

# ФОРМУВАННЯ ЗОНИ З'ЄДНАННЯ ШАРІВ В КОМПОЗИТНОМУ ЗЛИВКУ, НАПЛАВЛЕНОМУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ПРОЦЕСОМ З РІДКИМ МЕТАЛОМ, ДЛЯ РОТОРІВ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ТУРБІН

Г.О. Полішко, Г.П. Стовпченко, В.А. Костін, А.Ю. Тунік, Л.О. Лісова, Л.Б. Медовар

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Показано можливість застосування ЕШП з рідким металом в отриманні різнорідних вздовж висоти (довжини) круглих сталевих зливків з мінімізованою зоною змішування різних сталей шляхом регламентованої заливки в струмопідвідний кристалізатор рідкого металу заданого хімічного складу. Досліджено протяжність, склад і структуру утвореної при цьому перехідної зони. На основі термодинамічного аналізу діаграм фазової стабільності для підсистеми Fe–C–Cr визначено режим термічної обробки для уникнення формування критичних дефектів в структурі металу зони з'єднання композитного зливка зі сталей 38ХН3МФА та 12Х13. Встановлено, що в зоні з'єднання сталей за швидкості охолодження при електрошлаковому процесі з рідким металом до 0,9 °C/с забезпечується формування структури з прийнятним рівнем твердості, що гарантує відсутність ризику утворення холодних тріщин і руйнування. Металографічні дослідження мікроструктури зони з'єднання зразків композитного зливка після термічних обробок (ТО<sub>1</sub> та ТО<sub>2</sub>) показали, що в обох випадках зона має структуру дрібнопластинчастого відпущеного мартенситу з більш однорідним розміром зерна, ніж без термічної обробки. Бібліогр. 13, табл. 1, рис. 12.

*Ключові слова:* електрошлаковий процес з рідким металом (ЕШП РМ); композитний зливок; зона з'єднання; термодинамічні діаграми; термічна обробка; мікротвердість; розмір зерна

**Вступ.** Сьогодні використовують ротори двох основних типів — зварні та суцільноковані, що мають свої переваги та недоліки. Для виготовлення роторів потужних електростанцій маса зливків може сягати 600 т, а їх діаметр — 3000 мм, тож їх тверднення супроводжується ліквідацією елементів й пов'язаною з цим неоднорідністю складу і структури по висоті і перетину. Для того, щоб забезпечити задовільну якість таких гігантських зливків використовують спеціальні способи їх розливання, в тому числі з електрошлаковим обігрівом та способами спеціальної електрометалургії (ЕШП, ВДП і їх комбінацію — ВІП+ВДП+ЕШП).

Зважаючи на велику масу й невисокий вихід придатного при виготовленні, ротори з габаритних поковок є доволі дорогими, оскільки для забезпечення теплостійкості використовують марку сталі, яка є придатною для роботи в усіх зонах турбін, найбільш витривалу та коштовну. В разі ж зварних роторів кожна секція може бути виготовлена з іншого матеріалу, склад якого забезпечує саме ті властивості металу, що є необхідними для кожної секції, яка працює у відповідному температурному режимі, що дозволяє використання менш легованих сталей й знижує собівартість матеріалів. Тому великовагові ротори для енергетичних турбін можуть виготовлятися з двох і більше частин за довжиною через різні умови їх експлуата-

ції (навантаження, температура та хімічний склад робочого середовища). Однак операція зварювання великовагових частин є вузьким місцем як з точки зору витрат часу й праці, так і вірогідного утворення концентраторів напружень і дефектів. Через це світові виробники роторів для енергетичних турбін є зацікавленими у використанні нових ефективних способів виробництва роторів з різнорідних сталей та/або сплавів замість зварювання.

**Досвід використання ЕШП в енергетичному машинобудуванні.** Використання ЕШП в енергетичному машинобудуванні має доволі успішну історію виготовлення роторів турбін, різноманітних обичайок і товстостінних труб зі сталей і сплавів, склад яких постійно ускладнюється. Вагомий вклад вже на перших етапах застосування електрошлакового металу в енергетичних агрегатах, насамперед теплових станцій, а згодом й атомних, внесли вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. Дані, що підтверджують переваги металу ЕШП саме для енергетики, сконцентровано в фундаментальній монографії під редакцією Б.Є. Патона і Б.І. Медовара [1], яка не втратила актуальності і сьогодні. Вже багато років назад було доказано, що завдяки високій швидкості кристалізації та рафінуванню метал ЕШП має щільну та рівномірну дендритну структуру і демонструє найкращі показники спротиву повзучості при ци-

Г.О. Полішко — <https://orcid.org/0000-0001-7543-280X>, Г.П. Стовпченко — <https://orcid.org/0000-0002-6555-5715>,

В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, А.Ю. Тунік — <https://orcid.org/0000-0001-6801-6461>,

Л.О. Лісова — <https://orcid.org/0000-0002-3758-0294>, Л.Б. Медовар — <https://orcid.org/0000-0003-2077-5965>

клічному навантаженні за температур роботи і парових, і газових турбін [1–3].

Сьогодні в світі близько 50 % роторів високого та середнього тиску виробляють з металу класичного ЕШП (рис. 1, *a*).

Будь яка з сучасних технологій ЕШП дозволяє виплавляти цілі або окремі частини великогазових заготовок для роторів енергетичних турбін, що мають задовільну якість. Саме тому, у відповідь на зростаючий попит на великогазові зливки, за останні декілька років значно поповнився парк великих печей ЕШП для виплавки зливок масою понад 60 т. За нашими даними тільки в Європі до колись єдиного на континенті агрегату на зливку 165 т (чотириелектродна піч ALD Vacuum Technologies, Німеччина), якого було збудовано на Saarschmiede GmbH, Німеччина, додалося шість крупних печей ЕШП для виробництва зливок масою від 40 до 250 т [4]. Ще більшою є кількість таких печей в світі і тільки в Китаї збудовано понад десять таких електрошлакових печей. Всі ці печі переплавляють витратні електроди в захисній атмосфері, яка може створюватися або наддувом, або розміщенням електрода в захисній камері, використання якої покращує захист і зменшує витрату аргону. Печі мають різну конструкцію (один електрод–один зливков, зміна електродів, одночасне переплавлення декількох електродів зі зміною їх в процесі плавки за однофазною та трифазною схемами електроживлення), однак для всіх основною задачею є одержання зливка зі щільною гомогенною структурою і складом, що вимагає зменшення об'єму металу, що твердне одночасно. Щоб одержати менший розмір ванни електрошлаковий процес ведуть з мінімально можливою швидкістю плавлення, яка, однак, не може бути меншою за певну величину через погіршення поверхні.

Кроком вперед в досягненні цієї мети став процес ЕШП з витратним електродом в струмопідвідному кристалізаторі за двоконтурною схемою підключення (ЕШП ДС), за якою електрична і, відповідно, теплова потужність перерозподіляється між витратним і невитратним (верхня секція струмопідвідного кристалізатора) електродами, що дає можливість зберігати обігрів поверхні зливка при зменшенні продуктивності плавлення (рис. 1, *б*).

