

ОПТИМІЗАЦІЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОГО ХРОМОМАРГАНЦЕВОГО НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ АУСТЕНІТОМ МЕТОДОМ РЕГРЕСІЙНОГО АНАЛІЗУ

Наведено результати комплексного дослідження та оптимізації хімічного складу низьковуглецевого наплавленого металу на Fe-Cr-Mn-C-N-Ni основі методом багатofакторного регресійного аналізу. У роботі використано центральний композиційний план другого порядку 2^{5-1} з додаванням зіркових точок, що включає 31 експериментальний склад з 5 повторами в центрі плану для оцінки помилки експерименту. Визначаються вмістом вуглецю (0,10–0,25 %), хрому (10–16 %), марганцю (10–16 %), азоту (0,02–0,08 %) та нікелю (0–4 %). Наплавка здійснювалася порошковими дроти діаметром 3,6–4,0 мм в три шари під флюсом АН-26 на пластини товщиною 30 мм зі сталі 09Г2С при строго контрольованих режимах: сила струму 350 ± 5 А, напруга 32–33 В, температура 38 ± 1 м. Після наплавлення всі зразки піддавали відпустці при 650 ± 10 °С протягом 1 години з подальшим охолодженням на повітрі для активізації динамічного мартенситного деформаційного перетворення (ДДМП).

Отримано статистично значущі математичні моделі другого порядку ($R^2 = 0,91–0,96$, $adjusted\ R^2 = 0,87–0,94$, $p < 0,001$), що встановлюють кількісні залежності зносостійкості при сухому терті (ϵ_1), абразивному (ϵ_2 6-А), процедура (ϵ_3 , $K_d = 2,2$) зношуванні від вмісту легуючих елементів. Проведено крос-валідацію моделей методом *leave-one-out*, що показала середню помилку прогнозування не більше 6,2%. Встановлено значний вплив всіх досліджених чинників та його парних взаємодій (C-Cr, C-Mn, C-N, Mn-Ni) на комплекс властивостей наплавленого металу. Показано, що азот є високоефективним легуючим елементом, що одночасно підвищує зносостійкість усіх типів на 8–12 % на кожні 0,01 % N, твердість на 1,4 HRC та ударну в'язкість на 2,1 Дж/см² завдяки дисперсійному твердінню дрібними карбонитридами (50–20). Нікель суттєво підвищує ударну в'язкість (до 95 ± 5 Дж/см²) та ударно-абразивну зносостійкість, маючи оптимальний вміст 2–3 % при балансі між в'язкістю та економічністю.

На підставі отриманих регресійних моделей з урахуванням обмежень щодо технологічної міцності (відсутність тріщин), оброблюваності ($HRC \leq 35$) та в'язкості ($KCU \geq 60$ Дж/см²) визначено три оптимальні склади: для сухого тертя ($\epsilon_1 = 4,9 \pm 0,3$, що на 1 14X12Г12СТ), універсальний економічний склад зі збалансованими властивостями, та склад для ударно-абразивного зношування ($\epsilon_3 = 3,2 \pm 0,2$, в 3,2 рази вище стали 110Г13Л). Перевірочні експерименти на незалежній вибірці з 5 складів підтвердили адекватність моделей (розбіжність розрахунків-експеримент трохи більше 8 %). Всі оптимізовані склади показали відсутність тріщин при наплавленні без попереднього підігріву та високу технологічну міцність.

Ключові слова: Наплавлений метал, метастабільний аустеніт, регресійний аналіз, зносостійкість, TRIP-ефект, оптимізація складу, азот, нікель, динамічне деформаційне мартенситне перетворення.

Постановка проблеми. Підвищення довговічності деталей машин та механізмів, що працюють в умовах інтенсивного зношування, є актуальним завданням ресурсозбереження.

Одним з ефективних способів зміцнення швидкозношуваних деталей є електродугове наплавлення порошковими дротами зносостійкого шару.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Перспективним напрямком є застосування низьковуглецевих хромомарганцевих наплавних матеріалів, що забезпечують отримання в структурі метастабільного аустеніту, що перетворюється на мартенсит при навантаженні в процесі експлуатації. Цей ефект, відомий як TRIP (Transformation-Induced Plasticity), був вперше описаний в 1967 [1] і активно досліджується в контексті сучасних високоміцних сталей [2, 3].

Фізичною основою TRIP-ефекту є низька енергія дефектів упаковки (SFE – stacking fault energy) метастабільного аустеніту, що забезпечує легкість зародження та зростання мартенситних кристалів під впливом прикладених напруг [4]. Критична роль SFE у контролі механізмів деформації (ковзання, мартенситне перетворення) детально обговорюється у роботах [5, 6] для TRIP/TWIP сталей автомобільного призначення.

Азот як легуючий елемент в аустенітних сталях відіграє особливу роль, одночасно підвищуючи міцність через твердорозчинне та дисперсійне зміцнення, стабілізуючи аустеніт та знижуючи SFE [7, 8]. Роботи [9] показали, що азот у кількості 0,05–0,15 % може замінити частину вуглецю в Cr-Mn аустенітних сталях, забезпечуючи краще поєднання міцності та пластичності. Однак у процесах дугового наплавлення контроль азоту утруднений через його часткові втрати через дугу і зварювальну ванну [10].

Розроблений раніше порошковий дріт ПП-Нп 14Х12Г12СТ (~0,14 % С, 12 % Cr, 12 % Mn) показав високу ефективність при відновленні кранових коліс та інших деталей [11, 12]. У порівнянні з традиційними наплавними матеріалами типу ПП-АН 101 (Fe-27Cr-2,5C-4Ni-2Si) і високомарганцевими складами типу 110Г13Л, низьковуглецеві Cr-Mn склади забезпечують унікальне поєднання зносостійкості, оброблюваності різанням і відсутності.

Однак можливості подальшого підвищення зносостійкості за рахунок оптимізації хімічного складу з урахуванням ролі азоту та нікелю вивчені недостатньо. Зокрема, відсутні кількісні дані щодо комплексного впливу п'яти ключових елементів (С, Cr, Mn, N, Ni) на зносостійкість у різних умовах зношування з використанням статистично обґрунтованих методів планування експерименту.

Мета дослідження. Визначити методом регресійного аналізу кількісні залежності зносостійкості низьковуглецевого хромомарганцевого наплавленого металу від хімічного складу та оптимізувати його стосовно різних умов експлуатації.

Основний матеріал дослідження. Об'єктом досліджень був наплавлений метал, отриманий способом дугового наплавлення порошковими дротиками. Для дослідних робіт виготовлялися порошкові дрони діаметром 3,6–4,0 мм (коефіцієнт заповнення 35–38%) з оболонкою із сталі 08кп завтовшки 0,3 мм. Сердечник складався з суміші порошкових компонентів: хрому металевого (99,5 % Cr, фракція < 100 мкм), марганцю металевого (98 % Mn, фракція < 150 мкм), нікелю порошкового (99,8 % Ni, фракція < 63 мкм), ферованадію азот графіту (99% С, фракція < 50 мкм), порошку залізного (ПЗ-4, < 160 мкм). Розрахунок шихти виконувався з урахуванням коефіцієнтів засвоєння елементів під час дугового наплавлення під флюсом: С – 0,95, Cr – 0,90, Mn – 0,82, Ni – 0,98, N – 0,35–0,45, V – 0,88.

Наплавку проводили у три шари під флюсом АН-26 на пластини розміром 250×70×30 мм із сталі 09Г2С (0,09 % С, 1,8 % Mn, 0,8 % Si, бал зерна 7–8). Режим наплавлення строго контролювався: сила струму $I = 350 \pm 5$ А, напруга $U = 32-33$ (вимірювалося цифровим мультиметром), швидкість наплавлення $V = 38 \pm 1$ м/год (контролювалася за довжиною і часом проходу), виліт електрода 35–40 мм. Проходи виконували після остигання до температури не вище 180 ° С (контроль контактним термометром). Перекриття валиків становило 50%. Міжпрохідна пауза: 3-5 хвилин між валиками, 8-12 хвилин між шарами.

Розрахункове тепловкладання складо $Q = (U \times I \times 60) / v = (32,5 \times 350 \times 60) / (38 \times 100/60) \approx 10,8$ кДж/см, що забезпечувало помірний термічний цикл та мінімізацію зростання зерна.

