УДК 621

Туник В.О.
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ МІДНИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ГЛИБИННОЮ ОБРОБКОЮ РОЗПЛАВУ ПЛАЗМОЮ

Сучасний розвиток ливарного виробництва та металургії, особливо в умовах воєнного стану, набуває критично важливого значення. Обмеження імпорту сировини, руйнування логістичних ланцюгів та необхідність швидкого відновлення промисловості роблять використання вторинних сплавів стратегічним напрямком. Вони не лише зменшують залежність від імпорту руди, але й дозволяють ефективно використовувати наявні ресурси. Це стало можливо завдяки впровадженню новітніх технологій підготовки шихти, плавлення, обробки рідкого металу та його розливання. Відмінність цих технологій від традиційних полягає у способах впливу на метал - використання електромагнітних полів, лазерного випромінювання, ультразвуку, плазми тощо.

У цій роботі представлені результати дослідження структури та властивостей виливків із бронзи, яку обробляли заглибленим у розплав плазмовим струменем. Дослідження проводили на бронзі БрА9Ж3Л, яку плавили в індукційній печі з графітовим тиглем. Сплав обробляли зануреним у рідкий метал плазмотроном потужністю 20кВт при витраті аргону приблизно 7л/хв. Час продування розплаву плазмовим струменем змінювали від 5 до 25хв. Після кожного циклу обробки розплав витримували 10 хв і зливали його з печі в ківш розливу. Металом при температурі 1140 °С заливали сухі піщані форми, у яких отримували циліндричні виливки (ø=30мм, l=250мм). З виливків виготовляли зразки для дослідження.

Встановлено вплив глибинної обробки розплаву плазмою на процес дегазації, структуру та властивості мідних сплавів. Показано, що після продувки металу плазмовим струменем протягом 10–12 хв. та витримки сплаву після обробки не менше 10 хв. вміст водню в бронзі БрА9Ж3Л зменшується приблизно на 70 % (від 0,38 до 0,1–0,12 см3 /100 г). Міцність (σв) сплаву після плазмового рафінування розплаву зростає на 20–22 %, пластичність (δ) – у 1,8 рази.

Також було встановлено, що структура у виливках із бронзи БрА9Ж3Л залежить від тривалості обробки металу плазмою. Показано, що після плазмової обробки розплаву протягом 10 хв. середній розмір α-фази в структурі сплаву зменшується у 2,8–3 рази (від 46 до 16 мкм), дендритної комірки – у 2 рази (від 35 до 17 мкм). Зі збільшенням тривалості обробки розплаву плазмою ступінь диспергування структурних складових у сплаві зростає.

УДК 621.791

Бойко І.О., канд. техн. наук, доцент
Пашинський В.В., докт. техн. наук, професор
Пашинська О.Г., докт. техн. наук, професор
ТОВ «Технічний університет «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»,
Igor.Boyko@mipolytech.education

ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ НАПЛАВЛЕНОЇ КОМПОЗИЦІЇ 100Х8+110Г13

Для наплавлення зносостійкого шару на високомарганцеву високовуглецеву сталь Гадфільда відповідно до стандарту ДСТУ EN 14700 передбачена окрема група зварювальних матеріалів Fe9. Елементний склад наплавленого метала обмежений в наступних межах (%): C=0,3-1,2; Cr<19; Ni<3; Mn=11-19; Mo<2; V<1. Умови роботи наплавленого металу наступні: k-work hardenable, n-cannot be magnetized, p-impact resistanse [1].

Однак авторами було виявлено схильність до сильної аустенізації наплавленого металу групи Fe6. При дослідженні наплавленого металу Е-120Х10С2Г в структурі виявлено приблизно 85 % метастабільного аустеніту та 15 % ледебурітно-карбідної фази [2].

Рішення задачі отримання близько 100 % аустеніту в високовуглецевому високохромистому наплавленому металі зазвичай вирішується за рахунок введення легуючих елементів-аустенізаторів: нікелю та марганцю, що суттєво розширюють ɤ-область. При цьому не завжди враховуються металургійні особливості конкретного випадку використання подібних наплавочних матеріалів, а саме дольова участь основного металу та кінетичні особливості первинної кристалізації наплавленого металу. Враховуючи це в процесі зміцнення та відновлення деталей зі сталі 110Г13 можна зіштовхнутися з надмірним запасом аустенітності наплавленого металу, що може привести до суттєвого збільшення балу аустенітного зерна в його мікроструктурі. Як наслідок – зменшення довжини границь зерен і забруденість наплавленого металу шкідливими домішками можуть привести до утворення гарячих тріщин в ньому. Збільшення схильності до аустенізації металу типу 100Х8 при дуговому наплавленні на сталь 110Г13 може бути досягнуте за рахунок дольової участі основного металу.

