

ВИКОРИСТАННЯ ЕФЕКТУ СПАДКОВОСТІ ДЛЯ КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ПРИ ЕЛЕКТРОДУГОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ПОРОШКОВИМИ ДРОТАМИ (Огляд)

А.А. Бабінець

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: a_babinets@ukr.net

Розглянуто сучасні погляди на зв'язок структури та властивостей у сталях і сплавах. Показано, що перспективним методом впливу на структуру і властивості наплавленого металу є використання ефекту спадковості – передачі властивостей від вихідних шихтових матеріалів до готових виробів. Наведено докладну класифікацію видів спадковості згідно з її проявами у сталях і сплавах, які можна розділити на три основні взаємопов'язані групи: металургійні, структурні та технологічні. Показано, що з точки зору впливу вихідних матеріалів на структуру та властивості готових деталей, спадковість може бути як позитивною, так і негативною. Визначено та описано основні фактори, які впливають на ступінь прояву ефекту структурної спадковості в сталях і сплавах. До таких факторів належать: хімічний склад і ступінь легуваності хімічними елементами; ступінь дефектності вихідної структури; розмір, форма та структура вихідних шихтових матеріалів; використання модифікуючих добавок або зовнішніх фізичних впливів. Описано основні проблеми та перспективи використання ефекту спадковості при електродуговому наплавленні. Визначено основні напрямки, які дозволять керувати структурою та властивостями наплавленого металу, впливаючи на ступінь прояву в ньому ефекту спадковості. Найперспективнішими є методи керування шляхом зміни вихідних параметрів наплавних матеріалів, а також регулювання тепловкладенням шляхом технологічних або фізичних впливів. Використання ефекту спадковості при різних способах наплавлення може забезпечити значний ефект за рахунок отримання оптимальної структури наплавленого металу та відсутності в ньому шкідливих домішок. Бібліогр. 38, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: дугове наплавлення, наплавлений метал, порошковий дріт, спадковість, структура, експлуатаційні властивості

Вступ. Головним завданням, яке необхідно вирішувати при зносостійкому електродуговому наплавленні, є розробка таких матеріалів і технологій, які будуть забезпечувати заданий хімічний склад, структуру, високу якість та інші необхідні властивості наплавленого металу. Найчастіше, з урахуванням умов експлуатації конкретних деталей, цього досягають за рахунок комплексного легування наплавленого металу такими елементами як Cr, Mo, W, V, Ti, які у вигляді феросплавів або інших компонентів вводять до складу шихти порошкових електродних або присадкових матеріалів для наплавлення [1, 2]. Проте на сьогодні технічні та економічні можливості підвищення експлуатаційних властивостей наплавленого металу завдяки такому підходу практично вичерпано.

Керувати структурою та властивостями наплавленого металу також можна за рахунок різних фізичних, хімічних і технологічних дій, наприклад шляхом його модифікування та мікролегування [3]. Але вплив модифікуючих і мікролегуєвих елементів досить складний, особливо при застосуванні комплексних добавок. При цьому вони можуть одночасно як сприяти поліпшенню пев-

них властивостей наплавленого металу, так і утворювати небажані включення, які можуть стати зародками тріщин або інших дефектів.

Відомо, що структурою та властивостями металу можна керувати за рахунок ефекту структурної спадковості, тобто передачі та збереження структури (наприклад, дрібнозернистої) від вихідних шихтових матеріалів структурі готових деталей, що призводить до підвищення їх експлуатаційних властивостей [4].

Такий підхід, наприклад, застосовують у металургійному виробництві. При цьому в наплавному (зварювальному) виробництві ефект структурної спадковості майже не використовується. При вивченні закономірностей формування та зміни структури наплавленого металу основна увага, як правило, приділяється впливу на них вмісту легуючих елементів і термічного циклу наплавлення. Практично не дослідженим є вплив вихідної структури електродних або присадкових матеріалів на структуру наплавленого металу. Водночас такий зв'язок у системі «вихідний матеріал для наплавлення – зварювальна ванна – наплавлений метал» беззаперечно існує [4, 5].

Основні проблеми використання ефекту структурної спадковості при різних способах напла-

лення, в першу чергу електродугових, очевидно пов'язані з особливостями, які притаманні цим способам і відрізняють їх від металургійних процесів [4]:

- кристалізація наплавленого металу відбувається на твердій підкладці, яка частково переплавляється, а, отже, її вихідний хімічний склад і структура впливають на структуру та властивості наплавленого металу;

- на відміну від металургійної печі, температурно-часові параметри зварювальної ванни не є стаціонарними; вони можуть також відрізнятися при використанні різних способів наплавлення та ними досить важко керувати.

Разом з тим, відомо про використання деяких технологічних способів керування ефектом структурної спадковості при дуговому та плазмовому методах наплавлення [4–6], у результаті чого було покращено структуру та властивості наплавленого металу.

Метою роботи є аналіз особливостей ефекту спадковості (тобто збереження ознак первинних об'єктів у вторинних) у сталях і сплавах; факторів, які на нього впливають, а також визначення перспектив і шляхів використання даного ефекту при електродуговому наплавленні деталей з метою оптимізації їх структури та експлуатаційних властивостей.

Основні поняття про зв'язок структури та властивостей і ефекту спадковості у сталях і сплавах. Широко відомо, що властивості сталей і сплавів визначаються їх структурою та особливостями її зміни внаслідок дії зовнішніх фізичних, хімічних чи технологічних факторів, до яких, безумовно, відносяться й такі процеси високотемпературної обробки, як наплавлення (зварювання) [1–6]. У загальному випадку приймається, що більш дрібнозерниста структура сталі або сплаву надає кращі властивості (фізичні, механічні, технологічні, експлуатаційні та ін.) готовим деталям.

Термін «спадковість» для металів зазвичай використовується для опису явища, при якому зберігається форма будь-яких елементів структури металу після прямого (при охолодженні) та зворотного (при нагріванні) поліморфного перетворення. Спадковість кристалографічної орієнтації забезпечується упорядкуванням перебудови однієї решітки на іншу, а відновлення форми зерна – збереженням хімічної неоднорідності (сегрегація домішок і включень по старим границям зерен) [7].

У металургії позитивний або негативний вплив вихідних шихтових матеріалів на будову розплаву, а через нього на структуру й фізико-механічні

властивості твердого металу, отримав назву «металургійна спадковість», прояви якої пов'язують зі збереженням у розплаві неметалевих фаз, газів, домішок та елементів кристалічної будови вихідного металу, зумовлених технологічною передісторією виготовлення, підготовки, плавлення, розкислення та кристалізації металу шихти [7–13].

Виходячи із різних поглядів на процеси, які стосуються явища спадковості, його можна класифікувати по-різному. Згідно з [13] спадковість – це сукупність багатьох процесів, серед яких, зокрема, можна виділити такі фізичні явища, як:

- деформаційну спадковість, яка характеризується неповним поверненням властивостей деформованого та рекристалізованого металу. Деформаційна спадковість залежить від природи металу та від його історії і проявляється незалежно від наявності поліморфного перетворення;

- фазову спадковість, яка визначається кристалографічною відповідністю дислокаційних структур фаз при поліморфному перетворенні та лежить в основі термомеханічної обробки сплавів з металів, які зазнають поліморфного перетворення (наприклад, заліза). Через це явище відбувається також накопичення дефектів при термоциклуванні;

- граничну спадковість, яка пов'язана з неповним заліковуванням дефектів на ділянках, що відповідають старим границям зерен після міграції останніх. Такий вид спадковості дуже стійкий (іноді не знімається при нагріванні навіть до передплавильних температур) і сильно залежить від впливу домішок, які входять до складу твердого розчину та виділяються у вигляді фаз.

У [14–17] наводять іншу класифікацію спадковості, що базується на проявах характерних ознак при виготовленні деталей зі сталей та сплавів. Згідно з цією класифікацією спадковість можна розділити на три основні взаємопов'язані групи: металургійну, структурну та технологічну:

1. Металургійна спадковість – це здатність литого металу зберігати структурні особливості та властивості вихідних шихтових матеріалів і рідкого металу. Вона обумовлена насамперед хімічним складом, якістю шихти, станом розплаву та умовами його обробки (температура, перемішування, флюсова обробка, розкислення, модифікування тощо). На кожному етапі виробництва у розплаві з'являються певні структурні елементи, які мають спадкові ознаки властивостей литого металу на цьому етапі.

2. Структурна спадковість спостерігається у випадках, коли при близьких хімічному складі, вмісті домішок і неметалевих включень вихід-

них матеріалів і приблизно однакових умовах охолодження розплаву затверділий метал має різну мікро- і макроструктуру. Це пояснюється збереженням у металі після фазового чи структурного перетворення певних особливостей будови його вихідної структури на різних рівнях (макроскопічному, мікро- і субмікроскопічному). Одним із видів структурної спадковості після фазового або структурного перетворення є існування в сталі хімічної неоднорідності, яка проявляється у збереженні ліквацийних ділянок, що виникають при кристалізації розплаву.

Спочатку під структурною спадковістю розуміли лише регенерацію великих зерен у попередньо нагрітій сталі. Сучасні уявлення про структурну спадковість не обмежуються чистим відновленням розмірів зерна при термічній обробці. Структурна спадковість проявляється як у вигляді відновлення розмірів зерен, так і у вигляді збереження їх орієнтації, або видозміни границі зерна у відповідності до вихідної структури [15, 16]. Це може супроводжуватися розпадом характерних структурних елементів і збереженням вихідної крупнозернистої структури, що особливо важливо для процесів високотемпературної обробки, адже може призводити до зниження механічних властивостей наплавленого металу.

