

Аналіз основних напрямків отримання порошкових алюмоматричних композиційних матеріалів

Ю. О. Шишкіна

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН
України, Київ, e-mail: juliunona@gmail.com

Отримання алюмоматричних композиційних матеріалів є актуальною та досить цікавою задачею сучасної металургійної промисловості. За останні роки досягнуто значні успіхи в конструюванні такого роду матеріалів для різних галузей застосування, в тому числі для електротехнічної промисловості. Однак специфіка будови таких композитів значною мірою обмежує можливість використання для їх отримання традиційних методів плавильного переділу. Тож, у даній роботі стисло розглянуто методи одержання композитів на основі алюмінію, їх властивості, а також характер взаємодії Al з C, Be, B, W, Al₂O₃, SiO₂, SiC, B₄C, TiC. Показано, що серед згаданих методів виробництва найбільш перспективними і економічно вигідними є методи порошкової металургії.

Ключові слова: композиційний матеріал, методи отримання, структура, фізико-механічні властивості.

Вступ

Розвиток машинобудування обумовив необхідність створення принципово нових конструкційних і функціональних матеріалів, що відзначаються достатнім рівнем механічної міцності за високих навантажень, підвищеною зносостійкістю, термостійкістю та низькою густиною. В даний час для створення ряду деталей і вузлів в машино- та суднобудуванні, авіаційної і ракетно-космічної техніки, в тому числі великого спектра виробів електротехнічного призначення, знаходять все більш широке застосування високоміцні легкі композиційні матеріали (КМ), зокрема багатокомпонентні гетеромодульні порошкові алюмоматричні, композити (АМКМ), що поєднують в собі компоненти із високим модулем Юнга та елементи із суттєво меншими значеннями модуля пружності [1, 2]. Комбінуючи об'ємний вміст компонентів, можна отримувати композиційні матеріали з необхідними основними фізико-механічними та функціональними властивостями.

Незважаючи на технологічну різноманітність у вирішенні проблем створення АМКМ з різними армуючими фазами, внаслідок дефіцитності волокон, їх високої вартості і складної технології виготовлення більш доступними є КМ на основі алюмінію, що зміцнені різними керамічними частинками [1], тому в цій роботі розглянемо їх більш детально. Застосування алюмінію та його сплавів як матриці також обумовлено можливістю регулювати властивості матричного матеріалу термічною обробкою, піддавати його практично всім видам обробки тиском, отримувати КМ на основі алюмінію як ливарними методами, так і методами порошкової металургії [3].

Особливості взаємодії алюмінію з різними керамічними частинками

Як зміцнюючі добавки для АМКМ використовують частинки оксидів (Al_2O_3 , SiO_2 , TiO_2), карбідів (SiC , B_4C , TiC , Al_4C_3), нітридів (BN , AlN), бориду (TiB_2), інтерметаліду (TiAl_3) та інших тугоплавких з'єднань, що мають малу щільність і високий модуль пружності.

Порошок алюмінію покриває тонка оксидна плівка, що виконує роль зміцнюючої фази. З подрібненням порошку алюмінію в кульовому млині в присутності стеаринової кислоти відбувається його зміцнення дисперсними частинками власного оксиду. Така технологія отримання матеріалу називається механічним легуванням. Частинки Al_2O_3 практично не розчиняються в алюмінії, через що межа легування не пов'язана з межею розчинності другої фази. Дисперсні частинки Al_2O_3 є результатом подрібнення тонкої оксидної плівки, а не розпаду пересиченого твердого розчину. Найкраще поєднання міцності і пластичності досягалося з вмістом Al_2O_3 від 4 до 14% (мас.)^{*}. Спечений алюмінієвий порошок (САП) був першим продуктом такого процесу. У промисловому масштабі знайшли застосування три основні марки КМ на основі алюмінію: САП-1, САП-2, САП-3, що відрізняються між собою за концентрацією оксидів. Сплави типу САП зберігають високі характеристики за температури до 500 °С завдяки оксиду алюмінію, який характеризується високою температурою плавлення (2050 °С), низькою дифузійною рухливістю, високою твердістю та не розчиняється в матриці [4—8].

В роботах [9—11] вивчали фазоутворення у системі Al—TiO_2 . Оксид титану активно реагує з алюмінієм з утворенням TiAl_3 , який завдяки своїм властивостям (висока температура плавлення, низька щільність, високі модулі пружності, зростаюча межа текучості з підвищенням температури, стійкість до окиснення, високе відношення міцності/щільності, жароміцності) є дуже перспективною зміцнюючою фазою для отримання АМКМ. Оксид титану також виступає як дешеве джерело титану. Взаємодія між Al та TiO_2 починається за температури, близької до температури плавлення алюмінію 588—600 °С [11]. Крім інтерметаліду титану, у цій системі за температури вище 1000 °С або з витримкою розплаву за температур, близьких до 1000 °С, утворюється оксид алюмінію або фаза $\alpha\text{-Ti}(\text{Al},\text{O})$. В процесі отримання таких матеріалів рідкофазними методами зазвичай до системи додають магній (не більше одного відсотка) для покращення змочування частинок оксиду титану алюмінієм та для утримання їх у розплаві. Крім того, магній допомагає частково уникнути утворення непроникненого шару з оксиду алюмінію на поверхні розплаву алюмінію, реагуючи з Al_2O_3 з утворенням MgO (0,02% Mg) та MgAl_2O_4 (>0,06% Mg) [12—14].

Ще однією з розповсюджених зміцнюючих фаз для АМКМ є борид титану, який, на відміну від, наприклад, оксиду титану або карбїду кремнію, є більш термічно стабільним і під час отримання композиційних матеріалів на основі алюмінію практично не формує з ним побічних крихких продуктів реакції. З вмістом у композиті лише 15% TiB_2 , твердість якого становить 25 ГПа, а температура плавлення 3225 °С, спостерігаються зростання межі міцності на 57%, межі плинності на 66%,

^{*} Тут і далі вміст розчинів та сплавів наведено в % (мас.).

модуля Юнга на 22% та збільшення опору тертю і зношуванню [15, 28]. У табл. 1 наведено механічні характеристики композитів Al—TiB₂, отриманих методами порошкової металургії [15]. Внаслідок кристалографічної сумісності з алюмінієвою матрицею діборид титану виконує роль зародків кристалізації. Також у TiB₂ досить великий коефіцієнт термічного розширення, який зростає з підвищенням температури.

Це компенсує різницю між внутрішніми напруженнями, що виникають на границі між матрицею і зміцнюючою фазою, та дозволяє уникнути термічного розтріскування.

В процесі отримання композитів *in-situ* методом встановлено, що в системі Al—TiB₂ додатково може формуватися алюмінід титану Al₃Ti після термічної обробки вище температури плавлення алюмінію та TiB₂. Наявність останньої фази пояснюють окисненням частинок дібориду титану [16—18].

Ефективне зміцнення алюмінієвої матриці забезпечують включення карбиду алюмінію Al₄C₃ в сплавах системи Al—C. Це ще один вид КМ, який отримують переважно механічним легуванням та такими методами порошкової металургії, як гаряче пресування, спікання чи екструзія. Оптимальне поєднання властивостей досягається за масової частки вуглецю у АМКМ 3—5%. Композиційні матеріали Al—Al₄C₃ мають підвищені демпфуючі властивості. Їх активно використовують як матеріали триботехнічного призначення завдяки графіту, що виступає у ролі твердої змазки. Наявність Al₄C₃ зменшує коефіцієнт термічного розширення і теплопровідність, підвищує питомий електроопір і теплоємність [19—23].

Але попри всі переваги карбиду алюмінію, в процесі отримання АМКМ з такими карбідами, як TiC, B₄C та SiC, формування Al₄C₃ є небажаним ефектом, оскільки призводить до зниження механічних властивостей та додаткового окрихчування кінцевого продукту. У роботі [24] розглядають взаємодію алюмінію з карбідами бору, кремнію та титану.

Карбід бору належить до групи легких керамічних матеріалів, плавиться за температури 2450 °С, має високі механічні властивості і хімічну стійкість [25]. Незважаючи на всі переваги, B₄C має низьку тріщиностійкість, що є суттєвим недоліком. Але карбід бору є одним з найбільш використовуваних матеріалів для створення композиційних матеріалів на основі алюмінію [26, 27].

Карбід бору реагує з Al за будь-якої температури, що нижче або дорівнює 1000 °С. Але доки алюміній перебуває в твердому стані, реакція йде дуже повільно. Швидкість реакції між B₄C і Al значно зростає вже на початкових етапах плавлення Al. Так, після термічної обробки АМКМ з карбідом бору у діапазоні температур 600—700 °С утворюється переважно AlB₂, за 700—900 °С — суміш фаз AlB₂ та Al₄BC або Al₃BC,

Т а б л и ц я 1. Механічні властивості композитів Al—TiB₂ залежно від концентрації зміцнюючої фази [11]

Вміст TiB ₂ , % (мас.)	σ _B , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %
Al—5	123,5	96,4	9,2
Al—10	152,7	129,1	6,3
Al—15	160,3	136,0	4,6

Таблиця 2. Твердість чистого Al і АМКМ залежно від вмісту В₄С та температури спікання [26]

Вміст В ₄ С, % (мас.)	HV		
	600 °С	625 °С	640 °С
Al	38	37	26
5	41	40	46
7,5	44	43	53
10	49	52	57
12,5	56	61	66
15	61	68	72
15,5	65	77	75
20	74	82	82

(табл. 2), але за температури спікання вище 625 °С і вмісті В₄С 15,5% спостерігається деяке погіршення міцностних характеристик.

Останнім часом особливий інтерес викликає карбід титану завдяки своїм унікальним властивостям: високим твердості (30 ГПа) та модулю пластичності, низькій щільності, високій температурі плавлення (3257 °С). Крім того, TiC має кристалічну ґратку ГЦК, що співпадає з ґраткою α-Al та відрізняється від неї лише на 6,93% (TiC: $a = 0,43596$ нм; Al: $a = 0,40413$ нм) [32, 33]. Згідно з принципом структурної і розмірної відповідності, з охолодженням розплаву частинки карбиду титану виконують роль центрів рекристалізації та формують бар'єри на шляху зростаючих кристалів алюмінію, гальмуючи їх ріст під час охолодження виливок. Тож частинки титану мають сильну модифікуючу дію та підвищують міцнісні властивості АМКМ [34—36].

Так само, як і система Al—В₄С, система Al—TiC є реакційною. Під час отримання композита частинки карбиду титану можуть деградувати з утворенням таких проміжних фаз, як Al₄C₃, Al₃Ti, AlTi, AlTi₃, а з підвищенням температури до 1000 °С — ще й з формуванням так званих потрійних карбідів титану Ti₃AlC, Ti₂AlC, Ti₂AlC₂ [24, 37—40].

Широке промислове застосування отримали й алюмоматричні композити з карбідом кремнію. На відміну від АМКМ з карбідом титану та карбідом бору, SiC не реагує з матеріалом матриці до температури її плавлення. Згідно з роботами [24, 41—43], за температур вище 660 °С в системі Al—SiC відбувається інтенсивна взаємодія між алюмінієм та частинками зміцнюючої фази з утворенням Al₄C₃ та вивільненням кремнію. За температур, що перевищують 1300 °С, формується Al₄SiC₄. Для запобігання утворенню небажаних проміжних фаз у композитах цієї групи на частинки SiC наносять шар міді або нікелю чи використовують сплави алюмінію з високим вмістом кремнію. Алюмоматричні композиційні матеріали, зміцнені карбідом кремнію, відрізняються високими значеннями модуля Юнга та міцностними показниками, доброю зносостійкістю, але ці композити мають низькі ударну в'язкість та пластичність [44, 45].

