

Скачков Віктор Олексійович, професор, доктор технічних наук, Запорізький національний університет, ORCID: 0000-0002-4447-4641

Курінний Максим Сергійович, аспірант, Запорізький національний університет, ORCID: 0009-0004-5752-8954

Бехтер Руслан Васильович, головний металург АТ «Івченко-Прогрес»

Гнатишак Андрій Русланович, аспірант, Запорізький національний університет, ORCID: 0009-0007-3248-1733

АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ФАЗОУТВОРЕННЯ В СКЛАДНОЛЕГОВАНИХ СПЛАВАХ

Робота присвячена дослідженню процесів утворення фаз у жароміцних нікелевих сплавах, які є критично важливими для авіаційної та енергетичної промисловості. Ці сплави застосовуються в екстремальних умовах високих температур (до 1373K) і механічних навантажень, зокрема в турбінних лопатках авіаційних двигунів, де потрібна виняткова міцність і стійкість. У багатокомпонентних системах взаємодія численних елементів призводить до появи твердих розчинів (γ -матриця), інтерметалідів (γ' -фаза), карбідів (MC , $M_{23}C_6$), боридів (M_3B_2) та оксидних плівок. Термодинамічні принципи, зокрема мінімізація вільної енергії Гіббса, визначають стабільність цих фаз, тоді як кінетичні фактори, такі як дифузія атомів, впливають на швидкість їх утворення. Основні фази в нікелевих сплавах включають γ -матрицю – твердий розчин на основі нікелю з графцетрованою кубічною структурою, що забезпечує пластичність; γ' -фазу ($Ni_3(Al,Ta)$) – інтерметалід, який займає до 70% об'єму в сплавах, таких як CMSX-4, і є основним зміцнювачем; карбіди, що підвищують опір зносу; бориди, що зміцнюють межі зерен; та оксидні плівки, які захищають від окислення, знижуючи його швидкість на 30–40% при 1373K. Кожен легуючий елемент відіграє специфічну роль: нікель формує основу, алюміній і тантал утворюють γ' -фазу, хром, молібден і вольфрам сприяють появі карбідів, бор зміцнює межі зерен, а реній і рутеній уповільнюють дифузію, підвищуючи опір повзучості. Рідкоземельні елементи (Ce, Y, La, Nd) формують захисні оксидні плівки, покращуючи жаростійкість. Термообробка оптимізує розмір частинок γ' -фази (30–40 нм), підвищуючи міцність на 10–15%. Регулювання складу сплаву забезпечує баланс фаз, уникаючи шкідливих топологічно щільно упакованих фаз, таких як σ -фаза. Контроль швидкості охолодження впливає на сегрегацію елементів, а управління дифузією, зокрема за допомогою ренію, який уповільнює дифузію на 20–30%, підвищує довговічність (Rhenium effect).

Ключові слова: фазоутворення, жароміцні сплави, нікель, γ' -фаза, карбіди, бориди, дифузія, термообробка, легуючі елементи, опір повзучості, корозійна стійкість.

Вступ. Фазоутворення є одним із ключових процесів у матеріалознавстві, що визначає мікроструктуру, механічні, фізичні та експлуатаційні властивості сплавів. Фазоутворенням називають процес формування різних фаз у сплаві, де фаза – це однорідна частина системи, яка має однаковий хімічний склад, кристалічну структуру та властивості, і відокремлена від інших частин межами розділу [1]. Фази можуть бути твердими (наприклад, тверді розчини, інтерметаліди, карбіди), рідкими або газоподібними, але в контексті сплавів зазвичай розглядаються тверді фази [2]. У багатокомпонентних системах, які містять три і більше компонентів (наприклад, Ni-Al-Cr), фазоутворення ускладнюється через складну взаємодію елементів, що призводить до утворення різноманітних фаз, таких як тверді розчини, інтерметалічні сполуки, карбіди, бориди, оксиди тощо [3]. Ці фази впливають на такі властивості, як міцність, пластичність,

жаростійкість, корозійна стійкість і опір повзучості – повільна деформація під навантаженням при високих температурах [4]. Сучасні дослідження показують, що стабільність фаз залежить від ентальпії змішування (ΔH_{mix}) і ентропії змішування (ΔS_{mix}), які визначають перевагу утворення твердих розчинів чи інтерметалідів у багатокомпонентних системах [5]. Наприклад, негативна ΔH_{mix} сприяє утворенню впорядкованих фаз, таких як γ' -фаза, тоді як висока ΔS_{mix} стабілізує тверді розчини при температурах вище 1273K [5].