Після наплавлення усі зразки піддавалися відпуску в електропечі SNOOL при температурі 650 ± 10 °С (контроль термопарою ХА типу К) з витримкою 1 годину та подальшим охолодженням на спокійному повітрі (швидкість охолодження $650 \rightarrow 400$ °С становила ~ 50 - 80 °С/хв). Цей режим термообробки, як показано раніше [12], забезпечує дисперсійне твердіння карбонитридами та активізацію динамічного деформаційного мартенситного перетворення (ДДМП).

Хімічний аналіз та контроль розведення. Хімічний склад наплавленого металу визначався методом оптичної емісійної спектроскопії (спектрометр SPECTROMAXx) на зразках, вирізаних із третього шару наплавленого. Азот визначався методом газового аналізу на аналізаторі LECO ONH836 (метод інертного газу з плавленням). До кожного складу виконувалося щонайменше 3 виміри з усередненням результатів.

Розведення основним металом розраховувалося за формулою:

$$\eta = (A_{\text{осн}} \times N_{\text{пр}}) / (A_{\text{пр}} \times (N_{\text{пр}} + N_{\text{напл}})) \times 100 \% \quad (1)$$

де $A_{\text{осн}}$, $A_{\text{пр}}$ – площі перерізу проплавленого основного металу та дроту (за металографією поздовжніх шліфів), $N_{\text{пр}}$, $N_{\text{напл}}$ – глибина проплавлення та висота наплавленого валика.

Для першого шару розведення становило 22-28%, для другого шару 8-12%, для третього шару менше 5%. Фактичний хімічний склад третього шару відрізнявся від розрахункового не більше ніж: $\pm 0,02$ % для С, $\pm 0,5$ % для Cr та Mn, $\pm 0,01$ % для N, $\pm 0,15$ % для Ni.

План експерименту. Для досліджень методом багатофакторного експерименту використовувався центральний композиційний план (ЦКП) другого порядку 2^{5-1} з додаванням зіркових точок. Факторами, що варіюються, були обрані змісту: вуглецю (x_1), хрому (x_2), марганцю (x_3), азоту (x_4) і нікелю (x_5). Рівні та інтервали варіювання факторів наведені у таблиці 1.

Таблиця 1 – Рівні варіювання факторів

Фактор	Позначення	Основний рівень ($x=0$)	Інтервал (Δx)	Нижній рівень ($x=-1$)	Верхній рівень ($x=+1$)	Зоряні точки ($x=\pm 1,5$)
С, %	x_1	0,175	0,075	0,10	0,25	0,0625/0,2875
Cr, %	x_2	13	3,0	10,	16,0	8,5/17,5
Mn, %	x_3	13	3,0	10,	16,0	8,5/17,5
N, %	x_4	0,05	0,03	0,02	0,08	0,005/0,095
Ni, %	x_5	2,0	2,0	0,0	4,0	0*/5,0

* Для Ni нижня зіркова точка -1,0% фізично неможлива, тому використано мінімум 0%.

Для математичної обробки результатів експерименту значення факторів прийняті у кодованому вигляді згідно з формулами (2):

$$x_1 = (C - 0,175) / 0,075; x_2 = (Cr - 13,0) / 3,0; x_3 = (Mn - 13,0) / 3,0; x_4 = (N - 0,05) / 0,03; x_5 = (Ni - 2,0) / 2,0 \quad (2)$$

Матриця планування експерименту включала:

- 16 точок дробового факторного плану 2^{5-1} (генератор $I = x_1 x_2 x_3 x_4 x_5$)
- 10 зіркових точок ($\pm 1,5$ по кожній осі)
- 5 дослідів у центрі плану для оцінки помилки експерименту

Разом: 31 експеримент.

Методики випробування: Рентгеноструктурний аналіз. Фазовий склад визначався на дифрактометрі ДРОН-4 Cu-K α випромінюванні ($\lambda = 1,54178$ Å) при напрузі 30 кВ і струмі 20 мА. Зйомка проводилася в діапазоні кутів $2\theta = 40$ - 100° з кроком $0,05^\circ$ та експозицією 3 с у точці. Кількість аустеніту і мартенситу розраховувалося методом прямого порівняння

інтегральних інтенсивностей дифракційних максимумів $(111)\gamma$, $(200)\gamma$, $(220)\gamma$, $(200)\alpha'$, $(211)\alpha'$ [14]. Помилка визначення фазового складу не перевищувала $\pm 3\%$.

Кількість магнітної α' -фази (мартенситу) також контролювалося магнітним методом за допомогою приладу ФА-1М за величиною струму відриву зонда. Калібрування проводилося за еталонними зразками з відомим вмістом мартенситу (певним рентгенівським методом). Порівняння двох методів показало їх хороший збіг (розбіжність трохи більше 4 %).

Твердість. Визначалася за методом Роквелла (HRC) на твердомірі ТК-2М (навантаження 150 кгс, алмазний конус 120°) або за методом Брінелля (HB) на твердомірі ТШ-2М (навантаження 187,5 кгс, кулька $\varnothing 2,5$ мм) для зразків. Для кожного зразка виконувалося не менше 5 вимірювань з відкиданням викидів та усередненням. Конверсія HB $\leftrightarrow$ HRC проводилася за стандартними таблицями ASTM E140.

Мікроструктура. Дослідження проводилися на оптичному мікроскопі Neophot-32 та електронному мікроскопі JSM-6490LV. Кількісний аналіз вмісту карбідної/нітридної фази проводився точковим методом на 10 полях зору зі збільшенням $\times 500$ з використанням сітки 100 точок. Розмір зерна аустеніту визначався за методом січення згідно ASTM E112.

Ударна в'язкість. Визначалася на копрі МК-30А на стандартних зразках $10 \times 10 \times 55$ мм з V-подібним надрізом глибиною 2 мм і радіусом 0,25 мм. Для кожного складу випробовувалося 3 зразки за кімнатної температури (20 ± 2 °C). Додатково оцінювався приріст кількості мартенситу після ударного руйнування методом рентгеноструктурного аналізу поверхні зламу для характеристики активності ДДМП.

Зносостійкість при сухому терті (ε_1). Визначалася за методикою випробувань на встановленні М1-М за схемою колодка-ролик. Зразки-колодки розміром $10 \times 10 \times 25$ мм притискалися до ролика, що обертається $\varnothing 50$ мм з рейкової сталі М76 з твердістю 320 ± 10 HB. Параметри випробувань: навантаження $P = 200$ Н, швидкість ковзання $v = 0,5$ м/с (частота обертання ролика 190 об/хв), шлях тертя $L = 1000$ м (час випробування 33 хв) без мастила. Еталоном порівняння служила сталь 45 у відпаленому стані з твердістю 200 ± 10 HB. Зразки зважувалися до і після випробування на аналітичних терезах з точністю 0,1 мг. Відносна зносостійкість ε_1 визначали як:

$$\varepsilon_1 = (\Delta m_{\text{эт}}) / (\Delta m_{\text{обр}}) \quad (3)$$

де $\Delta m_{\text{эт}}$, $\Delta m_{\text{обр}}$ – вагові втрати еталона та зразка, р. Для кожного складу випробовувалося 2 зразки із усередненням результатів.

Абразивна зносостійкість (ε_2). Визначалася відповідно до методики стандарту ASTM G65-16, процедура А (сухий пісок/гумова колесо). Зразки розміром $25 \times 75 \times (6-12)$ мм притискалися із зусиллям $F = 130$ Н до гумового диска, що обертається (твердість 60 ± 5 Shore А, діаметр 228,6 мм, ширина 12,7 мм). Між диском та зразком подався кварцовий пісок АFS 50-70 (розмір зерен 0,21-0,30 мм) з витратою 300-400 г/хв. Параметри випробувань: швидкість обертання диска 200 об/хв, кількість обертів 6000 (шлях ковзання 4309 м), загальний час випробування 30 хвилин. Зношування здійснювалося без ударних навантажень (коефіцієнт динамічності $K_d \approx 1,0$). Еталон - сталь 45 (200 HB). Зразки зважувалися до та після випробування. Відносна зносостійкість:

$$\varepsilon_2 = (\Delta m_{\text{эт}}) / (\Delta m_{\text{обр}}) \quad (4)$$

Ударно-абразивна зносостійкість (ε_3). Визначалася за методикою випробувань у барабані, що обертається [15]. Зразки розміром $40 \times 40 \times 10$ мм закріплювалися на внутрішній поверхні порожнистого барабана $\varnothing 300$ мм. Місткість барабана на 25 % об'єму (15 л) завантажувалася шматками абразивних корундових кіл (твердість CM1-CM2, фракція 20-40 мм, загальна маса 9 кг) і сталевими кулями $\varnothing 30-40$ мм (загальна маса 3,5 кг, що становило 15

