

РОЗРАХУНКОВА ОЦІНКА ВИКОРИСТАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ ЧАСТИНОК ПРИ МОДИФІКУВАННІ ЛИТОЇ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ШВА

В.М. Коржик¹, В.О. Щерецький¹, А.А. Чайка¹, Yi Jianglong²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Гуандунський інститут зварювання (Китайсько-український інститут зварювання ім. Є.О. Патона). 510650, м. Гуанчжоу, Тяньхе, вул. Чансін, 363, Китай. E-mail: wuby@gwi.gd.cn

У роботі розглянуто особливості застосування перспективних нанорозмірних частинок TiC, WC, TiB₂ для модифікування мікроструктури зварного шва при зварюванні алюмінієвих сплавів. Виконано оцінку можливості їх застосування з позиції термодинамічної стійкості в розплавах промислових зварювальних сплавів, що містять: Cu, Fe, Zn, Mn, Ti. Показано, що незважаючи на свою відносну нестійкість, нанорозмірні частинки TiC можуть бути успішно застосовані в якості модифікаторів алюмінієвих сплавів системи Al–Mg, при цьому наявність кремнію знижує стійкість карбиду титану в розплаві алюмінію і тому є небажаним, при цьому титан, навпаки, підвищує стійкість частинок карбиду TiC. Частинки WC можуть успішно застосовуватися для модифікування структури сплавів системи Al–Si, при цьому наявність кремнію підвищує їх стійкість в розплаві. Частинки диборида титану TiB₂ – найбільш стійке з'єднання з досліджених частинок, його незначний модифікуючий ефект на алюмінієві сплави компенсується стійкістю в розплавах алюмінію при перегріванні. Бібліогр. 16, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: автоматичне зварювання алюмінію, нанорозмірні частинки, модифікування, термодинаміка, присаджувальні матеріали

Тенденції розвитку сучасного машино-, авто-, авіа- та кораблебудування свідчать про стійке зростання попиту на легкосплавні елементи конструкцій для зниження ваги вузлів та механізмів і зниження енерговитрат палива, що особливо важливо в період при переході транспорту від вуглеводневих двигунів до електричних. У сучасному автомобілі з двигуном внутрішнього згорання вага елементів з алюмінієвих сплавів щодо загальної ваги автомобіля з кожним роком зростає. У серійних авто з електромотором цей показник перебуває вже на рівні 50...85 %. При цьому основним способом з'єднання деталей з алюмінієвих сплавів в авто- та авіатехніці залишається зварювання. Великий попит на алюмінієві конструкції стимулював матеріалознавців до створення нових легкосплавних матеріалів на основі алюмінію, а також композиційних матеріалів. Поява нових алюмінієвих сплавів і матеріалів на їх основі гостро ставить питання забезпечення їх надійного з'єднання в конструкції. При цьому класичні зварювальні присаджувальні сплави на основі систем легування Al–Mg та Al–Si вже не забезпечують необхідний рівень механічних властивостей металу зварного шва відносно до характеристик сучасних сплавів, не кажучи вже про композиційні матеріали. Поряд з використанням новітніх високоміцних алюмінієвих сплавів росте кількість композиційних матеріалів, що складаються з матриці алюмінієвого сплаву та наповнювача: частинок, волокон, вусів та ін. Такий підхід дозволяє істотно підвищити експлуатаційні

характеристики зварного з'єднання в порівнянні з монометалічним зварним швом. Зварювання нових високоміцних алюмінієвих сплавів, а також алюмінієвих композитів на їх основі сьогодні має ряд складнощів, що потребують вирішення. Основна проблема зварювання нових багатоконпонентних алюмінієвих сплавів – це недостатній рівень властивостей зварного шва, сформованого промисловими зварювальними дрютами, а також вигоряння легуючих елементів під час зварювання як з тіла деталі, так і з присаджувального матеріалу. З іншого боку, зварне з'єднання композиційних матеріалів із використанням стандартних зварювальних алюмінієвих дрютів априорі має рівень механічних властивостей нижче композиційного матеріалу, що виготовлено на основі алюмінієвих сплавів, зміцнених композиційною складовою.