3. Технологічна спадковість, яку пов'язують зі збереженням при наступних операціях виготовлення деталей особливостей будови вихідних компонентів. Вона обумовлена впливом різних технологічних факторів. Закладення певних ознак технологічної спадковості відбувається на всіх етапах плавлення, кристалізації, деформаційної, деформаційно-термічної, термічної обробки тощо. На думку автора [17], у більшості випадків саме технологічні фактори відповідають за закладення особливостей будови та проявів металургійної та структурної спадковості у сталях і сплавах.

Прикладом технологічної спадковості при наплавленні очевидно може бути вплив підготовки матеріалів і технологічних параметрів наплавлення на якість отриманих деталей: контроль вмісту газів, неметалевих включень, шкідливих домішок у наплавних матеріалах; керування тепловкладенням та умовами кристалізації; наявність додаткової зовнішньої обробки ванни розплавленого металу тощо [4].

З погляду на вплив вихідних матеріалів на структуру та властивості готових виробів, спадковість можна розглядати як позитивну, так і негативну. Прикладом позитивного впливу може бути передача дрібнозернистої структури вихідних ма-

теріалів до структури наплавленого металу або її певної видозміни, що призводить до підвищення експлуатаційних властивостей деталі. Наприклад, у [18] прикладом позитивної спадковості є утворення в перегрітій крупнозернистій сталі складної (зубчастої) форми первинних границь зерен аустеніту, що були успадковані від вихідної дрібнозернистої структури металу. Отримання, за рахунок ефекту структурної спадковості, такої складної форми зерен підвищує тріщиностійкість сталі, а також характеристики її міцності. Ще одним прикладом позитивної спадковості є підвищення ступеня захисту сталевих листів від локальних ударних навантажень значної інтенсивності внаслідок спадкового термомеханічного зміцнення, яке полягає в успадкуванні дислокаційної субструктури, сформованої в процесі попередньої високотемпературної деформації, новоутвореним у разі нагріву аустенітом, а також з подальшим гартуванням і мартенситом [19].

Негативна спадковість може проявлятися, навпаки, у збереженні або відновленні крупнозернистої початкової структури вихідних матеріалів, збереженні вмісту шкідливих домішок і т. ін., що може погіршувати властивості отриманого наплавленого металу та потребує застосування додаткових технологічних дій [9]. Умовно найпростішим способом усунення негативної структурної спадковості, яка проявляється у вигляді збереження крупнозернистої структури, є проведення термічної обробки [20]. Наприклад, у [21, 22] показано, що в середньомарганцевих сталях, залежно від режиму термообробки, може проявлятися ефект спадковості, внаслідок чого у шарах металу з малою кількістю марганцю утворюються великі феритні зерна, що призводить до зниження пластичності сталі через поширення розтріскування по границі крупнозернистої та дрібнозернистої областей. Після термообробки такої сталі при достатньо високій температурі цементит може розчинятися, утворюючи ультрадисперсні рівномірно розподілені зерна аустеніту, що підвищує пластичність сталі.

Але прояви негативної спадковості в деяких випадках термообробкою повністю усунути неможливо. У [23] досліджено випадок структурної спадковості в литій сталі типу 30X2H4МФ. Встановлено, що після високого попереднього відпуску в сталі при нагріванні утворюється дрібне зерно, яке при повторному нагріві до 1050...1150 °С замінюється великим зерном, що збігається за величиною, формою та кристалографічною орієнтацією з початковим литим зерном аустеніту. Це відновлення

пояснюється зародковим орієнтуючим впливом залишкового аустеніту, що не розпався при високому відпуску та зберігся при повторному нагріванні до температур критичного інтервалу.

У металургії негативну спадковість найчастіше усувають за рахунок застосування різних методів, таких як підготовка та вибір співвідношення компонентів шихти; оптимальний вибір технології плавлення та розливання; рафінування металу за допомогою вакуумування розплаву, електрошлакового переплаву, електромагнітного перемішування, обробки ультразвуком або електричним струмом, електрогідроімпульсної обробки, легування, модифікування та ін. [7, 14, 24].

Застосування більшості з названих способів пов'язано з певними труднощами, насамперед економічними. Дороге обладнання, високі енерговитрати, проблеми вбудовування в наявні технологічні процеси ускладнюють використання цих способів обробки розплавів у металургійному виробництві. Використання більшості з перерахованих способів усунення негативної спадковості при дугових методах наплавлення значно ускладнено.

Таким чином, спадковість – це не просто особливість перетворення у реальних кристалічних сплавах, яка проявляється у вигляді успадкування кінцевою структурою форми та розмірів їх вихідної структури, що можна виявити металографічними методами [13]. Спадковість у сталях і сплавах – це сукупність багатьох явищ, що призводить до збереження в них особливостей будови, фазово-структурного стану та властивостей вихідного матеріалу після різних технологічних впливів, які зумовлюють відповідні структурні та фазові перетворення [14–17]. Таке визначення базується на уявленні щодо реалізації можливостей закладення певних спадкових ознак (особливостей будови) у сталях і сплавах на всіх етапах технологічного процесу виготовлення деталей, у тому числі й методами дугового наплавлення.

Основні фактори, які впливають на ефект структурної спадковості в сталях і сплавах. Хімічний склад і ступінь легуваності хімічними елементами є визначними факторами, від яких залежить ступінь прояву ефекту структурної спадковості, залежно від чого сталі можна розділити на декілька груп (див. табл.), де позначка «+» означає прояв структурної спадковості, а «–» її відсутність [9].

Для появи ефекту структурної спадковості вміст вуглецю у сталі повинен бути не нижче 0,2 %. При цьому, чим більше легувана сталь такими карбідотворюючими елементами як Cr, Mo, W, V, Ti, тим

ширше температурний діапазон, при якому виникає структурна спадковість. Легування впливає на критичну швидкість нагрівання, при якій може відбуватися відновлення розмірів зерна. Наприклад, структурна спадковість добре проявляється в конструкційних легованих і високолегованих сталях (швидкорізальні, мартенситостаріючі, корозійностійкі та ін.) і при цьому мало залежить від швидкості нагрівання. Для низьковуглецевих нелегованих сталей зі звичайною ферито-перлітною структурою можливість утворення структурної спадковості практично виключена [9]. Зниження вмісту вуглецю з 0,08 до 0,008 % призводить до запобігання відновленню початкових зерен аустеніту навіть при дуже швидкому нагріванні [16].

Вплив швидкості нагрівання на процес формування зерна при нагріванні та охолодженні сталі з вихідною впорядкованою структурою наведено на рис. 1 [9]. При швидкому нагріванні (100...200 °C/хв) загартованої і невідпущеної сталі реалізується особливий кристалографічно впорядкований механізм утворення аустеніту, в результаті чого відбувається відновлення зерен вихідної структури. У міру зменшення швидкості нагрівання розвиваються процеси відпуску та нормальний, контрольований дифузією, механізм утворення аустеніту, який супроводжується подрібненням зерна. При проміжних швидкостях нагрівання (100...150 °C/хв), коли встигає пройти повний розпад мартенситу до початку $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу, структурна спадковість сталі не проявляється. При цьому $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехід збігається з рекристалізацією та зерно відразу ж виходить дрібним, тобто реалізується нормальний неупорядкований механізм рекристалізації. При досить повільному (1...2 °C/хв) нагріванні багатьох сталей аустеніт утворюється також за кристалографічно впорядкованим механізмом, у результаті чого при такому нагріванні спостерігається відновлення зерна вихідної структури, тобто різко виражена структурна спадковість.

Дефекти вихідної структури та інші структурні особливості сталей і сплавів беззаперечно впливають на виникнення ефекту спадковості, але ці залежності недостатньо вивчені. Відомо, що спадковість по відношенню до дефектів вихідної

Вплив типу сталі та швидкості її нагріву на структурну спадковість [9]

Тип сталі	Швидкість нагріву		
	Висока	Помірна	Повільна
Низьковуглецева низьколегувана	–	–	–
Легувана	+	–	+
Високолегувана	+	+	+

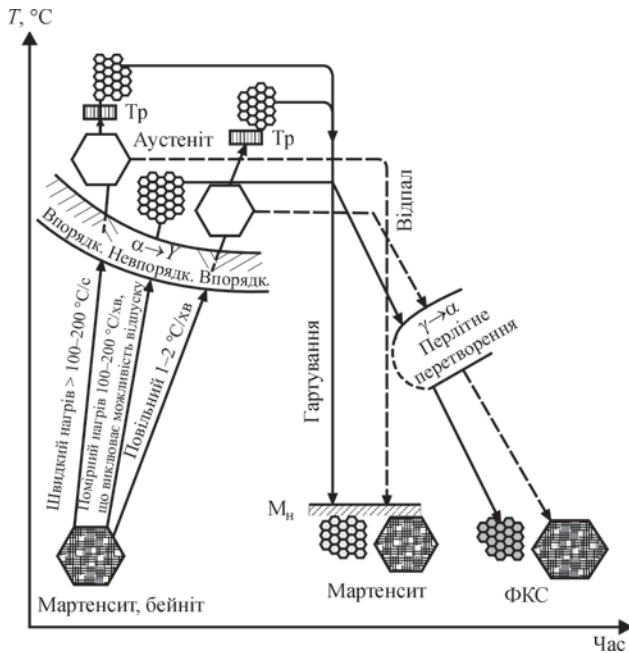


Рис. 1. Схема перекристалізації сталі з вихідною впорядкованою структурою при нагріванні та охолодженні [9]

структури залежить від характеру вихідної дефектності, особливо дислокаційної структури, а також від складу та умов термічної обробки сталі або сплаву [13, 16]. Ефект спадковості зростає та зберігається до більших значень температур при нагріванні, якщо границі зерен попередньо збагатити домішками. Цей ефект тим більше, чим більше відрізняється за своїми властивостями домішка від матриці та чим сильніша між ними взаємодія. Це підтверджується даними [25], де досліджували вплив структури шихтових матеріалів на властивості чавунних розплавів, і було визначено, що мікродомішки не тільки посилюють енергетичну нерівноцінність різних міжатомних взаємодій, а й призводять до появи відчутних структурних особливостей у твердому стані.