Машинобудування і зварювальне виробництво

%). Швидкість обертання барабана 46 об/хв (окружна швидкість 0,72 м/с), час випробування 6 годин із заміною абразиву через кожні 2 години. При цьому робоча поверхня зазнає значних ударних навантажень, що характеризуються коефіцієнтом динамічності $K_d = 2,2$ (визначеним за методикою [15] через зміцнення сталі 110Г13Л). Еталоном служила сталь 110Г13Л (лита, вихідна твердість 180-200 НВ). Відносну зносостійкість ε_z оцінювали за формулою (5):

$$\varepsilon_z = (P_{\text{эт}} / S_{\text{эт}}) / (P_{\text{обр}} / S_{\text{обр}}) \quad (5)$$

де $P_{\text{эт}}$, $P_{\text{обр}}$ – втрати ваги еталона та зразка після 6 годин випробувань, г; $S_{\text{эт}}$, $S_{\text{обр}}$ – площі зношеної поверхні зразка та зразка, мм². Для кожного складу випробовувалося 2 зразки.

Статистична обробка результатів

Рівняння регресії мали вигляд полінома другого порядку (6):

$$y = b_0 + \sum b_i \cdot x_i + \sum b_{ij} \cdot x_i x_j + \sum b_{ii} \cdot x_i^2 \quad (6)$$

де y – досліджувана властивість; x_i – кодовані значення факторів; b_0 , b_i , b_{ij} , b_{ii} – коефіцієнти регресії.

• Обробка експериментальних даних проводилася у програмі Statistica 10.0 із використанням модуля Multiple Regression. Коефіцієнти регресії розраховувалися шляхом найменших квадратів. Значимість коефіцієнтів оцінювалася за t-критерієм Стюдента за рівня значущості $\alpha = 0,05$. Незначні коефіцієнти ($p > 0,05$) виключалися з моделі. Адекватність моделей перевірялася за F-критерієм Фішера.

Якість моделей оцінювалася за такими показниками:

- R^2 (coefficient of determination) – частка поясненої дисперсії
- Adjusted R^2 – скоригований R^2 з урахуванням кількості параметрів
- RMSE (root mean square error) – середньоквадратична помилка
- Lack-of-fit test – тест на адекватність (порівняння залишкової дисперсії з дисперсією помилки експерименту з 5 дослідів у центрі плану)

Кросвалідація проводилася методом leave-one-out (LOO): щоразу один експеримент виключався з навчальної вибірки, модель перераховувалася на 30 експериментах, що залишилися, і робився прогноз для виключеного. Середньоквадратична помилка прогнозування (RMSECV) розраховувалася як:

$$\text{RMSECV} = \sqrt{(\sum (y_i - \hat{y}_{i(-)})^2 / n)} \quad (7)$$

де y_i – експериментальне значення, $\hat{y}_{i(-)}$ – прогноз моделі без i-го експерименту.

Додатково було проведено незалежну валідацію на 5 складах, що не входять до матриці планування, для остаточної перевірки передбачуваної спроможності моделей.

Результати досліджень: Фазовий склад та мікроструктура. Рентгенофазовий аналіз показав, що у всіх досліджених зразках наплавленого металу після відпустки при 650 °С фазовий склад включав у різних співвідношеннях аустеніт (γ -фаза, ГЦК грати), мартенсит (α' -фаза, ОЦК грати), карбіди типу $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_7$ (Cr, Fe)₂₃C₆ (кубічні грати), а також карбонітриди на основі титану та ванадію (Ti, V)(C,N) (кубічні грати типу NaCl).

Кількість метастабільного аустеніту варіювалася від 65% (склад: 0,25% С, 10% Cr, 10% Mn, 0,02% N, 0% Ni) до 88% (склад: 0,10% С, 16% Cr, 16% Mn, 0,08% N, 4 Кількість вихідного мартенситу змінювалося відповідно від 25 до 5%. Параметр грат аустеніту варіювався в діапазоні $a_\gamma = 3,594\text{--}3,608 \text{ \AA}$ залежно від вмісту легуючих елементів.

Мікроструктурні дослідження виявили, що у всіх зразках після відпустки при 650 °С формується переважно аустенітна структура з дисперсними виділеннями карбідів та карбонітридів. Розмір виділень варіювався в діапазоні 0,05–0,5 мкм залежно від хімічного складу: більш високий вміст азоту та ванадію призводило до утворення найдрібніших частинок (50–150 нм). Кількість зміцнюючої фази (карбіди + карбонітриди) варіювалася від 8% (низький С та N) до 22% (високий С та N). Розмір аустенітного зерна становив 25–45 мкм (бал зерна 6–8 за ASTM E112) залежно від хімічного складу: підвищення вмісту титану та азоту сприяло подрібненню зерна до 25–30 мкм.

Карбіди розташовувалися переважно всередині аустенітних зерен у вигляді дисперсних частинок, а також меншою мірою по межах зерен. Важливо відзначити, що навіть при максимальному вмісті вуглецю (0,25 %) не спостерігалось утворення безперервних карбідних сіток за межами зерен, що характерно для високовуглецевих складів (>0,8 % С) при відпустці 650 °С. Це пояснює відсутність катастрофічного крихтіння у дослідженому діапазоні складів.

Регресійні моделі. На підставі обробки отриманих експериментальних даних визначено регресійні залежності для наступних властивостей наплавленого металу після відпустки при 650 °С: кількість магнітної фази М (%), твердість HRC, відносна зносостійкість ε_1 , ε_2 і ε_3 , ударна в'язкість KCU (Дж/см²)

Значні коефіцієнти регресії в рівняннях, їх статистичні характеристики та показники якості моделей представлені у таблицях 2 та 3.

Таблиця 2 – Коефіцієнти регресії та їх статистична значимість

Коэф.	М, %	p-value	HRC	p-value	ε_1	p-value	ε_2	p-value	ε_3	p-value	KCU, Дж/см ²	p-value
b ₀	22,4	<0,001	30,2	<0,001	4,25	<0,001	2,68	<0,001	2,15	<0,001	82,5	<0,001
b ₁ (C)	-4,2	<0,001	4,8	<0,001	1,15	<0,001	0,82	<0,001	0,35	0,002	-8,2	0,001
b ₂ (Cr)	-3,8	<0,001	-0,9	0,048	-0,11	0,042	0,14	0,018	0,18	0,008	1,4	0,231
b ₃ (Mn)	-8,4	<0,001	-2,8	<0,001	-0,28	<0,001	-0,15	0,015	0,31	<0,001	5,8	<0,001
b ₄ (N)	-2,1	0,004	1,4	0,003	0,24	0,01	0,19	0,004	0,12	0,026	2,1	0,042
b ₅ (Ni)	-1,9	0,008	-0,6	0,186	-0,08	0,148	0,09	0,089	0,26	<0,001	6,4	<0,001
b ₁₂ (C×Cr)	2,1	0,006	1,9	0,001	0,21	0,003	0,16	0,012	0,13	0,032	-	-
b ₁₃ (C×Mn)	2,3	0,003	1,2	0,014	0,18	0,008	-0,12	0,044	-0,14	0,019	-3,1	0,009
b ₁₄ (C×N)	-	-	1,1	0,021	0,14	0,019	0,11	0,058	-	-	-	-
b ₃₄ (Mn×N)	1,8	0,014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
b ₃₅ (Mn×Ni)	-	-	-	-	-	-	-	-	0,15	0,039	2,8	0,016
b ₁₁ (C ²)	-	-	-	-	-	-	-0,19	0,022	-	-	-	-
b ₃₃ (Mn ²)	-	-	-	-	-	-	-	-	-0,21	0,08	-	-
b ₅₅ (Ni ²)	-	-	-	-	-	-	-	-	-0,16	0,028	-	-

Примітка: "-" означає, що коефіцієнт статистично незначний (p>0,05) і виключений з моделі. М – кількість вихідного мартенситу; ΔМ – приріст мартенситу після зношування (показник активності ДДМП).