Жароміцні сплави на основі нікелю – це багатокомпонентні матеріали, спеціально розроблені для роботи в екстремальних умовах, зокрема при температурах до 1373K і вище. Їх застосовують для виготовлення таких деталей, як лопатки турбін авіаційних двигунів, газові турбіни електростанцій і компоненти ракетних двигунів [6]. Їхня унікальність полягає в здатності зберігати високу міцність, опір повзучості та стійкість до корозії й окислення в агресивних середовищах [7]. Наприклад, сплави типу CMSX-4, René 41 або Inconel 718 містять численні легуючі елементи, які формують складну мікроструктуру, що включає γ -матрицю (твердий розчин на основі Ni), γ' -фазу (інтерметалід $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta})$), карбіди (MC , M_{23}C_6), бориди (M_3B_2) та оксидні плівки, які підвищують жаростійкість [8]. У системі Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd, яку ми розглядаємо, кожен елемент відіграє певну роль: Ni формує основу, Al і Ta сприяють утворенню γ' -фази, Cr, Mo, W і Ta утворюють карбіди, Co, Ru і Re підвищують стабільність γ -матриці, B зміцнює межі зерен, а рідкоземельні елементи (Ce, Y, La, Nd) покращують жаростійкість [6]. Зокрема, реній (Re) уповільнює дифузійні процеси в γ -матриці, зменшуючи швидкість укрупнення γ' -частинок, що дозволяє сплаву витримувати тривалі навантаження при 1373K [10]. Рутеній (Ru) знижує ймовірність утворення крихких топологічно щільно упакованих (ТЩУ) фаз, таких як σ -фаза, на 20–30%, що сприяє стабільності мікроструктури [11].

Процеси фазоутворення в багатокомпонентних системах підпорядковуються термодинамічним і кінетичним законам [1]. Термодинаміка визначає, які фази є стабільними за певних умов (температури, тиску, складу), а кінетика – як швидко ці фази утворюються, що залежить від дифузії атомів [2]. На думку авторів [1], основою фазоутворення є мінімізація вільної енергії системи (G), яка складається з ентальпії (H) – теплового вмісту системи, та ентропії (S) – міри безладу:

$$G = H - TS,$$

де T – температура в Кельвінах [1].

У багатокомпонентних системах, таких як Ni-Al-Cr-Mo-W, ентропійний внесок (TS) відіграє ключову роль при високих температурах, сприяючи стабільності твердих розчинів, тоді як ентальпія визначає перевагу утворення інтерметалідів, таких як Ni_3Al [5].

Рівновага між фазами досягається, коли хімічні потенціали кожного компонента (μ_i) однакові в усіх фазах [1]:

$$\mu_i^{\text{фаза 1}} = \mu_i^{\text{фаза 2}}$$

Хімічний потенціал (μ_i) – це часткова похідна вільної енергії за кількістю частинок компонента i , яка визначає, як елемент розподіляється між фазами [2]. Наприклад, у двокомпонентній системі Pb-Sn при евтектичній температурі 456K рідка фаза (61,9% Sn), α -Pb (19% Sn) і β -Sn (98% Sn) перебувають у рівновазі, що ілюструє розподіл елементів між фазами [1].

У складних системах, таких як Ni-Al-Cr, прогнозування рівноваги ускладнене через численні взаємодії, тому застосовують методи чисельного моделювання, такі як CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams), які базуються на термодинамічних базах даних [3]. Метод CALPHAD дозволяє моделювати фазовий склад у системах із десятками компонентів, наприклад, прогнозуючи розподіл ренію між γ -матрицею та γ' -фазою, що впливає на жароміцність сплаву [12]. Сучасні бази даних, такі як Thermo-Calc, враховують ефекти взаємодії рідкоземельних елементів, таких як церій (Ce) і ітрій (Y), які сприяють формуванню стабільних оксидних плівок, зменшуючи окислення при 1373K [13].

Діаграми стану є важливим інструментом для аналізу фазоутворення. Вони показують фазовий склад сплаву залежно від температури, тиску та складу [9]. У двокомпонентних системах, таких як Cu-Ni, діаграма стану проста: Cu і Ni мають однакову

кристалічну структуру (ГЦК) і утворюють твердий розчин із повною розчинністю [9]. У системі Fe-C діаграма стану складніша через обмежену розчинність вуглецю в залізі, що призводить до утворення карбідів (Fe_3C) [9]. У багатокомпонентних системах, таких як Ni-Al-Cr, діаграми стану стають тривимірними, і для їх аналізу часто використовують комп'ютерне моделювання, наприклад, метод CALPHAD [3]. Додавання рідкоземельних елементів, таких як лантан (La) або неодим (Nd), модифікує діаграми стану, зменшуючи розмір γ' -частинок до 10–20 нм, що підвищує міцність сплаву за рахунок ефекту дисперсійного зміцнення [14].