Структура металу зварного шва алюмінію та його сплавів залежить від багатьох параметрів, і якщо знехтувати конструкційними особливостями зварювального обладнання, то інші можна умовно розділити на дві групи: перша група параметрів визначається фізико-хімічними властивостями і явищами, пов'язаними з основним і присаджувальним матеріалами; до другої групи слід віднести температурно-часовий режим процесу зварювання, вплив флюсуючих і модифікуючих добавок, швидкість охолодження ванни та інші параметри, що безпосередньо впливають на параметри кристалізації. Значну роль на параметри кристалізації та, відповідно, макро- та мікро-

Коржик В.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Щерецький В.О. – <https://orcid.org/0000-0002-8561-4444>,

Jianglong Yi – <https://orcid.org/0000-0002-2018-7138>

© В.М. Коржик, В.О. Щерецький, А.А. Чайка, Yi Jianglong, 2020

структуру зварного шва відіграють модифікатори другого роду, дія яких пов'язана з контактним впливом на процес зародження центрів кристалізації. При введенні в розплав модифікатора, що має або формує з'єднання з ізоморфною структурою до кристалітів сплаву, відбувається істотне зниження інтервалу метастабільності розплаву і, як наслідок, подрібнення мікроструктури. Зазвичай вміст модифікаторів цього типу не перевищує 0,1 мас. % [1].

Робота присвячена проблемі модифікування мікроструктури зварного шва неметалічними нанорозмірними частинками, а саме дослідженню стійкості частинок карбідів і боридів в алюмінієвих розплавах, при додаванні яких до складу зварювального присаджувального матеріалу для зварювання алюмінієвих сплавів вони діють як модифікатори мікроструктури.

При модифікуванні алюмінію та його сплавів до класичних металевих модифікаторів алюмінієвих сплавів можна віднести титан, цирконій, скандій та ін. При зварюванні завжди відбувається вигорання або нівелювання їх дії за рахунок взаємодії з домішковими елементами та компонентами флюсів. Оптимальним модифікатором є хімічно стійка, ультрадисперсна (нанорозмірна) частинка, що максимально задовольняє вимогам кристалічної відповідності. Тобто, ефективно подрібнює зерно при мінімальній концентрації, в розплаві знаходиться в інертному (стабільному) дисперсному стані; має мінімальну структурну відмінність з кристалічною граткою присаджувального сплаву; не втрачає своїх модифікуючих властивостей при переплавах. Одним з очевидних рішень є введення в метал шва зварного з'єднання субмікро- та нанорозмірних неметалічних зміцнювачів (модифікаторів у вигляді тугоплавких частинок, наприклад, карбідів, оксидів, боридів та ін.), які з одного боку можуть модифікувати структуру зварного шва та «невразливі» до локальних перегрівів під час зварювання, а з іншого боку підвищують загальний рівень міцності матеріалу за механізмом Орована, діючи в якості перешкод для руху дислокацій та тріщин, що зароджуються.

До неметалевих типових модифікаторів мікроструктури алюмінієвих сплавів можна віднести: TiC (при параметрі решітки $a = 0,4328$ нм), а також TiB₂, AlB₂, збіг з решіткою алюмінію в яких відбувається тільки між напрямками щільної упаковки, між другою щільною упакованою площиною алюмінієвої матриці та другою щільною упакованою площиною частинок модифікаторів. Також є відомості про ефективність застосування в якості модифікаторів для сплавів алюмінію системи легування Al–Si частинок WC – які в литій структурі можуть подрібнювати розмір первинного та евтектичного кремнію [2, 3].

На даний момент існує група добавок, що модифікують, дія яких заснована на взаємодії в сис-

темі Al–Ti–C [4, 5]. У цих модифікаторах частинки TiC використовуються як зародкоутворюючі, основна перевага таких модифікуючих добавок – це можливість їх застосування в сплавах алюмінію, легуючі складові (Zr, Cr, Li та ін.) яких блокують дію модифікаторів на основі B і Ti [6, 7].

Незважаючи на те, що модифікуючу дію частинок TiC доведено практично [8], також існують дані про нестабільність і деградацію частинок карбіду титану з утворенням термічно нестабільного та гігроскопічного карбіду алюмінію Al₄C₃ або карбіду кремнію SiC [9].