Таблиця 3 – Статистичні показники якості регресійних моделей

Показник	М, %	HRC	ε_1	ε_2	ε_3	KCU, Дж/см ²	ΔМ, %
R ²	0,948	0,936	0,952	0,918	0,941	0,912	0,906
Adjusted R ²	0,932	0,921	0,938	0,896	0,925	0,891	0,88
RMSE	1,24	1,18	0,142	0,098	0,084	4,62	1,58
RMSECV (LOO)	1,38	1,29	0,158	0,112	0,095	5,21	1,74
F-статистика	59,8	62,4	68,2	41,6	58,9	43,2	41,8
p-value (модель)	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001
Lack-of-fit p-value	0,312	0,428	0,384	0,267	0,341	0,298	0,256

RMSECV – середньоквадратична помилка кросвалідації методом leave-one-out. Lack-of-fit p-value > 0,05 вказує на адекватність моделі (залишкова дисперсія не перевищує дисперсію помилки експерименту).

Високі значення R^2 (0,906–0,952) та adjusted R^2 (0,884–0,938) вказують на те, що побудовані моделі пояснюють 88–95 % мінливості досліджуваних властивостей. Різниця між R^2 та adjusted R^2 становить 1,4–2,8 %, що свідчить про відсутність надмірної кількості параметрів у моделях. Значення F-статистики (41,6–68,2) з $p < 0,001$ підтверджують високу статистичну значущість усіх моделей.

Крос-валідація методом leave-one-out показала, що середня помилка прогнозування (RMSECV) становить 4,8–11,4 % середнього значення властивості, що є прийнятним для такого типу досліджень. Найбільшу передбачальну здатність мають моделі для твердості HRC (RMSECV/середнє = 4,3%) та зносостійкості ε_1 (RMSECV/середнє = 3,7%).

Тести на адекватність (lack-of-fit) дали p-values у діапазоні 0,256–0,428, що значно перевищує критичний рівень 0,05. Це означає, що залишкова дисперсія моделей не перевищує дисперсію чистої помилки експерименту, визначену за 5 повторами в центрі плану, і моделі адекватно описують експериментальні дані.

Незалежна валідація. Для остаточної перевірки передбачуваної здатності моделей були виготовлені та випробувані 5 додаткових складів, що не входять до матриці планування (табл. 4).

Таблиця 4 – Результати незалежної валідації моделей

№	C, %	Cr, %	Mn, %	N, %	Ni, %	Властивість	Розрахунок	Експеримент	Помилка, %
V1	0,12	11,0	14,0	0,04	1,5	ε_3	2,48	2,62	5,3
V2	0,20	15,0	11,0	0,07	0,5	ε_1	4,82	4,67	3,2
V3	0,17	12,0	15,0	0,06	3,5	KCU	91,2	88,4	3,2
V4	0,15	14,0	12,5	0,055	2,0	HRC	31,1	30,6	1,6
V5	0,22	13,5	10,5	0,065	1,0	ε_2	3,08	3,21	4,00

Середня абсолютна помилка прогнозування на незалежній вибірці склала 3,5%, максимальна – 5,3%, що підтверджує високу надійність побудованих моделей та їх застосовність для оптимізації складів наплавних матеріалів.

Аналіз впливу легуючих елементів: Вплив вуглецю. Вуглець має найбільший вплив на твердість ($b_1 = 4,8$, $p < 0,001$) та зносостійкість при сухому терті ($b_1 = 1,15$, $p < 0,001$). Підвищення вмісту вуглецю від 0,10 до 0,25 % збільшує твердість на 9,6 HRC та зносостійкість ε_1 на 2,3 одиниці (на 54 %). Це зумовлено збільшенням кількості карбідної фази з 8% до 18% за даними кількісної металографії.

Одночасно вуглець стабілізує аустеніт, знижуючи кількість вихідного мартенситу ($b_1 = -4,2$, $p < 0,001$). Кожні 0,1% вуглецю знижують частку мартенситу на 5,6% абсолютних. Це з зниженням температури мартенситного перетворення M_s на ~ 40 – 50 °З відповідно до рівнянню Andrews. Однак зниження вихідного мартенситу не означає втрати здатності до деформаційного перетворення - навпаки, стабільніший аустеніт активніше перетворюється при навантаженні, що підтверджується позитивними коефіцієнтами для приросту мартенситу M .

Важливо відзначити, що у дослідженому низьковуглецевому діапазоні (0,10–0,25 %) не спостерігалось катастрофічного крихтіння, характерного для високовуглецевих складів (>0,8 % C) при відпустці 650 °С. Ударна в'язкість знижується помірно ($b_1 = -8,2$, $p = 0,001$) зі збільшенням вуглецю, але залишається на прийнятному рівні вище 60 Дж/см² для всіх складів. При максимальному вмісті вуглецю 0,25 % KCU становить 66 ± 4 Дж/см², що значно перевищує типові високовуглецеві наплавки типу ПП-АН 101 (15–25 Дж/см²).

Наявність значних парних взаємодій C-Cr ($b_{12} = 1,9$, $p = 0,001$ для HRC) і C-Mn ($b_{13} = 1,2$, $p = 0,014$ для HRC) вказує на синергетичний ефект: вплив вуглецю на твердість посилюється

при підвищеному вмісті. Це пояснюється збільшенням кількості карбідів хрому та марганцю при одночасному підвищенні їх вмісту.

Вплив хрому. Хром має слабкий та неоднозначний вплив на твердість ($b_2 = -0,9$, $p = 0,048$), що пов'язано з компенсацією двох різноспрямованих ефектів: збільшення частки аустеніту (м'яка фаза) та збільшення кількості твердих карбідів хрому. При низькому вмісті вуглецю (0,10 %) хром знижує твердість на 1,2 HRC при підвищенні з 10 до 16 %, а за високого вуглецю (0,25 %) – навпаки, підвищує на 2,4 HRC завдяки парній взаємодії C–Cr.

Підвищення вмісту хрому від 10% до 16% позитивно впливає на ударно-абразивну зносостійкість ($b_2 = 0,18$, $p = 0,008$), збільшуючи ε_3 на 0,36 одиниці (на 17%). Це пов'язано зі збільшенням об'ємної частки високотвердих карбідів хрому $(Cr, Fe)_7C_3$ (мікротвердість 1200-1500 HV) і $(Cr, Fe)_{23}C_6$ (мікротвердість 1000-1200 HV), які ефективно опираються ударно-абра.

Для абразивної зносостійкості ε_2 вплив хрому також позитивний ($b_2 = 0,14$, $p = 0,018$), хоча і менш виражений, ніж для ε_3 . Цікаво, що для сухого тертя вплив хрому слабо негативний ($b_2 = -0,11$, $p = 0,042$), що може бути пов'язане зі збільшенням частки м'якого аустеніту, менш ефективного при дряпанні та мікрорізанні без ударних навантажень.

Хром практично не впливає на ударну в'язкість ($b_2 = 1,4$, $p = 0,231$ – статистично незначний), що підтверджує відсутність хрумкої дії хрому в дослідженому діапазоні 10–16 % для низьковуглецевих складів.

Вплив марганцю. Марганець є сильним стабілізатором аустеніту, що проявляється у значному зниженні кількості мартенситу ($b_3 = -8,4$, $p < 0,001$). Підвищення вмісту марганцю від 10 до 16 % знижує частку вихідного мартенситу на 16,8 % абсолютних, що відповідає зниженню $M_s \sim 90-100$ °C. Кожен відсоток марганцю знижує M_s приблизно на 30 °C відповідно до рівняння Andrews, що узгоджується з отриманими даними.

Підвищення вмісту марганцю знижує твердість ($b_3 = -2,8$, $p < 0,001$) за рахунок збільшення частки м'якого аустеніту, але позитивно впливає на ударно-абразивну зносостійкість ($b_3 = 0,31$, $p < 0,001$) і ударну в'язкість ($b_3 = .$ У разі підвищення марганцю з 10 до 16 % зносостійкість ε_3 збільшується на 0,62 одиниці (на 29 %), а ударна в'язкість – на 11,6 Дж/см² (на 14 %). З ударно-абразивному навантаженні важливіша здатність матеріалу поглинати енергію удару через пластичну деформацію і деформаційне мартенситне перетворення, ніж вихідна твердість.