У металургійному виробництві про значний вплив домішок у шихті на структуру та властивості готової продукції йдеться у багатьох роботах. Використання низькосортної шихти призводить до забруднення розплаву домішками, зазвичай неконтрольованими, які помітно впливають на характер кристалізації металу. Деякі з цих домішок є стійкими та впливають на структуроутворення не тільки в процесі доменної плавки, а й за наступних перепадів, проявляючи ефект спадковості [9]. За даними [26] велике значення на прояв ефекту спадковості також мають особливості будови міжкристалітних границь у сталях і сплавах.

Застосування модифікаторів може вплинути на ступінь прояву структурної спадковості в сталях і сплавах, наприклад, підсилюючи ефект подрібнення зерна. Як було зазначено вище, одним із засобів

одержання виробів зі сталей і сплавів з дрібнозернистою, одноріднішою структурою є застосування технологій їх модифікування. Суть процесу полягає у введенні в рідкий метал спеціальних добавок (модифікаторів), які ініціюють процес гетерогенного утворення значної кількості зародків кристалізації (модифікатори I роду) або поверхнево активних добавок, які гальмують збільшення розміру зерна твердої фази під час кристалізації розплаву (модифікатори II роду).

Згідно з даними технічної літератури такими модифікаторами можуть виступати не тільки хімічні елементи або сполуки, але й матеріали, які були певним чином підготовлені, тобто змінені їх вихідні властивості. Наприклад, у якості модифікуючих добавок можливе використання добавок матеріалу того ж хімічного складу, але з високодисперсною структурою та підвищеними механічними властивостями, які були отримані завдяки швидкісній кристалізації [14, 27, 28]. Так, дослідженнями впливу таких модифікаторів встановлено суттєве підвищення дисперсності та однорідності литої структури, механічних властивостей та опору крихкому руйнуванню вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю як результат спадкового модифікування [27].

Схожі результати отримані в [28], де на прикладі сталей 45Л і Р6М5Л показано можливість цілеспрямованого підвищення дисперсності литої структури сталі при введенні в розплав дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією добавок аналогічного складу. Такі добавки зберігають у розплаві закладені в них спадкові ознаки (ближній порядок), викликають утворення значної кількості зародків кристалізації та забезпечують формування однорідної дрібнозернистої структури по всьому перерізу виливків (рис. 2). Для сталі Р6М5Л розмір зерна зменшується на 4–5 номерів у порівнянні з вихідним. Спадкове модифікування, що здійснюється таким чином, є достатньо керованим та універсальним з досить тривалою технологічною живучістю.

Таким чином, закладення потрібних спадкових елементів у компонентах вихідної шихти та спеціально структурованих модифікаторах відкриває можливість активного впливу на структуру та властивості сталей і сплавів.

Розмір (гранулометричний склад) і форма вихідних наплавних матеріалів також впливають на кінцеву структуру металу. З точки зору подрібнення його мікроструктури перспективним виглядає напрямок введення в рідкий метал добавок дрібно-, мікро- або нанорозмірних шихтових матеріалів, які, очевидно, можуть підсилювати ефект

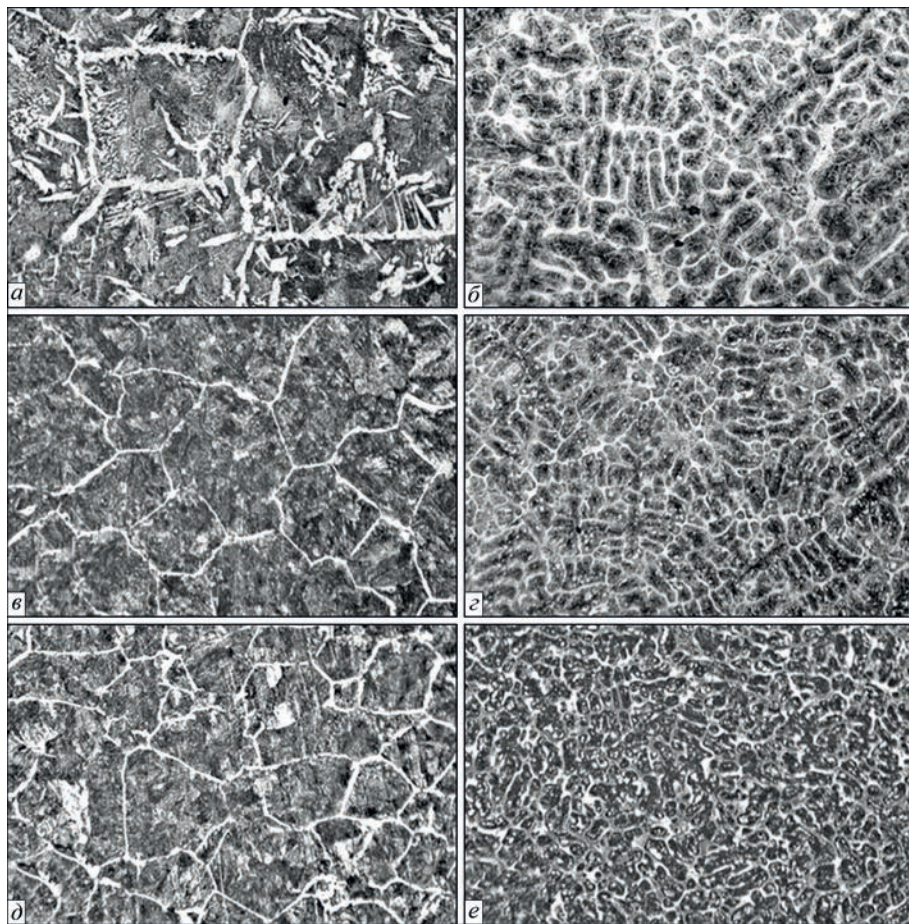


Рис. 2. Трансформація структури сталей 45Л (а, в, д) та Р6М5Л (б, з, е) у залежності від дисперсності структури модифікуючої добавки в кількості 20 % [28]: а, б – без добавки; в, з – $V_{\text{охол.}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$; е – $V_{\text{охол.}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$. $\times 100$

спадковості аналогічно до дії хімічних елементів-модифікаторів [29]. Наприклад, згідно з даними [11] одним із найімовірніших факторів, що впливають на прояв структурної спадковості, є вихідний розмір графітних включень, від якого залежить ступінь їх розчинення у розплаві.

На цей час відомі лише окремі публікації, присвячені проблемі спадковості у наплавному виробництві. Переважна більшість робіт, в яких приділяється увага процесам на етапі формування вихідних порошкових матеріалів та впливу форми та розміру їх частинок на кінцеві механічні властивості отриманих сталей і сплавів, відноситься до металургійного виробництва. Дещо узагальнено можна стверджувати, що чим менше вихідні розміри шихти, тим буде дрібніша структура металу та вищі його експлуатаційні властивості [30].

Для наплавного (зварювального) виробництва справедливим є твердження, що розмір частинок порошку шихтових матеріалів в електродних або присадкових дротах повинен відповідати певним вимогам щодо грануляції. Це впливає на такі характеристики як сипкість, плинність і т. ін. шихти, які визначають якість дозування та однорідність при заповненні дроту і, як наслідок, впливають

на стабільність процесу наплавлення та якість наплавленого металу. З практичного досвіду відомо, що, з точки зору підвищення однорідності шихти порошкових дрітків, у порошкових матеріалах, які використовуються для їх виготовлення, небажаною є наявність пилоподібної фракції з розміром частинок $< 50 \text{ мкм}$ і великих частинок з розміром, який перевищує 300 мкм .

Разом з тим, дані щодо впливу розміру частинок вихідних шихтових матеріалів на розмір кінцевої отриманої структури наплавленого металу практично відсутні. Це може бути пов'язано, у першу чергу, з високою температурою в зоні плавлення. Широко відомо, що для дугових методів наплавлення температура в стовпі дуги, через яку проходить розплавлена крапля металу, може досягати $6000 \dots 8000 \text{ }^{\circ}\text{C}$. При цьому температура самої краплі досягає $2150 \dots 2350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ [1, 2]. Очевидно, що за таких умов більша частина спадкових ознак, яку несуть вихідні шихтові матеріали, втрачається та зв'язок між властивостями первинних і вторинних об'єктів важко встановити.

