

О. А. Щерецький, д-р техн. наук, провідн. наук. співр.,
e-mail: shch@ptima.ua

Д. С. Каніболоцький, канд. хім. наук, ст. наук. співр.,
e-mail: kanibolotsky@univ.kiev.ua

А. М. Верховлюк, д-р техн. наук, зав. відділом, e-mail: vam@ptima.ua

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ВИКОРИСТАННЯ ВІДХОДІВ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ У ЯКОСТІ НАПОВНЮВАЧА ДЛЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ З АЛЮМІНІЄВОЮ МАТРИЦЕЮ

Досліджено можливість використання відходів твердих сплавів у якості армуючої фази для виготовлення металокомпозитів на основі алюмінієвих сплавів. Методом синхронного термічного аналізу досліджено закономірності міжфазної взаємодії порошків високомодульних карбідів з розплавами на основі алюмінію. Методом лежачої краплі виміряно контактні кути змочування монокристалу карбіду кремнію та твердих сплавів рідкими алюмінієвими сплавами. Вивчено закономірності вакуумного просочування розплавами на основі алюмінію твердих дисперсних частинок та показано, що технологічні параметри просочування практично залежать не від матеріалу частинок, а від їх дисперсності. Збільшення вакууму до 20 кПа призводить до різкого збільшення глибини просочування, а подальше його підвищення практично не впливає на даний процес. Встановлено залежності швидкості просочування від температури форми та розплаву, часу витримки та дисперсності наповнювача. Розроблено спеціальну технологічну діаграму для вибору оптимальних режимів одержання литих заготовок методом просочування. Розроблено технологію одержання литих заготовок із композиційних матеріалів на основі алюмінієвих сплавів з високим вмістом (біля 60 об. %) дисперсних частинок високомодульних карбідів. Розроблено лігатурний метод введення наповнювача в розплави на основі алюмінію для одержання виливок, армованих невеликою кількістю дисперсних частинок твердого сплаву та карбіду кремнію (1–5 %мас.).

Ключові слова: литі металокомпозити, алюмінієві сплави, тверді сплави, високомодульні карбіди.

Исследована возможность использования отходов твердых сплавов в качестве армирующей фазы для изготовления металлокомпозитов на основе алюминиевых сплавов. Методом синхронного термического анализа исследованы закономерности межфазного взаимодействия порошков высокомодульных карбидов с расплавами на основе алюминия. Методом лежащей капли измерены контактные углы смачивания монокристалла карбида кремния и твердых сплавов жидкими сплавами на основе алюминия. Изучены закономерности вакуумного просачивания расплавами на основе алюминия твердых дисперсных частиц и установлено, что технологические параметры просачивания практически зависят не от материала частиц, а от их дисперсности. Увеличение вакуума до 20 кПа приводит к резкому увеличению глубины просачивания, а дальнейшее его увеличение практически не влияет на данный процесс. Установлены зависимости скорости просачивания от температуры формы и расплава, времени выдержки и дисперсности наполнителя. Разработана специальная технологическая диаграмма для выбора оптимальных режимов получения литых заготовок методом просачивания. Разработана технология получения заготовок из композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов с высоким содержанием (около 60 об. %) дисперсных частиц высокомодульных карбидов. Разработан лигатурный метод введения в расплавы на основе алюминия дисперсных частиц твердого сплава и карбида кремния (1–5 %мас.).

Ключевые слова: литые металлокомпозиты, алюминиевые сплавы, твердые сплавы, высокомодульные карбиды.

A possibility of cemented carbide wastes usage as a reinforcement filler for the aluminum alloy-based composites manufacture has been investigated. The regularities of the interphase interaction

of high-modulus carbides powders with aluminum-based melts have been studied by synchronous thermal analysis technique. The wettability of silicon carbide single crystal and cemented carbides by liquid aluminum-based alloys have been measured using the sessile drop method. The regularities of vacuum infiltration of dispersed particles by aluminum-based melts have been studied. It is established that the infiltration process variables practically do not depend on the type of the particles material, but are effected by their dispersion. Increasing the vacuum to 20 kPa leads to a sharp increase in the infiltration depth, and its further increasing practically does not affect this process. The infiltration rate dependence on the temperatures of the mold and the melt, the soaking time and the dispersion of the filler has been established. A special technological diagram has been designed for optimal operating modes choice for the cast billets production using the infiltration method. A technique have been elaborated for aluminum alloys-based composite materials cast billets production with a high content (about 60 vol%) of high-modulus carbide disperse particles. An alloying method have been devised for cemented carbide and silicon carbide dispersed particles introduction into the aluminum-based melts (1–5 wt. %).

Keywords: cast metal composites, aluminum alloys, cemented carbides, high-modulus carbides

Вступ

Новітня техніка потребує більш сучасних конструкційних та триботехнічних матеріалів, оскільки зростають навантаження, швидкості, температурні режими експлуатації тощо. На перший план виходять питання зменшення металоємності та енерговитрат на тертя, підвищення довговічності та надійності конструкцій. У зв'язку із цим великого значення набувають роботи по створенню принципово нових матеріалів із гетерофазною структурою, в тому числі й металокомпозитів, в яких штучно поєднані високопластична металева матриця та тугоплавкі високоміцні та високомодульні наповнювачі. При такому поєднанні фаз забезпечується значне підвищення властивостей матеріалів та розширюється температурний інтервал їх використання.