Перші досліді по використанню ЕШП ДС для одержання композитних зливок були проведені в ІЕЗ ім. Є.О. Патона в кінці 90-х років з використанням різних пар сталей (наприклад, сталь 08сп–сталь 180Х5М4В4Ф; сталь 08сп–Інконель 718) шляхом послідовного переплаву витратних електродів відповідного складу. Величину зони змішування двох складів мінімізували шляхом затримки плавлення електрода, протягом якої відбувалася кристалізація накопиченої рідкої металевої ванни до заданої глибини. Під час витримки і кристалізації розпла-

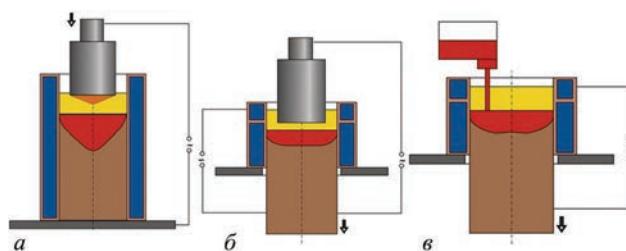


Рис. 1. Схеми основних варіантів ЕШП для виготовлення композитних зливок для роторів: *a* — класичний ЕШП з витратним електродом, звареним з різних сталей; *б* — електрошлаковий переплав витратного електрода за двоконтурною схемою в СПК зі зміною електродів; *в* — електрошлаковий переплав з рідким металом в СПК

ву металу шлакову ванну підтримували в рідкому стані за рахунок застосування струмопідвідного кристалізатора. Після одержання заданої глибини рідкої металевої ванни металу першого хімічного складу робили зміну електродів і в шлакову ванну занурювали витратний електрод другого хімічного складу, який переплавляли аналогічним чином. Було показано, що застосування двоконтурної схеми ЕШП дозволяє розірвати зв'язок між потужністю, що вкладається, і швидкістю плавлення електрода, що дозволяє зменшити об'єм і оптимізувати форму металевої ванни, тим самим зменшивши сегрегацію по висоті і перерізу зливка [5, 6].

В промисловому зливку для композитного ротора, якого було вироблено за класичною технологією електрошлакового переплаву, коли використовують один витратний електрод, якого попередньо зварено з двох частин з різних сталей [7], величина перехідної зони в литому стані складала 520...640 мм (30...38 % від діаметру зливка), а після деформації (кування) досягала 1000 мм при діаметрі 1700 мм. Протяжна перехідна зона, вздовж якої є градієнт вмісту легуючих елементів, має бути виведеною у малонавантажenu і низькотемпературну зону, що зменшує і технічний, і економічний ефекти від використання такої технології.

В той же час, цей позитивний досвід застосування ЕШП зі звареним електродом і зміною витратних електродів в процесі переплаву за схемою ЕШП ДС у струмопідвідному кристалізаторі (СПК) отримали подальший розвиток при розробці технології виробництва композитного зливка ЕШП з рідким металом (ЕШП РМ), якій присвячено цю статтю. Метою цієї роботи було оцінити можливості ЕШП РМ в отриманні різнохідних вздовж висоти (довжини) круглих сталевих зливок шляхом регламентованої заливки в СПК рідкого металу різного (заданого) хімічного складу та дослідити протяжність, склад і структуру утвореної при цьому перехідної зони.

**Технологічні підходи до формування композитного зливка ЕШП РМ.** Електрошлаковий переплав з рідким металом (рис. 1, *в*) ведуть в струмопідвідному кристалізаторі, верхня секція якого гріє периферію шлакової ванни, завдяки чому мож-

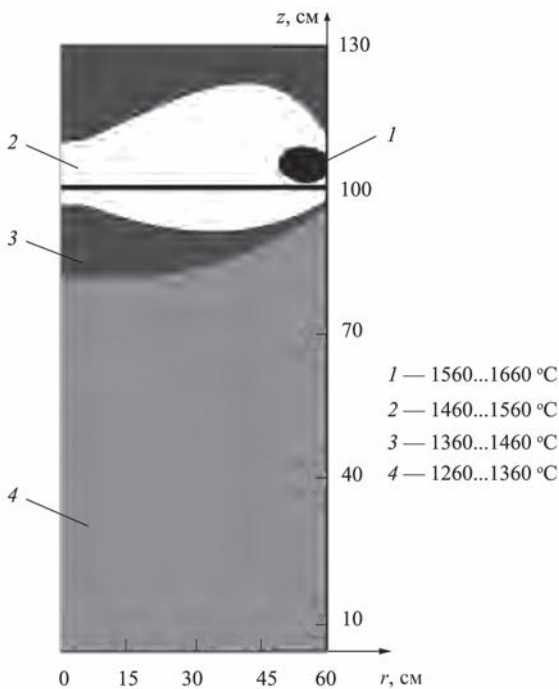


Рис. 2. Результати моделювання глибини металеві ванни при ЕШП РМ (зливков діаметром 1200 мм після 23 ч активного (керованого) охолодження [8], °С: 1 — 1560...1660; 2 — 1460...1560; 3 — 1360...1460; 4 — 1260...1360

ливо зменшити глибину рідкої ванни без погіршення поверхні зливка, що досягається шляхом змінення електричної потужності на шлаковій ванні і швидкості подачі рідкого металу (до повного припинення).

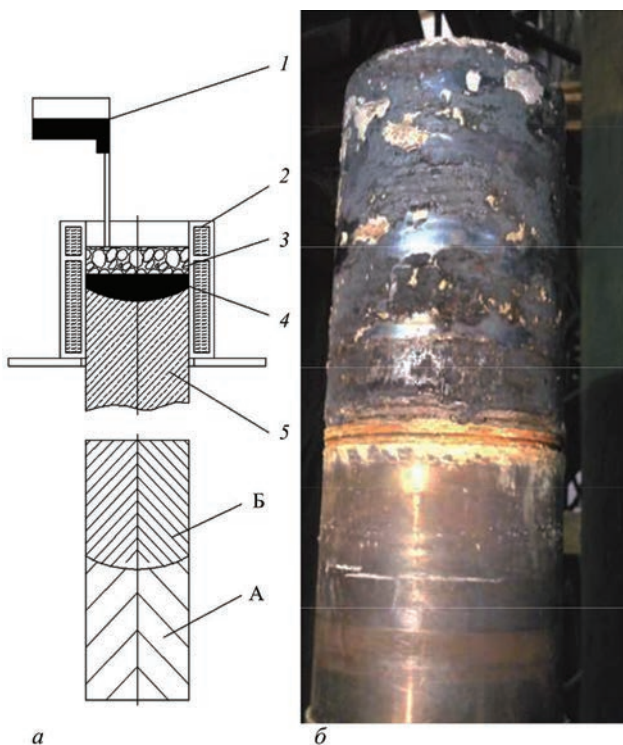


Рис. 3. Схема виготовлення композитного зливка способом ЕШП РМ (а) і загальний вигляд зливка (б): 1 — пристрій для подавання рідкого металу; 2 — струмопідвідний кристалізатор; 3 — шлакова ванна; 4 — металеві ванна, сталь 38ХНЗМ-ФА (Б); 5 — вихідна заготовка, сталь 12Х13 (А)

Для визначення алгоритму такої процедури попередньо виконали моделювання тверднення сталевого зливка діаметром 1200 мм, яким показано, що зміною потужності та швидкості подачі металу можна зменшити глибину металеві ванни з 700 мм (при 824 кВт і 6 мм/хв) до приблизно 100 мм (при 412...889 кВт в залежності від часу) відносно рівномірно за всім перерізом зливка, за виключенням пристінних ділянок (рис. 2).

Одним з основних висновків моделювання було те, що саме одержання рівномірного шару рідкого металу заданої глибини по всьому поперечному перерізу сталевого зливка є головною задачею при формуванні мінімізованої ширини перехідної зони, що здійснюється за рахунок зменшення продуктивності без заморожування меніску за рахунок нагріву шлаку в струмопідвідному кристалізаторі [8]. Тобто, в кінцевому випадку форма перехідної зони буде відповідати профілю рідкої металеві ванни.