за 900—980 °С формується тільки Al₄BC та з підвищенням температури від 1000 до 1050 °С — AlB₂C₄ та Al₄C₃ [28—31].

Для отримання композитів використовують порошки Al і В₄С в стані поставки, без будь-якого очищення чи модифікування. Кількість зміцнюючих добавок в матеріалах системи Al—В₄С становить 5—20%. Збільшення вмісту В₄С і температури спікання приводить до зростання щільності композиційного матеріалу, але викликає зниження ударної в'язкості. Завдяки ефекту дисперсійного твердіння відбувається значне підвищення твердості

У роботах [46-49] вивчали КМ з нітридом алюмінію, який характеризується низькими щільністю ($3,026 \text{ г/см}^3$) та коефіцієнтом термічного розширення ($4,5 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ в температурному інтервалі 293—673 К), високою теплопровідністю (110—170 Вт (м·К)), стійкістю до теплового удару та здатністю до поглинання енергії під впливом значних напруг і швидкостей деформації [50]. Показано, що застосування AlN дозволяє підвищити модуль пружності, міцність і твердість алюмінієвої матриці майже у два рази, а також збільшити зносостійкість та жароміцність до того самого рівня, що й при використанні Al_2O_3 або SiC. Але AlN краще змочується розплавом алюмінію у порівнянні з Al_2O_3 та не взаємодіє з матеріалом матриці, на відміну від карбіду кремнію. Проте нітрид алюмінію не набув широкого застосування як зміцнююча добавка через свою високу вартість.

Таким чином, композиційні матеріали на основі алюмінію характеризуються комплексом властивостей, відмінних від таких традиційних матеріалів, що відкриває широкі можливості для їх використання у найрізноманітніших галузях. Але, прогнозуючи великі перспективи у промисловості для АМКМ, автори відзначають, що найбільшою проблемою залишається питання низької змочуваності деяких зміцнюючих частинок і труднощі їх рівномірного розподілу у матеріалі матриці. Тож, попри вирішення проблеми сумісності компонентів, розробка економічних та ефективних технологій отримання алюмоматричних композиційних матеріалів також є актуальним завданням.

Ливарні технології отримання АМКМ

Для виробництва фасонних виробів або литих заготовок з композиційних матеріалів використовують ливарні технології, які є ефективними та характеризуються простотою процесів. Але основною перепоною для широкого застосування литих дискретно армованих композиційних матеріалів є відсутність ефективних технологій введення дисперсних зміцнюючих частинок в металеву матрицю, що призводить до їх коагуляції, і, як наслідок, до великої кількості дефектів і низького рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей самого композита. До того ж більшість керамічних зміцнюючих фаз не змочуються розплавом алюмінію до температури $900 \text{ }^\circ\text{C}$, особливо коли на поверхні рідкого металу є оксидна плівка [51]. Частково ці проблеми вдається вирішувати завдяки постійному перемішуванню розплаву з армуючими керамічними частинками. Для цього використовують як зовсім прості прилади, так і досить специфічні технології. Наприклад, для отримання АМКА системи Al—C матричний розплав перемішують графітовим стрижнем, який одночасно виступає джерелом вуглецю [52]. Відомо, що внаслідок впливу ультразвукової кавітації на гетерогенну систему розплав—шихта покращуються рівномірність її розподілення і змочування керамічних частинок рідким матричним матеріалом [53]. Однак застосування такого способу пов'язано з вирішенням достатньо складних технологічних завдань, таких як ретельний вибір матеріалу випромінювача ультразвуку, стійкого в металевому розплаві, та високі витрати енергії. Один з методів пропонує вдування частинок газовими чи плазмовими потоками. Одночасно з введенням частинок у розплав відбувається його перемі-

шування, що сприяє більш рівномірному розподілу зміцнюючої фази. Але температура шихти, яка знаходиться у плазмовому потоці, значно підвищується, що може призводити до оплавлення останньої і, таким чином, підсилювати хімічну взаємодію частинок з розплавом [54, 55].

У вортекс-процесі перемішування частинок у матричному розплаві відбувається за допомогою імпелеру. Основні недоліки цього методу зумовлені труднощами реалізації інтенсивного перемішування великого об'єму розплаву в умовах реального виробництва, необхідністю прийняття заходів для захисту розплаву від окиснення і високою швидкістю зносу імпелеру. У зв'язку з цим у виробничих умовах доцільно використовувати лише електроміксери малої швидкості з обертами імпелеру до 100—120 об/хв [56].

Для отримання АМКМ методом *comprocasting*, що є різновидом *stir casting*, дисперсні частинки додають у розплав, який починає кристалізуватися. Тверді частинки, що сформувалися у напівкристалізованому матричному розплаві, перешкоджають ліквідації та формуванню конгломератів зміцнюючої фази [57]. Для покращення рівномірного розподілу армуючих наповнювачів вже на базі *comprocasting* створено метод *melt conditioned high pressure die casting* (MC-HPDC), або лиття під тиском, котрим можна отримувати тонкостінні (1—3 мкм) деталі складної конфігурації, форма та розміри яких максимально наближені до готового виробу і загалом не потребують додаткової механічної обробки, що є важливою перевагою. Процес складається з декількох основних етапів. Алюміній розплавляють у графітовому тиглі. Розплав за температури 700 °С в атмосфері аргону продовж двох годин витримують у печі для гомогенізації, тоді відбувається замішування попередньо нагрітих до 400 °С частинок SiC і повторний розігрів до заданої температури плавлення; повторюється короткочасне перемішування і розплав подається в спеціальний пристрій, оснащений гвинтовими шнеками. Твердорідка композиція проходить через шнеки, що обертаються і створюють великі зсувні деформації, сприяючи рівномірному розподілу армуючої фази та її додатковому подрібненню. Після проходження через шнеки композиційний матеріал потрапляє в холодну камеру пресування для лиття під тиском. В результаті в структурі литого матеріалу частинки карбїду кремнію досить рівномірно розподілені в алюмінієвій матриці [58].

Відцентроване лиття алюмінієвих композиційних матеріалів дозволяє успішно використовувати відмінності у щільності керамічних частинок і матричного матеріалу. Під дією відцентрованих сил важчі частинки з розплаву алюмінію осідають на зовнішню поверхню виливки, утворюючи зміцнений шар. З середини виливка повністю вільна від частинок. Контролюючи швидкість обертання, температуру розплаву та його кристалізацію, можна керувати розподіленням зміцнюючої фази [59]. Такий спосіб дозволяє одержувати литі шаруваті вироби та вироби з градієнтною структурою з невеликою об'ємною часткою наповнювача (до 13%) та хорошими ливарними властивостями [60—62].

У роботі [62] досліджували структуру та порівнювали механічні властивості композитів Al—TiC, Al—TiB₂, що отримані з використанням флюсів. Карбїди титану та бору попередньо нагрівали до температур 750—800 °С, змішували з флюсами KAlF₄ і K₃AlF₆, потім додавали до алюмінієвого розплаву. Наявність флюсів у розплаві сприяє розчиненню

оксидної плівки на його поверхні. Автори відмічають, що краві кути змочування для TiB_2 і TiC за температури $700\text{ }^\circ\text{C}$ становлять відповідно 150 і 118° . Коли у алюмінієвому розплаві є флюси, значення кравих кутів зменшується для TiB_2 до 67° за $800\text{ }^\circ\text{C}$ і для TiC — до 10° за $990\text{ }^\circ\text{C}$. Увесь процес введення шихти з розплавом займає не більше 15 хв і не потребує інтенсивного перемішування розплаву, на відміну від методів отримання АМКМ без використання флюсів. Самі флюси потім видалялися з поверхні розплаву ковшем. Значення меж міцності та пластичності для композитів з 10% (мас.) TiB_2 та TiC становили 51 , 63 і 80 , 105 МПа відповідно. Розподілення частинок TiC у алюмінієвій матриці характеризується більшою однорідністю завдяки їх кращій змочуваності, ніж в композиційних матеріалах системи $Al-TiB_2$.

Автори роботи [63] використовували флюси системи $K-Al-Ti-F$ для отримання АМКМ з B_4C . На поверхні частинок карбиду бору після їх введення у розплав формується стабільний реакційний шар на основі титану, джерелом якого є флюс. Цей титановий шар виступає як захисне покриття, що дозволяє уникнути розчинення частинок B_4C у алюмінії.

Крім того, відомий патент [64], в якому пропонується використовувати суміші реакційно-активних порошоків ($Ti-C$, $Ti-B$, $Al-Ti$, $Al-Ti-C$ або $B-Mg$, $B-Al$, $Zr-Si-Al$, $Cr-C-Al$, $Ti-Al-Cu$, $Ti-C-Si$, $Mo-Fe-Si$, $Ti-Co-C$) у певних стехіометричних співвідношеннях, необхідних для утворення карбідів, боридів та інтерметалідів за термічної обробки, для виготовлення лігатур, що потім подрібнюють або як спеки додають до матричного матеріалу. Так, автори роботи [65] запроваджують отримувати карбід титану через лігатури системи $Al-Ti-C$, де вміст алюмінію повинен бути не менше 45% (мас.) для забезпечення утворення TiC певного розміру та рівномірного розподілення за об'ємом. Суміш порошоків, спресованих за низьким тиском для отримання брикетів (таблеток) пористістю близько $60-70\%$ від теоретичної, активують у атмосфері аргону за температури вище температури плавлення Al . Після екзотермічної реакції утворення TiC температури брикетів підвищуються до $2000\text{ }^\circ\text{C}$. Готову лігатуру у вигляді пористих брикетів додають у розплав Al , нагрітий до $750\text{ }^\circ\text{C}$. Після зразки піддають екструзії для більш рівномірного розподілу зміцнюючої фази в матриці.

У мікроструктурі отриманих таким чином АМКМ виявили тільки Al_3Ti , а інші побічні фази, такі як Al_4C , відсутні. Це свідчить про те, що увесь вуглець суміші повністю пішов на утворення TiC . Авторами відмічається зростання меж текучості та міцності на 25 і 17% відповідно в порівнянні з матричним матеріалом з вмістом у композиті 10% лігатури.

Незважаючи на деякі недоліки виробництва АМКМ з механічним замішуванням частинок у розплаві, ці методи завдяки їх економічності та відносній простоті досить поширені та дозволяють отримувати композити з хорошими механічними властивостями. Але пошуки нових методик, які б дозволили уникнути ряд труднощів технологічного характеру, таких як сильне газонасичення розплаву в процесі активного перемішування, привели до розвитку напрямку отримання МКМ синтезом зміцнюючої фази безпосередньо в матриці основного матеріалу. До них відносять продування алюмінію аміаком з утворенням нітридів, дуже близький до СВС метод синтезу армуючих матеріалів (САМ-процес), синтез в матриці

дисперсних частинок в результаті взаємодії розплаву з сіллю та ін. Розглянемо їх детальніше.

САМ-процес — синтез армуючих матеріалів у рідкій металічній матриці за екзотермічною реакцією між компонентами (порошками металів, нітридів, оксидів та ін.) за 700—800 °С, що ініціюється загальним чи локальним розігрівом розплаву до 1100—1300 °С [65, 66]. Для ініціювання реакції використовують екзотермічні суміші або електричну дугу. Цей процес реалізує одну з найважливіших переваг методу — можливість отримання композитів в одну стадію.