Отже, при використанні карбіду титану необхідно вивчити умови його стабільності щодо термічних режимів використання та легуючих компонентів алюмінієвих сплавів. Проблемі взаємодії фаз при взаємодії карбідів з алюмінієвими сплавами присвячено ряд робіт [10–12]. Міжфазна взаємодія в цих системах може відбуватися досить активно та залежить від багатьох факторів: наявності оксидної плівки, швидкості дифузії, температурні режими, чистота міжфазних границь та інші. Прямий термодинамічний розрахунок фазових перетворень дає результати, які не завжди підтверджуються експериментально, але і виключно експериментально досліджувати такі процеси досить важко, тому що повторюваність результатів відносно низька. Це є причиною наявності в науковій літературі суперечливих даних про взаємодію карбідів і боридів у вигляді ультрадисперсних частинок з розплавами на основі алюмінію у твердорідкому контакті. Оскільки ефективність модифікуючої дії неметалічних сполук на алюмінієву матрицю буде прямо пропорційно ефективній площі контакту поверхні цих частинок з розплавами алюмінію – подрібнення їх розміру до нанометрових величин має в тій же мірі збільшувати їх реакційну та кристалоутворюючу здатності. Отже, такі нанорозмірні частинки можуть бурхливо реагувати при наявності термодинамічних умов протікання реакцій і швидкості протікання, щодо «повільних» твердофазних реакцій, може компенсуватися великою площею їх протікання за рахунок розвиненої поверхні. Таким чином, модифікуючий ефект нанорозмірних частинок може нівелюватися за рахунок взаємодії з компонентами розплавів алюмінію навіть за короткий час існування зварювальної ванни рідкого металу.

Для термодинамічної оцінки міжфазної взаємодії наведених нанорозмірних частинок використовували методику, описану в роботі [13], засновану на CALPHAD термодинамічному розрахунку гетерогенних систем і враховує рівноважні процеси в системах на основі термодинамічних даних для подвійних і потрійних систем елементів, що беруть участь в розрахунку. Цей метод дозволяє виконувати оптимізацію даних різних джерел, розраховуючи залежності, які досить добре узгоджуються з експериментальними даними.

Для розрахунків функції енергії Гіббса чистих елементів їх стабільних і нестабільних фаз було взято з баз даних SGTE [14], більшість термодинамічних функцій для подвійних і потрійних сполук взято з бази COST2, дані для потрійних сполук і оптимізації системи Al–C–Ti взято з роботи [15].

Для опису рідких фаз використовували модель розчину заміщення:

$$G_m^{liq} = \sum_i x_i {}^0G_i^{liq} + RT \sum_i x_i \ln(x_i)_m^{liq} + {}^E G_m^{liq},$$

де x_i – молярна частка i -го компонента; ${}^0G_i^{liq}$ – молярна енергія Гіббса чистого компонента та в рідкому стані; R , T – універсальна газова стала та абсолютна температура, відповідно; ${}^E G_m^{liq}$ – молярна надлишкова енергія Гіббса, що визначається як

$${}^E G_m^{liq} = \sum_i \sum_{j>1} x_i x_j L_{i,j}^{liq} + \sum_i \sum_{j>i} \sum_{k>j} x_i x_j x_k L_{i,j,k}^{liq},$$

де $L_{i,j}^{liq}$ та $L_{i,j,k}^{liq}$ – параметри подвійної та потрійної взаємодії, відповідно, які описуються поліномом Редліха–Кістера (Redlich–Kister)

$$L_{i,j}^{liq} = \sum_i (x_i - x_j)^n {}^n L_{i,j}^{liq}.$$

Для визначення термодинамічних параметрів (енергії Гіббса і ентальпії) твердих фаз використовували модель регулярного розчину [16], в якій енергія Гіббса i -ї фази $\Delta G_i = \Delta G_i(T)$, яка складається з трьох компонентів A, B і C, де A – основа твердого розчину, енергія Гіббса якого описується як

$$G_i = \chi A G_A = \chi B G_B + \chi C G_C = \chi A \chi B L_{A,B} = \chi A \chi C L_{A,C} + \chi B \chi C L_{B,C} + \chi A \chi B \chi C L_{A,B,C} + RT(\chi A \ln \chi A + \chi B \ln \chi B + \chi C \ln \chi C),$$

де χ_n , $n = A, B, C$ – молярна концентрація компонента n в твердому розчині в частках одиниці ($\chi A + \chi B + \chi C = 1$), $G_{in} = G_{in}(T)$ – енергія Гіббса n -го компонента розчину (i -ої фази); L_i – параметр парної (A-B, A-C и B-C) і потрійної (ABC) взаємодії атомів у фазі i , які характеризують надлишкову ентропію змішування компонентів по відношенню до «ідеального розчину», в якому $L_i = 0$.