Наявність негативного квадратичного члена $b_{33} = -0,21$ ($p = 0,008$) для ε_3 свідчить про існування оптимуму по марганцю. Диференціювання рівняння регресії для ε_3 по x_3 та прирівнювання похідної до нуля дає оптимальний вміст марганцю:

$$Mn_{opt} = 13,0 + 3,0 \times (0,31 - 0,14x_1 + 0,15x_5) / (2 \times 0,21) \approx 13-14 \% \quad (8)$$

залежно від вмісту вуглецю та нікелю. При низькому вуглеці та наявності нікелю оптимум зміщується до 14–15 % Mn, за високого вуглецю – до 12–13 % Mn.

Парне взаємодія C-Mn (b_{13}) значимо більшість властивостей. Для твердості HRC ця взаємодія є позитивною ($b_{13} = 1,2$, $p = 0,014$), вказуючи на те, що при високому вуглеці вплив марганцю на зниження твердості послаблюється за рахунок збільшення кількості карбідів. Для зносостійкості ε_3 взаємодія C-Mn негативна ($b_{13} = -0,14$, $p = 0,019$), що вказує на необхідність зниження марганцю при підвищенні вуглецю для досягнення максимальної ударно-абразивної зносостійкості.

Вплив азоту. Азот проявляє себе як високоефективний легуючий елемент, що одночасно підвищує зносостійкість при всіх типах зношування: $b_4 = 0,24$ ($p = 0,001$) для ε_1 , $b_4 = 0,19$ ($p = 0,004$) для ε_2 , $b_4 = 0$. Підвищення вмісту азоту від 0,02 до 0,08% (на 0,06% абсолютних) збільшує зносостійкість на 8-12% залежно від типу зношування.

Це зумовлено кількома механізмами:

1. Дисперсійне твердіння за рахунок утворення дрібних карбонітридів (Ti, V)(C,N) розміром 50-200 нм за даними електронної мікроскопії. Ці частинки створюють ефективні бар'єри руху дислокацій, підвищуючи межу плинності матриці на 40–60 МПа на кожні 0,01 % N.

2. Твердорозчинне зміцнення аустеніту. Азот, розчиняючись у міжвузлях ГЦК решітки аустеніту (аналогічно вуглецю), створює пружні спотворення решітки та підвищує опір пластичної деформації. Ефективність азоту в зміцненні аустеніту в ~1,5 рази вище, ніж вуглецю [16].

3. Стабілізація аустеніту. Азот знижує температуру мартенситного перетворення M_s приблизно на 15–20 °C на кожні 0,01 % N, що можна порівняти з ефектом 0,03–0,04 % вуглецю. Це підтверджується коефіцієнтом $b_4 = -2,1$ ($p = 0,004$) кількості вихідного мартенситу M .

4. Зниження енергії дефектів пакування (SFE). Роботи [9] показали, що азот в аустенітних сталях знижує SFE з ~25-30 мДж/м² до ~15-20 мДж/м², що полегшує деформаційне двійниковання та мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення. Це пояснює позитивний вплив азоту на приріст мартенситу деформації M ($b_4 = 1,6$, $p = 0,018$).

Азот підвищує твердість ($b_4 = 1,4$, $p = 0,003$) та ударну в'язкість ($b_4 = 2,1$, $p = 0,042$) одночасно, що є рідкісним та цінним ефектом. Зазвичай елементи, що підвищують твердість, знижують в'язкість і навпаки. Азот забезпечує поєднання високої міцності (через дисперсійне твердіння) та високої пластичності/в'язкості (через стабілізацію аустеніту та активізацію TRIP).

Парна взаємодія C-N ($b_{14} = 1,1$, $p = 0,021$ для HRC) позитивно, вказуючи на синергетичний ефект цих двох інтерстиційних елементів у зміцненні аустеніту. Спільне легування 0,18 % C + 0,07 % N дає твердість на 1,5–2 HRC вище, ніж можна було б очікувати із суми індивідуальних ефектів.

Взаємодія Mn-N ($b_{34} = 1,8$, $p = 0,014$ для M) також позитивно, що пояснюється тим, що марганець підвищує розчинність азоту в аустеніті та сприяє утворенню стабільнішого твердого розчину (Mn,Fe)-N. Це посилює стабілізуючий ефект обох елементів.

Важливо, що азот є технологічно складним елементом для контролю при дуговій наплавці. Коефіцієнт засвоєння азоту варіювався від 35% до 45% залежно від режимів наплавлення та типу флюсу. При високих струмах (>400 А) та довгій дузі втрати азоту досягали 60-65%, що вимагало коригування складу шихти. Для стабілізації азоту використовувався феррованадій азотований (5-7% N), в якому азот пов'язаний з ванадієм у вигляді нітридів і більш стійкий до випаровування, ніж вільний азот.

Вплив нікелю. Нікель стабілізує аустеніт, не утворюючи карбідів або нітридів (на відміну Cr, Mn, V, Ti), що призводить до "чистої" стабілізації без додаткового зміцнення виділеннями. Це проявляється у зниженні кількості вихідного мартенситу ($b_5 = -1,9$, $p = 0,008$) та слабкому зниженні твердості ($b_5 = -0,6$, $p = 0,186$ – статистично незначний на рівні $\alpha = 0,05$). Нікель знижує M_s приблизно на 17 °C на кожен відсоток змісту згідно з рівнянням Andrews.

Головна цінність нікелю проявляється у суттєвому підвищенні ударної в'язкості ($b_5 = 6,4$, $p < 0,001$) та ударно-абразивної зносостійкості ($b_5 = 0,26$, $p < 0,001$). Додавання 4 % нікелю (щодо складу без нікелю) збільшує KCU на 12,8 Дж/см² (на 15,5 %) та ϵ_z на 0,52 одиниці (на 24 %). Це пояснюється кількома факторами:

1. Підвищення пластичності аустеніту. Нікель знижує критичні зсувні напруги в аустеніті та підвищує його здатність до гомогенної пластичної деформації, що перешкоджає локалізації деформації та зародженню тріщин [17].

2. Гальмування зростання тріщин. Аустеніт який має у складі нікель має більш високу в'язкість руйнування, що уповільнює поширення тріщин при ударному навантаженні.

3. Оптимізація стабільності аустеніту для TRIP. Нікель у кількості 2–3 % у поєднанні з марганцем 12–14 % забезпечує оптимальну стабільність аустеніту: достатньо стабільний, щоб

не перетворюватися спонтанно при охолодженні, але є метастабільним для ефективного $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення при ударному навантаженні. Це підтверджується позитивним коефіцієнтом $b_5 = 1,2$ ($p = 0,038$) для приросту мартенситу деформації М.

Наявність негативного квадратичного члена $b_{55} = -0,16$ ($p = 0,028$) для ε_3 свідчить про існування оптимуму по нікелю близько 2–3 %. При вмісті нікелю вище 4% аустеніт стає занадто стабільним, TRIP-ефект послаблюється і зносостійкість починає знижуватися. Це узгоджується з літературними даними для TRIP-сталей автомобільного призначення [6].

Парна взаємодія Mn-Ni ($b_{35} = 0,15$, $p = 0,039$ для ε_3 ; $b_{35} = 2,8$, $p = 0,016$ для KCU) позитивно, що свідчить про синергетичний ефект цих двох аустенітоутворюючих елементів. Спільне легування 14 % Mn + 3 % Ni забезпечує зносостійкість та в'язкість вище, ніж можна досягти, використовуючи лише марганець (16–18 %) або лише нікель (6–8 %). Це має важливе практичне значення для зниження вартості наплавних матеріалів, тому що часткова заміна дорогого нікелю недорогим марганцем економічно вигідна за збереження необхідних властивостей.

Приріст мартенситу деформації. Важливим показником активності ДДМП є приріст кількості мартенситу після зношування $\Delta M = M_{\text{після}} - M_{\text{вихідн}}$. За даними рентгеноструктурного аналізу зношених поверхонь, ΔM варіюється від 18 % (склад: 0,25 % C, 10 % Cr, 10 % Mn, 0,02 % N, 0 % Ni – найменш стабільний аустеніт) до 32 % (склад: 0,14 % C, 15 % C, 16 % Ni – оптимально стабільний аустеніт).

Регресійний аналіз показав, що найбільший приріст мартенситу спостерігається за:

- Помірний вміст вуглецю 0,14–0,18 % (негативний коефіцієнт $b_1 = -2,1$)
- Підвищений вміст хрому, марганцю, азоту та нікелю (усі коефіцієнти b_2, b_3, b_4, b_5 позитивні)

Це відповідає концепції оптимальної стабільності аустеніту для максимального TRIP-ефекту [2, 5]. Занадто нестабільний аустеніт (низький Mn, Ni, N, високий C) перетворюється на мартенсит ще при охолодженні після наплавлення або на початку навантаження, не даючи значного приросту ΔM . Занадто стабільний аустеніт (дуже високий Mn+Ni) взагалі не перетворюється при навантаженні. Оптимум досягається за проміжної стабільності, коли Ms знаходиться в діапазоні від -50 до +20 °C.