Для інструментів та зносостійких виробів використовуються порошкові тверді сплави на основі карбідів вольфраму (марки ВК, ВН), карбідів титану (марки ТК, ТН), карбідів танталу (марки ТТК, ТТН). Ці матеріали складаються з тугоплавких високодисперсних (≈ 1 мкм) карбідів та металевого в'язучого кобальту або нікелю. Велика кількість відходів твердих сплавів (сотні тон) наявна в промисловості. Такі відходи досить дешеві (менше 1 дол. США за 1 кг), невелика їх кількість переробляється з метою вилучення низькосортного карбиду вольфраму, а значна частина не використовується. Тверді сплави спікають у середовищі водню при температурі 1500 °С, що забезпечує очистку поверхні частинок від неметалевих включень та сорбованих газів, тому, фактично, вони являють собою очищені та металізовані нікелем чи кобальтом спресовані високодисперсні частинки карбідів.

Методика

Для дослідження міжфазної взаємодії дисперсних частинок високомодульних карбідів з розплавами на основі алюмінію застосували синхронний термічний аналіз (СТА). СТА являє собою комбінацію двох або більше методів дослідження, що реалізуються одночасно на одному зразку. Найбільш його поширеним варіантом є поєднання термогравіметрії (ТГ) з диференціально-термічним аналізом (ДТА) або диференціальною скануючою калориметрією (ДСК). У нашому випадку використовувався СТА у конфігурації ТГ + ДСК. Дослідження методом синхронного термічного аналізу проводили за допомогою приладу STA 449F1 фірми NETZSCH. Він дозволяє виконувати досліди при температурі до 1500 °С в інертній, окислювальній або відновній атмосфері. Атмосфера може бути як статичною, так і динамічною. Точність вимірювання температур складає $\pm 1,5$ °С. Прилад забезпечено автоматичною системою вакуумування і вбудованим контролером газового потоку на два продувальних і один захисний газ. Експерименти проводили в автоматичному режимі, всі поточні його параметри фіксувались і зберігаються в цифровому вигляді. Обробку отриманих експериментальних даних проводили за допомогою спеціального програмного забезпечення «Proteus analysis». Термоваги дозволяють під час протікання експерименту визначати поточну масу зразка з точністю $1 \cdot 10^{-7}$ г, при цьому макси-

мальна допустима маса зразка становить 5 г. Чутливість реєстрації сигналу ДСК становить < 1 мкВт. Діапазон вимірювання ентальпії складає від 1 до 30000 Дж/г, а теплоємності, відповідно, від 10 до 5000 Дж/г·К. При цьому забезпечується точність визначення ентальпії і теплоємності на рівні $\pm 3\%$. Для СТА готували суміш порошків алюмінієвого сплаву та карбідів. Після того їх перемішували та пресували в пігулки приблизно однакового розміру та ваги. Синхронний термічний аналіз проводили в тиглях з оксиду алюмінію, в режимі «зразок з корекцією» в динамічному середовищі аргону (20 мл/хв) та повітря (70 мл/хв). Швидкість нагрівання та охолодження складала 20 К/хв.

Для дослідження кутів змочування високомодульних карбідів розплавами на основі алюмінію використовувалась методика, яка описана в роботі [1]. Досліджено змочування монокристалу карбиду кремнію та твердих сплавів ВК6, ВК8, ТН20, Т15К6 розплавами алюмінію марки А99 та ливарних сплавів марок АК12, АМ5, Д16. Зразки, одержані в результаті дослідів по змочуванню, досліджували рентгенофазовим та локальним рентгеноспектральним аналізами.

Тиск початку просочування алюмінієвого розплаву через дисперсні частинки, що практично відповідає тиску розриву оксидної плівки, визначали експериментально за допомогою установки, схема якої показана на рис. 1, а. Тиск початку проникнення в капілярні проміжки наповнювача визначали по замиканню електричних контактів, розташованих в 1–1,5 мм від границі розплав – дисперсні частинки. Експерименти проводилися в ізотермічному режимі, тиск у вакуум-камері поступово знижували, трохи відкриваючи кран, що сполучає її з вакуум-ресивером. У момент початку просочування замикалися контакти та загорялася лампочка.

Композиційні матеріали, армовані тугоплавкими карбідами, в залежності від вмісту останніх одержували двома методами: примусового просочування та лігатурним. Методом примусового просочування одержували композити з вмістом армуючої фази до 80 %мас.