При розрахунку вихідного рівноважного стану в системі використовували в якості вихідних термодинамічні дані для хімічних елементів та TiC, які розглядали як початкові компоненти в системі. Таким чином, для дослідження багатокомпонентних систем алюмінієвий сплав–ультрадисперсна частка встановили наступні граничні умови:

– розглядається замкнута гетерогенна система частинка–розплав;

– частинка – незалежний компонент розрахунку, кількість якої визначається як функція границі розчинності металеві складові в розплаві алюмінію при заданій температурі (кількість вторинних фаз що виникає в результаті взаємодії визначається рівновагою хімічних потенціалів і

обмежена максимальним вмістом частинок, що вступають в реакцію до 5 мас. %);

– кінцевий результат розрахунку – термодинамічна рівновага фаз.

Фазовий розрахунок проводили від 500 °C (температури нижче температури солідус промислових сплавів алюмінію) до температури 900 °C.

В якості присаджувальних матеріалів при зварюванні алюмінію застосовуються алюмінієві сплави, які в своєму складі містять такі легуючі, модифікуючі та домішкові елементи Cu, Mg, Si, Mn, Ti, Fe.

Згідно з виконаним розрахунком, взаємодія карбіду вольфраму з розплавами на основі алюмінію відбувається відповідно до таблиці та фазової діаграми вторинних з'єднань (показано області та кількість вторинних фаз, що утворилися за результатом взаємодії розплаву алюмінію з карбідом вольфраму), рис. 1–3.

Частинки WC досить активно вступають у взаємодію з алюмінієм, при цьому утворюються інтерметаліди Al_4W і карбід алюмінію, область існування якого виходить за температурні рамки розрахунку в сторону високих температур. З'єднання Al_4C_3 – високотемпературне крихке, легко взаємодіє з вологою з утворенням гідроксиду алюмінію $Al(OH)_3$ у вигляді рихлості, очевидно наявність карбіду алюмінію в зварному шві на міжфазних межах вкрай небажано.

Результати розрахунку ймовірної взаємодії частинок карбіду вольфраму з алюмінієвими розплавами в межах температур 500...900 °C показали, що частинки карбіду вольфрама можуть взаємодіяти з алюмінієвим розплавом з утворенням інтерметаліду Al_4W та карбіду алюмінію в кількості до 0,96 %. Вочевидь такий розрахунок не враховує кінетичну складову такої реакції, однак, як ми зазначали вище при контакті нанорозмірних частинок із розвиненою поверхнею відносно повільні процеси можуть значно прискорюватися за рахунок великої контактної площі такого матеріалу. Марганець та залізо практично не впливають на міжфазну взаємодію карбіду вольфраму з розплавами алюмінію, хоча і утворюють інтерметалідні з'єднання з алюмінієм. Утворення інтерметаліду з міддю Al_2Cu незначно активує утворення карбіду алюмінію, вміст в алюмінієвому розплаві міді в кількості 5 % підвищує ймовірність вмісту карбіду алюмінію на 0,03 % від 0,96 до 0,99 %.

Присутність титану в базовому розплаві призводить до утворення карбіду титану TiC, утворення якого більш енергетично вигідно ніж утворення карбіду алюмінію, тобто це конкурентний процес щодо утворення Al_4C_3 , який знижує ймовірність його утворення та, відповідно, знижує кількість в даній системі (рис. 2). З іншого боку, в такій системі швидкість взаємодії WC має зрости, оскільки процес утворення TiC, як було показано вище, більш енергетично вигідний.