Вочевидь, одержати більш пласку форму перехідної зони можна при використанні твердої заготовки з торцюваним верхом з наступною подачею рідкого металу на її поверхню. Такий варіант видався перспективним і придатним для реалізації ЕШП РМ в струмопідвідному кристалізаторі. Тому було розроблено спосіб формування композитного електрошлакового зливка наплавленням горизонтального шару (одного або декількох) на тверду заготовку, яку можна одержати попередньо будь-яким переплавним процесом. В цьому випадку протяжність перехідної зони різномірних сталей композитного зливка визначається глибиною проплавлення торцевої поверхні вихідного зливка, в якості якого може бути використаний і зливков ЕШП, якого було раніше отримано із застосуванням СПК відповідного діаметру на тій самій печі. Необхідною умовою застосування запропонованої схеми є забезпечення металургійних умов для гарантованого формування бездефектної зони з'єднання різномірних сталей вздовж всього поперечного перерізу зливка, що має мінімальну протяжність.

**Експериментальні дослідження технології виплавки композитного ротора ЕШП РМ.** Виплавку прототипу композитного (з двох теплостійких сталей 12Х13 і 38ХНЗМФА) ротора виконували на дослідно-промисловій установці УШ-149 ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України зі струмопідвідним кристалізатором діаметром 180 мм [9, 10].

Схему виготовлення та загальний вигляд зливка показано на рис. 3.

Особливу увагу при дослідженні композитного зливка ЕШП РМ приділили оцінці глибини проплавлення, а також складу та структурі зони з'єднання шарів, оскільки при формуванні цієї зони виникає градієнт концентрацій аналогічно формуванню зварного з'єднання, в якому існує ризик утворення характерних зварювальних дефектів і критичних структур.

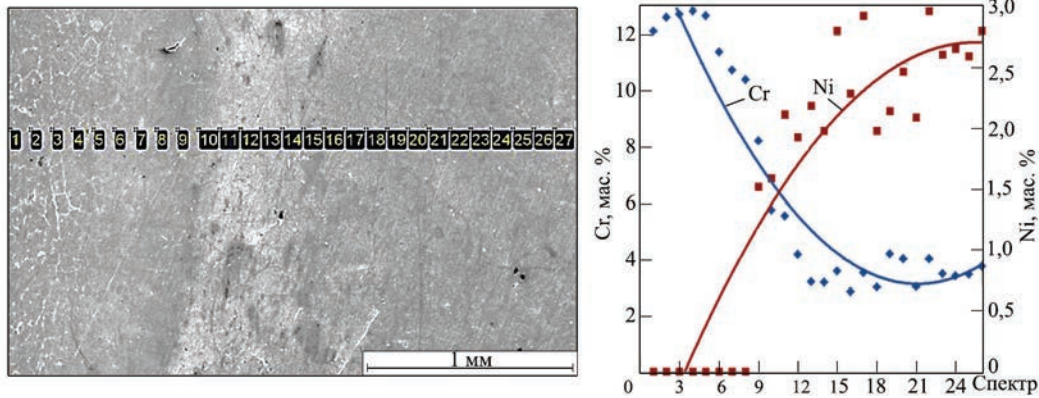


Рис. 4. Лінійний розподіл Cr та Ni за перетином зони з'єднання композитного зливка

Зрозуміло, що зона змішування сталей 12Х13 і 38ХНМФА має перемінний склад (рис. 4).

Характерним елементом для сталі 12Х13 є хром, а для сталі 38ХНМФА — нікель. Рентгеноспектральним аналізом визначено лінійний розподіл елементів за перетином зони з'єднання. Починаючи з 9 спектра відносно спектрів 1–8 знижується вміст хрому, який є характерним елементом для сталі 12Х13. Це свідчить про початок зони змішування сталей 12Х13 і 38ХНМФА, відповідно з цієї точки починається підвищення вмісту нікелю, який характерний для сталі 38ХНМФА.

**Фізико-хімічні дослідження утворення карбідів в зоні з'єднання шарів в композитному зливку ЕШП.** Сталь 12Х13 відноситься до мартенситно-феритного класу (корозійностійка жароміцна). Хром є активним стабілізатором  $\alpha$ -фази. При введенні в сталь хрому більше 12 мас. % всі сплави в усьому температурному інтервалі (від кристалізації до кімнатної) зберігають однофазну структуру фериту. При відпалі в хромистих сталях (Cr 13 мас. %) внаслідок утворення карбідів  $Me_{23}C_6$  знижується вміст хрому в твердому розчині. Таким чином, сталь 12Х13 після відпалу має структуру відпущеного мартенситу, зміцнену карбідами на основі хрому. Конструкційна легована сталь 38ХНЗМФА відноситься до мартенситного класу. Такі сталі гартуються на повітрі, мають малу схильність до крихкого руйнування, добре працюють при динамічних навантаженнях і в умовах знижених температур. Крім того, вони слабо зміцнюються при нагріванні та можуть застосовуватися при температурі до 400 °С.

З метою оцінки можливості утворення в зоні з'єднання композитного зливка критичних карбідів, які можуть стати концентраторами утворення тріщин перед проведенням термічної обробки, було виконано термодинамічний аналіз стабільності фаз для потрійної підсистеми Fe–C–Cr, в тому числі для визначення більш сприятливої температури термообробки для обох сталей. За допомогою комп'ютерної програми HSC Chemistry 9 провели розрахунки впливу температури термообробки (850°С для сталі

38ХНЗМФА та 1050 °С для сталі 12Х13) на фазовий склад. Крім того, було проведено термодинамічний аналіз впливу температури відгартування обох сталей в діапазоні температур 600...700 °С на ризик утворення критичних карбідів типу  $Me_{23}C_6$ . Для зручності при розрахунках взяли співвідношення сталей в зоні з'єднання 50 на 50 %. Діаграми фазової стабільності є відображенням зон існування найбільш переважних конденсованих фаз в потрійній системі, які можуть бути розраховані як функції від температури або в ізотермічних умовах при різних значеннях парціального тиску вихідних компонентів та сполук, що утворюються. Ці діаграми є корисними для оцінки переважних фаз і границь їх стабільного існування. Розрахунки передбачають, що всі сполуки є окремими фазами, розчини в основних діаграмах стабільних фаз не враховуються. Отже, при максимальній температурі процесу ЕШП РМ 1700 °С утворюються два типи карбідів —  $Fe_3C$  та SiC відповідно до отриманих результатів розрахунків. Причому вміст SiC мінімальний і становить 0,014 %, а вміст  $Fe_3C$  з підвищенням температури збільшується та досягає 2,8 % (рис. 5).