Для розробки оптимальних технологічних режимів примусового просочування при вакуумуванні форми була виготовлена спеціальна дослідна установка (рис. 1, б). Установка складається з графітового циліндричного блоку 1, у якому виконаний отвір для установки кварцової трубки 2 і який розміщено у нагрівальному пристрої 3. Внутрішній діаметр кварцової трубки – 20 мм, висота – 150 мм. Установка закріплена на монтажній платформі 4. Контроль температури проводиться термодіапазом 5, і її покази фіксуються самописним приладом 6. Армуючі елементи 7 завантажують у кварцову трубку через ливникову чашу. Для запобігання висипання наповнювача із трубки та підключення форми до вакуумної системи 11 внизу кварцової трубки встановлено пористу керамічну пробку 8, що втримується за допомогою фіксатора 9. Контроль тиску здійснюється за допомогою манометра 10. Для стабілізації процесу заповнення форми температуру й рівень металу в ливниковій чаші 12 підтримують постійними, а просочення починається після підняття стопора 13. При такій схемі дотримувалися постійними умови просочення від досліду до досліду.

Технологія виготовлення композиційних матеріалів складалася з наступних операцій: а – встановлення кварцової трубки (кварцового контейнера) з пористою пробкою в графітовий блок і приєднання її до вакуумної системи; б – завантаження армуючих елементів у кварцовий контейнер; в – вмикання нагріву і підігрівання форми до заданої температури; г – встановлення стопору у ливникову чашу; ґ – вакуумування форми до заданого тиску; д – заливання розплаву у ливникову чашу; е – піднімання стопору та просочування наповнювача розплавом; є – розбирання форми й витягання зразку.

В якості наповнювачів досліджено дисперсні порошки SiC та ВК6 з дисперсністю частинок від 50 до 1500 мкм.

Для одержання виливків із розроблених композиційних матеріалів з високим вмістом наповнювача методом примусового просочування було реалізовано два варіанта подачі рідкого металу: з нижньою (рис. 1, в) та верхньою (рис. 1, г) ливни-