Виходячи з цього, найбільшою мірою вплив структурної спадковості може проявитися при таких технологіях наплавлення, в яких наплавні

матеріали подаються в зону плавлення оминаючи найбільш високотемпературну зону і відсутній жорсткий зв'язок між струмом дуги та продуктивністю розплавлення наплавного матеріалу. Так, у [5] було досліджено вплив вихідної структури та гранулометричного складу порошків на структуру наплавленого металу типу 10P6M5, отриманого плазовим наплавленням. Присадний порошок складався з суміші дрібних (40...125 мкм) і великих (200...400 мкм) фракцій, взятих у різному співвідношенні. Встановлено, що добавка до дрібнозернистого порошку 15 % порошку великих фракцій особливих змін у структурі наплавленого металу не викликає (рис. 3, а). Збільшення вмісту порошків великої фракції (200...250 або 315...400 мкм) до 30 % призвело до подрібнення структури наплавленого металу (рис. 3, б).

При подальшому збільшенні вмісту зазначених фракцій до 45 % у наплавленому металі зберігається в основному розорієнтований характер структури, але з'являються більші дендрити, що ростуть до центрів кристалізації, в якості яких виступають великі частинки порошку (рис. 3, в). Якщо такі частинки не встигають повністю розплавитися, то вони також виступають як центри кристалізації (рис. 3, г) [5].

Наведені результати показують, що при подачі наплавного матеріалу у вигляді присадки (при плазово-порошковому наплавленні) частки порошку великого розміру (≥ 200 мкм) можуть стати додатковими центрами кристалізації. У цьому випадку їх вплив схожий на дію гранульованих порошків, які вводять в осердя порошкових дротів і використовуються у вигляді електродних або присадкових матеріалів при електродуговому наплавленні.

У [31] показано, що застосування гранульованого порошку дозволяє отримати рівномірніше заповнення порошкового дроту при електродуговому наплавленні у порівнянні зі стандартним дротом з шихтою із феросплавів. Обидва дроти забезпечували отримання наплавленого металу класу інструментальної зносостійкої сталі 35B9X3ГСФ. Зазначено, що процес наплавлення порошковим дротом із гранульованим порошком стабільний, формування наплавленого металу задовільне, пори та інші дефекти відсутні. Стійкість прокатних валків, наплавлених дослідним дротом із гранульованим порошком, дорівнювала стійкості валків, наплавлених звичайним порошковим дротом на основі феросплавів. При цьому чим менше величина зерна гранульованого порошку, тим вищий коефіцієнт заповнення дроту, що, очевидно, повинно було вплинути на зварюваль-

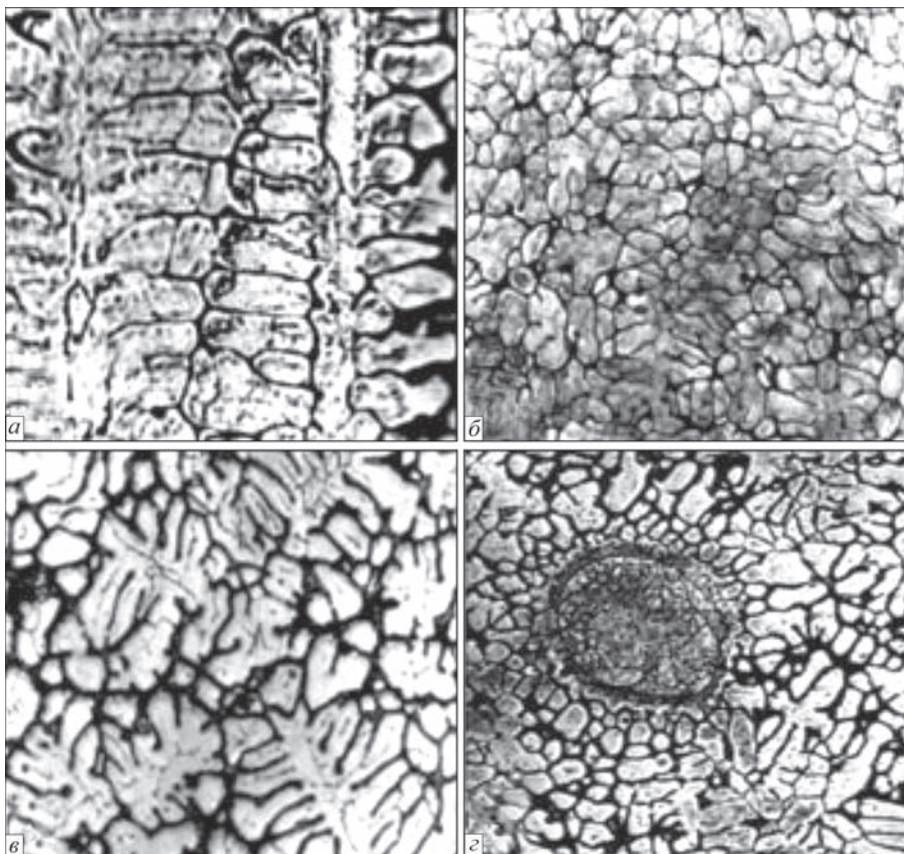


Рис. 3. Мікроструктура наплавленого металу 10P6M5, отримана при введенні порошку крупних фракцій в дрібний присадковий порошок [5]: а – вміст крупних фракцій 15 %; б – 30 %; в – 45 %; г – нерозплавлене включення. $\times 400$

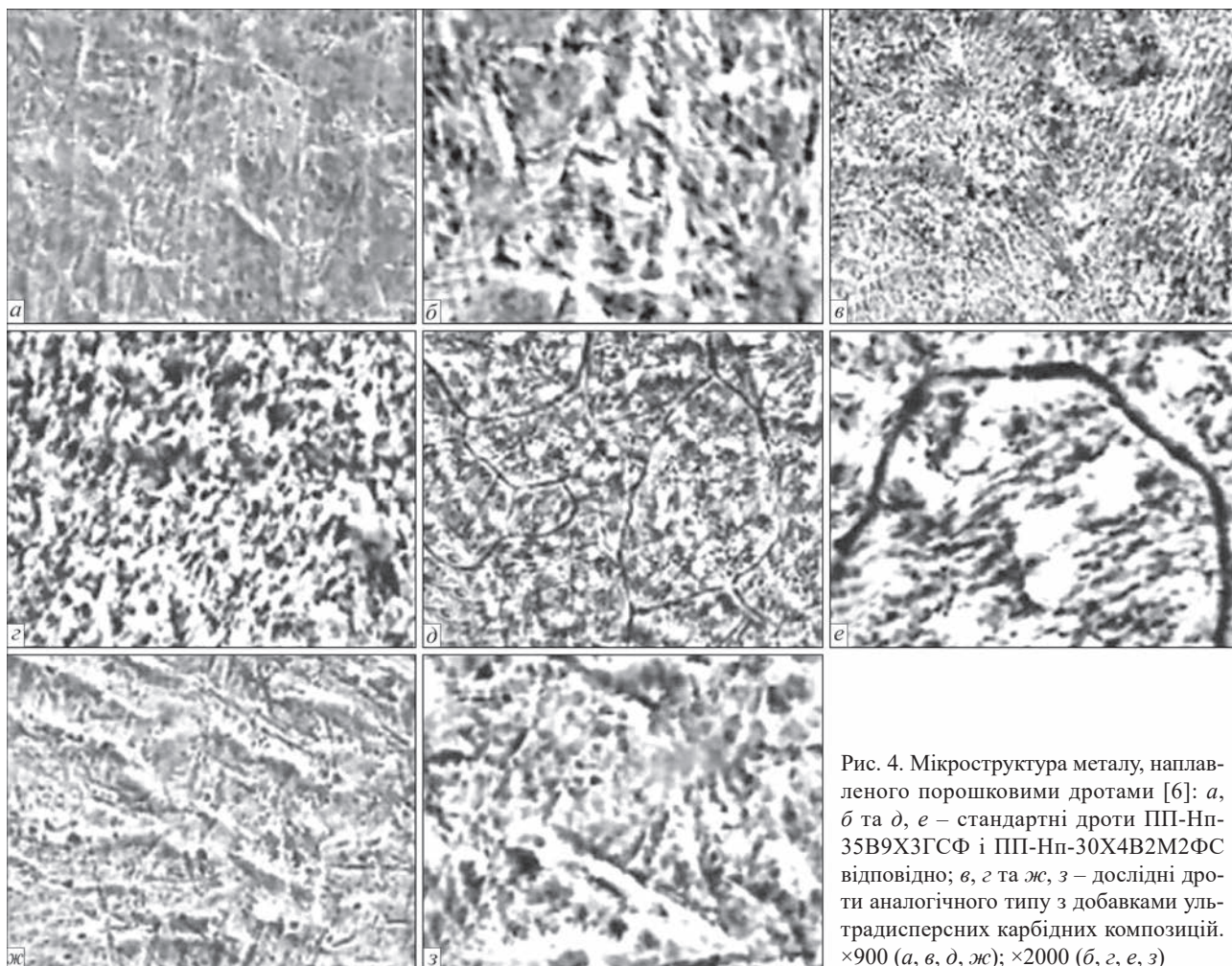


Рис. 4. Мікроструктура металу, наплавленого порошковими дротами [6]: *a*, *б* та *д*, *e* – стандартні дроти ПП-Нп-35В9Х3ГСФ і ПП-Нп-30Х4В2М2ФС відповідно; *в*, *г* та *ж*, *з* – дослідні дроти аналогічного типу з добавками ультрадисперсних карбідних композицій. $\times 900$ (*a*, *в*, *д*, *ж*); $\times 2000$ (*б*, *г*, *e*, *з*)

но-технологічні властивості порошкового дроту та на якість наплавленого металу.