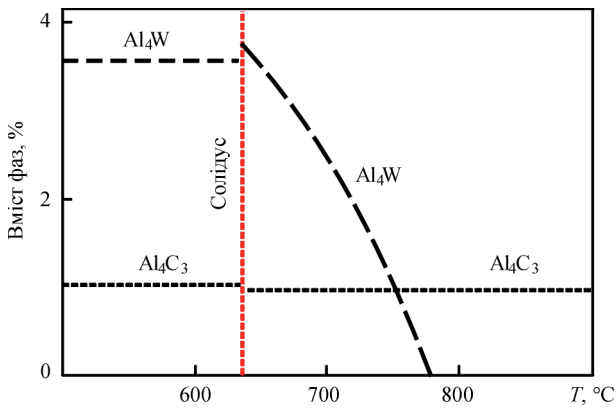


Рис. 1. Розраховане співвідношення фаз (мас. %) в системі Al – 5 % WC

Кремній, як і мідь, в малих кількостях (до 1 мас. %), мало впливає на взаємодію WC з алюмінієм, утворюється силіцид вольфраму WSi_2 , зменшуючи кількість інтерметаліду Al_4W . При підвищенні його кількості до 5 мас. % механізм взаємодії в системі Al–WC–Si повністю змінюється (рис. 3). Місце інтерметаліда Al_4W повністю займає силіцид вольфраму WSi_2 , а замість карбіду алюмінію Al_4C_3 утворюється карбід кремнію SiC . Таким чином, кремній в кількості більше 5 % повністю блокує ймовірність утворення карбіду алюмінію, рівновага фаз зміщується в бік утворення силіциду вольфраму та карбіду кремнію. Обидві ці сполуки дуже стійкі в алюмінієвих розплавах, якщо припустити, що взаємодія частинок карбіду вольфраму з алюмінієвим розплавом ініціалізується розчиненням поверхні контактної зони, то утворення WSi_2 в міжфазній зоні повинно блокувати подальшу контактну взаємодію, так як силіцид на поверхні дисперсних частинок ізолює міжфазну зону від подальшої взаємодії. Наявність легуючого титану надає позитивний вплив на стабільність та утворення вторинних модифікуючих фаз, серед вторинних з'єднань можливе утворення кар-

Розраховані параметри міжфазної взаємодії у системі Al–модифікуюча частинка

Система	(Al)+WC		(Al)+TiC		(Al)+TiB ₂	
	<i>T_{sol}</i> , °C	Вторинні фази	<i>T_{sol}</i> , °C	Вторинні фази	<i>T_{sol}</i> , °C	Вторинні фази
	659	Al_4C_3, Al_4W	659	$Al_4C_3, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	660	-
1 % Si	647	Al_4C_3, WSi_2, Al_4W	651	$TiSi, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	602	-
5 % Si	573	SiC, WSi_2	640	$Al_4C_3, TiSi, TiSi_2, N(Ti_3AlC_2), Al_8SiC_7$	577	-
1 % Mn	657	Al_4C_3, Al_4W, Al_6Mn	653	$Al_4C_3, Al_6Mn, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	659	Al_6Mn
5 % Cu	551	Al_4C_3, Al_4W, Al_2Cu	553	$Al_4C_3, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	554	-
1 % Fe	655	Al_4C_3, Al_4W, Al_3Fe	653	$Al_4C_3, Al_3Fe, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	654	$Al_{13}Fe_4$
1 % Ti	659	Al_4C_3, TiC, Al_4W	659	$Al_4C_3, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	664	Al_3Ti
1 % Mg	643	Al_4C_3, Al_4W	645	$Al_4C_3, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	644	-
5 % Mg	583	Al_4C_3, Al_4W	567	$Al_4C_3, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	659	-
5 % Zn	639	Al_4C_3, Al_4W	640	$Al_4C_3, Al_3Ti, N(Ti_3AlC_2)$	640	-

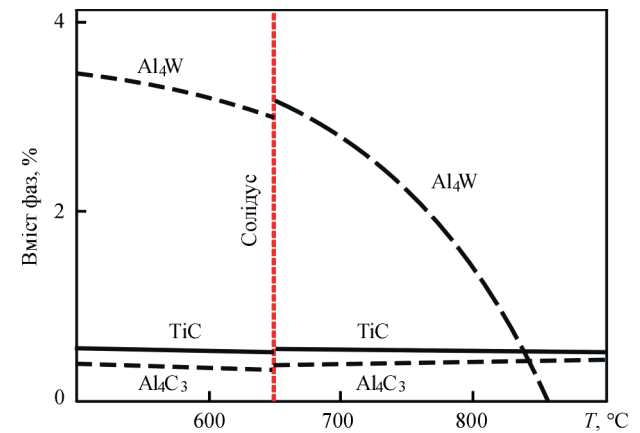


Рис. 2. Розраховане співвідношення фаз (мас. %) в системі 99Al1Ti–5 % WC

біду титану, який може виступати модифікатором твердого розчину алюмінію.

Розрахунок ймовірної взаємодії в системі алюміній–частинки карбіду титану TiC, результати якого відображені в таблиці, показав обмежену термодинамічну нестабільність системи Al–TiC в дослідженому діапазоні температур з утворенням карбіду алюмінію як наслідок розчинення карбіду титану. Очевидно, що максимальна кількість утворення карбіду алюмінію пропорційна максимальній розчинності титану в алюмінії для заданої температури. Тобто, підвищення температури зварювальної ванни номінально може вести до збільшення кількості утвореного карбіду алюмінію, так як підвищення температури підвищує межу розчинності титану в алюмінії. Так як взаємодія TiC і алюмінієвого розплаву відбувається за рахунок розчинення в рідкому алюмінії, очевидно, що, якщо зварювальний сплав буде попередньо легований титаном або бор-титановим модифікатором, така взаємодія буде блокуватися та частинки карбіду титану будуть термодинамічно стабільні.