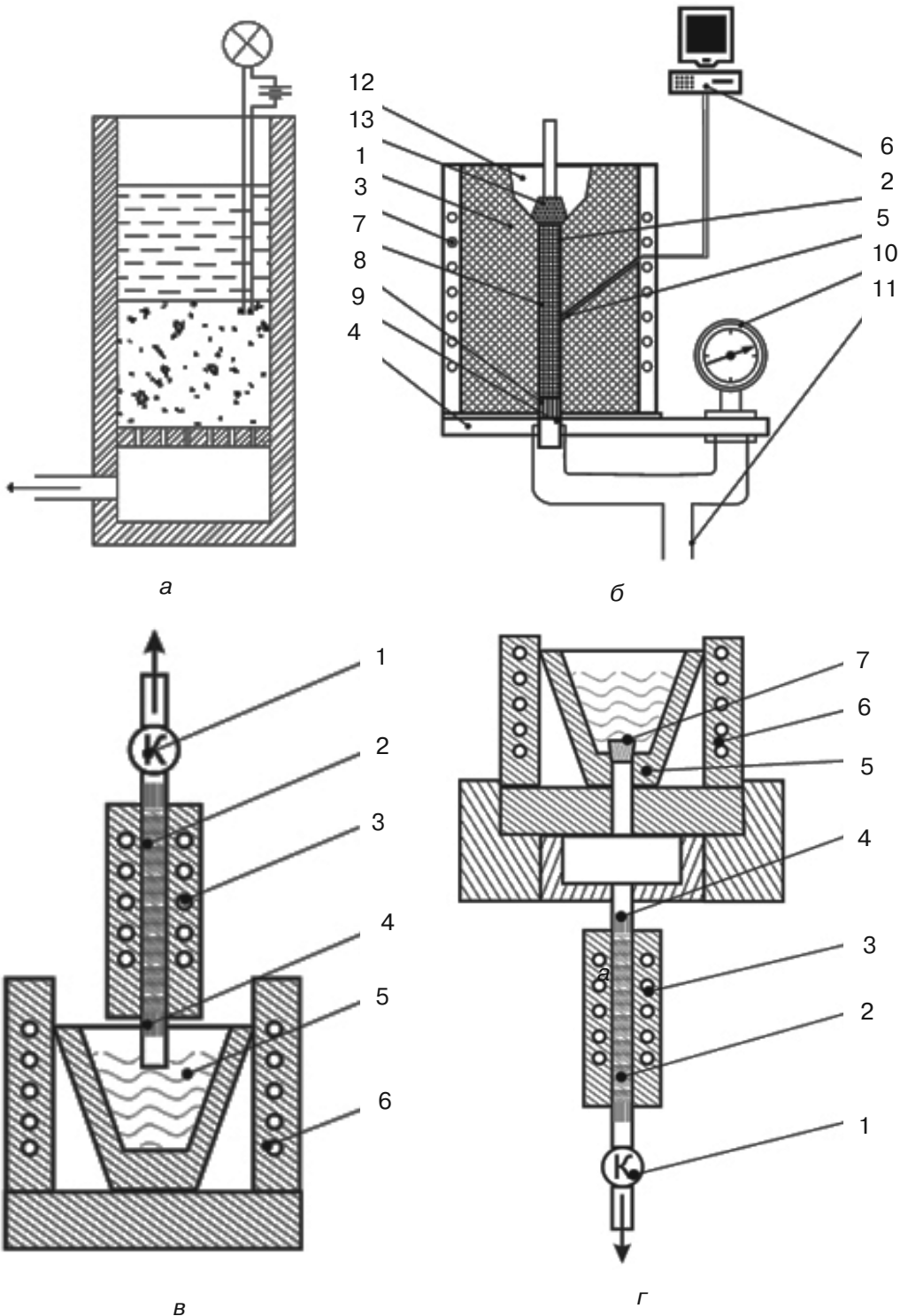


Рис. 1. Схеми установок для просочування твердих дисперсних частинок металічним розплавом: а – установка для дослідження тиску початку просочування металевого розплаву через дисперсні частинки; б – установка для дослідження процесів заповнення форми при одержанні композиційних матеріалів методом примусового просочування, номери окремих вузлів розшифровані у тексті; в, г – установки для одержання литих заготовок методом просочування з нижньою та верхньою ливниковими системами, відповідно: 1 – вакуумний кран; 2 – дисперсні частинки; 3 – піч опору; 4 – пориста керамічна вставка; 5 – розплав; 6 – плавильна піч; 7 – графітова заглушка (стопор)

ковими системами. За допомогою цих технологічних схем було отримано армовані виливки діаметром до 30 мм і висотою від 30 до 150 мм при дисперсності наповнювача 0,2–0,6 мм.

Лігатурним методом одержували композиційні матеріали з 0,5–5 %мас. дисперсних частинок. Спочатку методом просочування готується лігатура, що містить велику кількість необхідних частинок. Потім ця лігатура вводиться в розплав на основі алюмінію в умовах звичайної плавки.

Корозійні характеристики композиційних матеріалів на основі алюмінію досліджували за відомою методикою згідно ГОСТ 9.017-74 із врахуванням особливостей будови композитів [2]. Корозійні характеристики визначали шляхом довготривалої витримки в 1%-ному розчині соляної кислоти в стаціонарних умовах при кімнатній температурі. Розмір зразків вибирали з досить великою поверхнею (діаметром не менше 20 мм) з метою виявлення пітингової корозії. В процесі витримки їх в агресивному середовищі проводили періодичне зважування для визначення ваги та розрахунку швидкості загальної корозії. Об'єм розчину відносно об'єму зразків витримували у співвідношенні 10 до 1.

Результати і обговорення

Результати дослідження методом СТА взаємодії порошоків твердих сплавів з розплавами на основі алюмінію узагальнено в табл. 1. Взаємодія алюмінію та сплаву ВК8 в аргоні починається при 775 °С, а сплав марки Т15К6 більш стійкий, і тому він починає взаємодіяти з алюмінієм при 832 °С. Активне окислення порошку алюмінію на повітрі починається вище температури 950 °С. Взаємодія порошку твердого сплаву ВК8 з алюмінієм на повітрі починається після плавлення алюмінію та інтенсивність цієї взаємодії різко зростає при температурі вище 900 °С. Порошок ВК6 більш стійкий до алюмінієвого розплаву, тому його взаємодія починається при температурі 745 °С. Карбід кремнію, на відміну від твердих сплавів, практично не взаємодіє з розплавом алюмінію до температури 970 °С. Тверді сплави, які в своєму складі окрім карбіду вольфраму містять карбід титану (Т15К5, Т30К4), більш стійкі в алюмінієвому розплаві, ніж порошки ВК. Наприклад, порошок Т15К6 починає взаємодіяти з розплавленим алюмінієм при температурі 777, а Т30К4 – 747 °С. Найбільш стійким до алюмінієвого розплаву виявився сплав ТН20, його взаємодія починається при температурі 840 °С. Таким чином, всі досліджені порошки карбідів за їх стійкістю до розплаву алюмінію можливо розмістити в наступний ряд: SiC, ТН20, Т15К6, Т30К4, ВК6, ВК8.

Таблиця 1

Результати калориметричного дослідження взаємодії порошоків твердих сплавів з рідким алюмінієм та сплавом АК12

Твердий сплав	Склад твердого сплаву, %мас.	Алюмінієвий сплав	Середовище	Температура початку взаємодії, °С
ВК8	92 % WC, 8 % Co	Al 99,95 %	повітря	660
ВК8	92 % WC, 8 % Co	АК12	повітря	711,3
ВК6	94 % WC, 6 % Co	Al 99,95 %	повітря	744,9
Т30К4	66 % WC, 30 % TiC, 4 % Co	Al 99,95 %	повітря	746,9
ВК8	92 % WC, 8 % Co	Al 99,95 %	Ar	774,6
Т15К6	79 % WC, 15 % TiC, 6 % Co	Al 99,95 %	повітря	777,4
Т15К6	79 % WC, 15 % TiC, 6 % Co	Al 99,95 %	Ar	832,4
ТН20	79 % TiC, 15 % Ni, 6 % Mo, 0,05–0,1 % Nb	Al 99,95 %	повітря	840,4
ТН20	79 % TiC, 15 % Ni, 6 % Mo, 0,05–0,1 % Nb	АК12	повітря	860,6
–	–	Al 99,95 %	повітря	959,9
SiC	SiC	Al 99,95 %	повітря	974

Дослідження взаємодії порошоків твердих сплавів з розплавом силуміну АК12 показали, що інтенсивність взаємодії в цих системах значно нижча, ніж у випадку чистого алюмінію. Так, взаємодія в системах: ВК8 – розплав АК12 розпочинається при температурі 711; ТН20 – розплав АК12 – 860 °С.