Метою дослідження є перевірка вказаних гіпотез за рахунок мікроструктурних досліджень наплавленої композиції 100Х8+110Г13.

Для проведення досліджень було виготовлено дослідну партію наплавочних електродів типу Fe6 згідно стандарту EN14700 зі спеціальним типом покриття. Діаметр електроду – 4 мм. Стержень виготовлено зі сталі SAE 1006. Хімічний склад наплавленого металу наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад наплавленого металу розроблених електродів

Хімічний склад, %	C	Si	Mn	Cr	Nb	Mo	S	P
Розроблені Fe6	0,95-1,05	0,45-0,65	0,8-1,0	7,5-8,5	-	-	0,013-0,018	0,025-0,03
Вимога EN14700	<2,5	Немає вимоги	<3	<10	<10	<3	Немає вимоги	Немає вимоги

Для отримання металографічних зразків було виконано наплавлення валиків на основу зі сталі 110Г13Л: в один, два та три проходи. Струм наплавлення – 130…140 А. Джерело живлення – випрямляч Paton MMA-350. Швидкість наплавлення – 10-12 см/хв. Температура основи та подальша міжпрохідна температура – 150 градусів Цельсія. Зовнішній вигляд наплавлених зразків наведено на рисунку 1.

Рис. 1 – Загальний вигляд наплавлених валиків

Після різки та підготовки зразків визначено хімічний склад наплавленого металу на установці SpectroLab. Вміст хімічних елементів за проходами наплавлення наведено на рис. 2.

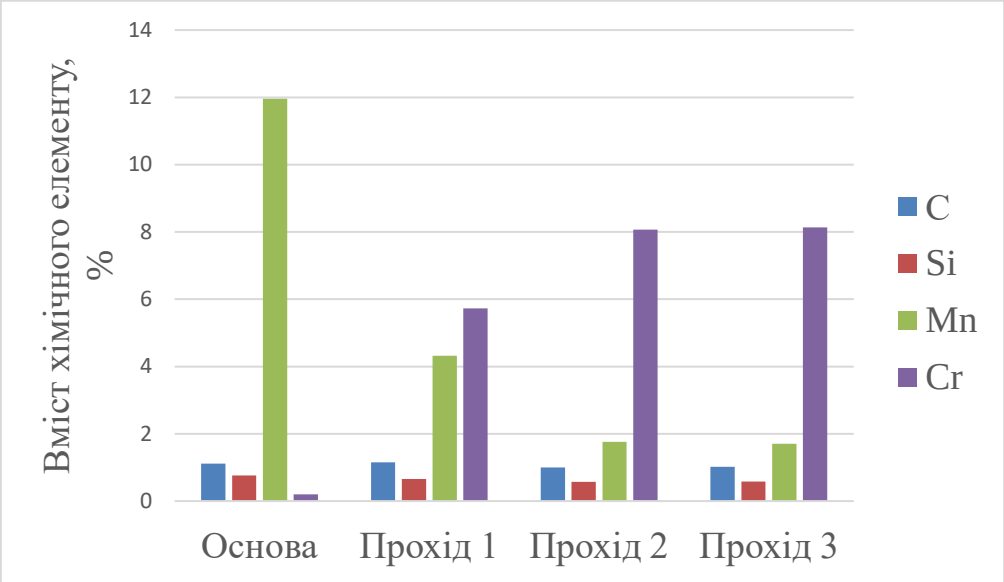

Рис. 2 – Вміст хімічних елементів за проходами наплавлення

З аналізу мікроструктури (рис. 3) видно, що між основним металом (110Г13Л) та матеріалом наплавленого шару формується щільний контакт але без формування помітної перехідної зони. Це може пояснюватися тим, що при заданих температурно-енергетичних параметрах наплавлення формування контакту відбувається за рахунок оплавлення поверхні основного металу і гомогенізації металу розплавленого шару в результаті конвективного перемішування. Тому зона зі змінним градієнтом концентрації у наплавленому шарі не виникає. Процес оплавлення металу поверхні деталі підтверджується результатом хімічного аналізу металу першого та наступних шарів наплавлення (рис. 2). У складі металу після першого проходу фіксується значне зростання вмісту марганцю. Це приводить до утворення аустенітної структури без виділення будь яких надлишкових фаз та неметалевих включень. Форма зерен – витягнута у напрямку градієнту температури, але структура шару однорідна і більш дисперсна, ніж структура основного металу. Матеріал з такою структурою має бути ефективним перехідним шаром завдяки високій пластичності та в’язкості легованого аустеніту. Як видно з рис. 2, хімічний склад металу другого та третього проходів не відрізняється від складу електроду, використаного для наплавлення. Тому експлуатаційні характеристики виробу після наплавлення будуть визначатися в основному властивостями матеріалу електроду, використаного для відновлення поверхні.

