available at: <https://doi.org/10.26661/2071-3789-2025-1-15>

24. Драган С. В., Ярос Ю. О., Бойко І. О. Стабільність дугового процесу та перенос металу при наплавленні пучком покритих електродів Arc process stability and metal transfer in welded bulb coated electrodes *Зб. наук. пр. НУК*. Миколаїв : Гельветика, 2025. № 3 (501). С. 55–61. <https://eir.nuos.edu.ua/handle/123456789/11484>

25. Boyko I., Pashinskiy V., Pashinska O. research of microstructure of the deposited composition 100X8+110G13. *Progressive Approaches in Science and Engineering: Collection of Scientific Papers with Proceedings of the 1st International Scientific and Practical Conference*. International Scientific Unity. July 23-25, 2025. Copenhagen, Denmark. pp. 192 – 195. DOI 10.70286/ISU-23.07.2025

26. Стеценко С. А., Кулік Т. О. Перспективні конструкції роликів та їх вплив на надійність конвеєрних систем : тези доп. студент. наук. техн. конф. «*Start in Science*», 12 груд. 2025 р., м. Запоріжжя / С. А. Стеценко, Т. О. Кулік. – ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка» ; ТОВ «Метінвест Холдинг», 2025, с. 29 - 32.

27. Лісняк Д. О., Кулік Т. О. Технологічні особливості формування горловин малого діаметра методом ротаційної обкатки : тези доп. студент. наук. техн. конф. «*Start in Science*», 12 груд. 2025 р., м. Запоріжжя / Д. О. Лісняк, Т. О. Кулік. – ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка» ; ТОВ «Метінвест Холдинг», 2025, с. 20 – 22.

28. Горбатюк Я. О., Бокайчук В. В. Особливості структури сталі 110Г13Л для виробництва деталей конусних дробарок: тези доп. студент. наук. техн. конф. «*Start in Science*», 12 груд. 2025 р., м. Запоріжжя, ТОВ

«Технічний університет «Метінвест Політехніка» ; ТОВ «Метінвест Холдинг», 2025. с. 15 – 16.

29. Гуль К. В., Бойко І. О. Дослідження наплавленої композиції 110Г13Л+65Х23Г12Н3: тези доп. студент. наук. техн. конф. «*Start in Science*», 12 груд. 2025 р., м. Запоріжжя, ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка» ; ТОВ «Метінвест Холдинг», 2025. с. 17 – 18.