Температурні залежності контактних кутів змочування в системі розплав на основі алюмінію – монокристал карбиду кремнію наведено на рис. 2. У зв'язку з тим, що на поверхні рідкого алюмінію завжди присутня оксидна плівка, симетричну краплю на карбіді кремнію вдалось отримати лише при температурі, вищій за 800 °С. З ростом температури до 1400 °С спостерігається лінійне зменшення кутів змочування. Кути змочування та температура розтікання зменшуються в ряду: АК12, А99, Д16. Інтенсивної взаємодії не спостерігається, підкладки не розтріскуються. На міжфазній границі карбід кремнію – сплав на основі алюмінію не було виявлено утворення нових фаз.

Як показали наші дослідження, при температурі розриву алюмінієвої оксидної плівки (800–850 °С) спостерігалось різке розтікання розплавів А99, АК12, АМ5, Д16 по пластинам твердих сплавів ВК6, ВК8, ТН20 та Т15К6. Це вказує на хороше змочування алюмінієвими розплавами.

Для початку просочування алюмінієвого розплаву через дисперсні частинки спочатку необхідно розірвати оксидну плівку. Тиск розриву плівки прямо пропорційний її товщині і межі міцності на розрив, а надрив плівки під навантаженням відбувається на локальній ділянці [3]. Після надриву подальше руйнування оксидної плівки відбувається з мінімальними енергетичними затратами. Встановлено, що тиск початку просочування не залежить від природи та фракції наповнювача, а суттєво залежить від наявності оксидної плівки на поверхні розплаву. Тиск початку просочування розплаву через дисперсні частинки для сплавів АК7 та АК12 складає 20, а для АМг5К – 15 кПа, що може бути пов'язано з меншим поверхневим натягом розплаву, а відповідно, і міцністю оксидної плівки при легуванні магнієм.

Залежності глибини проникнення алюмінієвих розплавів в армуючу фазу від температур наповнювача та розплаву, тиску у вакуумованій формі та дисперсності армуючих частинок показано на рис. 3, а–в. Встановлено, що режими просочування не залежать від матеріалу порошоків, а тільки від їх дисперсності. Представлені залежності свідчать про те, що глибина проникнення розплаву помітно збільшується при нагріванні форми з армуючими елементами до температури плавлення матричного сплаву. При нагріванні форми до температури 500–600 °С і використанні рідкого алюмінію глибина проникнення розплаву досягає 90–100 мм, тобто забезпечується практично повне просочення форми з армуючими елементами. При цьому необхідно постійно підтримувати тиск на рівні 20 кПа. Що стосується дисперсних частинок розміром менше 100 мкм, то показано, що вони набагато гірше просочуються алюмінієвим розплавом, ніж більш крупні частинки.

Якщо температура форми буде відповідати температурі ліквідус матричного сплаву, а тиск у формі підтримувати постійним, наприклад 20 кПа, то можливо встановити залежність часу просочування від температури розплаву. Така залежність для сплаву АК12 наведена на рис. 4. Видно, що при збільшенні температури розплаву

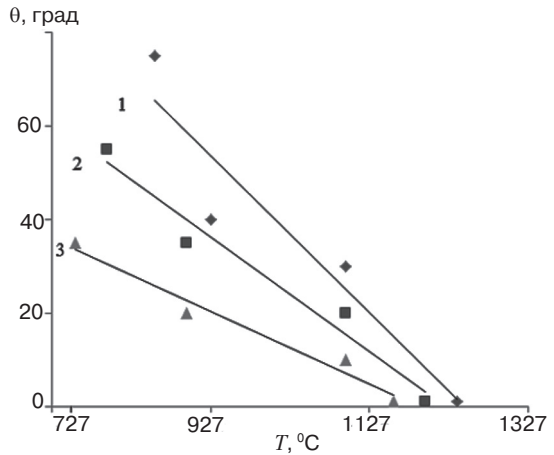


Рис. 2. Температурні залежності контактного кута змочування (θ) підкладки з монокристалу карбиду кремнію розплавами на основі алюмінію: 1 – АК12; 2 – А99; 3 – Д16