Автори роботи [66] одержували АМКМ продуванням аміаку через розплав Al—Si в інтервалі температур 1000—1200 °С. Дослідження показали, що фаза AlN рівномірно розподілена у матриці, частинки мають сферичну форму та розмір 5 мкм. Нітрид алюмінію термодинамічно стабільний у розплаві Al у широкому інтервалі температур.

Автори роботи [67] розглядали синтез дисперсних частинок у матриці в результаті взаємодії розплаву з солями. Так, вони синтезували TiB₂, перемішуючи у вихровій воронці розплави металу та солей K₂TiF₆, KBF₄ за температури 750—800 °С впродовж 120 хв. Розмір частинок TiB₂ складав 2—5 мкм, вони мали дуже чисту поверхню і добрий адгезійний зв'язок із матрицею. Так само отримували й карбід титану [68]. Дисперсні частинки карбідної фази в розплаві металу формуються в результаті взаємодії титану, що міститься у розплаві алюмінію, з вуглецем, джерелом якого є солі KCl—NaCl (евтектичного складу) з добавками MgCl₂ і CaCl₂ за температури 700—800 °С. Розплав інтенсивно перемішується для посилення реакції та рівномірного розподілу у матриці дисперсних частинок TiC (0,3 мкм), що утворюється. Недоліком цього способу є хімічна агресивність розплавів солей, що може призвести до пошкодження тиглю.

У роботі [69] описують процес отримання композита Al—TiC з використанням реакції між розплавом алюмінію та попередньо виготовленою сумішшю порошоків Ti та C. Особливо звертається увага на температуру реакції, яка значно впливає на кінцеву мікроструктуру продукту. Коли температура досягає 900 °С, разом з частинками Al₃Ti голчастої форми у зразках присутні частинки TiC. Підвищення температури реакції до 1050 °С дає можливість отримувати лише карбід титану, фаза Al₃Ti не утворюється.

Слід відмітити роботу [70], у якій особливо підкреслюється, що введення порошку алюмінію в вихідну шихту призводить до утворення теплової енергії. В результаті проходить спочатку реакція між Al і Ti, що далі ініціює реакцію між Ti і C. Докладно описується механізм утворення частинок карбиду титану. Відбувається плавлення алюмінію, розплав огортає частинки титану, завдяки чому у граничних зонах формується Al₃Ti та розчин Ti—C—Al, що є першим етапом зародження частинок TiC. За температури 1340 °С настає плавлення частинок Al₃Ti, починається другий етап формування TiC завдяки підвищеній концентрації титану у цих зонах. Відзначається, що зменшення розміру частинок вихідних порошоків титану і алюмінію підвищує рівномірність проходження реакції. Розмір частинок карбиду титану становить 2 мкм. Автори підкреслюють, що в структурі спостерігаються залишки алюмінідів титану, а це може негативно позначитися на експлуатаційних характеристиках композита.

У роботі [71] продовжено ці дослідження. Встановлено, що з підвищенням вмісту масової частки порошку алюмінію з 10 до 40% температура горіння знижується і значно зменшується розмір частинок карбиду титану, відбувається зміна їх форми з блочної на октаедричну. Це можна пояснити тим, що алюміній полегшує процес розчинення частинок вуглецю і титану у розплаві, наявність розплаву навколо частинок TiC запобігає їх подальшому зростанню та коагуляції. Авторами отримано сплав, що містить наступні фази: TiC (розмір частинок близько 1 мкм), Al₃Ti (наявність якої є доказом двухстадійності процесу утворення карбиду титану) і α-Al.

Отже, *in-situ* методи дозволяють значно скоротити технологічний процес отримання АМКМ традиційними ливарними способами. Тугоплавкі сполуки, які утворилися безпосередньо в матричному розплаві, термодинамічно стійкі, а границя матриця—змінююча фаза вільна від оксидів, що забезпечує хороший зв'язок між ними. Однак відмічається, що доволі важко контролювати структурно-фазовий склад таких алюмоматричних композитів, через те не завжди можливо забезпечити необхідні властивості виробу.

Набагато більшими функціональними можливостями, а також доступністю і простотою виконання відрізняються методи порошкової металургії, які й зараз продовжують активно розвиватися.

Методи порошкової металургії в технології отримання АМКМ

Інтенсивний розвиток порошкової металургії обумовлений виникненням нових технологій, що дозволяють отримувати вироби з унікальними властивостями, виготовити які іншими методами неможливо [72—74]. Технологічний процес виробництва складається з наступних основних етапів: отримання порошку металу або суміші порошків різних матеріалів, формування заготовок, спікання, додаткової і кінцевої обробки (гаряча механічна обробка, екструзія, термічна і хіміко-термічна обробки, доводка, калібрування). На практиці нерідко зустрічаються відхилення від основних технологічних схем, суміщення деяких етапів у один. Операцію спікання поєднують з гарячим пресуванням за $(0,5—0,8)T_{пл}$, що дозволяє отримати практично безпористі заготовки і запобігти небажаній взаємодії зміцнюючої фази з матрицею [75].

Механічне змішування та спільне розмелювання порошків — методи, що найчастіше використовують для підготовки шихти. Залежно від виду порошків змішування може тривати як декілька хвилин, так і декілька годин. Розмел та змішування відбуваються у спеціально розроблених для цього кульових, планетарних, вібраційних млинах, атриторах та ін. Спільний розмел різних порошків може супроводжуватися хімічними реакціями, оскільки у процесі частинки порошку отримують досить великий запас внутрішньої енергії через накопичення значної кількості дислокацій на поверхні у результаті деформування. Наприклад, порошок алюмінію активно взаємодіє з графітом під час розмелювання з утворенням карбиду алюмінію Al₄C₃, частинки якого виконують роль дисперсної зміцнюючої фази. Цей процес продовжується і з подальшим спіканням заготовок [6].

Останнім часом все частіше для приготування вихідної шихти для отримання порошкових алюмінієвих сплавів та АМКМ використовують

метод механічного легування, що дозволяє створити особливу структуру матеріалу, активізувати процеси спікання, досягнути високої гомогенності суміші. Механічне легування веде до подрібнення і пластичної деформації частинок суміші, прискорюється масоперенесення і здійснюється перемішування компонентів суміші в деяких випадках до атомарного рівня, активується хімічна взаємодія твердих реагентів. Високі енергії, діючи на матеріал, що подрібнюється, призводять до його інтенсивної взаємодії із середовищем диспергування, через що процес ведеться в інертних газах або у вакуумі [76].

Автори роботи [77] вивчали ефект механічного легування на рівномірність змішування частинок SiC (7 мкм) з порошком алюмінієвого сплаву АД33 (105 мкм). Співвідношення розмельних тіл і порошку складало 15 : 1. Атритор охолоджували для запобігання зварювання частинок між собою. Розмел проводили в атмосфері аргону, щоб уникнути окиснення порошкової суміші через наявність на поверхні частинок залишкових реакційно-активних газів. Дослідження структури суміші порошку після розмелу показали, що сферичні частинки алюмінію набули пластинчастої форми, більшість частинок карбиду кремнію через 5 год розмелу подрібнилися до 5 нм і проникли у алюміній. Автори відмічають, що відносно рівномірне розподілення карбиду кремнію спостерігається в процесі механічного легування протягом 5 год, що приводить до підвищення мікротвердості отриманого композитного порошку від 75 до 96 HV.

Серед недоліків такого способу отримання шихти слід зазначити присутність у порошку домішок заліза близько 1% та зниження здатності до формування через ефект поверхневого наклепу, для усунення якого авторами пропонується проводити відпал порошку у водні за температурою 300—500 °С.

Головним завданням компактування є утворення металевого контакту між частинками, що ускладнюється наявністю на їх поверхні частинок оксидної плівки [78]. Крім того, у зв'язку з високою адгезійною активністю алюмінію в процесі пресування сумішей на його основі відбувається налипання металу на стінки прес-форм. Схоплювання алюмінію зі стінками прес-форм призводить до підвищення зусилля випресовування, утворення задирів, заклинення інструменту і швидкого його зносу. Щоб запобігти цьому, в шихту вводять амідовоск, суспензію порошку стеараміду воску та ін. Однак після введення завеликої кількості мастила щільність сирих брикетів і особливо міцність спечених матеріалів знижуються. Крім того, високий вміст мастила викликає швидке забруднення пічного обладнання. Тому мастило нерідко наносять лише на стінки прес-форми [79, 80].

Спікання є традиційним методом отримання композитів у порошковій металургії, метою якого є утворення металевого контакту між частинками. Одним з важливих чинників, що визначає якість виробів, виготовлених з порошків, є стан поверхні частинок перед компактуванням [81]. Отриманню сплавів та композитів з високими експлуатаційними властивостями перешкоджає оксидна плівка. На етапі пластичної деформації під час формування завдяки руйнуванню плівки оксиду утворюються локальні контактні ділянки, але після спікання практично не спостерігається подальший ріст контактів під впливом дифузійних

процесів. Це відбувається тільки в пресовках із слабоокиснених порошків [82, 83]. Введення в порошок алюмінію різних добавок активує процес його спікання. Основними вимогами, що пред'являють до легуючих добавок, є їх здатність утворювати рідку фазу завдяки контактному плавленню.

Так, за температури вище температури плавлення евтектики брикети з нікелем помітно ущільнюються: поруватість спресованих зразків складала 12—15%, а після спікання зменшилася до 3—5%, у той час як поруватість брикетів з чистого алюмінію без добавок після спікання не змінюється. Аналіз діаграм стану показав, що ущільнення заготовок в процесі спікання в присутності рідкої фази активує тільки метали, які добре розчиняють алюміній у рідкому стані і чия розчинність у алюмінії в твердому стані не перевищує декількох відсотків. До таких металів відносять срібло, мідь, нікель та кремній. Але якщо атоми метала-добавки дифундують із розплаву в об'єм алюмінієвої частинки, утворюючи твердий розчин на його основі, збільшення маси та об'єму кожної частинки внаслідок уніполярної дифузії супроводжується ростом усього брикету. Оскільки від кількості рідкої фази, яку може поглинути тверда фаза, залежить ступінь збільшення об'єму частинок у пресовці завдяки дифузії з розплаву, максимальна кількість легуючого елемента, що забезпечує знаходження твердого алюмінію у рівновазі із розплавом, має вирішальне значення у прогнозуванні схильності брикетів до росту в процесі рідкофазного спікання. Усі легуючі елементи, що активують ущільнення алюмінію, утворюють з ним евтектики, концентрація алюмінію у яких в декілька разів перевищує концентрацію другого елемента. Якщо після спікання в результаті дифузії з розплаву утворюється не твердий розчин, а інтерметаліди, вплив односторонньої дифузії залишається таким самим, як і з утворенням твердого розчину.

Таким чином, аналіз утворення розплаву алюмінію після введення добавок з різною розчинністю в твердій фазі дозволяє фізично обґрунтувати вибір легуючих елементів, що сприяють ущільненню алюмінію зі спіканням [84, 85].