Іншим прикладом використання зазначених вище підходів і деякого нівелювання впливу високотемпературної області зварювальної дуги при наплавленні може бути використання в шихті порошкових дротів ультрадисперсних композицій тугоплавких металів [6, 29, 30]. Використання таких частинок може позитивно вплинути на якість наплавленого металу та надати йому вищих експлуатаційних характеристик.

Так, у [6] було досліджено вплив ультрадисперсних карбідних композицій, які вводились у шихту порошкових електродних дротів, на властивості наплавленого металу типу інструментальних сталей 35В9Х3ГСФ і 30Х4В2М2ФС, які застосовуються при наплавленні інструментів для гарячої обробки металів тиском. Структура металу, наплавленого стандартними порошковими дротами, являє собою рейковий мартенсит (рейки витягнуті в одному напрямку) та невелику кількість залишкового аустеніту (рис. 4, *б*, *д*).

Структура металу, наплавленого дослідними порошковими дротами з добавками ультрадисперс-

них карбідних композицій, більш дисперсна та має дещо інший склад: поряд з рейковим до неї входить пластинчастий мартенсит (рис. 4, *г*, *ж*). Вміст залишкового аустеніту дещо більший, ніж у металі, наплавленому стандартним дротом. Розподіл легуючих елементів у металі, наплавленому порошковими дротами з використанням ультрадисперсних карбідних композицій, є рівномірнішим, ніж при застосуванні порошкових дротів зі стандартною шихтою [6]. Зазначені особливості використання у шихті порошкових дротів ультрадисперсних карбідних композицій позитивно вплинули на експлуатаційні властивості наплавленого металу, підвищивши його зносо- та термостійкість.

Очевидно, що змінюючи технологічні параметри процесу наплавлення можна певним чином впливати на ступінь прояву ефекту структурної спадковості. Адже відомо, що морфологія затвердіння і, як наслідок, мікроструктура наплавленого металу залежить від швидкості наплавлення, струму та напруги дуги, тобто – від погонної енергії наплавлення. Крім того, регулюючи кількість підведеного та відведеного тепла до деталі, можна контролювати форму лінії плавлення, глибину проникнення, а

отже, певною мірою хімічний склад, структуру та властивості наплавленого металу [1, 2]. Таким чином, у певних межах ступенем структурної спадковості можна керувати за допомогою способів, направлених на зміни умов кристалізації металевого розплаву, змінюючи режими наплавлення.

При цьому необхідно контролювати температуру та швидкість нагрівання та охолодження [32] і, залежно від типу металу, уникати циклічних нагрівів до високих температур. Наприклад, для швидкорізальних сталей нагрів до 1260...1280 °C і наступне загартування дає досить дрібнозернисту структуру, але після повторного нагрівання до цієї ж температури будова сталі характеризується дуже великим розміром зерен, що призводить до крихкого нафталінового зламу інструменту під час експлуатації [10].

Наприклад, для швидкорізальної сталі марки Р6М5 критичною температурою розплаву є 1500 °C (рис. 5). Розмір зерна кристалітів за умов перегріву розплаву в інтервалі 1460...1500 °C після перепау змінюється. Тобто дисперсність і однорідність вихідної структури сталі успадковується при перепау в інтервалі докритичних температур. Підвищення ж температури розплаву вище вказаного інтервалу температур зумовлює процес докорінної структурної перебудови розплавів сталі, перехід в більш рівноважний стан у втрату певною мірою спадкових ознак вихідної шихтової заготовки [10].

Негативний приклад ефекту спадковості може виникати внаслідок повторних циклічних нагрівань при багатопрохідному зварюванні (наплавленні) жаростійких [33, 34], високоміцних [35] і нержавіючих сталей [36]. Структурна спадковість проявляється в ефекті пам'яті аустеніту, який виникає під

впливом високих швидкостей нагрівання та пікових температур зварювання або наплавлення. У результаті через те, що аустеніт не може рекристалізуватися, відновлюється початкова крупнозерниста структура, що призводить до підвищення крихкості та зниження в'язкості в зоні повторно нагрітих ділянок металу. Для уникнення цього ефекту рекомендується контролювати погонну енергію зварювання (наплавлення) на рівні 8 кДж/см [35].

На прикладі сталі Р6М5Л досліджено вплив одно-, дво- і триразового перепау на трансформацію литої структури вихідного шихтового металу [10, 12]. Встановлено, що при наступних перепавах розмір зерна литої структури сталей з кожним перепадом закономірно збільшується, найсуттєвіше після трьох перепау. Зерно сталі Р6М5Л після триразового перепау зростає в середньому на 4–5 номерів порівняно із зерном вихідних структурних станів заготовок (рис. 6). Разом з тим, при суттєвому збільшенні швидкості охолодження (700 °C/хв) при кристалізації шихтових заготовок пропорційно зростає закладений ступінь нерівноважності вихідних структур сталей. І при наступних перепавах високий ступінь нерівноважності швидко охолоджених вихідних сталей зберігається порівняно зі сталями нормального охолодження, що свідчить про високу стабільність закладених при первинній кристалізації спадкових ознак структур вихідних заготовок [12].

Застосування різних методів зовнішніх фізичних впливів є ще одним фактором, який може впливати на ефект структурної спадковості. Так, при дослідженні впливу електрогідроімпульсної обробки (ЕГІО) металевого розплаву на структурну спадковість високохромистих зносостійких ча-

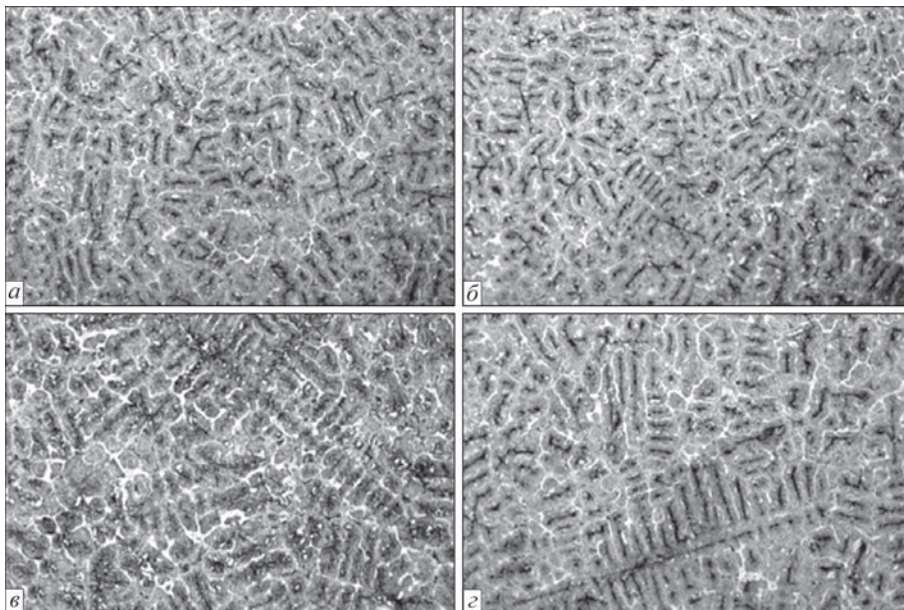


Рис. 5. Структури сталі Р6М5 у залежності від температури перепау [10]: а – 1460 °C; б – 1500; в – 1540; з – 1620. $\times 100$