Як видно з таблиці, в основному досліджені хімічні елементи незначно змінюють взаємодію в да-

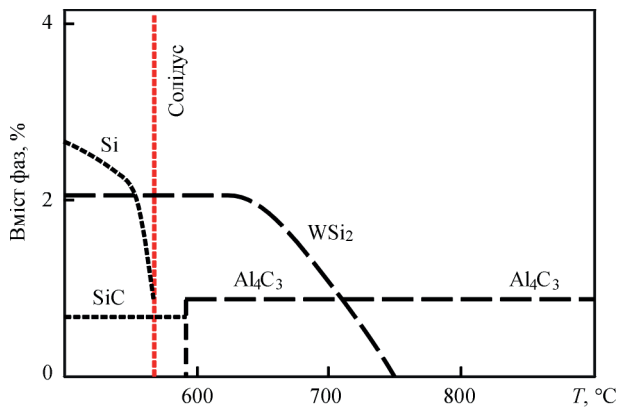


Рис. 3. Розраховане співвідношення фаз (мас. %) в системі 95Al15Si–5 % WC

ній системі, крім кремнію, дія якого сильно підвищує ймовірність взаємодії матричного сплаву з наповнювачем, що, в першу чергу, пов'язано з реакційною активністю кремнію та здатністю утворювати силіциди титану. Присутність кремнію в кількості до 1 % практично не впливає на взаємодію частинок карбіду титану з розплавом алюмінію. При концентрації кремнію в системі менше 1 %, N-фаза зі зниженням зазнає перетворення U-типу з розплавом алюмінію ($L + N \leftrightarrow \epsilon (Al_3Ti) + TiSi$) утворюючи фази, які можуть виступати ефективними модифікаторами твердого розчину алюмінію (рис. 4). Взаємодія кремнію з карбідами титану є термодинамічно вигідною вже при температурах твердофазної взаємодії, де може активно утворюватися силіцид титану $TiSi$ за рахунок взаємодії з кремнієм. З огляду на те, що твердофазні дифузійні процеси протікають на кілька порядків повільніше рідкофазних і зневажливо малу розчинність кремнію в твердому розчині алюмінію, ймовірність такої взаємодії вкрай мала.

При більш високих концентраціях кремнію в системі вище 5 мас. % (рис. 5) N-фаза нижче 1200 °C переходить в хімічно стійкіші силіци-