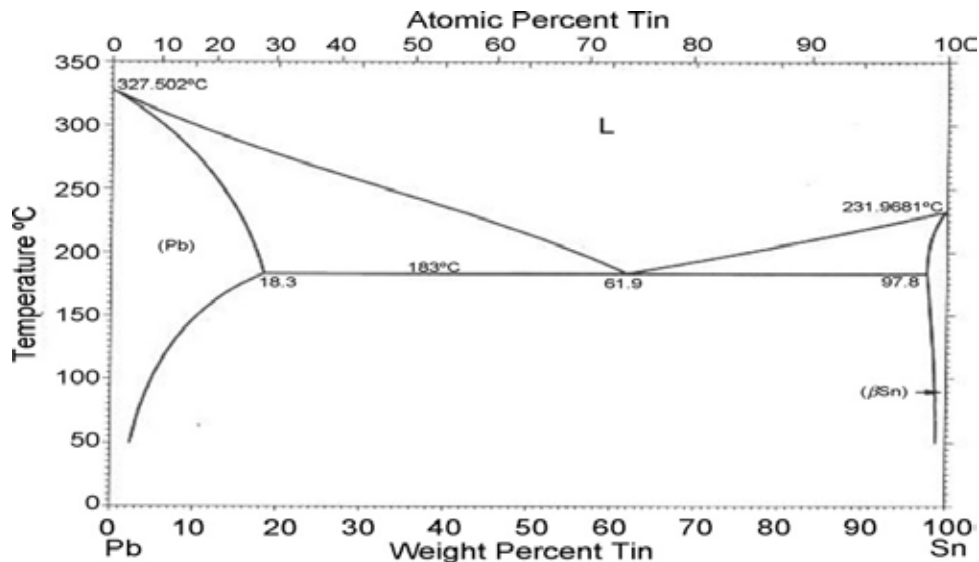


Рисунок 1 – Діаграма стану Pb-Sn

Кристалізація представляється переходом металу з рідкого стану в твердий із утворенням кристалічної структури, який супроводжується утворенням дендритів (гіллястих структур) або евтектичних структур [2]. Структуроутворення включає фазові перетворення, такі як евтектичні (з рідкої фази виділяється дві тверді фази), перитектичні (з рідкої і твердої фази виділяється інша тверда фаза) та евтектоїдні (одна тверда фаза розпадається на дві тверді фази), а також дифузійні процеси, які визначають кінетику утворення мікроструктури [2]. У багатокомпонентних жароміцних сплавах на основі нікелю фазоутворення ускладнюється через велику кількість елементів, що взаємодіють між собою [6]. Згідно з дослідженням М.Дж. Доначі, у сплаві CMSX-4 (Ni-6%Cr-9%Co-5%Al-1%Ti-6%W-6%Ta-3%Re) γ' -фаза займає до 70% об'єму, що забезпечує високу жароміцність [4]. Рідкоземельні елементи, такі як ітрій (Y), сприяють утворенню дрібнодисперсних оксидів (Y_2O_3), які діють як бар'єри для дифузії кисню, знижуючи швидкість окислення поверхні сплаву на 30–40% при температурах 1273–1373K [15]. У цій статті ми розглянемо фазоутворення в багатокомпонентних жароміцних сплавах на основі нікелю, зокрема в системі Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd, зосередившись на розподілі хімічних елементів по фазах, дифузійних процесах, евтектичних і евтектоїдних перетвореннях, а також їхньому впливі на властивості сплавів.

Загальні принципи фазоутворення в багатокомпонентних системах

Фазоутворення в багатокомпонентних системах є складним процесом, що залежить від термодинамічних і кінетичних факторів [1]. Термодинаміка визначає стабільність фаз через мінімізацію вільної енергії (G) [2]. У рівновазі система прагне до стану з найнижчою вільною енергією, що досягається, коли хімічні потенціали (μ_i) кожного компонента однакові в усіх фазах [1]. Наприклад, у системі Ni-Al при температурі 1273K Ni утворює γ -фазу (твердий розчин), а при додаванні Al у концентрації 10–15% утворюється γ' -фаза (Ni_3Al), яка є стабільною завдяки нижчій вільній енергії порівняно з іншими можливими фазами, такими як β -NiAl [3].