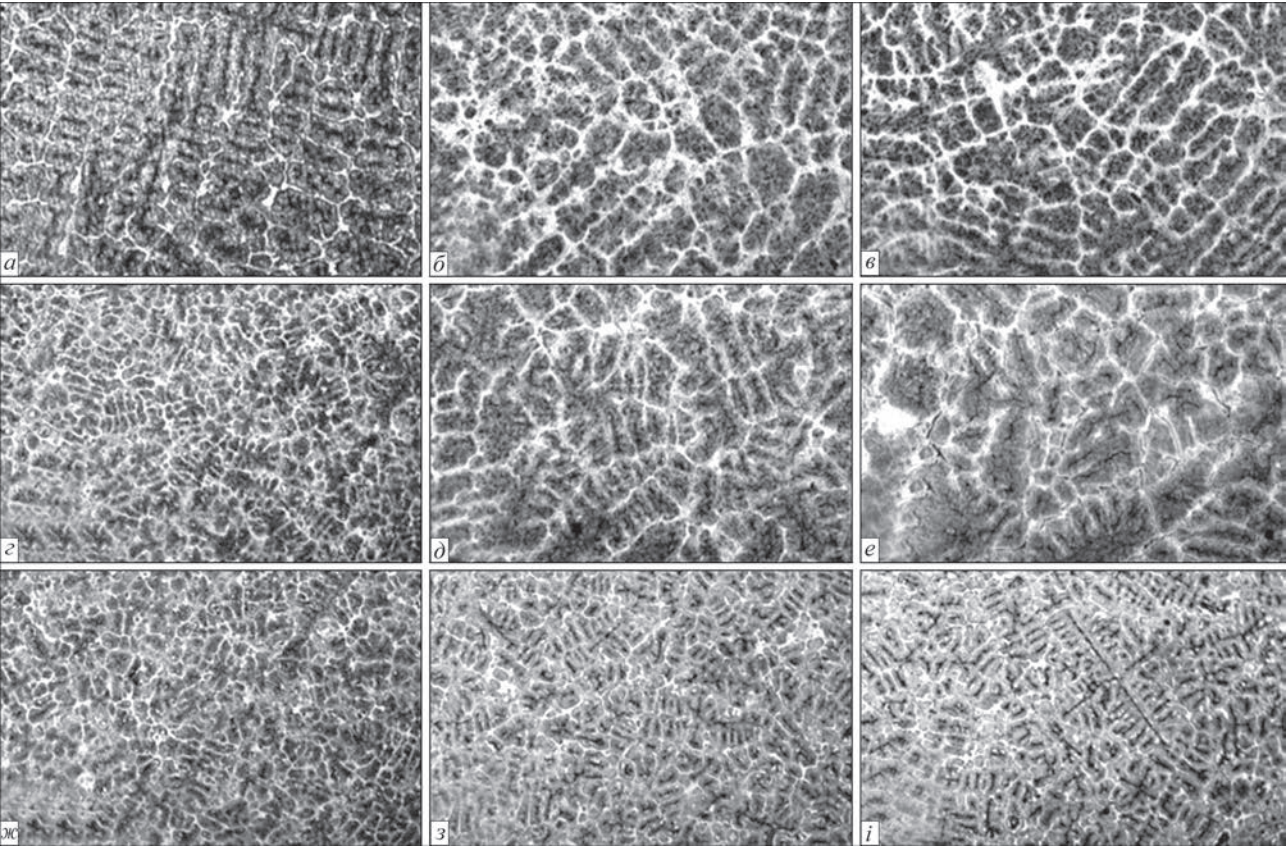


Рис. 6. Трансформація структури сталі Р6М5Л у залежності від кількості переплавів і умов кристалізації вихідної заготовки [12]: а, г, ж – один переплав; б, д, з – два переплави; в, е, и – три переплави; а, б, в – $V = 2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; г, д, е – 350; ж, з, і – 700. $\times 100$

вунів встановлено, що ЕГЮ розплаву змінює умови структуроутворення за допомогою збереження спадкових структурних ознак при зміні агрегатного стану. Переплав шихти за традиційною технологією та із застосуванням ЕГЮ показав, що в литому стані відбулося подрібнення структурних складових (евтектичних карбідів і матричних зерен) у дослідному металі. Подальша термічна об-

робка виявила наявність характерних структурних ознак шихтового матеріалу (рис. 7) [24].

Такі структурні зміни пояснюються впливом ЕГЮ на тонкіші структурні рівні [24], що було підтверджено результатами фазового рентгено-структурного аналізу. Таким чином, закладені шляхом ЕГЮ в розплав особливості його будови фіксуються структурними елементами та

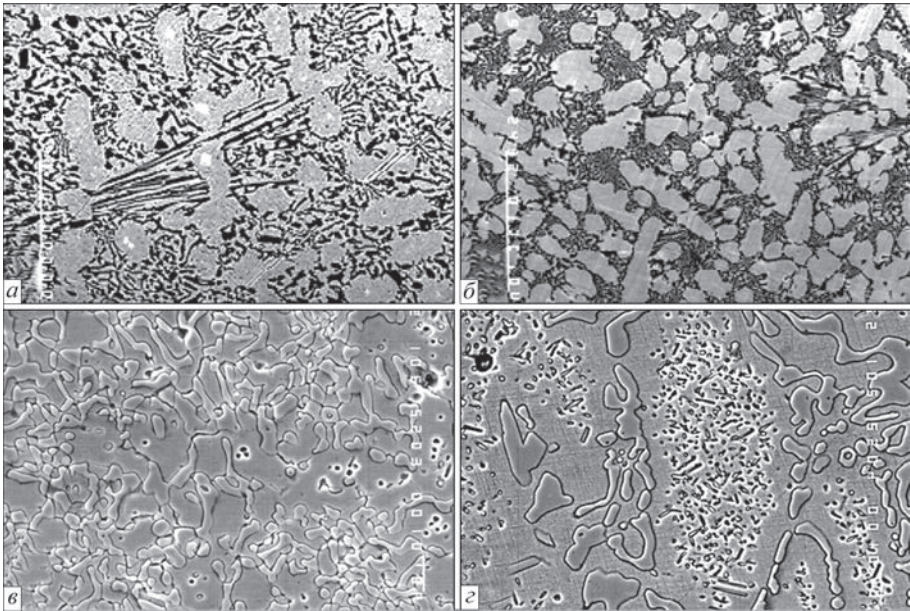


Рис. 7. Мікроструктура сплаву 250Х25НТ [24]: а, б – литий стан; в, г – після термічної обробки; а, в – контрольний метал; б, г – дослідний метал. $\times 400$ (а, б); $\times 1000$ (в, г)

зберігаються до температур фазових переходів у рідкому та твердому стані, а також успадковується при наступних технологічних впливах (термообробці).

Певні перспективи щодо посилення прояву ефекту спадковості очевидно матимуть методи обробки зварювальної ванни височастотними звуковими або механічними коливаннями [37, 38]. Наприклад, у [37] показано, що в результаті обробки деталі ультразвуковими коливаннями у процесі її дугового зварювання відбувається формування більш дрібнозернистої структури як у зварному шві, так і в зоні термічного впливу. Застосування височастотних (100 Гц) механічних вібрацій також призводить до подібнення структурних складових наплавленого металу та підвищення гомогенності його структури, що позитивно позначається на експлуатаційних властивостях [38].

Шляхи використання ефекту структурної спадковості при електродуговому наплавленні. На теперішній час у науково-технічній літературі відомі лише окремі публікації, присвячені проблемі зв'язку кристалічної структури вихідних твердих матеріалів з аналогічними структурами наплавленого металу, а термін «спадковість» у наплавленні практично не використовується [4–6].

Проте із проведеного аналізу випливає, що дослідження та розробка способів керування ефектом структурної спадковості при електродуговому наплавленні може стати резервом для покращення експлуатаційних властивостей наплавлених деталей. Основними напрямками досліджень з метою покращення структури та властивостей наплавленого металу можуть бути шляхи впливу на:

1. Вихідні параметри матеріалів для наплавлення: їх хімічний склад, вміст шкідливих домішок, гранулометричний склад, структуру та/або форму. У цьому випадку, застосовуючи для наплавлення спеціально підготовлені електродні та/або присадкові матеріали, можна передавати від них через розплав зварювальної ванни позитивні властивості наплавленому металу: дрібнозернисту структуру, рівномірний розподіл зміцнювальних фаз (карбідів, карбонітрідів, карбоборидів), певну спрямованість дендритів і т.ін.

2. Швидкість кристалізації зварювальної ванни шляхом зміни величини тепловкладення (погонної енергії) за рахунок регулювання електричних і технологічних режимів наплавлення (величина струму, напруги, швидкість подачі наплавних матеріалів, використання імпульсних, гібридних технологій тощо).

Як показують попередні дослідження, ці методи впливу є досить перспективними, однак на цей час досліджувався вплив тільки окремих декількох факторів, а вплив інших, у тому числі й при їх комплексному застосуванні, залишається майже не дослідженим, наприклад, вплив гранулометричного складу та типу наплавних металічних матеріалів при їх використанні у шихті порошкових електродних та/або присадкових дрітків.

Виходячи з цього, необхідно виважено підходити до вибору базової системи легування дослідних матеріалів, враховуючи встановлені вище особливості прояву ефекту спадковості в сталях і сплавах. Вміст вуглецю в наплавленому металі повинен бути не нижче 0,2 %. При цьому із підвищенням ступеня легування такими елементами як Cr, Mo, W, V, Ti, ефект структурної спадковості повинен проявлятися при звичайних температурних умовах кристалізації металу в процесі електродугового наплавлення. Тобто перспективними матеріалами з точки зору ефективності прояву в них явища структурної спадковості є леговані та високолеговані сталі – інструментальні, швидкорізальні, мартенситостаріючі, корозійностійкі та ін.

Висновки

1. Одним із перспективних, але практично не досліджених шляхів керування структурою, а отже й властивостями наплавленого металу, є використання ефекту структурної спадковості, який застосовується в металургії та ливарному виробництві з метою передачі та збереження дрібнозернистої структури вихідних матеріалів у структурі готової деталі, що призводить до підвищення її експлуатаційних властивостей.

2. На відміну від металургії, використання ефекту структурної спадковості у наплавному виробництві ускладнено особливостями, які притаманні всім процесам наплавлення (зварювання) плавленням – впливом вихідного хімічного складу та структури основного металу, який переплавляється та потрапляє у зварювальну ванну і наплавлений метал; а також складними та швидкоплинними температурно-часовими параметрами існування зварювальної ванни.

3. Попередньо встановлено, що керувати структурою та властивостями наплавленого металу, використовуючи ефект спадковості при електродугових методах наплавлення, можна декількома шляхами, які можуть застосовуватись окремо або в поєднанні: змінюючи вихідні параметри наплавних матеріалів (хімічний і гранулометричний склад, структуру, форму і т.ін.) і впливаючи на кристалізацію металевої ванни за рахунок ре-

гулювання електричних і технологічних режимів наплавлення та/або застосування фізичних методів її зовнішньої обробки.