У роботі [86] отримували композити на основі алюмінію та його сплаву з магнієм, зміцнені SiC (15%) і TiC (7%). Порошки вхідних матеріалів змішували у спирті, компактували за 250 МПа та спікали у графітовому тиглі за температури 650—750 °C протягом однієї години. У роботі також використовували мікрохвильову піч з частотою 2,45 ГГц і швидкістю нагріву 60 °C/мін. Найкращий результат отримано для композитів, що спікали за температури 750 °C у мікрохвильовій печі, їх відносна щільність складала 96,32 г/см³, міцність — 340 МПа та мікротвердість — 192 МПа. Автори відзначають, що незважаючи на високу температуру спікання, не спостерігалися взаємодія між матрицею та зміцнюючими фазами і підплавлення зразків через особливості нагріву, на відміну від традиційного способу отримання АМКМ. Карбіди кремнію та титану добре поглинають СВЧ-енергію, завдяки цьому вони виступають у ролі зон нагріву в середині зразка, усуваючи тим самим наявність теплового градієнту зі спіканням [87].

Технологія саморозповсюджуючогося високотемпературного синтезу (СВС) останнім часом отримала широке застосування. Цей процес

ґрунтується на використанні тепла, що виділяється під час протікання сильно екзотермічної реакції між вихідними реагентами, тобто СВС — синтез матеріалів горінням. Для організації процесу горіння реагенти використовують у вигляді порошків. Однак в процесі СВС горіння відбувається не звичайна реакція окиснення з утворенням газоподібних оксидів, а реакція взаємодії порошкових компонентів між собою або з рідкими та газоподібними реагентами з виділенням тепла, наприклад з газоподібним азотом з утворенням твердих хімічних сполук. Найчастіше це тугоплавкі неорганічні сполуки (карбіди, нітриди, бориди і т. п.) або матеріали на їх основі. За агрегатним станом продукти, що синтезуються СВС способом, завжди є твердими речовинами [87, 88].

Залежно від умов СВС може протікати у двох режимах: з пошаровим горінням та з об'ємним тепловим вибухом. У режимі пошарового горіння хімічна реакція після її локального ініціювання саморозповсюджується за об'ємом заготовки (хвиля горіння). Як джерела запалювання СВС-систем використовують розжарені тіла (наприклад, електричну спіраль), електродуговий розряд, потік променевої енергії, хвилі горіння допоміжного складу, хімічні агенти.

Тепло, що підводиться до зразка, прогріває поверхневий шар і ініціює екзотермічну реакцію. Поблизу поверхні формується фронт горіння, який починає вільно поширюватися уздовж зразка. У зоні догорання за температури, близької до температури СВС, відбувається коалесценція і спікання частинок продукту з малим тепловиділенням.

В загальному випадку продукти СВС мають вигляд пористої губки. Після горіння вільно розташованих зразків з інтенсивним плавленням форма і розміри продуктів синтезу сильно відрізняються від вихідних. Наприклад, після СВС так званих МАХ-матеріалів на основі титану і кремнію з суміші елементарних порошків завдяки росту зерен Ti_2AlC , Ti_3SiC_2 пресовки суттєво деформуються, зазнаючи осьове подовження і тангенціальне стиснення, тож сам СВС рідко виступає як кінцева операція отримання композиційних матеріалів [89—91].

Завдяки ряду переваг часто використовують гаряче пресування (ГП), що дозволяє максимально швидко ущільнити порошкове тіло та отримати заготовку з мінімальною залишковою поруватістю після дії досить невеликого тиску, який складає усього 5—10% від тиску холодного пресування. Гаряче пресування поєднує процеси пресування і спікання, іноді синтезу та проводиться за температури $0,5—0,95T_{пл}$ основного (матричного) компонента порошкового матеріалу. Хоча швидкість процесу для одиничного виробу висока, за масового виробництва метод гарячого пресування поступається роздільному пресуванню та спіканню, враховуючи затрати на одиницю продукції [77].

Іншим різновидом гарячої обробки металів та сплавів тиском є іскроплазмове спікання (ІПС) — спікання порошкових матеріалів під тиском, що ґрунтується на використанні імпульсного постійного струму (від одиниці до десятків кілоампер) для швидкого та рівномірного розподілення енергії плазми між частинками. У результаті процес спікання займає декілька секунд, що призводить до незначного підвищення температури компакта і дозволяє працювати з легкоплавкими матеріалами [92]. Іскроплазмове спікання, як правило, протікає у дві стадії. Перша стадія

включає пропускання електричного струму через компакт: на міжчастинкових контактах виникає іскріння, що супроводжується руйнуванням поверхневої оксидної плівки. Таким чином, у вихідному стані між частинками утворюється відносно слабкий контактний зв'язок за тиском менше ніж 10 МПа. Друга стадія проходить з підвищенням сили струму та з більш високим тиском, ніж перша. Це підвищення тиску у кінці процесу у 10—20 разів нижче тиску холодного пресування, що дозволяє використовувати для ППС менш потужне пресове обладнання. Однак розмір зразків, що отримують, не перевищує декількох сантиметрів, а дороге оснащення є одноразовим [93].

Метод гарячої екструзії полягає в продавлюванні матеріалу через отвір заданого профілю. Обробці можна піддавати як пористі заготовки, так і порошки, які перед обробкою запаковували в пластичні оболонки. В процесі екструзії створюються найбільш сприятливі умови для деформування, оскільки видом напруженого стану в зоні деформації є тривісне стиснення. Це забезпечує високу пластичність і можливість досягнення високих ступенів деформації [77, 94].

Серед численних варіантів технології гарячої обробки тиском особливе місце належить методам гарячого штампування пористих заготовок (ГШПЗ) [95—97]. Метод ГШПЗ, маючи багато спільного з іншими способами обробки тиском порошкових матеріалів, має і цілий ряд суттєвих відмінностей. Так, на думку Ю. Г. Дорофєєва [95], після гарячого штампування практично цілком відсутнє ущільнення за рахунок структурної деформації, тобто взаємне переміщення частинок, їх більш щільне укладання і т. п., яке характерне для початкової стадії пресування дисперсних систем (порошків). Після формування порошкових виробів методом ГШПЗ змінюються структура та властивості їх матеріалу. Так, якщо наклеп матеріалу має місце і в процесі холодного пресування, то після гарячої обробки тиском відбуваються і рекристалізаційні процеси, що призводять до необхідності повніше враховувати температурний і швидкісний режими процесу [97]. Підвищена пластичність матеріалу призводить до пластичної деформації наближених до контакту зон матеріалу частинок, що починається одразу з моменту прикладання зовнішнього тиску.

Розробка технології гарячого штампування (ГШ) пористих матеріалів у кожному конкретному випадку значною мірою ґрунтується на вирішенні однієї з центральних проблем технології — визначенні оптимальних форм, розмірів і пористості заготовок під штампування, а також схеми деформації [98, 99], тому що зазначені параметри не тільки зумовлюють технологічність і техніко-економічну ефективність процесу, але і значною мірою якість зразка.

У роботі [100] вивчали вплив гарячого пресування на мікроструктуру та механічні властивості АМКМ з карбідом титану. Вихідну суміш порошків засипали у графітовий тигель та пресували за температури 400 °С, тиску 400 МПа у вакуумі. Результати рентгенофазового аналізу показали, що взаємодії між алюмінієм та карбідом титану не відбувається. Розподілення TiC у матриці досить рівномірне, але з вмістом 10 та 20% зміцнюючої фази у композиті спостерігається агломерація частинок карбиду титану. За даним технологічним режимом отримано зразки,

Т а б л и ц я 3. Щільність та механічні властивості АМКМ після прокатки [98]

Матеріал	γ , г/см ³	E , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al—SiC	2,77	102	117	200	10
Al—TiC	3,14	116	148	233	9
Al—B ₄ C	2,75	105	143	208	9,2
Al—TiB ₂	3,05	96	121	166	16

поруватість яких майже не перевищувала двох відсотків для максимального вмісту TiC у композиті. Введення карбіду титану підвищує межу текучості зі 107 МПа для зразків з 5% TiC до 207 МПа для зразків з 20% TiC, а міцність зі стиском — від 320 до 360 МПа відповідно зі збереженням досить високих показників відносного подовження (від 47,5 до 27%).

В роботі [101] досліджували та порівнювали властивості композитів, зміцнених SiC, TiC, B₄C та TiB₂ (по 15%). Суміш порошоків після ізостатичного пресування спікали у вакуумі за температури 600 °С. Перед гарячою обробкою, щоб захистити зразки від окиснення, їх герметизували у металевих оболонках та піддавали прокатці за 500 °С. Мікроструктура зразків характеризується рівномірним розподіленням керамічної складової. Щільність зразків після обробки наближується до теоретичної, що підтверджує ефективність використання гарячої прокатки для отримання АМКМ з різними видами зміцнюючої фази. Механічні властивості отриманих зразків наведені у табл. 3.

За даними роботи [102], алюмоматричні композити з 15% B₄C і 1,5% Со отримано за допомогою мікрохвильового та іскроплазмового спікання. Вихідні порошки змішували у високоенергетичному кульовому млині протягом 30 хв у спирті. Одержану суміш просушували за температури 70 °С та пресували з тиском 250 МПа. Мікрохвильове спікання проводили за температури 660 °С зі швидкістю нагріву 60 °С/мін, а ПС — за 500 °С і з тиском 30 МПа у вакуумі. Міцність на згин, межа міцності зі стиском та мікротвердість помітно вище для зразків після ПС (табл. 4).

Приклади поєднання методики СВС з гарячим пресуванням та екструзією або гарячим ізостатичним пресуванням наведено у роботах [103—105], де отримано АМКМ, зміцнені Al₂O₃ та TiB₂ з використанням сумішей порошоків Al—TiO₂—В, Al—TiO₂—В₂O₃, які змішували у кульовому млині протягом 8 год, компактували, нагрівали у вакуумі до 900 °С, витримували за цієї температури 60 хв, охолоджували до 630 °С, проводили гаряче пресування, а за ним екструзію за 420 °С. Мікроструктура

Т а б л и ц я 4. Щільність та механічні властивості АМКМ Al—15B₄C—1,5Со, отриманих мікрохвильовим спіканням та ПС [102]

Спосіб отримання композита	γ , г/см ³	HV	$\sigma_{згин}$, МПа	$\sigma_{ст}$, МПа
Мікрохвильове спікання	2,41	82	212	281
ПС	2,68	241	382	438

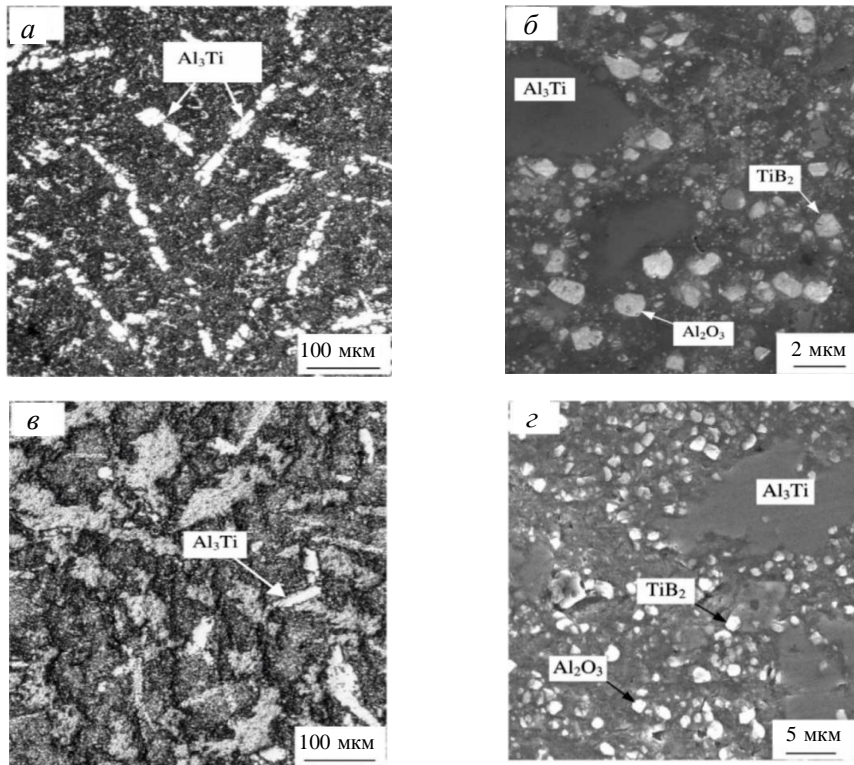


Рис. 1. Мікроструктура композитів систем Al—TiO₂—B₂O₃ (а, б) і Al—TiO₂—В (в, г) після гарячого пресування (а, в) та екструзії (б, г) [104].