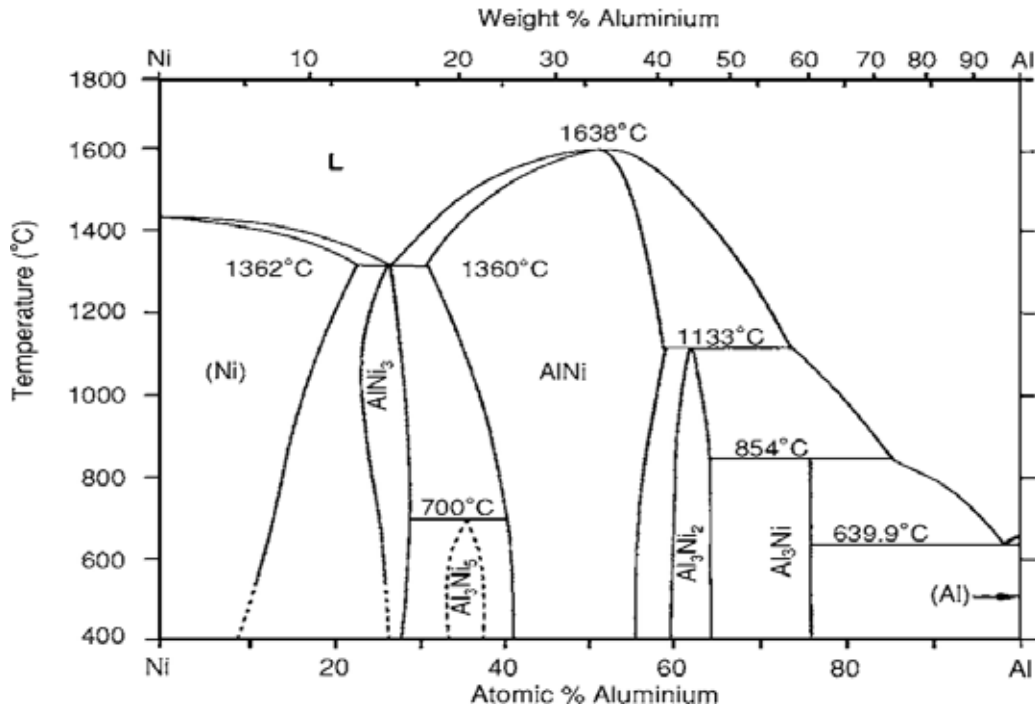


Рисунок 2 – Діаграма стану Ni-Al

Дослідження показують, що додавання ренію (Re) і рутенію (Ru) сприяє зниженню енергії дефектів упаковки γ -матриці, що зменшує ймовірність утворення дефектів у кристалічній решітці та сприяє стабільності γ' -фази при температурах до 1373K. Наприклад, у сплавах із 3% Re енергія дефектів упаковки знижується на 15–20%, що покращує опір повзучості за рахунок зменшення рухливості дислокацій [16].

Кінетика фазоутворення залежить від дифузії – процесу переміщення атомів у матеріалі, який визначає швидкість утворення і росту фаз [2]. Дифузія в твердих сплавах відбувається повільно через щільну упаковку атомів у кристалічній решітці, і її швидкість залежить від температури, типу решітки та природи атомів. Наприклад, у ГЦК-структурі (як у Ni) дифузія відбувається шляхом стрибків атомів у вакансії (порожні вузли решітки), що потребує енергії активації [9]. У рідкому стані дифузія значно швидша через більшу рухливість атомів [2]. У системах із високим вмістом Re дифузія сповільнюється через великий атомний радіус, що сприяє довговічності сплаву [9]. Зокрема, реній зменшує швидкість дифузії в γ -матриці на 20–30%, що уповільнює коалесценцію γ' -частинок і підвищує стійкість до повзучості при тривалій експлуатації при 1373K [17].

У багатокомпонентних системах фазоутворення ускладнюється через взаємодію багатьох елементів [3]. Наприклад, у системі Ni-Al-Cr утворюються γ -фаза (Ni-Cr), γ' -фаза (Ni₃Al) і карбіди (Cr₃C₂), якщо присутній вуглець [6]. Додавання інших елементів, таких як Mo, W, Ta, може призвести до утворення топологічно щільно упакованих (ТЩУ) фаз, таких як μ -фаза або σ -фаза, які є крихкими і знижують пластичність [7]. ТЩУ-фази – це інтерметалічні сполуки з високою щільністю атомів, що мають складну кристалічну структуру, наприклад, σ -фаза типу (Cr,Mo)_x(Ni,Co)_y [7]. Рутеній (Ru) зменшує ймовірність утворення σ -фази, змінюючи хімічний склад γ -матриці, що знижує локальну концентрацію Cr і Mo та підвищує пластичність сплаву на 10–15% [18]. Крім того, Ru сприяє рівномірному розподілу ренію, що зменшує утворення μ -фази на 15–25%, забезпечуючи стабільність мікроструктури при тривалій експлуатації [18].