Діаграми фазової стабільності  $Tpp$  та  $Lpp$  розраховані на основі мінімальної енергії Гіббса й окреслюють межі стабільності фаз у вигляді ліній на основі відповідних рівнянь реакцій взаємодії

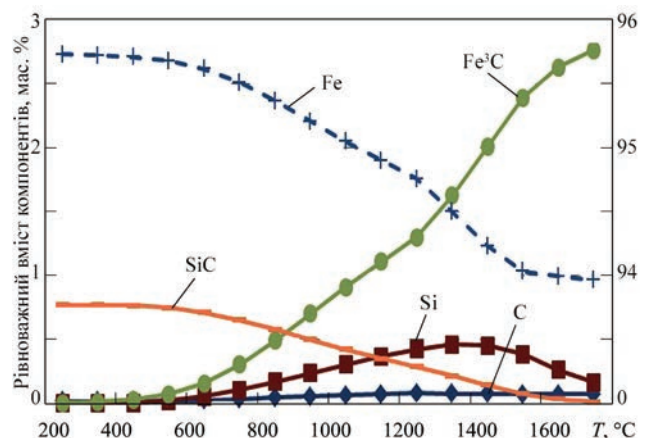


Рис. 5. Залежність вмісту карбідів від температури в зоні з'єднання двох сталей (50 % 12Х13/50 % 38ХНЗМФА)

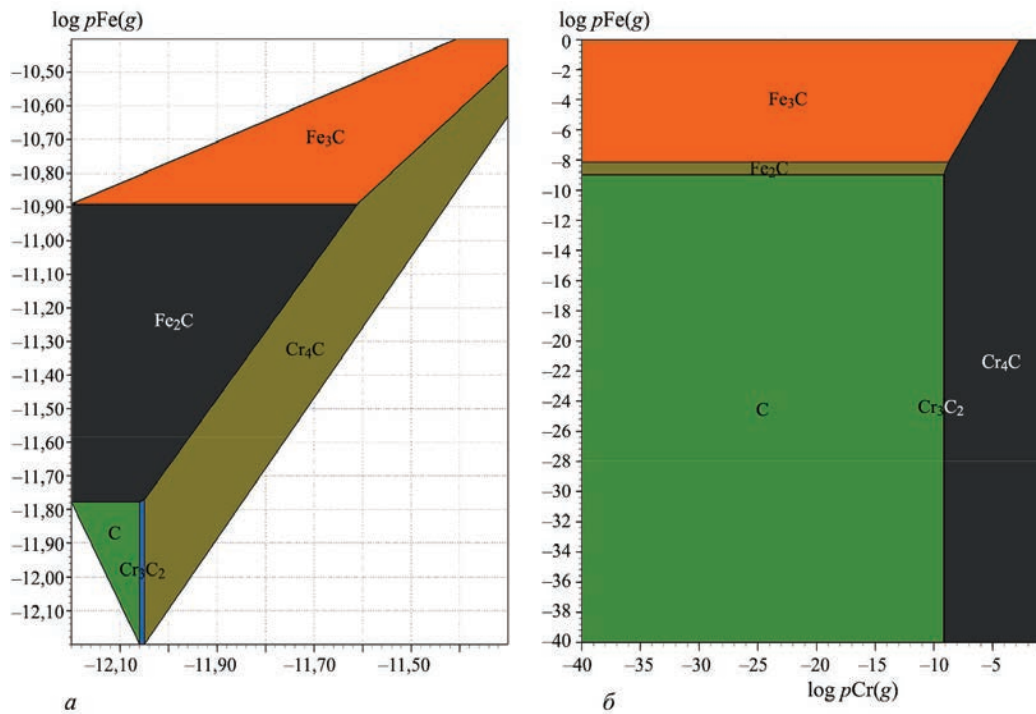


Рис. 6. Діаграми фазової стабільності для підсистеми Fe–C–Cr при температурі термообробки 1050 °C для сталі 12X13: а — *Lpp*; б — *Tpp*

системи. Для підсистеми Fe–C–Cr розрахунки показали, що в системі існує два типи карбідів заліза і два карбідів хрому (рис. 6), між обраними трьома елементами можуть відбуватися хімічні реакції з певними величинами енергії Гіббса.

На діаграмах *Lpp* та *Tpp* (рис. 6, 7) показано області стабільних фаз, серед яких при температурі 1050 та 850 °C відповідно утворюються карбід заліза ( $Fe_3C$ ,  $Fe_2C$ ) і хрому ( $Cr_3C_2$ ,  $Cr_4C$ ).

Існування чистого вуглецю в системі при температурах 850 та 1050 °C є можливим тільки при дуже низьких концентраціях обох металів, які мають схильність до утворення карбідів.

На рис. 7 показано області стабільних фаз, серед яких при температурі 850 °C спостерігається схожа картина існування двох типів карбиду заліза ( $Fe_3C$ ,  $Fe_2C$ ) і хрому ( $Cr_3C_2$ ,  $Cr_4C$ ).

На діаграмі *Lpp* при температурі 850 °C (рис. 6, а) спостерігається збільшення вмісту  $Fe_3C$  та  $Cr_3C_2$  в порівнянні з діаграмою *Lpp* при температурі 1050 °C (рис. 7, а), вміст  $Fe_2C$  та  $Cr_4C$  залишається практично однаковим. Це свідчить про більш сприятливі умови термічної обробки для сталі 12X13 за режимом при температурі 1050 °C.

Для обрання більш сприятливого температурного режиму відгартування в заданому діапазоні температур для зазначених марок сталей провели

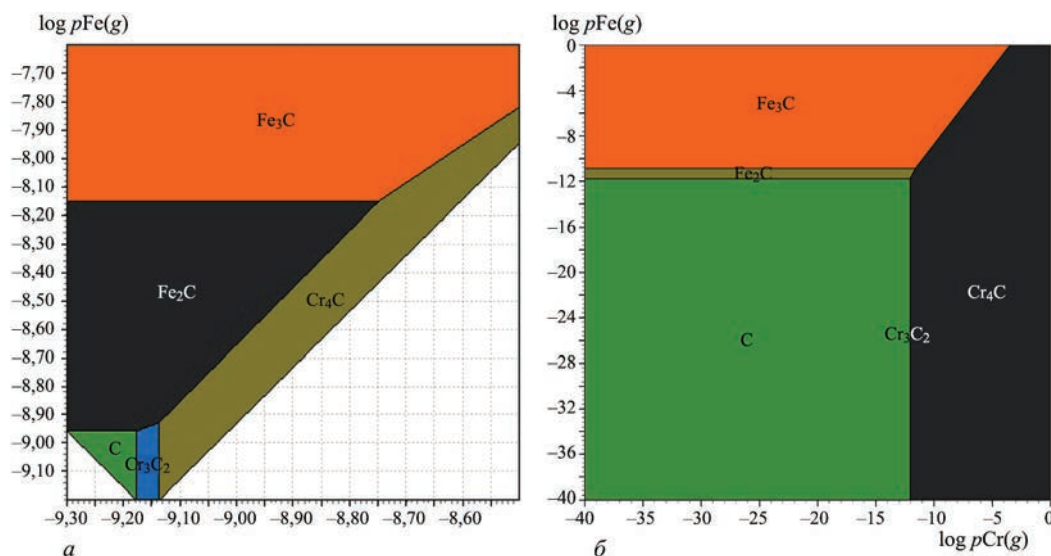


Рис. 7. Діаграми фазової стабільності для підсистеми Fe–C–Cr при температурі термообробки 850 °C для сталі 38ХН3МФА: а — *Lpp*; б — *Tpp*