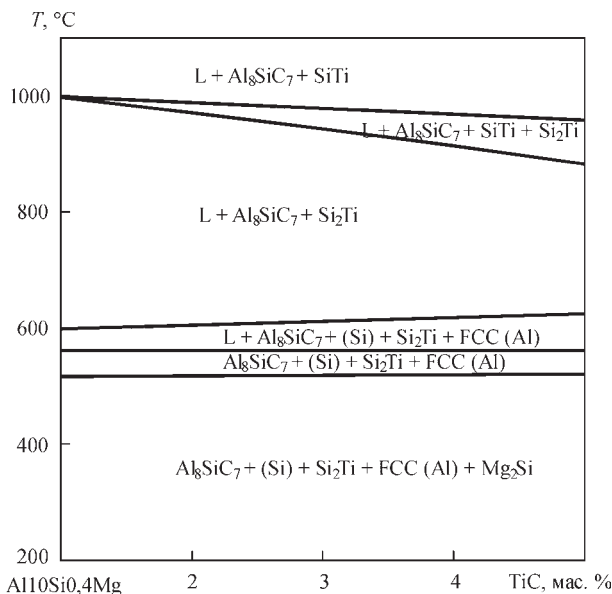


Рис. 5. Розрахована фазова діаграма Al10Si0,4Mg–TiC

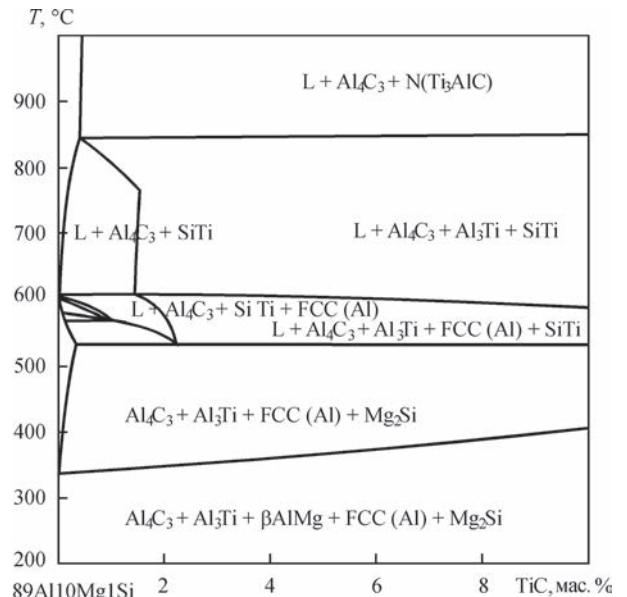


Рис. 4. Розрахована фазова діаграма Al10Mg1Si–TiC

ди титану, які не мають модифікуючого впливу. Хімічна взаємодія алюмінію з вуглецем і відновлення оксиду алюмінію відбувається через оксікарбіди та карбіди. В результаті відновлення утворюються прості (SiC, Al_4C_3) і складні тугоплавкі карбіди ($Al_4SiC_4 = Al_4C_3 \cdot SiC; Al_8SiC_7 = 2Al_4C_3 \cdot SiC$), які разом з оксікарбідами можуть уповільнювати процес подальшої взаємодії частинок TiC . Залежно від концентрації кремнію, рівноважний карбід може з'являтися в різному складі: Al_4C_3 або ж у вигляді Al_2OC – при низькому вмісті кремнію та наявності оксиду алюмінію (з поверхні алюмінію), при більш високому вмісті кремнію вже формується Al_8SiC_7 якщо в системі вміст кремнію вище 30 %, тоді буде термодинамічно вигідним утворення SiC . При 1740 °C шляхом квазібінарного перитектичного перетворення починає формуватися, в результаті взаємодії вихідних частинок TiC з розплавом, високотемпературна потрійна N-фаза (Ti_3AlC_2) [15].

Частинки дибориду титану виявилися найбільш стабільним з'єднанням в даній системі з досліджених (таблиця), він залишається термодинамічно стійким у всьому вивченому інтервалі температур, а наявність типових для зварювальних алюмінієвих сплавів легуючих елементів практично не впливає на систему, і він залишається інертним до розплавів алюмінію при заданих параметрах.

Висновки

Таким чином, шляхом термодинамічного розрахунку проаналізована ймовірність та встановлені параметри контактної взаємодії нанорозмірних частинок (WC, TiC, TiB_2) з розплавами присаджувального матеріалу для зварювання алюмінієвих сплавів. На основі встановлених закономірностей міжфазної взаємодії в розглянутих системах сплав алюмінію–дисперсні частинки, можна сформулювати рекомендації щодо вибору комбінацій матричного сплаву

алюмінію та зміцнюючої модифікуючої добавки у вигляді тугоплавких частинок з урахуванням ймовірної їх взаємодії та модифікуючого ефекту на мікроструктуру металу зварного шва.

Встановлено, що високодисперсні частинки карбиду вольфраму WC є перспективним матеріалом для зміцнення зварювальних алюмінієвих систем Al-Si (типу АК), що містять 5 мас. % Si і більше в своєму складі, які модифікують фазу кремнію в мікроструктурі сплаву.

Присутність кремнію в кількості до 1 мас. % в системі Al-TiC практично не впливає на взаємодію частинок карбиду титану з розплавом алюмінію. Збільшення концентрації вмісту кремнію призводить до утворення силіцидів титану (TiSi, TiSi₂) з рідкої фази, подальше підвищення вмісту кремнію тільки посилює взаємодію в даній системі, яка може нести загрозу взаємодії та деградації нанорозмірних частинок карбиду титану при їх використанні в якості модифікуючої добавки для зварювальних присаджувальних матеріалів, що містять в своєму складі більше 5 % Si. Тому в якості модифікаторів ультрадисперсні частинки карбиду титану прогнозовано будуть дієвіші для сплавів системи Al-Mg (типу АМг), де їх взаємодія з розплавом менш ймовірна, а продукти реакції не знижують модифікуючого ефекту.

Модифікуючу добавку диборида титану в присаджувальні матеріали на основі алюмінієвих сплавів можна вважати термодинамічно стабільною, але при цьому такий, модифікуючий ефект якої незначний щодо інших вивчених в даній роботі добавок.