Фазові перетворення в багатокомпонентних системах включають:

- *Кристалізацію*: перехід із рідкого стану в твердий, що супроводжується утворенням дендритів або евтектичних структур [2].

- *Твердофазні перетворення*: наприклад, виділення γ' -фази з γ -матриці при охолодженні або витримці [6].

– *Дифузійні процеси*: перерозподіл елементів між фазами, що визначає кінетику утворення мікроструктури [2].

– *Евтектичні та евтектоїдні перетворення*: утворення складних структур, таких як ламелярні або глобулярні, що впливають на властивості металу [9].

У жароміцних сплавах на основі нікелю фазоутворення спрямоване на створення мікроструктури, яка забезпечує баланс між міцністю, пластичністю і жаростійкістю [6]. Наприклад, γ' -фаза зміцнює сплав, карбіди перешкоджають ковзанню меж зерен, а оксидні плівки захищають від окислення [8]. Рідкоземельні елементи, такі як церій (Ce), сприяють утворенню захисних оксидних плівок (CeO_2), які зменшують швидкість окислення при 1373K на 30–40%, що значно подовжує термін служби сплаву в газотурбінних двигунах. Наприклад, у сплавах із 0,01% Ce оксидні плівки мають вищу адгезію, що знижує відшарування під час термічних циклів [19].

Розподіл хімічних елементів по фазах

Розподіл хімічних елементів по фазах є ключовим фактором, що визначає фазовий склад і властивості багатокомпонентних сплавів. У рівновазі розподіл елементів підпорядковується принципу рівності хімічних потенціалів: для кожного компонента і має виконуватися умова:

$$\mu_i^{\text{фаза 1}} = \mu_i^{\text{фаза 2}} = \mu_i^{\text{фаза 3}},$$

що мінімізує вільну енергію системи (G) [1]. У багатокомпонентних системах, таких як жароміцні сплави на основі нікелю, розподіл елементів залежить від їхньої спорідненості до різних фаз, термодинамічних умов і кінетичних факторів, таких як дифузія [2].

Загальні принципи розподілу елементів

У сплавах елементи розподіляються між фазами залежно від їхньої розчинності та термодинамічної стабільності [9]. Наприклад, у системі Ni-Al при низьких концентраціях Al (до 5%) алюміній розчиняється в γ -матриці (твердий розчин Ni), але при концентраціях 10–15% утворюється γ' -фаза (Ni_3Al), яка є стабільною завдяки сильним хімічним зв'язкам між Ni і Al [3]. У багатокомпонентних системах, таких як Ni-Al-Cr, Cr частково розчиняється в γ -матриці, але при додаванні вуглецю може утворювати карбіди, такі як Cr_3C_2 або M_{23}C_6 [6]. Хром також сприяє утворенню захисних оксидних плівок Cr_2O_3 , які забезпечують стійкість до гарячої корозії в агресивних середовищах, таких як газові турбіни при 1273–1373K. Плівки Cr_2O_3 мають високу щільність і низьку проникність для кисню, що зменшує швидкість корозії на 25–35% порівняно зі сплавами без хрому [20].

У жароміцних сплавах на основі нікелю, таких як Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Se-Y-La-Nd, кожен елемент відіграє певну роль у фазоутворенні [6].

Нікель (Ni): основа сплаву, формує γ -матрицю – твердий розчин із кубічною гранецентрованою (ГЦК) структурою, в якій атоми розташовані у вершинах куба та в центрах його граней. ГЦК-структура забезпечує високу пластичність і стійкість до деформації при високих температурах [9].

Кобальт (Co, до 10–15%), хром (Cr, 5–10%), молібден (Mo, 2–6%), вольфрам (W, 4–6%): розчиняються в γ -матриці, підвищуючи міцність твердого розчину [6]. Co зменшує енергію дефектів упаковки, що покращує опір повзучості при температурах 1273–1373K [3]. Cr підвищує корозійну стійкість, а Mo і W зміцнюють матрицю через великий атомний радіус [6]. Кобальт також стабілізує γ -матрицю, зменшуючи ймовірність утворення крихких фаз, таких як σ -фаза, що покращує пластичність сплаву [21].