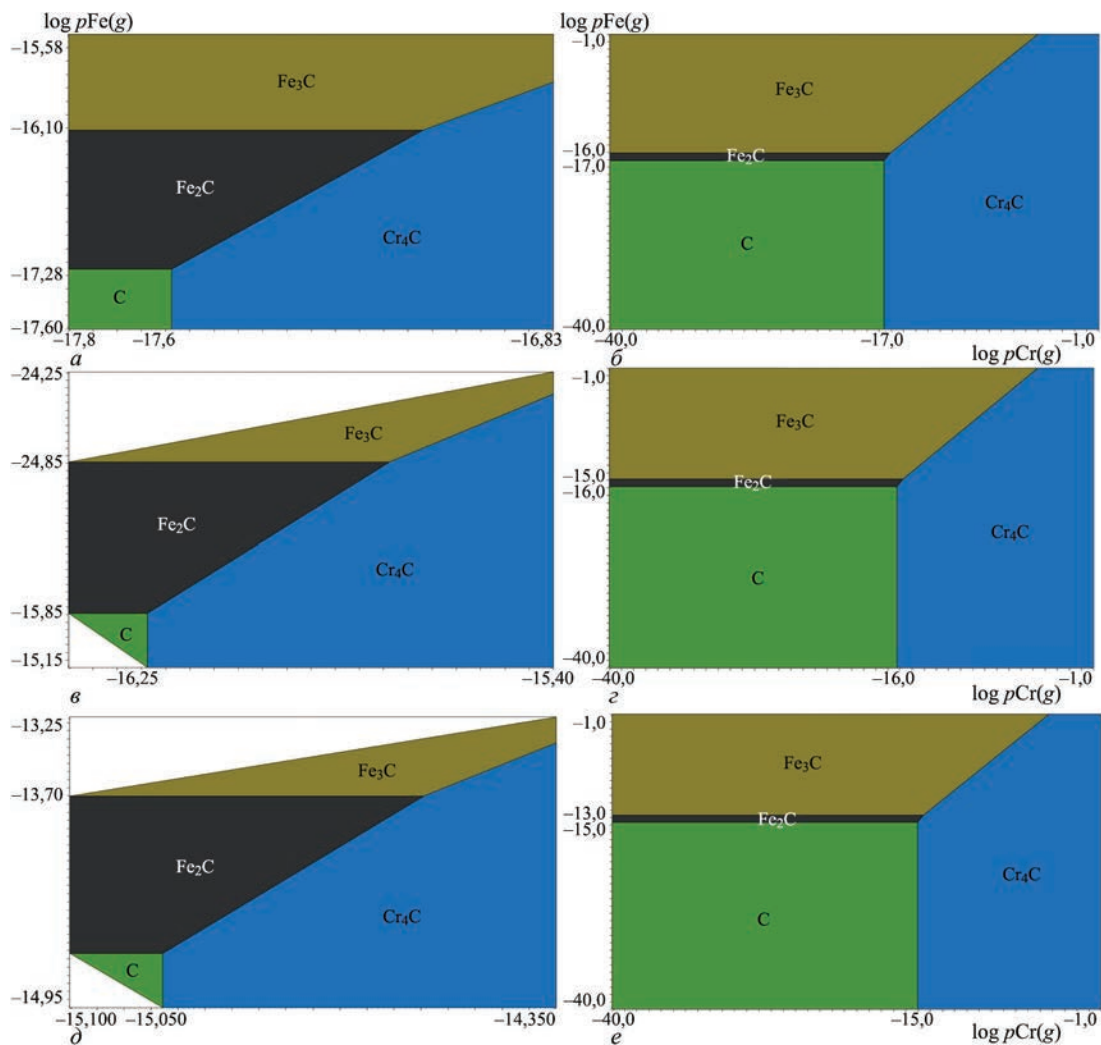


Рис. 8. Діаграми фазової стабільності для підсистеми Fe–C–Cr при температурі відгартування 600 °C (а —  $L_{pp}$ ; б —  $T_{pp}$ ); 650 °C (в —  $L_{pp}$ ; з —  $T_{pp}$ ); 700 °C (д —  $L_{pp}$ ; е —  $T_{pp}$ )

розрахунки діаграм фазової стабільності для температур 600, 650 та 700 °C. Результати розрахунків наведено на рис. 8.

Встановлено, що в діапазоні температур 600...700 °C утворюються два типи карбиду заліза ( $Fe_3C$ ,  $Fe_2C$ ) і один карбід хрому ( $Cr_4C$ ). Крім того, розрахунки показують існування чистого вуглецю в системі в зазначеному діапазоні температур.

При температурах 650 та 700 °C на діаграмах  $L_{pp}$  (рис. 8, в, д) спостерігається зменшення вмісту  $Fe_3C$  і вільного вуглецю, на діаграмах  $T_{pp}$  (рис. 8, з, е) —  $Fe_2C$  в порівнянні з діаграмами при температурі 600 °C (рис. 8, б), вміст  $Cr_4C$  залишається практично однаковим. Це свідчить про більш сприятливі умови відгартування при температурах 650 та 700 °C, що відповідають режиму термообробки для сталі 12X13.

Таким чином, на основі розрахункових даних встановлено, що за діаграмами фазової стабільності для підсистеми Fe–C–Cr більш сприятливим режимом термічної обробки для уникнення формування критичних дефектів в структурі мета-

лу зони з'єднання композитного зливка зі сталей 38XНЗМФА та 12X13 є гартування при температурі 1050 та відгартування при 650 °C, що відповідає режиму для сталі 12X13.

**Фазоутворення в зоні з'єднання при формуванні і термічній обробці композитного зливка ЕШП РМ.** Для оцінки впливу термічного циклу ЕШП на формування зони з'єднання різномірних сталей та оцінці фазових перетворень в них використовували метод CALPHAD. Цей метод заснований на аналізі експериментальної інформації щодо фазової рівноваги в системі та термодинамічних властивостей її складових. Ці дані використовують для побудови термокінетичних діаграм фазових перетворень в зоні з'єднання. Параметри моделі обчислюються шляхом мінімізації різниці між величиною, що описується, та її експериментальним значенням, враховуючи всі співіснуючі фази. Після цього можливий перерахунок фазової діаграми та термодинамічних властивостей складових фаз.

За цими принципами побудували термокінетичні діаграми (ТКД) ділянки металу зони сплав-

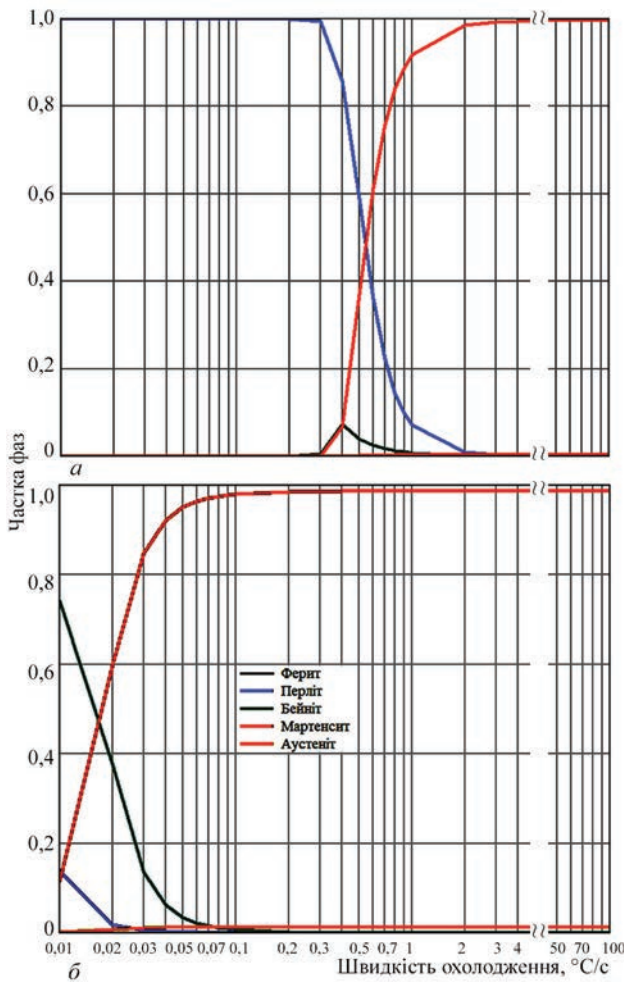


Рис. 9. Термокінетичні діаграми спектрів 10 (а) та 12 (б)

лення з хімічним складом, що відповідає спектрам 10 та 12 (таблиця, рис. 9).

Аналіз отриманих результатів показує, що в ділянці зони сплавлення можливе утворення структур перліту, бейніту і мартенситу.