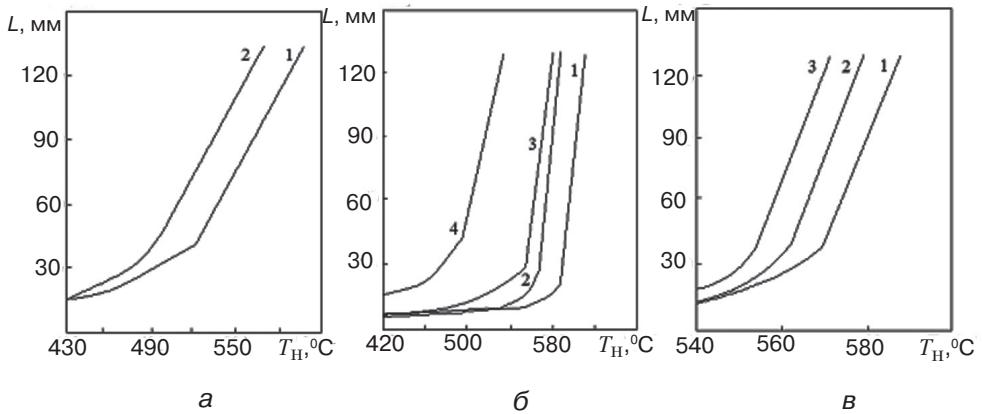


Рис. 3. Залежності глибини проникнення розплаву АК12 від температури наповнювача SiC: а – дисперсність наповнювача 0,2–0,3 мм, температура розплаву 750 °С, тиск $P = 40$ (1) та 80 кПа (2); б – тиск $P = 40$ кПа, температура розплаву 700 °С, дисперсність наповнювача 0,2–0,315 (1), 0,315–0,63 (2), 0,63–1 (3), 1–1,5 мм (4); в – дисперсність наповнювача 0,315–0,63 мм, тиск $P = 40$ кПа, температура розплаву 700 (1), 750 (2), 800 °С (3)

вище відповідної величини, в нашому випадку це 750 °С, час просочування перестає залежати від температури.

Металографічні дослідження показали, що при часі просочування менше 10 секунд, в структурі матеріалу спостерігається значна кількість пор та пустот, що вказує на турбулентний режим просочування. Тому для одержання максимальних фізико-механічних характеристик композиційного матеріалу необхідно дотримуватися ламінарного режиму просочування розплаву через дисперсний наповнювач, що можливо забезпечити правильним вибором технологічних режимів просочування. З іншого боку, необхідно враховувати можливість хімічної взаємодії матричного

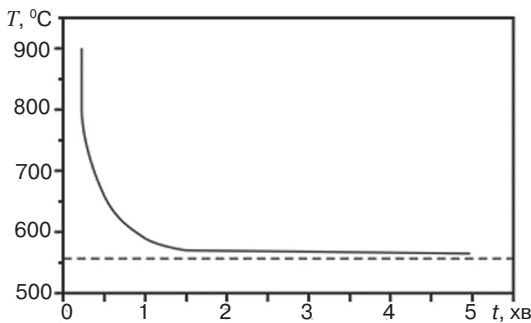


Рис. 4. Залежність часу просочування від температури розплаву АК12 ($T_H = 556$ °С; $P = 20$ кПа; армуюча фаза – SiC, дисперсність – 150–200 мкм, довжина просочування – 120 мм)

сплаву з армуючими елементами та утворення на міжфазних границях небажаних сполук, які також знижують характеристики матеріалу. В зв'язку з цим, для вибору оптимальних режимів просочування розплавів на основі алюмінію через армуючі частинки карбіду кремнію було розроблено спеціальну технологічну діаграму (рис. 5). Вона враховує як експериментальні дослідження процесів просочування і взаємодії, так і результати термодинамічних розрахунків. Діаграма включає: зону 1, де згідно експериментальних даних просочування відсутнє; зону 2, де

відбувається просочування в турбулентному режимі, тому воно нерівномірне; зону 3, що відповідає оптимальним режимам просочування; зону взаємодії 4. Температура $T_{вз}$ на діаграмі відповідає початку інтенсивної взаємодії в системі, ці температури для промислових ливарних сплавів можна встановити експериментально методом ДСК.

На основі проведених досліджень було розроблено технологічні режими одержання литих заготовок з композиційного матеріалу на основі алюмінієвих сплавів з високим вмістом (біля 60 об. %) дисперсних частинок твердого сплаву та карбіду кремнію. Для сплаву АК12 та карбіду кремнію такі режими наведені в табл. 2. Мікροструктура композиційного матеріалу на основі силуміну АК12, одержаного методом вакуумного просочування з 60 об. % дисперсних частинок ВК8, показана на рис. 6, а.

На рис. 7 наведено результати корозійних випробувань сплаву АЛ25, лігатур на його основі з 80 %мас. ВК8 і композиційних матеріалів сплаву АЛ25, армованого дискретними частинками ВК8 у кількості 1,0; 3,0; 5,0 %мас. Лігатури було виготовлено способом примусового просочування порошку твердого сплаву ВК8 при різних температурах, а композиційний матеріал отримували з використанням лігатури, яку одержано просочуванням при температурі 750 °С.

На відміну від сплаву основи (АЛ25), лігатури кородують зі збільшенням ваги зразка, що пов'язано з наявністю в складі лігатури невеликої кількості карбіду алюмінію, який взаємодіє з соляною кислотою за наступною реакцією:



Видно, що в результаті корозії з однієї молекули карбіду алюмінію утворюється чотири молекули хлориду алюмінію, що і призводить до збільшення ваги зразку.