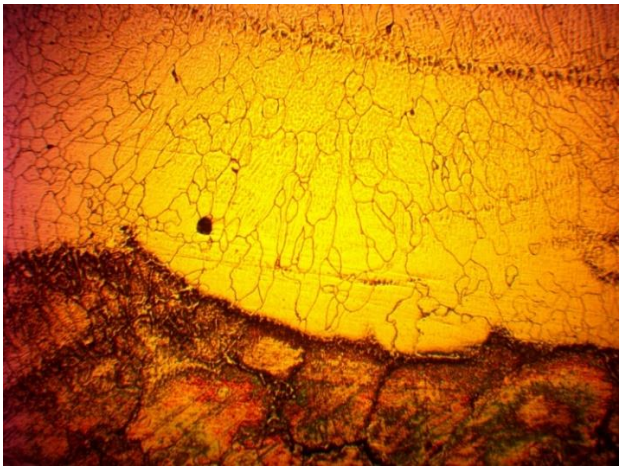

Рис. 3 – Мікроструктура межі сплавлення 100Х8+110Г13Л (х200)

Отримані результати дозволяють зробити наступні висновки.

1. Запропонований хімічний склад електроду типу Fe6 відповідає вимогам стандарту EN14700 і забезпечує при наплавленні деталей зі сталі 110Г13Л формування перехідного шару з однорідною дисперсною структурою без формування будь яких надлишкових фаз і шкідливих неметалевих включень. Така структура є сприятливою з точки зору запобігання формуванню тріщин та відшарувань наплавленого металу.

2. При використаному режимі наплавлення вплив основного металу на хімічний склад наплавленого металу прослідковується тільки після першого проходу. При подальших проходах властивості наплавленого шару визначаються матеріалом розробленого електроду типу Fe6.

3. Подальші дослідження слід спрямувати на визначення експлуатаційних характеристик наплавленого шару.

Список посилань

1. ДСТУ EN 14700:2019 Матеріали зварювальні. Зварювальні матеріали для наплавлення (EN 14700:2014, IDT)

2. Boyko I., Pashinskiy V., Pashinska O . *MININGMETALTECH 2024 – THE MINING AND METALS SECTOR: INTEGRATION OF BUSINESS, TECHNOLOGY AND EDUCATION. VOLUME 1*. 2024. С. 130–132.

3. ISO/TR 13393:2009Welding consumables — Hardfacing classification — Microstructures

УДК 621

Білоник Д.І., аспірант
Білоник І.М., канд.техн.наук.
Лаптєва Г.М., канд. техн. наук.
Бабарикін І.С., аспірант
Національний університет «Запорізька політехніка», bilonikelena@gmail.com
Сахно С.С., начальник бюро досліджень
АТ «Мотор Січ, м. Запоріжжя

СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ЛИТОГО ВТОРИННОГО α-ТИТАНУ

Процеси зварювання нелегованого деформованого листового титану ВТ1-00, ВТ1-0, ВТ1-1, ВТ2-1 та інших достатньо повно розглянуто в роботах [1, 2]. Доведено, що зварюваність цих матеріалів добра при забезпеченні надійного захисту зварюємого з'єднання від повітря, необхідної підготовки кромок, правильному виборі режимів, та присадних матеріалів. Нелегований деформований титан зварюється без обмежень майже усіма способами.

Зварювання литого нелегованого титану розглядається тільки як спосіб виправлення дефектів лиття. Процес безкамерної електрошлакової виплавки (БКЕШВ) забезпечує щільність і механічні властивості вторинного α-титану на рівні деформованого, при значно нижчій собівартості [3]. Тому, доцільно визначити можливість застосування такого матеріалу в зварних конструкціях або вузлах хімічного обладнання. Зразки для зварювання (50х30х4 мм) виготовили зі зливка діаметром 85 мм вторинного α-титану БКЕШВ.

В роботі дослідили хімічний склад, макроструктуру, механічні властивості зварного з'єднання С4, яке отримали методом TIG апаратом FRONIUS 230L ($I_{св}$ = 120-140А, $U_д$ = 12-13 В) із застосуванням присадних дротів ВТ1-00св та ОТ4св діаметром 1,6мм.

Хімічний склад, мас. %: C – 0,024; Fe – 0,06; Si – 0,05; O_2 – 0,25; N_2 – 0,058; H_2 – 0,0016 не відрізняється від хімічного складу стандартних нелегованих марок титану. Але, вміст кисню 0,24 – 0,30% і азоту 0,051 – 0,058% у вторинному α-титані більш відповідає вмісту газових домішок в титані ВТ1-2 ($O_2 \leq$ 0,30%, $N_2 \leq$ 0,15%), або в титанових сплавах