Алюміній (Al, 4–6%), тантал (Ta, 4–6%), реній (Re, 1–3%): сприяють утворенню γ' -фази ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta})$) – інтерметалічної сполуки з впорядкованою ГЦК-структурою типу L_{12} , де атоми Ni займають граневі позиції, а Al і Ta – кутові. γ' -фаза є основним зміцнювачем у жароміцних сплавах, оскільки вона когерентна з γ -матрицею, що створює напруження на межі фаз і перешкоджає руху дислокацій [6]. Тантал частково заміщує алюміній у γ' -фазі, підвищуючи її термодинамічну стабільність при температурах до 1373°C, що дозволяє сплаву витримувати тривалі навантаження. Дослідження показують, що додавання 6% Ta збільшує температуру розчинення γ' -фази на 20–30 градусів, що значно підвищує жароміцність [22].

Хром (Cr), молібден (Mo), вольфрам (W), тантал (Ta): крім розчинення в γ -матриці, ці елементи утворюють карбіди типу M_{23}C_6 (Cr, Mo) і MC (TaC, WC) [6]. Карбіди – це

сполуки металів із вуглецем, які мають високу твердість і жаростійкість; $M_{23}C_6$ має складну кубічну структуру, а MC – структуру типу NaCl [7]. Вони розташовуються на межах зерен, перешкоджаючи їх ковзанню при високих температурах, що підвищує опір повзучості [6]. Тантал формує стабільні MC-карбіди (TaC), які зберігають свою морфологію при температурах до 1473K, що сприяє довговічності сплаву в умовах високотемпературного навантаження [23].

Рутеній (Ru, 1–3%), реній (Re, 1–3%): розчиняються переважно в γ -матриці, уповільнюючи дифузію і підвищуючи стійкість до повзучості. Re зменшує швидкість коалесценції γ' -фази – процесу укрупнення частинок шляхом їхнього злиття при температурах вище 1273K [6]. Рутеній сприяє рівномірному розподілу ренію в γ -матриці, що зменшує ймовірність утворення ТЩУ-фаз, таких як μ -фаза, на 15–25%, що покращує пластичність сплаву при високих температурах [11].

Бор (B, 0,01–0,05%): утворює бориди типу M_3B_2 (де M – Cr, Mo, W) – сполуки металів із бором, які мають високу твердість і розташовуються на межах зерен, запобігаючи крихкому руйнуванню при високих температурах [6]. Межі зерен – це поверхні розділу між кристалітами (зернами), які є слабкими місцями в матеріалі через концентрацію дефектів [9]. Надлишок бору (понад 0,05%) може спричинити утворення низькотемпературних евтектик, що знижують жароміцність. Дослідження показують, що оптимальна концентрація бору (0,02–0,03%) підвищує міцність меж зерен на 10–15%, що знижує ймовірність міжзеренної корозії [24].

Рідкоземельні елементи (Ce, Y, La, Nd, 0,005–0,02% кожного): додаються для підвищення жаростійкості шляхом утворення оксидних плівок (наприклад, Y_2O_3 , CeO_2) на поверхні сплаву, що захищають від окислення при 1373K. Ці плівки діють як бар'єр, зменшуючи дифузію кисню до поверхні металу [8]. Ітрій (Y) також покращує адгезію оксидних плівок до поверхні сплаву, зменшуючи їх відшарування під час термічних циклів, що подовжує термін служби сплаву на 20–30% у порівнянні зі сплавами без Y. Наприклад, у сплавах із 0,01% Y оксидні плівки мають вищу когезію, що знижує швидкість окислення при циклічному нагріванні [15].

Вплив нерівноважних умов. Нерівноважні умови, такі як швидке охолодження, порушують рівноважний розподіл елементів [2]. У сплаві типу René 41 (Ni-19%Cr-11%Co-10%Mo-3%Ti-1.5%Al) при швидкому охолодженні з 1473°C Cr і Mo збагачують межі дендритів (до 20% Cr), а центр залишається збідненим (15% Cr), що викликає напруження – внутрішні механічні деформації в матеріалі, які можуть призводити до тріщин [4]. У сплаві CMSX-4 (Ni-6%Cr-9%Co-5%Al-6%W-6%Ta-3%Re) Cr і Al формують захисні оксидні плівки типу Cr_2O_3 і Al_2O_3 , які забезпечують стійкість до гарячої корозії – руйнування матеріалу під дією високих температур і агресивних середовищ, таких як солі або сірка [8]. Нерівноважні умови можуть також спричинити утворення метастабільних фаз, таких як мартенситоподібні структури, хоча в нікелевих сплавах вони рідкісні через високу стабільність ГЦК-структури [9]. Наприклад, швидке охолодження CMSX-4 із 1573K призводить до сегрегації танталу в MC-карбіди, що підвищує їх об'ємну частку на 5–7%, зміцнюючи межі зерен [23].