Т а б л и ц я 5. Механічні властивості композитів систем Al—TiO₂—В, Al—TiO₂—B₂O₃ після екструзії [105]

Матеріал	E , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al—TiO ₂ —B ₂ O ₃	98	210	294	6,1
Al—TiO ₂ —В	106	400	480	1,8

отриманих композитів наведена на рис. 1. У структурі відмічено наявність небажаної фази Al₃Ti, що веде до підвищення міцностних характеристик у зразках системи Al—TiO₂—B₂O₃, в яких вміст Al₃Ti більше, ніж у зразках системи Al—TiO₂—В (табл. 5). Під дією низьких циклічних навантажень (0,1—0,4%) обидва зразка працювали стабільно, з підвищенням навантаження до 0,6% композит Al—TiO₂—B₂O₃ руйнується. Автори відмічають, що зародження та поширення тріщини відбувається в крупних частинках Al₃Ti, які в першу чергу не витримують збільшення амплітуди деформації.

Однією з проблем отримання композитів методом СВС також є загасання хвилі горіння. Цього не відбувається в матеріалах з інтерметалідною матрицею, бо й сама матриця і зміцнююча фаза утворюються за екзотермічною реакцією. Коли матриця інертна до керамічної зміцнюючої фази, що формується під час СВС і виступає як середовище для протікання реакції, можливо затухання хвилі горіння через надлишок рідкої фази, тому рекомендують методом СВС отримувати матеріали з високим вмістом керамічної фази та високою теплою утворення [106—108].

У роботі [108] досліджували можливість одержувати компактні композити, використовуючи переваги технології СВС для синтезу керамічної фази в поєднанні з так званим процесом холодного спікання (cold sintering). Для приготування зразків вибрано суміші вихідних порошків наступного складу:

- 1) 57,8Al—34Ti—8,5C, Ti : C = 1 : 1;
- 2) 59Al—28,5Ti—12,9B, Ti : B = 1 : 2.

Порошки змішували у планетарному млині. Циліндричні пресовки з щільністю 30—40% від теоретичної розмішували у реакторі. Для кожного зразка готували таблетку із суміші титану та вуглецю (Ti : C = 1 : 1), через яку пропускали електричний струм для ініціації СВС. Для усіх трьох зразків зафіксовано дуже низьку швидкість горіння та виявлено формування дрібнозернистих, рівномірно розподілених у зразку частинок TiC, TiB₂, а також інтерметаліду Al₃Ti. Інтенсивність піків Al₃Ti не співпадає з еталонними та відрізняється від спектра до спектра. Це явище пояснюється тим, що зразки мають шарувату структуру, а голкоподібні частинки інтерметаліду — чітко виражену орієнтацію у напрямку хвилі горіння.

З отриманої після СВС губки виготовили два види зразків. В першому випадку губку одразу ущільнювали у камері високого тиску ($P = 3$ ГПа, $t = 300$ °C), що дозволило отримати композити практично зі 100%-ною щільністю, як і у другому випадку, коли губку спочатку розмелювали, а потім компактували. Механічні властивості композитів практично не залежать від того, чи розмелювали губку перед компактуванням. Межа міцності на згин для композитів Al—TiC та Al—TiB₂ складає 550 і 740 МПа відповідно. На рис. 2 наведено залежності межі текучості зі стиском від температури випробування. Для композита Al—TiB₂ ця залежність має такий самий характер, як і для швидко охолоджених алюмінієвих сплавів.

У літературі є небагато інформації щодо одержання АМКМ гарячим штампуванням. За даними роботи [109], в процесі отримання деталей з легких сплавів саме методами ГШ виникають деякі труднощі, які зумовлені тим, що алюміній та його сплави чутливі до температури деформації. Якщо зразки недостатньо нагріті, то у їх структурі після ГШ рекристалізаційні процеси пройдуть неповністю. Подальша термічна обробка призведе до появи грубозернистої або неоднорідної структури, що, в свою чергу, погіршить

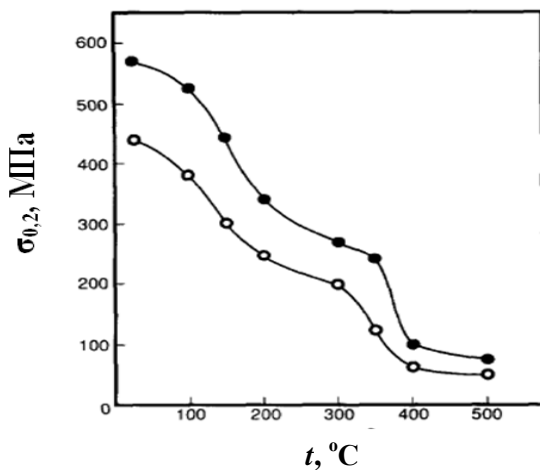


Рис. 2. Залежності межі текучості зі стиском від температури випробування для композитів Al—TiB₂ (●) та Al—TiC (○), отриманих СВС та холодним пресуванням [108] соответственно.

механічні властивості поковок. Також через те, що теплопровідність алюмінію у 2,5 рази більша, ніж у сталі, яку використовують для створення оснастки під ГШ, температура заготовки швидко падає, пластичність матеріалу зменшується, а опір деформації, відповідно, зростає, це призводить до браку під час отримання АМКМ.

У роботах [110—114] проведено порівняння структури та механічних властивостей різноманітних компактних та порошкових алюмінієвих сплавів, одержаних традиційними ливарними методами та об'ємною штамповкою. Так, наприклад, за даними роботи [111], поєднання методів відцентрового розпилення та гарячої штамповки дозволяє виробляти матеріали з алюмокремнієвих сплавів. Через те, що концентрація легуючих елементів, які забезпечують формування необхідних жароміцних структурних складових, у сплаві досить велика, отримати матеріал з рівномірним їх розподіленням традиційними ливарними методами практично неможливо, що й обумовлює пошук альтернативних технологій виробництва таких сплавів.

У роботі [111] використовували сплав складу Al—23Si—8Fe—5Mn. Гаряче штампування заготовки, отриманої після відцентрового розпилення у водоохолоджуваній тигель, проводили за температури 550 °С. Як порівняльний матеріал взято відомий ливарний промисловий сплав Al—12Si—1Cu—1Mg—1Ni, з якого найчастіше виробляють деталі, наприклад, для двигунів внутрішнього згоряння. Структури обох сплавів наведені на рис. 3.

У сплаві Al—23Si—8Fe—5Mn зафіксовано наявність дрібнозернистого інтерметаліду α -AlFeMnSi, що й забезпечує його термічну стабільність. В процесі дослідження високотемпературних властивостей сплаву Al—23Si—8Fe—5Mn (тест проводився за температури 400 °С протягом 100 год) його твердість зменшилася з 90 до 80 HV, межа текучості — від 210 до 195 МПа. Таким чином, сплав Al—23Si—8Fe—5Mn можна вважати перспективною альтернативою звичайних сплавів.

Використання гарячого штампування разом зі стандартною термічною обробкою для одержання виробів з порошкових сплавів Al—5,5Cu [114] забезпечує підвищення σ_b до 159 МПа, твердість матеріалу майже у тричі.

Автори роботи [115] успішно отримували композиційні матеріали на основі алюмінієвих сплавів Al—5Si, зміцнені частинками карбиду

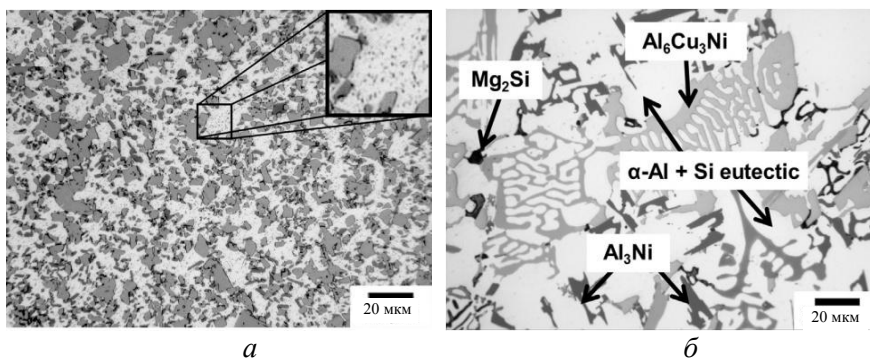


Рис. 3. Структури сплавів Al—23Si—8Fe—5Mn після гарячого штампування (а) і Al—12Si—1Cu—1Mg—1Ni після гартування у воду та штучного старіння (б) [111].

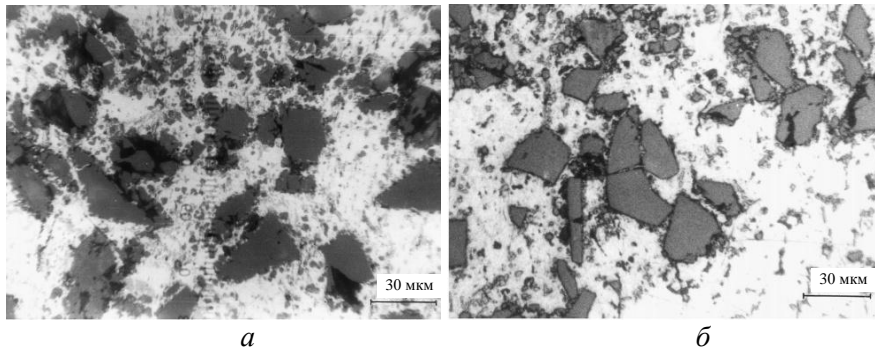


Рис. 4. Мікроструктури композитів Al—5Si—22SiC, отриманих ливарним методом (а) та гарячою штамповкою (б) [115].

кремнію SiC, методом ГШ за 500 °С. Процес гарячого штампування здійснювався у два етапи у штампах різного розміру. На рис. 4 наведено мікроструктуру композита Al5Si—22SiC, отриманого двома способами.

Мікроструктура литого композита характеризується досить рівномірним розподіленням частинок карбіду титану, хоча частинки SiC меншого розміру мають схильність до агломерування. Після гарячого штампування структура зразків більш гомогенна, пори візуально не помітні (щільність зразків збільшилась з 94 до 98,7%), що й пояснює підвищення механічних властивостей композита.