Список літератури

- Ryabtsev, I., Fomichov, S., Kuznetsov, V. et al. (2023) *Surfacing and additive technologies in welded fabrication*. Springer Nature Switzerland AG. ISBN 978-3-031-34390-2 (eBook). DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-34390-2>
- Рябцев И.А., Кусков Ю.М., Переплетчиков Е.Ф., Бабинцев А.А. (2021) *Наплавка. Управление проплавлением основного металла и формированием наплавленных слоев*. Киев, Интерсервис.
- Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O. (2021) Influence of modification and microalloying on deposited metal structure and properties (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.10.01>
- Ryabtsev, I.A. (2006) Structural heredity in the initial materials – metal melt – solid metal system (Review). *The Paton Welding J.*, **11**, 8–12.
- Ryabtsev, I.A., Pereplyotnikov, E.F., Mits, I.V., Bartenev, I.A. (2007) Effect of initial structure and particle size composition of powder on structure of metal 10R6M5 deposited by the plasma-powder cladding method. *The Paton Welding J.*, **10**, 18–22.
- Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A., Gadzyra, N.F. et al. (2009) Effect of ultra-dispersed carbides contained in flux-cored wires on properties of heat-resistant deposited metal. *The Paton Welding J.*, **6**, 10–13.
- Лучкин В.С., Тубольцев Л.Г., Падун Н.И. та ін. (2008) Структурные признаки наследственности жидких чугунов и сталей. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, **18**, 122–137.
- Janerka, K., Jezierski, J., Bartocha, D., Szajnar, J. (2012) Heredity of the structure and properties of grey cast iron melted on a basis of steel scrap. *Advanced Materials Research*, **622–623**, 685–689. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.622-623.685>
- Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. (2007) *Фазові перетворення в спеціальних легованих сталях*. Дніпропетровськ, НМетАУ.
- Кондратьюк С.Є., Примак І.Н., Щеглов В.М., Пляхтур О.О. (2009) Спадковість структури і прояви ліквідації при переплавах сталі Р6М5. *Металознавство та обробка металів*, **3**, 3–10.
- Губенко А.Я. (1991) Влияние исходного структурного состояния расплава на свойства сплавов. *Литейное производство*, **4**, 19–20.
- Кондратьюк С.Є., Стоянова О.М., Пляхтур О.О. (2012) Структура спадковості сталей у зв'язку з нерівноважністю і структурною спадковістю шихтових матеріалів. *Металознавство та обробка металів*, **1**, 3–9.
- Бокштейн С.З., Бернштейн М.Л. (1971) *Строение и свойства металлических сплавов*. Москва, Металлургия.
- Kondratyuk, S., Veis, V., Parkhomchuk, Z. (2019) Structure formation and properties of overheated steel depending on thermokinetic parameters of crystallization. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **97**(2), 49–56. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0013.8537>
- D'yachenko, S.S. (2000) Heredity in phase transformations: Mechanism of the phenomenon and effect on the properties. *Metal Science and Heat Treatment*, **42**(4), 122–127. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02471324>
- Meshkov, Yu.Ya., Pereloma, E.V. (2012) The effect of heating rate on reverse transformations in steels and Fe-Ni-based alloys. *Phase Transformations in Steels*, **1**, 581–618. DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857096104.4.581>
- Тимофеев Г.В. (2012) Структурная наследственность в прокате больших сечений из непрерывнолитых заготовок. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, **25**, 192–198.
- Romaniv, O.N., Tkach, A.N., Vol'demarov, A.V. (1980) Method of complex improvement of the mechanical properties of low-tempered structural steels. *Materials Science*, **15**, 373–378. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00720461>
- Garasym, J. A., Bondarevskaya, N. A., Teliovich, R. V. et al. (2021) Influence of high-speed heat-setting on armor resistance of high-strength sheet metal of protective purpose. *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**(9), 1235–1246. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235> [in Ukrainian]
- Delin, H., Zhang, F., Dingqiang, L., Yan, C. (1994) Re-investigation of austenite grain boundary inheritance in alloy steel. *Heat Treatment of Metals*, **1**, 27–32, 50.
- Ding, F., Guo, Q., Hu, B., Luo, H. (2022) Influence of softening annealing on microstructural heredity and mechanical properties of medium-Mn steel. *Microstructures*, **2**(2), 2022009. DOI: <https://doi.org/10.20517/microstructures.2022.01>
- Yang, D.P., Du, P.J., Wu, D., Yi, H.L. (2021) The microstructure evolution and tensile properties of medium-Mn steel heat-treated by a two-step annealing process. *J. of Materials Science and Technology*, **75**, 205–215. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.10.032>
- Dang, S.-E., He, Y., Liu, Y., Su, Z.-N. (2014) Structural heredity of 30Cr2Ni4MoV steel. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, **S2**, 61–65.
- Волков Г.В. (2011) Структурная наследственность в сплавах после электрогидроимпульсной обработки в жидком состоянии. *Наукові нотатки*, **31**, 56–62.
- Третьякова Е.Е., Ровбо М.В., Хакимов О.П., Чуркин В.С. (1991) Влияние исходной структуры чугунов на поверхностное натяжение их расплавов. *Литейное производство*, **4**, 11–12.
- Мовчан Б.А. (1970) *Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах*. Киев, Техника.
- Kondratyuk, S., Veis, V., Parkhomchuk, Z. (2020) The effect of thermal treatment of the melt before crystallization on the structure and properties of castings. *Archives of Materials Science and Engineering*, **104**(1), 23–29. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.3866>
- Кондратьюк С.Є., Стоянова Е.Н., Щеглов В.М. и др. (2013) Наследственное модифицирование сталей дисперсно-структурированными компонентами шихты. *Процеси лиття*, **2**, 19–23.
- Heath, G. (2006) Nanotechnology and Welding – Actual and possible future applications. *Proceedings of the Castolin-Eutectic Seminar*, 25 Oct 2006. Brussels, Belgium, pp. 25–35.
- Klimpel, A., Kik, T. (2008) Erosion and abrasion wear resistance of GMA wire surfaced nanostructural deposits. *Archives of Materials Science and Engineering*, **2**, 121–124.
- Кондратьев И.А. (2015) Порошковая проволока, заполненная гранулированным сплавом. *Наплавка. Технологии, материалы, оборудование*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, сс. 53–54.
- Hu, Y., Chen, W., Han, H., Bai, R. (2016) Effect of cooling rate after finish rolling on heredity in microstructure and mechanical properties of 60Si2MnA spring steel. *Metallurgical Research & Technology*, **113**(5), 508. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2016024>
- Peng, K., Yang, C., Lin, S., Fan, C. (2017) Effect of arc distance on HAZ thermal cycles and microstructural evolution 10CrNi3MoV steel. *The Int. J. of Advanced Manufacturing Technology*, **90**, 3387–3395. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9639-4>
- Arora, K.S., Pandu, S.R., Shajan, N. et al. (2018) Microstructure and impact toughness of reheated coarse grain heat affected zones of API X65 and API X80 linepipe steels. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, **163**, 36–44. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2018.04.004>
- Lu, H., Xing, S., Chen, Z. et al. (2014) Microstructure and properties of GMAW multipass welding of Q-T high strength steel Q690D. *Heat Treatment of Metals*, **39**(10), 120–124. DOI: <https://doi.org/10.13251/j.issn.0254-6051.2014.10.031>
- Lu, X., Cen, Y., Wang, H., Wu, M. (2013) Structure and mechanical properties on DH40 ship building steel joints by multi-layer and multi-pass welding technology. *Transactions of the China Welding Institution*, **34**(2), 79–83.
- Kyrian, V.I., Kajdalov, A.A., Novikova, D.P. et al. (2007) Improvement of welded joint structure under the impact of