Максимальна температура початку утворення перліту становить 740 °С, яка при збільшенні швидкості охолодження до 1 °С/с знижується до 610 °С. Виділення бейніту проходить в досить вузькому інтервалі швидкостей охолодження — 0,4...0,9 °С/с. Температура початку утворення бейніту становить 400 °С і різко знижується до 320 °С зі збільшенням швидкості охолодження. В інтервалі швидкостей охолодження 0,4...0,9 °С/с структура складається з перліту і бейніту. Зі збільшенням швидкості охолодження вище 0,9 °С/с в металі зони сплавлення формується повністю мартенситна структура. Температура початку утворення

Хімічний склад зони з'єднання шарів композитного зливка ЕШП РМ

Спектр	Вміст елементів, мас. %					
	С	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
10	0,19	0,23	5,77	0,39	91,83	1,59
12	0,45	0,37	4,18	0,38	91,82	1,93

мартенситу становить 300...310 °С. Зі збільшенням швидкості охолодження твердість мартенситу поступово зростає з 4390 до 4540 МПа.

Таким чином, для зварювання сталей 12Х13 і 38ХН3МФА швидкість охолодження металу в ділянці зони з'єднання не повинна перевищувати 0,9 °С/с. Це забезпечить формування перлітної або перлітно-бейнітної структури з прийнятним рівнем твердості 2000...3000 МПа. Таку швидкість охолодження цілком може забезпечити ЕШП в діапазоні 0,5...0,7 °С/с. Використання ручного (до 5 °С/с), автоматичного під флюсом (5...10 °С/с), напівавтоматичного в середовищі захисних газів (10...20 °С/с), електронно-променевого або гібридного (вище 30 °С/с) зварювань будуть призводити до утворення гартівних структур (мартенситу) високої твердості (4500...5800 МПа), що різко підвищуватиме ризик утворення холодних тріщин і, можливо, руйнування в області зварювання різномірних сталей.

Аналіз ТКД спектра 12 показав, що характерні температури перетворення змінюються несуттєво та становлять наступні значення, °С:  $T_{Ac1} = 752,5$ ,  $T_{ACM} = 778,2$  в порівнянні з температурами  $T_{Ac1} = 757,7$ ,  $T_{ACM} = 780,7$  для спектра 10.

Структура спектра 12 також складається з перліту, бейніту і мартенситу, але продукти розпаду аустеніту утворюються при значно нижчих температурах. Так, температура початку утворення перліту становить 630, бейніту — 400, мартенситу — 280 °С. Утворення перліту відбувається у вузькому діапазоні швидкостей охолодження 0,01...0,02 °С/с, а бейніту — 0,01...0,1 °С/с. В діапазоні швидкостей охолодження 0,01...0,02 °С/с формується перлітно-бейнітна структура, а в 0,02...0,1 °С/с — бейнітно-мартенситна.

Для спектра 12 вище швидкості охолодження 0,1 °С/с формується чисто мартенситна структура. Твердість мартенситу в ділянці 12 значно вище, ніж в ділянці 10 та становить 5800 МПа.

Порівняння отриманих результатів показує, що спектр 12 більш схильний до утворення гартівних структур, ніж 10.

Аналіз отриманих результатів показує, що для зварювання сталей 12Х13 і 38ХН3МФА швидкість охолодження металу в ділянці ЗТВ не повинна перевищувати 0,02 °С/с. Це забезпечить формування перлітної або перлітно-бейнітної структури з прийнятним рівнем твердості 2000...3000 МПа. Таку швидкість охолодження цілком можна забезпечити при кристалізації зливка ЕШП, в тому числі і ЕШП РМ.

**Вплив термічної обробки на структуру та властивості зони з'єднання композитного зливка.** Відомі різні способи подрібнення зерна при термообробці (переважно на малих зразках): збільшення швидкості нагріву, витримка в підкритичній області при нагріванні, перлітизація при охо-

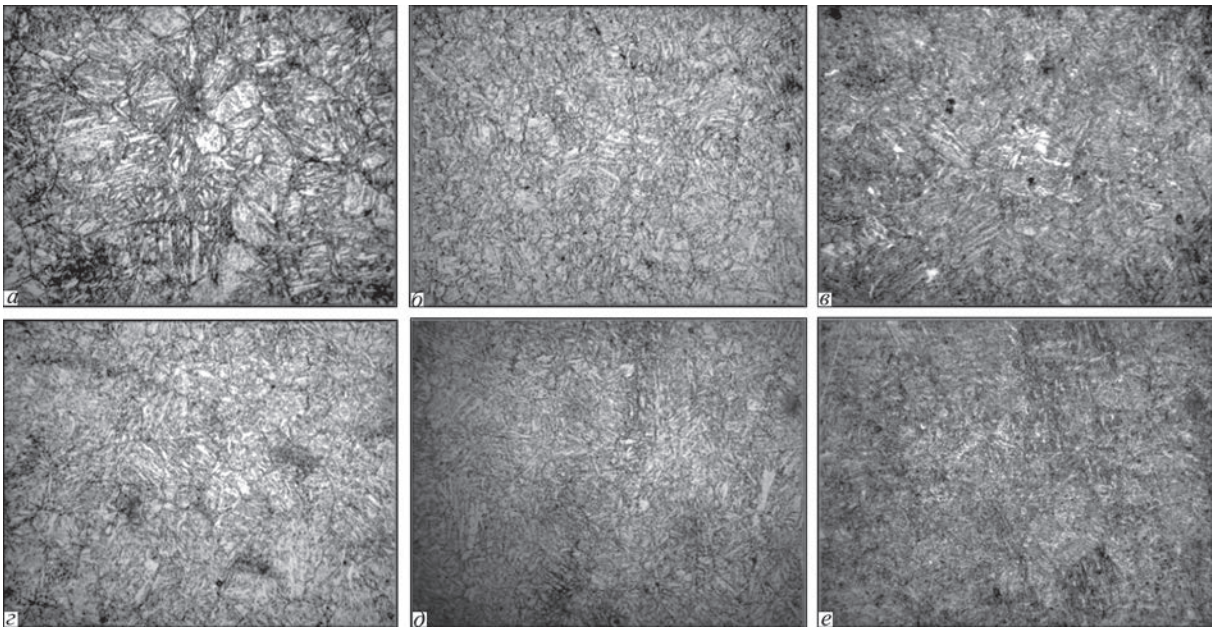


Рис. 10. Мікроструктура зони сплавлення зразка після ТО за режимом ТО1 (а–в) та ТО2 (г–е),  $\times 500$ : а, г — сталь 12Х13; б, д — зона сплавлення; в, е — сталь 38ХН3МФА

лодженні, ізотермічні витримки при охолодженні, збільшення кількості гартувань тощо. Метою термічної обробки (ТО) є вплив інтенсифікації охолодження під час гартування з метою підвищення опору крихким руйнуванням великих поковок з теплостійких високоміцних Cr–Ni–Mo–V роторних сталей та запобігання розвитку в них технологічних гартівних тріщин.