Автори роботи [115] зазначають, що після ГШ якість контактів між частинками карбіду кремнію та матеріалом матриці набагато покращується, але у той же час у деяких випадках відбувається розтріскування частинок зміцнюючої фази через різні здатності SiC та алюмінієвого сплаву до розподілення навантаження.

Лабораторні дослідження [116—118] показали, що для сплавів Al—Cu, Al—Mg—Si та Al—Si, відповідно зміцнених Al₂O₃ та SiC, оптимальний інтервал температур ГШ складав 300—500 °С, але зі швидкістю навантаження значно нижчою за промислову — 5—50 с⁻¹. У роботі [118] отримували композит Al—Si—20SiC у промислових умовах, де швидкість навантаження складала 10—15 мм/с. Виявилось, що оптимальна температура під гарячу штамповку для цього матеріалу — ~500 °С. Як вважають автори, через велику швидкість деформації у отриманому зразку сформувалися мікротріщини.

Висновки

За останні роки досягнуто значні успіхи в отриманні алюмоматричних композиційних матеріалів різними методами та для різних галузей застосування. Виготовлення з АМКМ деталей конструкційного призначення дозволяє суттєво зменшити масу виробу. Успішно АМКМ впроваджують і для виготовлення поршнів дизельних або бензинових двигунів. Переваги застосування АМКМ як поршнів: мала маса (на 30% нижча, ніж у чавунів), висока теплопровідність (в 3—4 рази вище, ніж у чавунів), нагрів корпусу не вище 250 °С, що забезпечує краще наповнення циліндра і дозволяє підвищити ступінь стиснення в бензинових двигунах [119, 120].

Шатуни, штовхачі клапанів, ковзні електромеханічні контакти, рухливі струмознімачі міського електротранспорту замість, наприклад, вугільно-

графітових останнім часом також активно виробляють з композитів на базі алюмінію [121, 122].

Алюмоматричні композиційні матеріали, зміцнені бором або карбідом бору, застосовують для захисту від нейтронного випромінювання. Композити з об'ємною часткою B_4C 1—40% використовують для виготовлення елементів захисту транспортних засобів, що перевозять матеріали, які розщеплюються. Подальше збільшення вмісту B_4C у АМКМ дозволяє досягнути високої теплопровідності за досить низького коефіцієнта термічного розширення, що забезпечує ефективне їх застосування як підкладок, які відводять тепло [121].

Композити на базі Al з частинками SiC розміром 3—40 мкм, отримані гарячою штамповкою, використовують замість титанових сплавів для виготовлення втулок несучих гвинтів легких гелікоптерів, що дозволяє не тільки зменшити масу конструкції, але й вартість виробництва. У інерційних навігаційних пристроях останнім часом берилій замінюють композиційним матеріалом АД33 (40% SiC), що дозволяє одразу виготовляти деталі необхідної форми і приводить до значної економії матеріалів [123].

Алюмоматричні композиційні матеріали з вуглецем у вигляді волокон мають дуже низький коефіцієнт термічного розширення, тобто забезпечує високу розмірну стабільність конструкцій в змінному температурному полі. Це зумовлює їх ефективне застосування в дзеркалах і опорах оптичного приладобудування, антенах, підкладках та ін. Як триботехнічні матеріали активно використовують АМКМ, зміцнені графітом або гексагональним нітридом бору.

1. Луц А. Р. Алюминиевые композиционные сплавы — сплавы будущего: Учебное пособие для вузов / А. Р. Луц, И. А. Галочкина. — Самара : Самар. гос. техн. ун-т, 2013. — 82 с.
2. Srivastava A. A. Review on fabrication and characterization of aluminium metal matrix composite (AMMC) / A. A. Srivastava, A. R. Dixit, S. Tiwari // Int. J. Adv. Res. Innovation. — 2014. — 2, No. 2. — P. 516—521.
3. Torralba J. M. P/M aluminum matrix composites: an overview / J. M. Torralba, C. E. da Costab, F. Velasco // J. Mater. Proc. Techn. — 2003. — 133. — P. 203—206.
4. Карпинос Д. М. Композиционные материалы в технике / Д. М. Карпинос, Л. И. Тучинский, А. Б. Сапожников. — К. : Техника, 1985. — 152 с.
5. Репкин Ю. Д. Металлокерамические дисперсионно-упрочненные жаропрочные сплавы типа САП. — К. : Акад. наук. Укр. ССР, 1964. — 70 с.
6. Федорченко И. М. Порошковая металлургия. Материалы, технология, области применения. (Справ.) / [И. М. Федорченко, И. Н. Францевич, И. Д. Радомысльский и др.]. — Киев : Наук. думка, 1985. — 624 с.
7. Al-Qutub A. M. Wear and friction of Al—Al₂O₃ composites at various sliding speeds / A. M. Al-Qutub, I. M. Allam, M. A. Abdul Samad // J. Mater. Sci. — 2007. — 43. — P. 5797—5803.
8. Rahimian M. The effect of particle size, sintering temperature and sintering time on the properties of Al—Al₂O₃ composites, made by powder metallurgy / [M. Rahimian, N. Ehsani, N. Parvin et al.] // J. Mater. Proc. Techn. — 2009. — 209. — P. 5387—5393.
9. Ying D. Y. Solid-state reactions during heating mechanically milled Al/TiO₂ composite powders / D. Y. Ying, D. L. Zhang, M. Newby // Metallurgical Mater. Trans. A. — 2004. — 35, No. 7. — P. 2115—2125.

10. *Sobczak N. L.* Wettability and interfacial reactions in Al/TiO₂ / [N. L. Sobczak, W. Stobierski, M. Radziwill et al.] // Surface and Interface Analysis. — 2004. — **36**, No. 8. — P. 1067—1070.
11. *Feng C. F.* Formation of Al₃Ti and Al₂O₃ from an Al—TiO₂ system for preparing in-situ aluminium matrix composites / C. F. Feng, L. Froyen // Composites. Part A: Appl. Sci. Manufacturing. — 2000. — **31**, No. 4. — P. 385—390.
12. *Hamid A. A.* Processing, microstructure, and mechanical properties of cast in-situ Al (Mg, Ti)—Al₂O₃ (TiO₂) composite / [A. A. Hamid, S. C. Jain, P. K. Ghosh, S. Ray] // Metallurgical Mater. Trans. A. — 2006. — **37**, No. 2. — P. 469—480.
13. *Pai B. C.* Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites / [B. C. Pai, G. Ramani, R. M. Pillai, K. G. Satyanarayana] // J. Mater. Sci. — 1995. — **30**, No. 8. — P. 1903—1911.
14. *Lloyd D. J.* Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites // Int. Mater. Rev. — 1994. — **39**, No. 1. — P. 1—23.
15. *Balci Ö.* Influence of TiB₂ particle size on the microstructure and properties of Al matrix composites prepared via mechanical alloying and pressureless sintering / Ö. Balci, D. Ağaoğulları, H. Gökçe et al.] // J. Alloys Comp. — 2014. — **142**. — P. 78—84.
16. *Tee K. L.* In situ stir cast Al—TiB₂ composite: processing and mechanical properties / K. L. Tee, L. Lu, M. O. Lai // Mater. Sci. Techn. — 2001. — **17**, No. 2. — P. 201—206.
17. *Бродова И. Г.* Синтез алюминиевых композитов с наноразмерными частицами карбида и борида титана / [И. Г. Бродова, М. А. Уймина, В. В. Астафьева и др.] // Письма о материалах. — 2013. — № 3. — С. 91—94.
18. *Suresh S.* Aluminium-titanium diboride (Al—TiB₂) metal matrix composites: Challenges and opportunities / S. Suresh, N. Shenbag, V. Moorthi // Procedia Engineering. — 2012. — **38**. — P. 89—97.
19. *Ozcatalbas Y.* Investigation of the machinability behaviour of Al₄C₃ reinforced Al—based composite produced by mechanical alloying technique // Comp. Sci. Techn. — 2003. — **63**, No. 1. — P. 53—61.
20. *Arik H.* Dry sliding wear behavior of in situ Al—Al₄C₃ metal matrix composite produced by mechanical alloying technique / H. Arik, Y. Ozcatalbas, M. Turker // Mater. Design. — 2006. — **27**, No. 9. — P. 799—804.
21. *Chu H. S.* Damping behavior of in situ Al—(graphite, Al₄C₃) composites produced by reciprocating extrusion / H. S. Chu, K. S. Liu, J. W. Yeh // J. Mater. Res. — 2001. — **16**, No. 05. — P. 1372—1380.
22. *Kulkov S. N.* Structure and mechanical behavior of Al—Al₄C₃ composites / S. N. Kul'kov, S. A. Vorozhtsov // Russian Phys. J. — 2011. — **53**, No. 11. — P. 1153—1157.
23. *Vorozhtsov S. A.* Synthesis, structure, and phase composition of Al—Al₄C₃ nanostructured materials / S. A. Vorozhtsov, S. P. Buyakova, S. N. Kul'kov // Russian J. Non-Ferrous Metals. — 2012. — **53**, No. 5. — P. 420—424.
24. *Viala J. C.* Chemical compatibility between aluminium base matrices and light refractory carbide reinforcements / [J. C. Viala, M. Peronnet, F. Bosselet, J. Bouix] // Proc. conf. of “12-th Int. Committee on Composite Materials”. — Cambridge, UK, 1999. — P. 739—747.
25. *Самсонов Г. В.* Бор, его соединения и сплавы / [Г. В. Самсонов, Л. Я. Марковский, А. Ф. Жигач, М. Г. Валяшко]. — К. : Акад. наук. УССР, 1960. — 590 с.
26. *Торсу I.* Processing and mechanical properties of B₄C reinforced almatrix composites / [I. Torcu, H. O. Gulsoyb, N. Kadioglu, A. N. Gulluoglu] // J. Alloys and Comp. — 2009. — **482**. — P. 516—521.
27. *Shorowordi K. M.* Microstructure and interface characteristics of B₄C, SiC and Al₂O₃ reinforced Al matrix composites: a comparative study / [K. M. Shorowordi, T. Laoui, A. S. M. A. Haseeb et al.] // J. Mater. Proc. Techn. — 2003. — **142**. — P. 738—743.