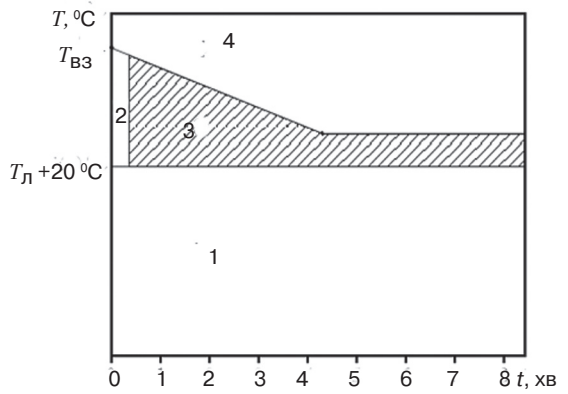


Рис. 5. Діаграма вибору оптимальних режимів просочування твердих дисперсних частинок металічним розплавом: 1 – просочування відсутнє; 2 – зона недосконалого (турбулентного) просочування; 3 – зона оптимальних режимів просочування; 4 – зона взаємодії

Таблиця 2

Технологічні режими одержання литих заготовок композиційного матеріалу системи сплав АК12 – SiC, тиск у формі – 20–30 кПа

Технологічний параметр	Дисперсність армуючої фази, мкм		
	100–200	200–300	300–400
Температура нагрівання форми, °С	550–600	500–550	450–500
Температура заливки розплаву, °С	700–720	680–700	650–750

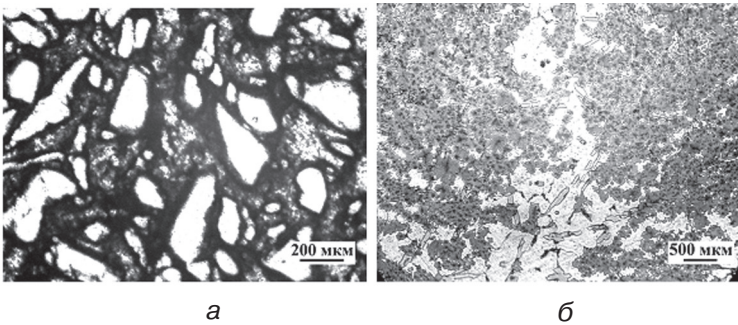


Рис. 6. Мікроструктура композиту на основі алюмінієвого сплаву АК12 з 60 об. % дисперсних частинок ВК8: а – одержаний методом вакуумного просочування; б – одержаний розчиненням частинок твердого сплаву в розплаві при температурі 1200 °С і часі витримки 30 хв

Новые литые материалы

Аналіз результатів (рис. 7) показує, що зі збільшенням температури одержання лігатури різко знижується її корозійна стійкість за рахунок збільшення вмісту карбіду алюмінію. Необхідно відмітити, що всі досліджені зразки композитів цієї серії кородують зі зменшенням ваги, як і чистий сплав АЛ25, що вказує на практичну відсутність карбіду алюмінію в структурі композиційного матеріалу.

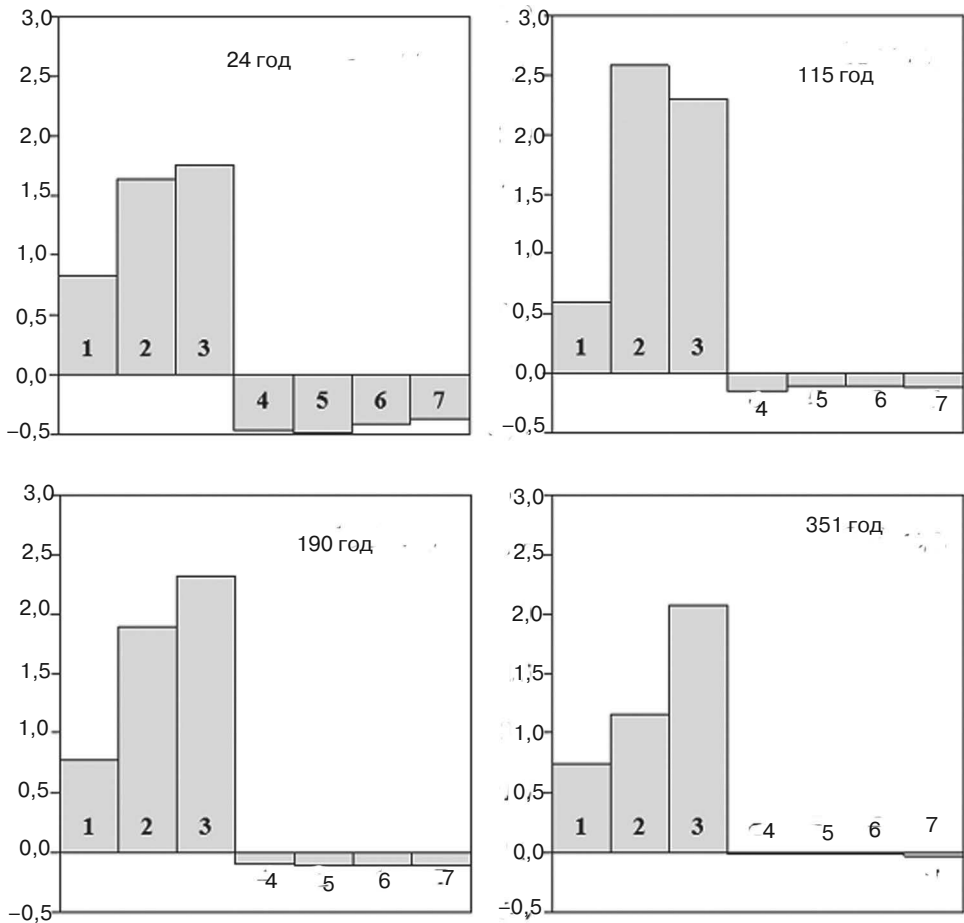
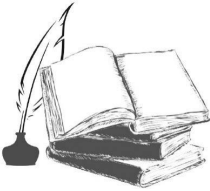