Встановлено хорошу кореляцію між приростом мартенситу ΔM та ударно-абразивною зносостійкістю ε_3 (коефіцієнт кореляції Пірсона $r = 0,78$, $p < 0,001$). Це підтверджує, що TRIP-ефект є головним механізмом підвищення зносостійкості при ударно-абразивному навантаженні досліджених низьковуглецевих складів.

Негативна парна взаємодія C-Mn ($b_{13} = -1,4$, $p = 0,041$) для М вказує на те, що при підвищенні вуглецю ефект марганцю в активізації TRIP послаблюється. Це пов'язано з тим, що вуглець сам є сильним стабілізатором, і додаткова стабілізація марганцем при високому C може призвести до надмірної стабільності аустеніту.

Оптимізація складів. На підставі аналізу отриманих регресійних моделей з урахуванням вимог до технологічної міцності (відсутність тріщин), оброблюваності різанням ($HRC \leq 35$) та ударної в'язкості ($KCU \geq 60$ Дж/см²) було визначено три оптимальні склади наплавленого металу для різних умов експлуатації.

Оптимізація проводилася методом нелінійного програмування з використанням цільової функції виду:

$$\Omega = w_1 \cdot \varepsilon_1 + w_2 \cdot \varepsilon_2 + w_3 \cdot \varepsilon_3 \rightarrow \max \quad (9)$$

при обмеженнях:

- $HRC \leq 35$
- $KCU \geq 60$ Дж/см²
- $0,10 \leq C \leq 0,25$

Машинобудування і зварювальне виробництво

- $10 \leq Cr \leq 16$
- $10 \leq Mn \leq 16$
- $0,02 \leq N \leq 0,08$
- $0 \leq Ni \leq 4$

де w_1, w_2, w_3 – вагові коефіцієнти, що задають пріоритети різних типів зношування.

Результати оптимізації представлені в таблиці 5.

Таблиця 5 – Оптимальні склади та розрахункові властивості наплавленого металу

Варіант	C, %	Cr, %	Mn, %	N, %	Ni, %	ϵ_1	ϵ_2	ϵ_3	HRC	KCU, Дж/см ²	ΔM , %	Ваговий коеф. ($w_1: w_2: w_3$)
А	0,18	14,0	12,0	0,06	1,5	4,9	3,1	2,4	32,0	75,0	26,0	0,50:0,30:0,20
Б (універсал)	0,16	13,0	13,0	0,06	1,0	4,5	2,9	2,6	31,0	82,0	27,0	0,33:0,33:0,34
В	0,14	12,0	14,0	0,05	3,0	4,1	2,6	3,2	29,0	95,0	30,0	0,20:0,25:0,55
Базовий (14X12Г12СТ)	0,14	12,0	12,0	0,03	0	4,25	2,68	2,15	30,0	82,5	24,8	-

Примітка: значення властивостей розраховані за регресійними моделями. ΔM – приріст мартенситу після зношування.

Склад А оптимізований для умов сухого тертя та контактного навантаження (вагові коефіцієнти $w_1:w_2:w_3 = 0,50:0,30:0,20$, пріоритет зносостійкості ϵ_1). Підвищений вміст вуглецю (0,18 %) і хрому (14 %) забезпечує максимальну зносостійкість при сухому терті $\epsilon_1 = 4,9$, що на 15 % перевершує базовий дріт ПП-Нп 14X12Г12СТ ($\epsilon_1 = 4,55$) і в 4,9 раз. та нікелю (1,5 %) забезпечує оптимальну стабільність аустеніту для активного ДДМП при терті (приріст мартенситу $M = 26$ %). Твердість HRC = 32 дозволяє механічну обробку різанням стандартним твердосплавним інструментом. Ударна в'язкість KCU = 75 Дж/см² є достатньою для роботи без інтенсивних ударних навантажень. Склад рекомендується для наплавлення кранових коліс, катків, напрямних, підшипників ковзання та інших деталей, що працюють в умовах сухого тертя ковзання або кочення з контактною напругою.

Склад Б (універсальний) є поліпшеним варіантом базового дроту з оптимізованим співвідношенням елементів для збалансованих властивостей (вагові коефіцієнти рівні: $w_1:w_2:w_3 = 0,33:0,33:0,34$). Порівняно з базою (0,14% C, 12% Cr, 12% Mn, 0,03% N, 0% Ni) підвищено вміст вуглецю до 0,16%, хрому до 13%, марганцю до 13%, азоту до 0,06%, введено 1% Ni. Ці зміни забезпечують приріст зносостійкості: ϵ_1 на +6 %, ϵ_2 на +8 %, ϵ_3 на +21 % за збереження відмінної оброблюваності (HRC = 31) та високої в'язкості (KCU = 82 Дж/см²). Склад є універсальним для широкого спектру застосувань та економічно ефективним, оскільки вміст дорогого нікелю мінімізовано до 1 %, вартість на 3-5 % вища за базовий дріт при істотно кращих властивостях. Рекомендується як заміна базового дроту ПП-Нп 14X12Г12СТ скрізь, де потрібне підвищення довговічності без суттєвого подорожчання.

Состав В оптимізовано для роботи в умовах ударно-абразивного зношування (вагові коефіцієнти $w_1:w_2:w_3 = 0,20:0,25:0,55$, пріоритет ϵ_3). Низький вміст вуглецю (0,14 %), помірний хром (12 %), підвищений марганець (14 %) та максимальний нікель (3 %) забезпечують високу частку метастабільного аустеніту (~82 %) з оптимальною стабільністю. Це призводить до максимальної ударно-абразивної зносостійкості $\epsilon_3 = 3,2$, що в 3,2 рази вище стали 110Г13Л при Кд = 2,2 і на 49 % вище базового дроту ($\epsilon_3 = 2,15$). Приріст мартенситу при навантаженні становить 30%, що підтверджує високу активність ДДМП. Визначна ударна в'язкість KCU = 95 Дж/см² (на +15 % вище за базу) забезпечує відсутність крихкого руйнування при інтенсивних ударах. Твердість HRC = 29 відносно невисока, але це компенсується здатністю до деформаційного зміцнення: після навантаження твердість поверхневого шару підвищується до 42-46 HRC. Склад рекомендується для наплавлення зубів ковшів екскаваторів (особливо для роботи в кар'єрах з великокусковими породами), бив молоткових дробарок, траків

гусениць важкої техніки, футерування кульових млинів та інших деталей, що працюють при комбінованому ударно-абразивному впливі. Недолік – підвищена вартість (на 15–20 % вища за базу через нікель), проте збільшення довговічності в 1,5–2 рази окупає додаткові витрати.

Перевірочні експерименти підтвердили адекватність розрахункових значень властивостей всіх трьох оптимальних складів. Зразки були виготовлені, наплавлені та випробувані за повною програмою. Розбіжність між розрахунковими (табл. 5) та експериментальними значеннями складала:

- Для ε_1 : 2,1–4,8 %
- Для ε_2 : 3,2–5,6 %
- Для ε_3 : 1,9–6,2 %
- Для HRC: 0,5–1,2 HRC
- Для KCU: 3,1–7,4 Дж/см²

Всі три оптимізовані склади показали відсутність тріщин при наплавленні без попереднього підігріву на пластини зі сталі 09Г2С завтовшки 30 мм, що підтверджує їх високу технологічну міцність. Це є важливою перевагою порівняно з високовуглецевими зносостійкими наплавками, що вимагають підігріву до 250–350 °С.

Порівняння із комерційними матеріалами. Для оцінки конкурентоспроможності розроблених складів було проведено порівняння з широко застосовуваними комерційними наплавними матеріалами (табл. 6).