28. Pyzik A. J. Al—B—C phase development and effects on mechanical properties of B₄C/Al—Derived composites / A. J. Pyzik, D. R. Beaman // J. Amer. Ceram. Soc. — 1995. — **78**, No. 2. — P. 305—312.
29. Viala J. C. Chemical reactivity of aluminium with boron carbide / [J. C. Viala, J. Bouix, G. Gonzalez, C. Esnouf] // J. Mater. Sci. — 1997. — **32**, No. 17. — P. 4559—4573.
30. Ткаченко Ю. Г. Формирование структуры и фазового состава при горячем прессовании смесей порошков карбида бора и алюминия / [Ю. Г. Ткаченко, В. Ф. Бритун, Д. З. Юрченко и др.] // Порошковая металлургия. — 2011. — № 3—4. — С. 98—108.
31. Коновалов В. П. Термодинамические аспекты процесса взаимодействия тугоплавких соединений с металлическими расплавами / В. П. Коновалов, А. Д. Панасюк, В. А. Лавренко // Там же. — 2011. — № 3—4. — С. 132—143.
32. Косолапова Т. Я. Карбиды. — М. : Металлургия, 1968. — 300 с.
33. Кипарисов С. С. Карбид титана: получение, свойства, применения / С. С. Кипарисов, Ю. В. Левинский, А. П. Петров. — М. : Металлургия, 1987. — 216 с.
34. Прусов Е. С. Современные методы получения литых композиционных сплавов / Е. С. Прусов, А. А. Панфилов, В. А. Кечин // Литейщик России. — 2011. — № 12. — С. 35—40.
35. Прусов Е. С. Исследование свойств литых композиционных сплавов на основе алюминия, армированных эндогенными и экзогенными фазами / Е. С. Прусов, А. А. Панфилов // Металлы. — 2011. — № 4. — С. 79—84.
36. López V. H. Flux-assisted wetting and spreading of Al on TiC / V. H. López, A. R. Kennedy // J. Colloid Interface Sci. — 2006. — **4**. — P. 356—362.
37. Wang X. Solid-liquid reaction synthesis and simultaneous densification of polycrystalline Ti₂AlC / X. Wang, Y. Zhou // Zeitschrift für Metallkunde. — 2002. — **93**, No. 1. — P. 66—71.
38. Wang X. Solid-liquid reaction synthesis of layered machinable Ti₃AlC₂ ceramic / X. Wang, Y. Zhou // J. Mater. Chem. — 2002. — **12**, No. 3. — P. 455—460.
39. Ивченко В. И. Исследование абразивных свойств тройных соединений в системах Ti—Al—C и Ti—Al—N / В. И. Ивченко, Т. Я. Косолапова // Порошковая металлургия. — 1976. — № 8. — С. 56—59.
40. Kennedy A. R. Reaction in Al—TiC metal matrix composites / A. R. Kennedy, D. P. Weston, M. I. Jones // Mater. Sci. Engineering: A. — 2001. — **316**, No. 1. — P. 32—38.
41. Viala J. C. Mechanism and kinetics of the chemical interaction between liquid aluminium and silicon-carbide single crystals / [J. C. Viala, F. Bosselet, V. Laurent, Y. Lepetitcorps] // J. Mater. Sci. — 1993. — **28**, No. 19. — P. 5301—5312.
42. Viala J. C. Stable and metastable phase equilibria in the chemical interaction between aluminium and silicon carbide / J. C. Viala, P. Fortier, J. Bouix // J. Mater. Sci. — 1990. — **25**, No. 3. — P. 1842—1850.
43. Shorowordi K. M. Microstructure and interface characteristics of B₄C, SiC and Al₂O₃ reinforced Al matrix composites: a comparative study / [K. M. Shorowordi, T. Laoui, A. S. M. A. Haseeb et al.] // J. Mater. Proc. Techn. — 2003. — **142**, No. 3. — P. 738—743.
44. Ogel B. Microstructural characterization and tensile properties of hotpressed Al—SiC composites prepared from pure Al and Cu powders / B. Ogel, R. Gurbuz // Mater. Sci. Engineering: A. — 2001. — **301**, No. 2. — P. 213—220.
45. Min S. Effects of volume fraction of SiC particles on mechanical properties of SiC/Al composites // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. — 2009. — **19**, No. 6. — P. 1400—1404.
46. Kumari S. S. Synthesis and characterization of in situ Al—AlN composite by nitrogen gas bubbling method / S. S. Kumari, U. T. S. Pillai, B. C. Pai // J. Alloys and Comp. — 2011. — **509**, No. 5. — P. 2503—2509.

47. *Couturier R.* Elaboration and characterization of a metal matrix composite: Al/AlN / [R. Couturier, D. Ducret, P. Merle et al.] // *J. European Ceram. Soc.* — 1997. — **17**, No. 15—16. — P. 1861—1866.
48. *Fogagnolo J. B.* Mechanically alloyed AlN particle-reinforced Al-6061 matrix composites: Powder processing, consolidation and mechanical strength and hardness of the as-extruded materials / J. B. Fogagnolo, M. H. Robert, J. M. Torralba // *Mater. Sci. Engineering: A.* — 2006. — **426**, No. 1—2. — P. 85—94.
49. *Liu Z. Y.* Powder injection moulding of an Al—AlN metal matrix composite / Z. Y. Liu, D. Kent, G. B. Schaffer // *Ibid.* — 2009. — **513**. — P. 352—356.
50. *Самсонов Г. В.* Неметаллические нитриды. — М. : Металлургия, 1969. — 256 с.
51. *Lloyd D. J.* Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites // *Int. Mater. Rev.* — 1994. — **39**, No. 1. — P. 1—23.
52. *Пат. 688520 УССР, МПК C21C 1/00.* Способ науглероживания расплава / В. С. Шумахин, А. Г. Потрух, В. П. Кутузов. — Оpubл. 30.09.1979. Бюл. № 36.
53. *Долматов А. В.* Карбидообразование при кавитационном воздействии на расплавы Al—Ti для получения композитов / [А. В. Долматов, Э. А. Пастухов, Н. А. Ватолин и др.] // *Технология металлов.* — 2004. — № 10. — С. 24—26.
54. *Цветков Ю. В.* Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов / Ю. В. Цветков, А. В. Николаев, А. В. Самохин // *Современная электрометаллургия.* — 2013. — № 4 (113). — С. 40—46.
55. *Туманов Ю.* Плазменные, высокочастотные, микроволновые и лазерные технологии в химико-металлургических процессах. — М. : Физматлит, 2010. — 968 с.
56. *Арабей А. В.* Синтез алюминиево-кремниевых сплавов методом прямого восстановления кремния с использованием алюмоматричных композиционных лигатур / А. В. Арабей, И. В. Рафальский // *Литьё и металлургия.* — 2011. — № 3 (61). — С. 19—25.
57. *Flemings M. C.* Behavior of metal alloys in the semisolid state // *Metallurgical Transactions B.* — 1991. — **22**, No. 3. — P. 269—293.
58. *Tzamtzis S.* Processing of advanced Al/SiC particulate metal matrix composites under intensive shearing — A novel Rheo-process / [S. Tzamtzis, N. S. Barekar, N. H. Babu et al.] // *Comp. Part A: Appl. Sci. Manufacturing.* — 2009. — **40**, No. 2. — P. 144—151.
59. *Xie Y.* Centrifugal casting processes of manufacturing in situ functionally gradient composite materials of Al—19Si—5Mg alloy / [Y. Xie, C. Liu, Y. Zhai et al.] // *Rare Metals.* — 2009. — **28**, No. 4. — P. 405—411.
60. *Rajan T. P. D.* Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites / T. P. D. Rajan, R. M. Pillai, B. C. Pai // *Mater. Characterization.* — 2010. — **61**, No. 10. — P. 923—928.
61. *Melgarejo Z. H.* Microstructure and properties of functionally graded Al—Mg—B composites fabricated by centrifugal casting / Z. H. Melgarejo, O. M. Suárez, K. Sridharan // *Comp. Part A: Appl. Sci. Manufacturing.* — 2008. — **39**, No. 7. — P. 1150—1158.
62. *Гусев С. С.* Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью / С. С. Гусев, Д. Н. Лобков, С. С. Казачков // *Материаловедение.* — 1999. — № 5. — С. 50—53.
63. *Kennedy A. R.* The microstructure and mechanical properties of Al—Si—B₄C metal matrix composites // *J. Mater. Sci.* — 2002. — **37**, No. 2. — P. 317—323.
64. *Pat. 4751048 US, C22C 1/10.* Process for forming metal second phase composites and product thereof / L. Christodoulou, D. C. Nagle, J. M. Brupbacher. — Publ. 14.06.1988, Appl. № 662928.
65. *Selcuk C.* Al—TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesised from reacted elemental powders / C. Selcuk, A. R. Kennedy // *Mater. Lett.* — 2006. — **60**, No. 28. — P. 3364—3366.

66. *Zheng Q.* In-situ of AlN reinforced Al-alloy composites from ammonia / Q. Zheng, R. G. Reddy // Metallurgical Mater. Transactions B. — 2003. — **34**, No. 6. — P. 793—804.
67. *Cyakraborty M.* Syntlliesis and characterization of in-situ Al—TiB₂ metal matrix composites // Scanning. — 2001. — No. 9. — P. 1162—1165.
68. *Rai R. N.* Synthesis and characterization of in-situ Al—TiC metal matrix composites / R. N. Rai, G. L. Datta, M. Chakraborty // Transactions Amer. Foundry Soc. — 2007. — **115**. — P. 229—239.
69. *Jiang W. H.* Synthesis of TiC/Al composites in liquid du aluminium / [W. H. Jiang, G. H. Song, X. I. Han et al.] // Mater. Lett. — 1997. — **32**, No. 2—3. — P. 63—65.
70. *Xiao G.* Microstructural evolution during the combustion synthesis of TiC—Al cermet with larger metallic particles / [G. Xiao, Q. Fan, M. Gu, Z. Jin] // Mater. Sci. Engineering: A. — 2006. — **425**, No. 1—2. — P. 318—325.
71. *Song M. S.* Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al—Ti—C elemental powders / [M. S. Song, B. Huang, M. X. Zhang, J. G. Li] // Int. J. Refractory Metals Hard Mater. — 2009. — **27**, No. 3. — P. 584—589.
72. *Кипарисов С. С.* Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов, Г. А. Либенсон. — М. : Металлургия, 1980. — 496 с.
73. *Сердюк Г. Г.* Технология порошковой металлургии. Ч. 1. Порошки: (Учеб. пособие) / Г. Г. Сердюк Л. И. Свистун. — Краснодар : Изд. ГО УВПО “КубГТУ”, 2005. — 240 с.
74. *Федорченко И. М.* Основы порошковой металлургии / И. М. Федорченко, И. М. Кипарисов, Р. А. Андриевский. — Киев : Изд-во АН УССР, 1961. — 496 с.
75. *Осокин Е. Н.* Процессы порошковой металлургии / Е. Н. Осокин, О. А. Артемьева. — Красноярск : ИПК СФУ, 2008. — 421 с.
76. *Кузьмич Ю. В.* Механическое легирование / [Ю. В. Кузьмич, И. Г. Колесникова, В. И. Серба, Б. М. Фрейдин]. — М. : Наука, 2005. — 213 с
77. *Zhao N.* The effect of mechanical alloying on SiC distribution and the properties of 6061 aluminum composite / N. Zhao, P. Nash, X. Yang // J. Mater. Proc. Techn. — 2005. — **170**, No. 3. — P. 586—592.
78. *Сердюк Г. Г.* Технология порошковой металлургии. Ч. 2. Формование порошков: (Учеб. пособие) / Г. Г. Сердюк, Л. И. Свистун. — Краснодар : Изд. ГО УВПО “КубГТУ”, 2005. — 240 с.
79. *Савицкий А. П.* Состояние и перспективы развития порошковой металлургии алюминия // Порошковая металлургия. — 1985. — № 10. — С. 41—50.
80. *Марцунова Л. С.* Смазка для прессования порошков алюминия / [Л. С. Марцунова, А. П. Савицкий, Н. С. Тимофеев, Г. Н. Романов] // Там же. — 1999. — № 1—2. — С. 78—85.
81. *Сердюк Г. Г.* Технология порошковой металлургии. Ч. 3. Спекание и дополнительная обработка: (Учеб. пособие) / Г. Г. Сердюк, Л. И. Свистун. — Краснодар : Изд. ГО УВПО “КубГТУ”, 2005. — 244 с.
82. *Косторнов А. Г.* Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов. — К. : Наук. думка, 2003. — Т. 2. — 552 с.
83. *Гутин С. С.* Влияние окисных пленок при спекании алюминиевых порошков / С. С. Гутин, А. А. Панов, М. И. Хлопкин // Порошковая металлургия. — 1972. — № 4. — С. 32—35.
84. *Савицкий А. П.* Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. — Новосибирск : Наука, Сиб. отд-ние, 1991. — 552 с.
85. *Косторнов А. Г.* Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов. — К. : Наук. думка, 2003. — Т. 1. — 552 с.
86. *Ghasali E.* Production of Al—SiC—TiC hybrid composites using pure and 1056 aluminum powders prepared through microwave and conventional heating