В роботах [11–13] встановлено закономірності впливу параметрів нагрівання та охолодження під час гартування на дисперсність структури і підвищення опору крихким руйнуванням високоміцних Cr–Ni–Mo–V роторних сталей. Також показано, що зміна швидкості охолодження в інтервалі бейнітного перетворення ( $550 \dots 200 \text{ }^\circ\text{C}$ ) від 129 до  $200 \text{ }^\circ\text{C/год}$  знижує критичну температуру крихкості ( $T_{50}$ ) на  $80 \text{ }^\circ\text{C}$ . Збільшення швидкості проходження інтервалу перлітного перетворення ( $700 \dots 550 \text{ }^\circ\text{C}$ ) від 58 до  $220 \text{ }^\circ\text{C/год}$  знизило  $T_{50}$  на  $20 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Для сталей типу 35ХН3МФА процес перлітизації відбувається зі спадково великим аустенітним зерном, що полягає в ізотермічній витримці під час гартування в області перлітного перетворення. Це призводить до зменшення розміру зерна з 1 до 8 балів. Для сталі зі спадковим зерном 5–6 балів перлітизація не впливає на зміну розміру зерна, проте  $T_{50}$  знижується на  $38 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Збільшення кількості гартувань призводить до подрібнення зерна. Швидкість нагріву під час гартування сталей типу 35ХН3МФА незалежно від вихідної спадкової структури не впливає на критичну температуру крихкості. Витримка при нагріванні в підкритичній області для зерна 5–6 балів також не впливає на критичну температуру крихкості ( $T_{50}$ ).

Оскільки термічна обробка є невід'ємною частиною технологічного процесу виготовлення

композитних роторів, тому були проведені дослідження впливу термічної обробки за режимами для кожної із застосовуваних сталей 38ХН3МФА (ТО1) і 12Х13 (ТО2). Для досліджень було використано зразки, які отримані з зони сплавлення композитного зливка в поперечному перерізі.

#### Режими ТО зони сплавлення композитного зливка

	ТО1	ТО2
Температура гартування, $^\circ\text{C}$ .....	850 .....	100...1050
Час гартування, хв .....	60 .....	42...56
Середовище гартування .....	масло .....	масло
Температура відгартування, $^\circ\text{C}$ .....	600 .....	600...700
Час відгартування, хв .....	155 .....	140
Середовище відгартування .....	повітря	повітря

Мікроструктуру зони сплавлення зразків композитного зливка після термічної обробки представлено на рис. 10.

В обох випадках після ТО зона сплавлення композитного зливка 12Х13+38ХН3МФА має структуру дрібнопластинчастого відгартованого мартенситу. Розміри зерна для сталей і зони з'єднання наведені на рис. 11 і вони залежать від температури нагріву під гартування.

Рівень мікротвердості зони з'єднання металу зразків оцінювали після вищезазначених режимів ТО. Значення мікротвердості для сталей 38ХН3МФА і 12Х13, оброблених за ТО1 та ТО2 складають:  $2,41 \pm 0,5$ ;  $1,93 \pm 0,5$  та  $2,31 \pm 0,5$ ;  $2,02 \pm 0,5$  ГПа відповідно. Розподіл мікротвердості за перетином зони з'єднання приведено на рис. 12.

Сприятливий перехід однієї сталі в іншу пояснюється тим, що в обох випадках структура є однотипною — дрібнопластинчастий мартенсит відгартування. Як показано вище, в зоні з'єднання сталей 12Х13 і 38ХНМФА внаслідок їх різного



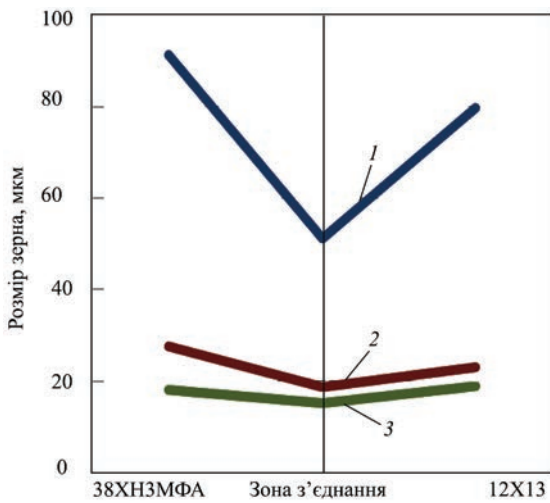


Рис. 11. Розмір зерна зони з'єднання композитного зливка: 1 — без ТО; 2 — після ТО1; 3 — після ТО2

хімічного складу зона змішування має перемінний склад і градієнт вмісту елементів.

Твердість в зоні з'єднання трохи вища, ніж твердість обох сталей. Мікротвердість зони з'єднання становить  $2,57 \pm 0,5$  ГПа після ТО1 і  $2,21 \pm 0,5$  ГПа після ТО2. Можна припустити, що в результаті реакцій взаємодії утворюються складні карбіди на основі хрому, які за твердістю більш ніж в 1,5 рази (16,63...18,82 ГПа) вище твердості цементиту, величина якої не перевищує 10 ГПа.

Значення мікротвердості зразків металу композитного зливка ЕШП після ТО2 нижче, ніж після ТО1, а її розподіл більш однорідний, що свідчить про відсутність в зоні з'єднання критичних карбідів, які можуть стати концентраторами зародження тріщин в подальшій експлуатації. Також спостерігається менший розмір зерна, що свідчить про більш сприятливий режим термічної обробки для сталі 12Х13 при температурі гартування 1050 °С та відгартування 650 °С. Отримані практичні результати добре корелюються з розрахунковими даними, що були отримані на основі термодинамічного аналізу за допомогою комп'ютерної програми HSC Chemistry 9.

## Висновки

1. Відмінною особливістю та перевагою технологічної схеми зі застосуванням ЕШП РМ в струмопідвідному кристалізаторі є можливість мінімізувати протяжність зони з'єднання різнорідних сталей та керувати глибиною рідкометалевої ванни та проплавленням твердої заготовки.

2. На основі термодинамічного аналізу (розрахунки рівноваги газ–шлак–метал та діаграм фазової стабільності для підсистеми Fe–C–Cr) встановлено, що більш сприятливим режимом термічної обробки для уникнення формування критичних дефектів в структурі металу зони з'єднання композитного зливка зі сталей 38ХНЗМФА та 12Х13 є гартування при

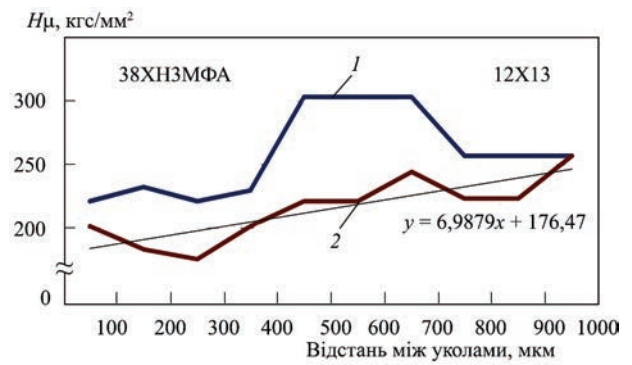


Рис. 12. Розподіл мікротвердості (Hц) в зоні з'єднання композитного зливка: 1 — після ТО1; 2 — після ТО2 (P = 50 г)

температурі 1050 °С та відгартування при 650 °С, що відповідає режиму для сталі 12Х13.

3. Аналіз отриманих ТКД термічного циклу при ЕШП РМ показує, що в зоні з'єднання сталей 12Х13 та 38ХНЗМФА можливе утворення перліту, бейніту та мартенситу. За швидкості охолодження при ЕШП РМ меншої за 0,9 °С/с забезпечується формування перлітної або перлітно-бейнітної структури з прийнятним рівнем твердості (2000...3000 МПа), що гарантуватиме відсутність ризику утворення холодних тріщин і руйнування в зоні з'єднання.

4. Металографічні дослідження мікроструктури зони з'єднання зразків композитного зливка після ТО1 та ТО2 показали, що в обох випадках зона має структуру дрібнопластинчастого відпущеного мартенситу з більш однорідним розміром зерна, ніж без термічної обробки.