Рис. 7. Швидкість корозії сплаву АЛ25, лігатур і композитів на його основі в 1,0 %-ному розчині НСІ в залежності від часу витримки: 1, 2, 3 – лігатури на основі АЛ25 з 80 % ВК8, які одержано при температурах 750, 800 та 900 °С, відповідно; 4 – сплав АЛ25; 5, 6, 7 – композит на основі АЛ25 з 1,0; 3,0 та 5,0 % ВК8, відповідно

Оскільки тверді сплави добре змочуються розплавами на основі алюмінію за високих температур та мають питому вагу значно більшу, ніж алюмінієві сплави, вони досить легко вводяться та більш-менш рівномірно розподіляються в рідких сплавах на основі алюмінію. При витримці введених частинок твердого сплаву в розплаві відбувається розчинення нікелю чи кобальту, а частинки розпадаються на більш дисперсні. Таким чином, термочасовою обробкою розплаву композиційних матеріалів можливо управляти процесом розпаду шматочків твердого сплаву та досягати необхідного розміру армуючих частинок, які будуть повністю змочені розплавом та не міститимуть на своїй поверхні сорбованих газів і неметалевих включень. На рис. 6, б показано структуру композиційного матеріалу на основі сплаву АК12, зміцненого 60 % дисперсних частинок ВК8, який одержано розчиненням твердого сплаву в розплаві силуміну при температурі 1200 °С і часі витримки 30 хв. Із порівняння рис. 6, а та б видно, що витримка в рідкому сплаві на основі алюмінію призводить до розпаду відносно великих шматочків твердого сплаву на дрібнодисперсні частинки.

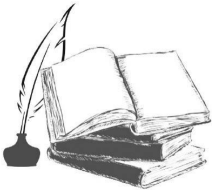
Висновки

- Встановлено залежності швидкості просочування твердих дисперсних частинок від температури форми та розплаву, часу витримки та дисперсності наповнювача.
- Розроблено технологічні параметри просочування рідким розплавом на основі алюмінію дисперсних частинок і показано, що вони практично залежать не від матеріалу частинок, а від їх дисперсності. Максимальне просочування спостерігається при розрідженні у формі до 20 КПа і подальше збільшення вакууму практично не впливає на даний процес.
- Розроблено спеціальну технологічну діаграму для вибору оптимальних режимів одержання литих заготовок методом просочування розплавів на основі алюмінію через армуючі частинки високомодульних карбідів.
- Розроблено технологію одержання литих заготовок з композиційних матеріалів на основі алюмінієвих сплавів з високим вмістом (біля 60 об. %) дисперсних частинок високомодульних карбідів.
- Розроблено лігатурний метод введення наповнювача в розплави на основі алюмінію. Це дозволило одержати виливки, армовані невеликою кількістю дисперсних частинок карбідів (від 1,0 до 5,0 %мас.).



Список литературы

1. Verkhovliuk A. M. Interaction of Ag, Pb, In and their Alloys with Single Crystals of Niobium and Iron / A. M. Verkhovliuk, O. A. Shcheretsky // Процессы литья. – 2015. – № 5. – С. 56–61.
2. Эванс Ю. Р. Коррозия и окисление металлов / Ю. Р. Эванс. – М. : Машгиз, 1962. – 856 с.
3. Галимов Н. К., Леонтьев А. А., Якупов Н. М. Экспериментально-теоретический метод исследования прочности полимерных пленок / Н. К. Галимов, А. А. Леонтьев, Н. М. Якупов // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2000 – Т. 6. – № 2. – С. 238–243.



References

1. Verkhovliuk, A. M., Shcheretsky, O. A. (2015) Interaction of Ag, Pb, In and their Alloys with Single Crystals of Niobium and Iron. Protsessy Litya, no. 65, pp. 56–61. [in English].
2. Evans, U. R. (1960) The corrosion and oxidantion of metals: scientific principles and practical applications. New York: St. Martin's Press, XI+1094 p. [in English].
3. Galimov, N. K., Leontyev, A. A., Yakupov, N. M. (2000) Eksperimentально-teoreticheskiy metod issledovaniya prochnosti polimernykh plenok [Experimental-theoretical method for polymeric films strength investigation]. Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii, vol. 6, no. 2, pp. 238–243. [in Russian].

Поступила 18.04.2018