- methods / [E. Ghasali, R. Yazdani-rad, K. Asadian, T. Ebadzadeh] // *J. Alloys Comp.* — 2017. — **690**. — P. 512—518.
87. *Clark D. E.* Microwave processing of materials / D. E. Clark, W. H. Sutton // *Annual Rev. Mater. Sci.* — 1996. — **26**, No. 1. — P. 299—331.
 88. *Амосов А. П.* Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов / А. П. Амосов, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов. — М. : Машиностроение-1, 2007. — 570 с.
 89. *Ляхов Н. З.* Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе: (Монография) / Н. З. Ляхов, Т. Л. Талако, Т. Ф. Григорьева. — Новосибирск : Параллель, 2008. — 168 с.
 90. *Borovinskaya I. P.* The routs of self-propagating high-temperature synthesis // *RAC RIM*, Nov. 7—10, 1993. — Honolulu, Hawaii, 1993. — P. 159.
 91. *Мержанов А. Г.* Процессы горения конденсированных систем. Новое направление исследований // *Вестн. АН СССР*. — 1979. — № 8. — С. 10—18.
 92. *Мартиросян Н. А.* Экспериментальные наблюдения неединственности стационарных режимов горения в системах с параллельными реакциями / Н. А. Мартиросян, С. К. Долуханян, А. Г. Мержанов // *Физика горения и взрыва*. — 1983. — **19**, № 6. — С. 2.
 93. *Tokita M.* Mechanism of spark plasma sintering // *Proc. of the Int. symposiumon Microwave, Plasmaand Thermochemical Processing of Advanced Materials*. — Joining and Welding Research Institute, Osaka University, 1997. — P. 69—76.
 94. *Райченко А. И.* Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. — М. : Металлургия, 1987. — 128 с.
 95. *Бейгельзимер Я. Е.* Винтовая экструзия — процесс накопления деформации / [Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков]. — Донецк : Фирма ТЕАН, 2003. — 87 с.
 96. *Дорофеев Ю. Г.* Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий / Ю. Г. Дорофеев, Б. Г. Гасанов, В. Ю. Дорофеев. — М. : Металлургия, 1990. — 206 с.
 97. *Hendrickson A. A.* Impact forging of sintered steel preforms / A. A. Hendrickson, P. M. Machmeier, D. W. Smith // *Powder Metallurgy*. — 2000. — **43**, No. 4. — P. 327—344.
 98. *Дорофеев Ю. Г.* Особенности уплотнения порошковых материалов при динамическом горячем прессовании. — Киев : Наук. думка, 1985. — С. 136—145.
 99. *Коваленко М. С.* Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением. — Киев : Наук. думка, 1980. — 238 с.
 100. *Баглюк Г. А.* Влияние деформационных параметров на структуру и свойства горячештампованных порошковых материалов // *Обработка материалов давлением*. — 2011. — № 1. — С. 139—145.
 101. *Mohapatra S.* Fabrication of Al—TiC composites by hot consolidation technique: its microstructure and mechanical properties / S. Mohapatra, A. K. Chaubey, D. K. Mishra // *J. Mater. Res. Techn.* — 2016. — **5**, No. 2. — P. 117—122.
 102. *Kuruvilla, A. K.* Effect of different reinforcements on composite-strengthening in aluminium / [A. K. Kuruvilla, V. V. Bhanuprasad, K. S. Prasad, Y. R. Mahajan] // *Bull. Mater. Sci.* — 1989. — **12**, No. 5. — P. 495—505.
 103. *Ghasali E.* Mechanical and microstructure comparison between microwave and spark plasma sintering of Al—B₄C composite / E. Ghasali, M. Alizadeh, T. Ebadzadeh // *J. Alloys Comp.* — 2016. — **655**. — P. 93—98.
 104. *Tjong S. C.* Corrosion protection of in situ Al-based composite by cerium conversion treatment / S. C. Tjong, H. W. Huo // *J. Mater. Engineering Performance*. — 2009. — **18**, No. 1. — P. 88—94.

105. *Tjong, S. C.* Cyclic deformation behavior of in situ aluminum-matrix composites of the system Al—Al₃Ti—TiB₂—Al₂O₃ / [S. C. Tjong, G. S. Wang, L. Geng, Y. Mai] // *Comp. Sci. Techn.* — 2004. — **64**, No. 13—14. — P. 1971—1980.
106. *Peng Yu.* Structure, thermal and mechanical properties of in situ Al-based metal matrix composite reinforced with Al₂O₃ and TiC submicron particles / Yu. Peng, Zhi Mei, S. C. Tjong // *Mater. Chem. Phys.* — 2005. — **93**, No. 1. — P. 109—116.
107. *Gotman I.* Fabrication of Al matrix in situ composites via self-propagating synthesis / I. Gotman, M. J. Koczak, E. Shtessel // *Mater. Sci. Engineering: A.* — 1994. — **187**, No. 2. — P. 189—199.
108. *Dan C. Y.* Microstructure study of cold rolling nanosized in-situ TiB₂ particle reinforced Al composites / [C. Y. Dan, Z. Chen, G. Ji et al.] // *Mater. Design.* — 2017. — **130**. — P. 357—365.
109. *Li P. T.* Influence of forming process on three-dimensional morphology of TiB₂ particles in Al—Ti—B alloys / [P. T. Li, Y. G. Li, J. F. Nie, X. F. Liu] // *Trans. Nonferrous Metals Soc. China.* — 2012. — **22**, No. 3. — P. 564—570.
110. *Shan D. B.* Study on precision forging technology for a complex-shaped light alloy forging / D. B. Shan, W. C. Xu, Y. Lu // *J. Mater. Proc. Techn.* — 2004. — **151**, No. 1. — P. 289—293.
111. *Морозов С. А.* Разработка прогрессивной технологии изготовления деталей нефтяных насосов / С. А. Морозов, А. С. Морозов // *Вестн. ПНИПУ.* — 2015. — **17**, № 2. — С. 42—55.
112. *Dám K.* Structural and mechanical characteristics of the Al—23Si—8Fe—5Mn alloy prepared by combination of centrifugal spraying and hot die forging / K. Dám, F. Průša, D. Vojtěch // *Mater. Sci. Engineering: A.* — 2014. — **610**. — P. 197—202.
113. *Ceschini L.* Forging of the AA2618 / 20% (vol.) Al₂O_{3p} composite: Effects on microstructure and tensile properties / L. Ceschini, G. Minak, A. Morri // *Comp. Sci. Techn.* — 2009. — **69**, No. 11. — P. 1783—1789.
114. *Cöcen Ü.* Ductility and strength of extruded SiC p/aluminium-alloy composites / Ü. Cöcen, K. Önel // *Ibid.* — 2002. — **62**, No. 2. — P. 275—282.
115. *Халикова Г. Р.* Влияние режимов кристаллизации при жидкой штамповке на структуру и свойства высокопрочного алюминиевого сплава 1960 / Г. Р. Халикова, В. Г. Трифонов // *Письма о материалах.* — 2012. — Т. 2. — С. 147—151.
116. *Szczepanik S.* The influence of the hot deformation and heat treatment on the properties of P/M Al—Cu composites / S. Szczepanik, T. Sleboda // *J. Mater. Proc. Techn.* — 1996. — **60**, No. 1—4. — P. 729—733.
117. *Özdemir İ.* The effect of forging on the properties of particulate-SiC-reinforced aluminium-alloy composites / İ. Özdemir, Ü. Cöcen, K. Önel // *Comp. Sci. Techn.* — 2000. — **60**, No. 3. — P. 411—419.
118. *Baker T. N.* Powder processing of AA6061 aluminium metal matrix composites using hot forging as means of consolidation / [T. N. Baker, A. J. Gorton, Y. Song et al.] // *Powder Metallurgy.* — 1996. — **39**, No. 3. — P. 223—229.
119. *Badini C.* Forging of 2124/SiCp composite: preliminary studies of the effects on microstructure and strength / [C. Badini, G. M. Vecchia, P. Fino, T. Valente] // *J. Mater. Proc. Techn.* — 2001. — **116**. — P. 289—297.
120. *De Sanctis A. M.* Hot formability studies on 359/SiC/20p and their application in forging optimization / [A. M. De Sanctis, E. Evangelista, A. Forcellese, Y. Z. Wang] // *Appl. Comp. Mater.* — 1996. — **3**. — P. 179—198.
121. *Srivastava A. A.* Review on fabrication and characterization of aluminium metal matrix composite (AMMC) / A. A. Srivastava, A. R. Dixit, S. Tiwari // *Int. J. Adv. Res. Innovation.* — 2014. — **2**, No. 2. — P. 516—521.
122. *Чернышова Т. В.* Алюмоматричные композиционные материалы антифрикционного назначения / Т. В. Чернышова, Л. Кобелова, Л. Болотова // *Международный виртуальный журн. для науки, техники и инновации для индустрии “Машины. Технологии. Материалы”.* — 2007. — № 7. — С. 181—184.

123. Щерецький В. О. Технологія одержання комплексно армованих алюмоматричних матеріалів триботехнічного призначення: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — К. : Фіз.-технол. ін-т металів та сплавів НАН України, 2013. — 20 с.
124. Awadallah A. Forging of discontinuously reinforced aluminum composites / A. Awadallah, J. J. Lewandowski // *Metalworking: Bulk Forming*. — 2013. — 14. — P. 366—373.

Анализ основных направлений получения порошковых алюмоматричных композиционных материалов

Ю. А. Шишкина

Получение алюмоматричных композиционных материалов является актуальной и достаточно интересной задачей современной металлургической промышленности. За последние годы достигнуты значительные успехи в конструировании такого рода материалов для различных областей применения, однако специфика строения таких композитов в значительной степени ограничивает возможности использования для их получения традиционных методов плавильного передела. Поэтому в данной работе кратко рассмотрены методы получения композитов на основе алюминия, их свойства, а также характер взаимодействия Al с C, Be, B, W, Al₂O₃, SiO₂, SiC, B₄C, TiC. Показано, что среди упомянутых методов производства наиболее перспективными и экономически выгодными являются методы порошковой металлургии.

Ключевые слова: композиционный материал, методы получения, структура, физико-механические свойства.

The main direction for production of powder aluminium composite materials

Yu. O. Shishkina

Production of aluminum-matrix composite materials is relevant and rather interesting task of modern metallurgical industry. In recent years, considerable success has been achieved in the design of such materials for various applications, but the specificity of the structure of such composites greatly limits the possibilities of using traditional methods of melting processing. Therefore, this article briefly discuss methods for producing composites based on aluminum, their properties, and the nature of the interaction of Al with C, Be, B, W, Al₂O₃, SiO₂, SiC, B₄C, TiC. It is shown that among the mentioned production methods, the most promising and economically viable methods are powder metallurgy.

Keywords: composite material, methods of obtaining, structure, physical and mechanical properties.