5. Використання процесу ЕШП РМ надає можливість виготовлення композитних зливків з горизонтальними шарами з мінімальною глибиною ванни рідкого металу та відповідної зони з'єднання.

## Список літератури

- (1981) *Електрошлаковий металл.* Патон Б.Е., Медовар Б.И. (ред.). Киев, Наукова думка.
- Mitchell A., Smaier R. (1979) Practical aspects of electroslag remelting technology. *International Metals Reviews*, 24(5), 231–264.
- Митчел А., Бэллэнтайн А.С. (1983) Факторы, влияющие на кристаллизацию и температуру слитков при ЭШП. *Електрошлаковий перепад, вып. 6. Сб. тр. VI Міжнарод. конф. по вакуумній металургії та процесам електрошлакового перепаду.* Киев, Наукова думка, 192–198.
- Волченков Е.А., Медовар Л.Б., Стовпченко А.П. и др. (2017) Обзор печей электрошлакового перепада для получения крупных кузнечных слитков. *Теплотехника, энергетика та екологія в металургії.* Дніпро, Нова ідеологія, 241–246.
- Цыкуленко А.К., Ланцман И.А., Чернец А.В. и др. (2000) Двухконтурная схема электрошлакового перепада расходующего электрода. *Проблемы специальной электрометаллургии*, 3, 16–20.
- Медовар Л.Б., Цыкуленко А.К., Чернец А.В. и др. (2000) Исследование влияния параметров двухконтурной схемы ЭШП на размеры и форму металлической ванны. *Там же*, 4, 3–7.

7. Kajikawa K., Ganesh S., Kimura K. et al. (2007) Forging for advanced turbine applications: Development of multiple alloy rotor forging for turbine application. *Ironmaking & Steelmaking. Processes, Products and Applications*, 34(3), 216–220.
8. Махненко В.И., Медовар Л.Б., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И. (2012) Получение способом ЭШП ЖМ разнородного по длине слитка большого сечения с минимальной переходной зоной. *Современная электрометаллургия*, 2, 3–7.
9. Medovar L., Polishko G., Stovpchenko G. et al. (2018) Advanced ESR LM for two-layer composite ingot manufacturing for heavyweight rotors. *Proc. of 3<sup>rd</sup> Inter. Conf. on Advances in Metallurgical Processes and Materials, 10–13 June 2018, Lviv, Ukraine*.
10. Medovar L. Polishko G., Stovpchenko G. et al. (2018) Electroslag refining with liquid metal for composite rotor manufacturing. *Archives of Materials Sci. and Eng.*, 91(2), 49–55.
11. Медовар Б.И., Саенко В.Я., Медовар Л.Б. (2000) Получение заготовок коррозионно-стойкого биметалла методом электрошлаковой наплавки. *Проблемы специальной электрометаллургии*, 2, 3–7.
12. Патон Б.Е., Медовар Л.Б., Шевченко В.Е. и др. (2004) Электрошлаковая технология в производстве биметаллических изделий. *Современная электрометаллургия*, 2, 5–11.
13. Патон Б.Е., Медовар Л.Б., Саенко В.Я. (2004) О перспективах производства биметалла с применением электрошлакового процесса. *Там же*, 3, 5–9.
4. Volchenkov, E.A., Medovar, L.B., Stovpchenko, A.P. et al. (2017) Review of furnaces of electroslag remelting for producing large-sized forge ingots. *Teplotekhnika, Energetyka ta Ekologiya v Metalurgii*. Dnipro, Nova Ideologiya, 241–246 [in Russian].
5. Tsykulenko, A.K., Lantsman, I.A., Chernets, A.V. et al. (2000) Bifilar circuit of consumable electrode electroslag remelting. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 3, 16–20 [in Russian].
6. Medovar, L.B., Tsykulenko, A.K., Chernets, A.V. et al. (2000) Study of influence of ESR bifilar circuit parameters on dimensions and shape of metal pool. *Ibid.*, 4, 3–7 [in Russian].
7. Kajikawa, K., Ganesh, S., Kimura, K. et al. (2007) Forging for advanced turbine applications: Development of multiple alloy rotor forging for turbine application. *Ironmaking & Steelmaking. Processes, Products and Applications*, 34(3), 216–220.
8. Makhnenko, V.I., Medovar, L.B., Kozlitina, S.S., Dzyubak, L.I. (2012) Producing by ESR LM method of large-section billet, heterogeneous in length, with a minimum transition zone. *Sovrem. Elektrometall.*, 2, 3–7 [in Russian].
9. Medovar, L., Polishko, G., Stovpchenko, G. et al. (2018) Advanced ESR LM for two-layer composite ingot manufacturing for heavyweight rotors. In: *Proc. of 3<sup>rd</sup> Inter. Conf. on Advances in Metallurgical Processes and Materials (10–13 June 2018, Lviv, Ukraine)*.
10. Medovar, L. Polishko, G., Stovpchenko, G. et al. (2018) Electroslag refining with liquid metal for composite rotor manufacturing. *Archives of Materials Sci. and Eng.*, 91(2), 49–55.
11. Medovar, B.I., Saenko, V.Ya., Medovar, L.B. (2000) Producing of corrosion-resistant bimetal billets by electroslag cladding method. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 2, 3–7 [in Russian].
12. Paton, B.E., Medovar, L.B. Shevchenko, V.E. et al. (2000) Electroslag technology in manufacture of bimetal products. *Sovrem. Elektrometall.*, 2, 5–11 [in Russian].
13. Paton, B.E., Medovar, L.B., Saenko, V.Ya. (2004) About prospects of bimetal production using electroslag process. *Advances in Electrometallurgy*, 3, 5–9.

**References**

1. (1981) *Electroslag metal*. Ed. by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Mitchell, A., Smailer, R. (1979) Practical aspects of electroslag remelting technology. *Int. Metals Reviews*, 24(5), 231–264.
3. Mitchell, A., Bellentajn, A.S. (1983) Factors influencing crystallization and temperature of ingots during ESR. Electroslag remelting. Issue 6. In: *Proc. of Int. Conf. on Vacuum Metal-*

**FORMATION OF THE ZONE OF JOINING THE LAYERS IN A COMPOSITE INGOT, SURFACED BY THE ELECTROSLAG PROCESS WITH LIQUID METAL, FOR POWER TURBINE ROTORS**

G.O. Polyshko, G.P. Stovpchenko, V.A. Kostin, A.Yu. Tunik, L.O. Lisova, L.B. Medovar  
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevyeh Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper describes the possibilities for application of ESP with liquid metal for producing round steel ingots dissimilar along their height (length) with a minimized zone of mixing of different steels by regulated pouring of liquid metal of the specified chemical composition into the current-conducting mould. The extent, composition and structure of the thus formed transition zone were studied. Thermodynamic analysis of phase stability diagrams for Fe–C–Cr subsystem was used as the base to determine the heat treatment mode to avoid formation of critical defects in the metal structure of the joint of a composite ingot from 38KhN3MFA and 12Kh13 steels. It was established that in the steel joint zone formation of a structure with an acceptable hardness level is ensured at up to 0.9 °C/s cooling rate in the electroslag process with liquid metal that guarantees absence of the risk of cold cracking or fracture. Metallographic studies of the microstructure in the joint zone of composite ingot samples after heat treatments (HT<sub>1</sub> and HT<sub>2</sub>) showed that in both the cases this zone has the structure of fine lamellar tempered martensite with a more uniform grain size that that without heat treatment. Ref. 13, Table 1, Fig. 12.

*Key words: electroslag process with liquid metal (ESP LM); composite ingot; joint zone; thermokinetic diagrams; heat treatment; microhardness; grain size*

Надійшла до редакції 17.01.2022