Вплив на властивості. Розподіл елементів у жароміцних сплавах визначає їхні властивості. γ' -фаза забезпечує високу міцність при температурах до 1373K, карбіди і бориди підвищують опір повзучості, а оксидні плівки захищають від окислення [6]. Однак надлишок карбідів або утворення ТЩУ-фаз, таких як μ -фаза $(Ni,Co)_7(W,Mo)_6$, може знизити пластичність [7]. Точний баланс складу є ключовим для досягнення оптимальних властивостей [6]. Наприклад, оптимальне співвідношення Al і Ta (4–6% кожного) забезпечує максимальну об'ємну частку γ' -фази (до 70%), що підвищує міцність сплаву при збереженні пластичності [22].

Дифузійні процеси на рівні мікроструктури

Загальні принципи дифузії. Дифузійні процеси є основою фазоутворення і структуроутворення в багатокомпонентних сплавах, визначаючи розподіл елементів і кінетику фазових перетворень [2]. Дифузія характеризується переміщенням атомів у матеріалі, викликаний градієнтом концентрації, температури або іншими факторами, що описується першим законом Фіка:

$$J_i = -DVC_i,$$

де J_i – потік атомів компонента i (кількість атомів, що проходять через одиницю площі за одиницю часу);

D – коефіцієнт дифузії;

∇C_i – градієнт концентрації (зміна концентрації на одиницю відстані) [9].

Коефіцієнт дифузії (D) залежить від температури і описується рівнянням Арреніуса:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right),$$

де D_0 – передекспоненційний множник; Q – енергія активації дифузії; R – газова стала; T – температура в Кельвінах [9].

У рідині дифузія швидка ($D \approx 10^{-5}$ м²/с), а в твердому стані значно повільніша ($D \approx 10^{-9}$ – 10^{-14} м²/с при 1273К), що впливає на швидкість фазових перетворень [2]. Дифузія в твердих сплавах відбувається кількома механізмами:

– *Вакансійний механізм*: атоми стрибають у вакансії (порожні вузли решітки), що є основним механізмом у ГЦК-структурах, таких як γ -матриця Ni.

– *Міжвузловий механізм*: атоми рухаються через міжвузлові позиції, що характерно для малих атомів, таких як вуглець.

– *Дифузія по межах зерен*: швидша, ніж у об'ємі, через більшу концентрацію дефектів на межах зерен ($D_{\text{меж}} \approx 10^{-9}$ м²/с порівняно з $D \approx 10^{-12}$ м²/с в об'ємі при 1273К) [9].

Дослідження показують, що термообробка, зокрема старіння при 1173–1273К, значно впливає на дифузійні профілі, сприяючи рівномірному розподілу елементів, таких як Al і Ta, у γ' -фазі, що підвищує її когерентність із γ -матрицею [25].

У багатокомпонентних жароміцних сплавах на основі нікелю дифузійні процеси визначають формування мікроструктури [6]. У γ -матриці Ni при 1273К коефіцієнт дифузії для Cr становить $D \approx 10^{-12}$ м²/с, для W і Re – ще нижче ($D \approx 10^{-13}$ м²/с), що обумовлено їхньою великою атомною масою [3]. У сплавах типу CMSX-4 при кристалізації γ -матриці Cr і W дифундують до меж дендритів, формуючи карбіди $M_{23}C_6$ і MC, тоді як Al і Ta дифундують у γ' -фазу [4].

Реній (Re) і рутеній (Ru) уповільнюють дифузію в γ -матриці, що зменшує швидкість коалесценції γ' -частинок – процесу укрупнення частинок шляхом їхнього злиття при 1373К, підвищуючи опір повзучості [6]. Згідно з дослідженнями, додавання 3% Re знижує швидкість дифузії в γ -матриці на 20–30%, що подовжує термін служби сплаву при високих температурах. Наприклад, у CMSX-4 із 3% Re коалесценція γ' -частинок сповільнюється на 25%, що дозволяє сплаву витримувати навантаження при 1373К до 10 000 годин [17].