Ця робота виконана в рамках проекту, що виконується в рамках двостороннього договору про науково-технічне співробітництво між Урядом України та Урядом Китайської Народної Республіки та технічного проекту провінції Гуандун (20180508).

Список літератури/References

1. Задиранов А.Н., Кац А.М. (2008) *Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов*. Москва, РУДН. Zadiranov, A.N., Kats, A.M. (2008) *Theoretical principles of solidification of metals and alloys*. Moscow, RUDN [in Russian].
2. Lekatou A., Karantalis A.E., Evangelou A. et al. (2015) Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ). *J. Materials & Design*, **65**, 1121–1135.
3. Borodianskiy K., M. Zinigrad. (2016) Modification Performance of WC Nanoparticles in Aluminum and an Al-Si Casting Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, **47**, 1302–1308.
4. Banerji A., Reif W. (1986) Development of Al-Ti-C Grain Refiners Containing TiC. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **17A**, 2127–2137.
5. Cibula A. (1949/1950) The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminum Alloys. *J. of the Institute of Metals*, **76**, 321–360.
6. McCartney D.G. (1989) Grain Refining of Aluminum and Its Alloys Using Inoculants. *International Materials Reviews.*, **34(5)**, 247–260.
7. Jones G.P., Pearson J. (1976) Factors affecting the grain refinement of aluminum using titanium and boron additives. *Metallurgical Transactions B*, **7(2)**, 223–234.
8. Peng Yu, Zhi Mei S.C. (2005) *Materials Chemistry and Physics*, **93**, 109–116.
9. Greer A.L., Cooper P.S., Meredith M.W. et al. (2003) Tronche Grain Refinement of Aluminium Alloys by Inoculation. *Advanced Engineering Materials*, **5**, 81–91.
10. In-Hyuck Song, Do Kyung Kim, Yoo-Dong Hahn, Hai-Doo Kim. (2004) *Materials Letters*, **58**, 593–597.
11. Viala J.C., Peillon N., Bosselet F., Bouix J. (1997) *Materials Science and Engineering, A* **229**, 95–113.
12. Bouix J., Berthet M.P., Bosselet F. (2001) *Composites Science and Technology*, **61**, 355–362.
13. Щерецький А.А., Щерецький В.А. (2006) *Процессы литья*, **3**, 18–214. Shcheretsky, A.A., Shcheretsky, V.A. (2006) *Protsessy Litiya*, **3**, 18–214 [in Russian].
14. Dinsdale A.T. (1991) SGTE data for pure elements. *Calphad*, **15**, 317–425.
15. Witusiewicz V.T., Hallstedt B., Bondar A.A. et al. (2015) Thermodynamic description of the Al-C-Ti system. *J. of Alloys and Compounds*, **623**, 480–496.
16. Кауфман, Л., Бернштейн Х. (1972) *Расчет диаграмм состояния с помощью ЭВМ*. Москва, Мир. Kaufman, L., Bernstein Kh. (1972) *Computer calculation of phase diagrams*. Moscow, Mir [in Russian].

CALCULATED EVALUATION OF APPLICATION OF NANO-SIZED PARTICLES IN MODIFYING THE CAST STRUCTURE OF WELD METAL

V.M. Korzhik¹, V.O. Shcheretskii¹, A.A. Chaika¹, Yi Jianglong²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

²Guangdong Institute of Welding (China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding).

363 Chiansin Str., 510650, Guangzhou, Tianhe, China. E-mail: wuby@gwi.gd.cn

The work deals with the features of application of promising nanosized particles of TiC, WC, TiB₂ for modifying the weld microstructure in aluminium alloy welding. Evaluation of their applicability was performed from the viewpoint of thermodynamic stability in the melts of commercial weldable alloys, which contain: Cu, Fe, Zn, Mn, and Ti. It is shown that despite the relative instability, nanosized TiC particles can be used with success as modifiers of aluminium alloys of Al-Mg system. Here, the presence of silicon limits the titanium carbide resistance in the aluminium melt and, therefore, is undesirable, whereas titanium, contrarily, improves the stability of TiC particles. WC particles can be used with success for modifying the structure of alloys of Al-Si system, the presence of silicon increasing their stability in the melt. Particles of titanium diboride TiB₂ are the most stable compound of the studied ones. Its small modifying effect on aluminium alloys is compensated by its stability in aluminium melts at overheating. 16 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: automatic welding of aluminium, nanosized particles, modifying, thermodynamics, filler materials

Надійшла до редакції 06.11.2019