- wideband ultrasonic vibrations during welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 38–40.
38. Pokhmurskaya, G.V., Student, M.M., Vojtovich, A.A. et al. (2016) Influence of high-frequency mechanical vibrations of the item on structure and wear resistance of Kh10R4G2S deposited metal. *The Paton Welding J.*, **10**, 20–25. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.10.04>
- ## References
1. Ryabtsev, I., Fomichov, S., Kuznetsov, V., Chvertko, Ye., Banin, A. (2023) *Surfacing and additive technologies in welded fabrication*. Springer Nature Switzerland AG. ISBN 978-3-031-34390-2. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-34390-2>
 2. Ryabtsev, I.A., Kuskov, Yu.M., Pereplyotchikov, E.F., Babinets, A.A. (2021) *Surfacing. Control of base metal penetration and formation of deposited layers*. Kyiv, Interservice [in Russian].
 3. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O. (2021) Influence of modification and microalloying on deposited metal structure and properties (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.10.01>
 4. Ryabtsev, I.A. (2006) Structural heredity in the initial materials – metal melt – solid metal system (Review). *The Paton Welding J.*, **11**, 8–12.
 5. Ryabtsev, I.A., Pereplyotchikov, E.F., Mits, I.V., Bartenev, I.A. (2007) Effect of initial structure and particle size composition of powder on structure of metal 10R6M5 deposited by the plasma-powder cladding method. *The Paton Welding J.*, **10**, 18–22.
 6. Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A., Gadzyra, N.F. et al. (2009) Effect of ultra-dispersed carbides contained in flux-cored wires on properties of heat-resistant deposited metal. *The Paton Welding J.*, **6**, 10–13.
 7. Luchkyn, V.S., Tuboltsev, L.H., Padun, N.Y., Korchenko, V.P., Shevchenko, A.M. (2008) Structural characteristics of heredity of liquid cast irons and steels. *Fundamentalni ta Prykladni Problemy Chornoy metalurgii*, **18**, 122–137 [in Russian].
 8. Janerka, K., Jezierski, J., Bartocha, D., Szajnar, J. (2012) Heredity of the structure and properties of grey cast iron melted on a basis of steel scrap. *Advanced Materials Research*, **622–623**, 685–689. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.622-623.685>
 9. Kutsova, V.Z., Kovzel, M.A., Nosko, O.A. (2007) *Phase transformations in special alloyed steels*. Dnipropetrovsk, NMetAU [in Ukrainian].
 10. Kondratyuk, S.Ie., Prymak, I.N., Shcheglov, V.M., Pliakhtur, O.O. (2009) Inheritance of the structure and manifestations of liquation during remelting of R6M5 steel. *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **3**, 3–10 [in Ukrainian].
 11. Gubenko, A.Ja. (1991) Influence of the initial structural state of the melt on the properties of alloys. *Litejnoe Proizvodstvo*, **4**, 19–20 [in Russian].
 12. Kondratyuk, S.Ie., Stoianova, O.M., Pliakhtur, O.O. (2012) The structural heredity of steels is related to the disbalance and structural heredity of the charge materials. *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **1**, 3–9 [in Ukrainian].
 13. Bokshtejn, S.Z., Bernshtejn, M.L. (1971) *Structure and properties of metal alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 14. Kondratyuk, S., Veis, V., Parkhomchuk, Z. (2019) Structure formation and properties of overheated steel depending on thermokinetic parameters of crystallization. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **97**(2), 49–56. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0013.8537>
 15. D'yachenko, S.S. (2000) Heredity in phase transformations: Mechanism of the phenomenon and effect on the properties. *Metal Sci. and Heat Treatment*, **42**(4), 122–127. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02471324>
 16. Meshkov, Yu.Ya., Pereloma, E.V. (2012) The effect of heating rate on reverse transformations in steels and Fe-Ni-based alloys. *Phase Transformations in Steels*, **1**, 581–618. DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857096104.4.581>
 17. Timofeev, G.V. (2012) Structural heredity in rolled large sections from continuously cast billets. *Fundamentalni ta Prykladni Problemy Chornoy Metalurgii*, **25**, 192–198 [in Russian].
 18. Romaniv, O.N., Tkach, A.N., Vol'demarov, A.V. (1980) Method of complex improvement of the mechanical properties of low-tempered structural steels. *Materials Science*, **15**, 373–378. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00720461>
 19. Garasym, J. A., Bondarevskaya, N. A., Teliovich, R. V. et al. (2021) Influence of high-speed heat-setting on armor resistance of high-strength sheet metal of protective purpose. *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**(9), 1235–1246. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235> [in Ukrainian]
 20. Delin, H., Zhang, F., Dingqiang, L., Yan, C. (1994) Re-investigation of austenite grain boundary inheritance in alloy steel. *Heat Treatment of Metals*, **1**, 27–32, 50.
 21. Ding, F., Guo, Q., Hu, B., Luo, H. (2022) Influence of softening annealing on microstructural heredity and mechanical properties of medium-Mn steel. *Microstructures*, **2**(2), 2022009. DOI: <https://doi.org/10.20517/microstructures.2022.01>
 22. Yang, D.P., Du, P.J., Wu, D., Yi, H.L. (2021) The microstructure evolution and tensile properties of medium-Mn steel heat-treated by a two-step annealing process. *J. Mater. Sci. and Technol.*, **75**, 205–215. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.10.032>
 23. Dang, S.-E., He, Y., Liu, Y., Su, Z.-N. (2014) Structural heredity of 30Cr2Ni4MoV steel. *Transact. of Materials and Heat Treatment*, **S2**, 61–65.
 24. Volkov, G.V. (2011) Structural heredity in alloys after electrohydropulse treatment in the liquid state. *Naukovi Notatky*, **31**, 56–62 [in Russian].
 25. Tret'yakova, E.E., Rovbo, M.V., Hakimov, O.P., Churkin, V.S. (1991) Influence of the initial structure of cast irons on the surface tension of their melts. *Litejnoe Proizvodstvo*, **4**, 11–12 [in Russian].
 26. Movchan, B.A. (1970) *Crystallite boundaries in cast metals and alloys*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
 27. Kondratyuk, S., Veis, V., Parkhomchuk, Z. (2020) The effect of thermal treatment of the melt before crystallization on the structure and properties of castings. *Archives of Materials Science and Engineering*, **104**(1), 23–29. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.3866>
 28. Kondratyuk, S.E., Stojanova E.N., Shcheglov V.M., Primak I.N., Parhomchuk Zh.V. (2013) Hereditary modification of steels with dispersed structured charge components. *Procesy Lyt'tya*, **2**, 19–23. [in Russian].
 29. Heath, G. (2006) Nanotechnology and Welding – Actual and possible future applications. *Proceedings of the Castolin-Eutectic Seminar*, 25 Oct 2006. Brussels, Belgium, 25–35.
 30. Klimpel, A., Kik, T. (2008) Erosion and abrasion wear resistance of GMA wire surfaced nanostructural deposits. *Archives of Mater. Sci. and Engin.*, **2**, 121–124.
 31. Kondratiev, I.A. (2015) Flux cored wire filled with granular alloy. *Surfacing. Technologies, materials, equipment*. Kyiv, PWI, 53–54 [in Russian].
 32. Hu, Y., Chen, W., Han, H., Bai, R. (2016) Effect of cooling rate after finish rolling on heredity in microstructure and mechanical properties of 60Si2Mn spring steel. *Metallurgical Research & Technology*, **113**(5), 508. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2016024>
 33. Peng, K., Yang, C., Lin, S., Fan, C. (2017) Effect of arc distance on HAZ thermal cycles and microstructural evolution 10CrNi3MoV steel. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **90**, 3387–3395. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9639-4>
 34. Arora, K.S., Pandu, S.R., Shajan, N., Pathak, P., Shome, M. (2018) Microstructure and impact toughness of reheated coarse grain heat affected zones of API X65 and API X80 linepipe steels. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, **163**, 36–44. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2018.04.004>
 35. Lu, H., Xing, S., Chen, Z., Ma, Y., Li, Z. (2014) Microstructure and properties of GMAW multipass welding of Q-T high strength steel Q690D. *Heat Treatment of Metals*, **39**(10), 120–124. DOI: <https://doi.org/10.13251/j.issn.0254-6051.2014.10.031>
 36. Lu, X., Cen, Y., Wang, H., Wu, M. (2013) Structure and mechanical properties on DH40 ship building steel joints by

multi-layer and multi-pass welding technology. *Transact. China Weld. Inst.*, **34**(2), 79–83.

37. Kirian, V.I., Kajdalov, A.A., Novikova, D.P., Bogajchuk, I.L., Kesners, M. (2007) Improvement of welded joint structure under the impact of wideband ultrasonic vibrations during welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 38–40.

38. Pokhmurskaya, G.V., Student, M.M., Vojtovich, A.A., Student, A.Z., Dzyubik, A.R. (2016) Influence of high-frequency mechanical vibrations of the item on structure and wear resistance of Kh10R4G2S deposited metal. *The Paton Welding J.*, **10**, 20–25. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.10.04>

USING THE HEREDITY EFFECT FOR CONTROL OF THE STRUCTURE OF THE DEPOSITED METAL DURING ELECTRIC ARC SURFACING WITH FLUX-CORED WIRES (Review)

A.A. Babinets

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: a_babinets@ukr.net

Modern views on the relationship between structure and properties in steels and alloys are considered. It is shown that a promising method of influencing the structure and properties of the deposited metal is the use of the heredity effect - the transfer of properties from the initial charge materials to the finished products. A detailed classification of the types of heredity is given according to its manifestations in steels and alloys, which can be divided into three main interrelated groups - metallurgical, structural and technological. It is shown that from the point of view of the influence of charge materials on the structure and properties of finished parts, heredity can be considered both positive and negative. The main factors affecting the degree of manifestation of the effect of structural heredity in steels and alloys are defined and described. Such factors include: chemical composition and degree of doping with chemical elements; degree of defectiveness of the original structure; size, shape and structure of the initial charge materials; use of modifying additives or external physical influences. The main problems and prospects of using the heredity effect in electric arc surfacing are described. The main directions that will allow controlling the structure and properties of the deposited metal by influencing the degree of manifestation of the heredity effect in it have been determined. The most promising are methods of control by changing the initial parameters of charge materials, as well as by means of regulation of heat input due to technological or physical influences. The use of the heredity effect in various surfacing methods can provide a significant impact due to obtaining the optimal structure of the deposited metal and the absence of harmful impurities in it. 38 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: arc surfacing, deposited metal, flux-cored wire, heredity, structure, operational properties

Отримано 27.05.2024
Отримано у переглянутому вигляді 30.07.2024
Прийнято 09.10.2024

ПЕРЕДПЛАТА 2025

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.				
	місяць	два місяця	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 3041-2374 (Print). ISSN 3041-234X (Online). Передплатний індекс 70031	–	300	–	900	1800
«Сучасна електрометалургія», видається з 1975 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-238 (Print). ISSN 3041-2331 (Online). Передплатний індекс 70693	–	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2366 (Print). ISSN 3041-2358 (Online). Передплатний індекс 74475	–	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X (Print). ISSN 3041-2293 (Online). Передплатний індекс 21971.	600	1200	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.
** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково переклади на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агенцій «УКРПОШТА», «Прес Центр», «Меркурій» та у видавництвах. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів. Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf.

На сайті видавництва у 2024 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2023 рр.

Адреса видавництва
Міжнародна Асоціація «Зварювання»
03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Тел.: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com