Таблиця 6 – Порівняння властивостей оптимізованих та комерційних наплавних матеріалів

Матеріал	Система легування	HRC	ε_1	ε_2	ε_3	KCU, Дж/см ²	Оброблюваність різанням	Тріщини без підігріву	Вартість* віднос.од.
Склад А	0,18C-14Cr-12Mn-0,06N-1,5Ni	32	4,9	3,1	2,4	75,0	Так	Нема	1,05
Склад Б	0,16C-13Cr-13Mn-0,06N-1Ni	31	4,5	2,9	2,6	82,0	Так	Нема	1,03
Склад В	0,14C-12Cr-14Mn-0,05N-3Ni	29	4,1	2,6	3,2	95,0	Так	Нема	1,18
14X12Г12СТ	0,14C-12Cr-12Mn-следи N-0Ni	30	4,25	2,68	2,15	82,5	Так	Нема	1,00
ПП-18Х1Г1М	Fe-1C-1Cr-1Mn-1Mo (ферит)	26	0,85	1,0	0,9	30,0	Так	Нема	0,95
ПП-АН101	Fe-27Cr-2,5C-4Ni-2Si (ледебурит)	58	3,3	4,2	1,2	18,0	Ні	Має (підогрів 300°С)	1,85
110Г13Л (лита сталь)	Fe-13Mn-1,2C	20 (180 HB)	3,0	1,8	1,0	120,0	Ні	-	1,10
Stoody 2109-FCO [18]	Fe-15Cr-4Mn-0,4C (закордон.)	35	3,8	3,0	2,1	55,0	Так	Нема	1,50
Weld Mold 765 [19]	Fe-21Cr-2Mn-2,8C-8Ni (закордон.)	62	3,5	5,8	0,8	12,0	Ні	Має	2,40

* Відносна вартість розрахована на основі цін феросплавів та порошкових компонентів станом на 2024 р., базовий дріт 14X12Г12СТ прийнятий за 1,00.

Як очевидно з табл. 6, оптимізовані склади демонструють унікальне поєднання властивостей:

Машинобудування і зварювальне виробництво

1. Зносостійкість при сухому терті ε_1 оптимізованих складів (4,1–4,9) значно перевершує ферит но-перлітні наплавки типу ПП-18Х1Г1М (0,85) і сталь 110Г13Л (3,0), порівнянна з високохромистою наплавкою ПП Stoodu 2109 (3,8).

2. Ударно-абразивна зносостійкість ε_3 складу (3,2) в 2,7 рази вище високохромистої наплавки ПП-АН 101 (1,2), в 3,2 рази вище стали 110Г13Л (1,0) і в 1,5 рази вище зарубіжного аналога Stoodu 2. При цьому ударна в'язкість (95 Дж/см²) порівнянна зі сталлю Гадфільда (120 Дж/см²) і в 5–8 разів вище за високохромисті наплавки (12–18 Дж/см²).

3. Оброблюваність різанням усіх оптимізованих складів ($HRC \leq 32$) значно краще, ніж у високохромистих ($HRC 58–62$) та високомарганцевих (після наклепу до 45–50 HRC) наплавок. Це знижує витрати на фінішну механічну обробку.

4. Технологічна міцність: відсутність тріщин при наплавленні без підігріву – критична перевага, що спрощує технологію та знижує собівартість наплавних робіт.

5. Економічна ефективність: вартість оптимізованих складів (1,03–1,18 відн. од.) істотно нижча від зарубіжних аналогів (1,50–2,40) та високохромистих наплавок (1,85) при порівнянних чи кращих властивостях.

Зарубіжні високохромисті наплавки типу Weld Mold 765 показують видатну абразивну зносостійкість $\varepsilon_2 = 5,8$, але повністю непридатні для ударно-абразивних умов ($\varepsilon_3 = 0,8$) через вкрай низьку в'язкість ($KCU = 12$ Дж/см²) і потребу. Розроблені склади займають оптимальну нішу для комбінованих умов зношування..

ВИСНОВКИ

1. Методом регресійного аналізу з використанням центрального композиційного плану другого порядку 2^{5-1} (31 експеримент) встановлено кількісні залежності зносостійкості при сухому терті, абразивному та ударно-абразивному зношуванні низьковуглецевого хромомарганцевого наплавленого металу від вмісту вуглецю діапазоні 0,10–0,25% С, 10–16% Cr, 10–16% Mn, 0,02–0,08% N, 0–4% Ni. Побудовані моделі мають високі показники якості ($R^2 = 0,906–0,952$, adjusted $R^2 = 0,884–0,938$, $p < 0,001$) та підтверджені кросвалідацією (середня помилка прогнозування 4,8–11,4 %) та незалежною валідацією на 5 %.

2. Встановлено, що азот є високоефективним легуючим елементом, що одночасно підвищує зносостійкість всіх типів (на 8–12 % на кожні 0,01 % N), твердість (на 1,4 HRC на кожні 0,03 % N) та ударну в'язкість (на 2,1 Дж/см² на 3 карбонітридами розміром 50–200 нм, стабілізації аустеніту та зниження енергії дефектів упаковки. Нікель підвищує ударну в'язкість (на 6,4 Дж/см² на кожен 1 % Ni) та ударно-абразивну зносостійкість (на 0,26 одиниць на кожен 1 % Ni), маючи оптимальний вміст 2–3 % при балансі між в'язкістю та економічністю.

3. Визначено три оптимальні склади наплавленого металу для різних умов експлуатації: склад А (0,18% С, 14% Cr, 12% Mn, 0,06% N, 1,5% Ni) забезпечує максимальну зносостійкість при сухому терті $\varepsilon_1 = 4,9 \pm 0,3$ (15% вище Х1; універсальний економічний склад Б (0,16% С, 13% Cr, 13% Mn, 0,06% N, 1% Ni) показує збалансовані властивості з приростом зносостійкості на 6–21% щодо бази при подорожчанні лише на 3%; склад В (0,14 % С, 12 % Cr, 14 % Mn, 0,05 % N, 3 % Ni) має максимальну ударно-абразивну зносостійкість $\varepsilon_3 = 3,2 \pm 0,2$ (у 3,2 рази вище стали 110Г13Л, на 49 % вище бази) і на 49 % вище бази) Дж/см².

4. Підтверджено, що відпустка при 650 ± 10 °С протягом 1 години з охолодженням на повітрі низьковуглецевого (0,10–0,25 % С) хромомарганцевого наплавленого металу активізує динамічне деформаційне мартенситне перетворення за рахунок дисперсійного твердіння з дрібними оптимізаціями стабільності аустеніту. Приріст кількості мартенситу деформації після зношування становить 18–32 % залежно від складу, що корелює з ударно-абразивною зносостійкістю ($r = 0,78$, $p < 0,001$).

5. Всі оптимізовані склади показали відсутність тріщин при наплавленні без попереднього підігріву на сталь 09Г2С, хорошу оброблюваність різанням ($HRC \leq 32$) та високу ударну в'язкість ($KCU \geq 75$ Дж/см²). Порівняння з комерційними наплавними матеріалами показало, що розроблені склади забезпечують унікальне поєднання зносостійкості, в'язкості, технологічності та економічності, перевищуючи зарубіжні аналоги за вартості на 25–50 % нижче.

Отримані регресійні моделі дозволяють проектувати хімічний склад низьковуглецевих хромомарганцевих наплавних матеріалів стосовно конкретних умов експлуатації з урахуванням вимог до зносостійкості, технологічної міцності та економічної ефективності. Методика може бути застосована для подальшої оптимізації складів із запровадженням додаткових легуючих елементів (Mo, Nb, В та ін.).

Список використаних джерел

1. *Zackay V.F.* The enhancement of ductility in high-strength steels / *V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, R. Busch* // Trans. ASQ. – 1967. – Vol. 60. – P. 252-259.
2. *De Cooman B.C.* Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite / *B.C. De Cooman* // Current Opinion in Solid State and Materials Science. – 2004. – Vol. 8. – P. 285-303.
3. *Jacques P.J.* Transformation-induced plasticity for high strength formable steels / *P.J. Jacques, Q. Furnémont, F. Lani, T. Pardoën, F. Delannay* // Current Opinion in Solid State and Materials Science. – 2004. – Vol. 8. – P. 259-265.
4. *Olson G.B.* A general mechanism of martensitic nucleation / *G.B. Olson, M. Cohen* // Metallurgical Transactions A. – 1976. – Vol. 7A. – P. 1897-1923.
5. *Allain S.* Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys / *S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton* // Materials Science and Engineering A. – 2004. – Vol. 387-389. – P. 158-162.
6. *De Cooman B.C.* High Mn TWIP Steels for Automotive Applications / *B.C. De Cooman, K. Chin, J. Kim* // New Trends and Developments in Automotive System Engineering, ed. M. Chiaberge. – InTech, 2011. – P. 101-128.
7. *Berns H.* High nitrogen austenitic steels / *H. Berns, S. Siebert* // ISIJ International. – 1996. – Vol. 36, No 7. – P. 927-931.
8. *Simmons J.W.* Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels / *J.W. Simmons* // Materials Science and Engineering A. – 1996. – Vol. – P. 159-169.
9. *Gavriljuk V.G.* Nitrogen in Iron and Steel / *V.G. Gavriljuk, H. Berns* // ISIJ International. – 1999. – Vol. 39, No. 8. – P. 807-815.
10. *Pokhodnya I.K.* Nitrogen uptake and retention in arc welding of steels / *I.K. Pokhodnya, V.I. Golovko, R. Solana* // Welding International. – 2001. – Vol. 15, No. 4. – P. 298-304.
11. *Малинов Л.С.* Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / *Л.С. Малинов, В.Л. Малинов*. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
12. *Малинов В.Л.* Повышение износостойкости метастабильного аустенитного хромомарганцевого наплавленного металла / *Л.С. Малинов* // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2011. – № 2 (23). – С. 239-242.
13. *Малинов В.Л.* Исследование методом регрессионного анализа зависимостей износостойкости в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания от химического состава наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе / *Л.С. Малинов* // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2011. – № 2 (23). – С. 107-117.

14. ASTM E975-13. Standard practice for X-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2013.
15. Ефременко В.Г. Влияние фазового и структурного состояния сплавов на основе железа на износостойкость в условиях помола высокоабразивного материала / В.Г. Ефременко, Ф.К. Ткаченко, Т.А. Еременко // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2003. – Вип. 13. – С. 113-118.
16. Speidel M.O. Nitrogen containing austenitic stainless steels / M.O. Speidel // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. – 2006. – Vol. 37, No. 10. – P. 875-880.
17. Tomota Y. Tensile behavior of TRIP-aided multi-phase steels studied by in situ neutron diffraction / Y. Tomota, H. Tokuda, Y. Adachi, M. Wakita, N. Minakawa, A. Moriai, Y. Morii // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52. – P. 5737-5745.
18. Stoodly Company. Product Data Sheet: Stoodly 2109-FCO. – USA, 2023. – 4 p.
19. Weld Mold Company. Technical Manual: Weld Mold Hardfacing Alloys. – USA, 2022. – P. 45-47.

Zusin A. M.

OPTIMIZATION OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF LOW-CARBON CHROMIUM-MANGANESE WELD DEPOSIT METAL WITH METASTABLE AUSTENITE USING REGRESSION ANALYSIS

The results of a comprehensive study and optimization of the chemical composition of low-carbon weld-deposit metal based on the Fe-Cr-Mn-C-N-Ni system using multifactor regression analysis are presented. A second-order central composite design 2^{5-1} with added star points was employed, comprising 31 experimental compositions with 5 replications at the design center to assess experimental errors. The varying factors were the contents of carbon (0.10–0.25%), chromium (10–16%), manganese (10–16%), nitrogen (0.02–0.08%), and nickel (0–4%). Welding was performed with flux-cored wires 3.6–4.0 mm in diameter in three layers under AN-26 flux onto 30-mm-thick 09G2S steel plates, using strictly controlled parameters: current 350 ± 5 A, voltage 32–33 V, travel speed 38 ± 1 m/h, and interpass temperature not exceeding 180 °C. After welding, all samples were tempered at 650 ± 10 °C for 1 hour followed by air cooling to activate dynamic deformation-induced martensitic transformation (DDIMT).

Statistically significant second-order mathematical models were obtained ($R^2 = 0.91$ – 0.96 , adjusted $R^2 = 0.87$ – 0.94 , $p < 0.001$), establishing quantitative relationships between wear resistance under dry sliding (ϵ_1), abrasive wear (ϵ_2 , ASTM G65-A procedure), and impact-abrasive wear (ϵ_3 , impact coefficient $K_d = 2.2$) and the content of alloying elements. Cross-validation using the leave-one-out method showed an average prediction error of no more than 6.2%. Significant effects of all investigated factors and their pairwise interactions (C–Cr, C–Mn, C–N, Mn–Ni) on the property set of the weld deposit were identified. It was shown that nitrogen is a highly effective alloying element, simultaneously increasing all types of wear resistance by 8–12% for every 0.01% N, hardness by 1.4 HRC, and impact toughness by 2.1 J/cm² due to dispersion strengthening by fine carbonitrides (50–200 nm) and austenite stabilization. Nickel significantly increases impact toughness (up to 95 ± 5 J/cm²) and impact-abrasive wear resistance, with an optimal content of 2–3% ensuring a balance between toughness and cost-effectiveness.

Based on the obtained regression models and considering constraints on technological soundness (absence of cracking), machinability ($HRC \leq 35$), and toughness ($KCU \geq 60$ J/cm²), three optimal compositions were determined: one for dry sliding wear ($\epsilon_1 = 4.9 \pm 0.3$, 15% higher than the reference wire PP-Np 14Kh12G12ST), a universal cost-effective composition with balanced

properties, and a composition for impact-abrasive wear ($\epsilon_3 = 3.2 \pm 0.2$, 3.2 times higher than 110G13L steel). Validation experiments on an independent set of 5 compositions confirmed the adequacy of the models (calculated vs. experimental discrepancy not exceeding 8%). All optimized compositions exhibited crack-free weldability without preheating and high technological soundness.

Keywords: Weld-deposit metal, metastable austenite, regression analysis, wear resistance, TRIP effect, composition optimization, nitrogen, nickel, dynamic deformation-induced martensitic transformation.

Стаття надійшла 28.11.2025р.

УДК 621.791.753.042

doi.org/10.31498/2522-9990302025347040

Щетинін С.В., Десятський С.П.

ОДНОСТОРОННЄ ЗВАРЮВАННЯ СКЛАДОВИМ ЕЛЕКТРОДОМ НА ФЛЮСОВІЙ ПОДУШЦІ

Енергія, що дуга передає металу, визначає процеси в зварювальній ванні. З підвищенням енергії тиск дуги, електромагнітний і гідродинамічний тиски, мікроспотворення кристалічної решітки, мікронапруги, щільність дислокацій і зварювальні напруги зростають, що приводить до порушення формування швів і зниження ударної в'язкості зварних з'єднань, яка характеризує тріщиностійкість наплавленого металу.

Ефективним способом зниження погонної енергії є підвищення швидкості зварювання та кристалізації рідкого металу, подрібнення мікроструктури, зменшення міжатомної відстані, зростання міжатомних зв'язків та ударної в'язкості зварних з'єднань. Для зниження енергії за рахунок обертання дуги і підвищення швидкості зварювання розроблено процес одностороннього високошвидкісного зварювання складовим електродом, який складається з дроту та U-подібної стрічки. Струм тече по шляху найменшого опору, тому дуга обертається торцем електроду в повздовжньому і перпендикулярному напрямках. Площа обертання дуги збільшується, що забезпечує зниження тиску дуги в 4 рази, одностороннє високошвидкісне зварювання і якісне формування зворотного валику на флюсовій подушці зі склоподібним флюсом незалежно від зазору в стику і закон мінімуму енергії, згідно якому мінімум енергії – максимум якості та ударної в'язкості зварних з'єднань.

Тиск зварювальної дуги вимірювали за розробленою методикою з використанням кварцевого зонду, температура розм'ягчення якого 2023 K, але внаслідок низької теплопровідності кварцу та переміщення під дією тиску дуги залишається в твердому стану довше ніж тантал. При наближенні дуги під дією тиску зонд опускається вниз, при видаленні дуги зонд підіймається нагору. Лінійні переміщення зонду по вертикалі перетворюються електронно-механічним перетворювачем в пропорційний електричний сигнал, що осцилографується і дає осцилограму тиску дуги в процесі одностороннього зварювання під флюсом.

Встановлено, що природа тиску дуги електромагнітна. Тиск дуги змінюється за законом нормального розподілу. При наближенні дуги тиск зростає, досягає максимуму на осі, де максимальна щільність струму, з видаленням від осі тиск зменшується. Основна закономірність, характерна для всіх процесів, зі збільшенням площі, якою обертається дуга, і підвищенням швидкості зварювання тиск зменшується, що забезпечує якісне формування зворотного валику на флюсовій подушці незалежно від зазору в стику. З ростом швидкості