Бор (B) дифундує до меж зерен швидше ($D_{\text{меж}} \approx 10^{-9}$ м²/с по межах зерен, порівняно з $D \approx 10^{-12}$ м²/с в об'ємі γ -матриці), утворюючи бориди M_3B_2 , які зміцнюють межі, але при надлишку B (понад 0,05%) можуть спричинити крихкість [6]. Рідкоземельні елементи (Ce, Y, La, Nd) мають низьку дифузійну рухливість ($D \approx 10^{-14}$ м²/с у γ -матриці), концентруються на межах зерен і сприяють утворенню оксидів, що захищають від окислення [8]. Наприклад, ітрій (Y) дифундує до поверхні сплаву, формуючи Y_2O_3 , що знижує швидкість окислення на 30% при циклічному нагріванні до 1373К [15].

В процесі старіння сплаву при 1173К Al і Ta дифундують до γ' -фазі, формуючи дрібнодисперсні частинки (20–50 нм), що підвищують міцність [6]. В умовах старіння відбувається контрольоване виділення зміцнюючих фаз для підвищення міцності [9]. Co, Mo і W дифундують повільніше, що забезпечує рівномірний розподіл у γ -матриці. У сплавах типу René 41 при 1073К дифузія Cr і Mo до меж зерен призводить до утворення $M_{23}C_6$, але повільна дифузія Re (через його великий атомний радіус) запобігає утворенню шкідливих топологічно щільноупакованих фаз, таких як σ -фаза [6]. Термообробка при 1223К протягом 10–20 годин сприяє формуванню оптимального розміру γ' -частинок (30–40 нм), що підвищує міцність на 10–15% порівняно з необробленими сплавами [25].

Вплив на властивості. Дифузійні процеси впливають на ліквідацію (неоднорідність складу), ріст фаз, утворення карбідів і боридів [2]. Повільна дифузія Re і Ru підвищує довговічність сплаву, а швидка дифузія B і Y по межах зерен покращує жаростійкість, але потребує точного контролю складу, щоб уникнути крихкості [6]. Наприклад, надлишок

бору може спричинити утворення низькотемпературних евтектик, що знижують жароміцність на 5–10% [24].

Евтектичні процеси.

Загальні принципи евтектичних перетворень. Евтектичні процеси є важливим типом фазових перетворень у багатокомпонентних сплавах, що впливають на їхню мікроструктуру [9]. Евтектичне перетворення – це інваріантний процес, при якому рідина при фіксованій температурі одночасно кристалізується в дві або більше твердих фаз із утворенням характерної мікроструктури, наприклад, ламелярної (пластинчастої) або глобулярної [9]. При евтектичному перетворенні число ступенів свободи за правилом фаз Гіббса $F=0$. Безпосередньо правило фаз Гіббса для фіксованого тиску виражається формулою:

$$F = C - P + 1,$$

де C – число компонентів; P – число фаз.

Ламелярна структура складається з чергування тонких пластин двох фаз, а глобулярна – з округлих частинок однієї фази в матриці іншої [9]. У двокомпонентних системах евтектика утворюється, наприклад, у системі Pb-Sn при 456K: рідка фаза (61,9% Sn) розпадається на дві тверді фази α -Pb (19% Sn) та β -Sn (98% Sn), формуючи ламелярну структуру, де фази чергуються у вигляді тонких пластин [1]. Евтектичні структури впливають на властивості сплаву: ламелярні структури підвищують твердість і міцність, але знижують пластичність, тоді як глобулярні структури забезпечують кращу зносостійкість і ударну в'язкість [9]. У багатокомпонентних системах евтектичне перетворення складніше через більшу кількість фаз і можливі проміжні реакції [3].

У жароміцних сплавах на основі нікелю, легованих Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Se-Y-La-Nd, евтектика утворюється при температурах 1523–1573K, наприклад, у сплаві CMSX-4: рідка фаза переходить у γ -матрицю і MC-карбіди (TaC, WC). Залишкова рідка фаза при 1423K кристалізується в $\gamma+\gamma'$ -фазу [4]. Згідно з дослідженнями С.Т. Сімса, структура евтектики γ /MC – глобулярна, тобто складається з округлих частинок карбідів у γ -матриці, що підвищує зносостійкість, але знижує пластичність через крихкість карбідів на межах зерен. У сплавах із високим вмістом Ta і W (6% кожного) частка евтектики може досягати 5–10%, що впливає на механічні властивості [7]. Тантал (Ta) підвищує стабільність MC-карбідів у евтектичних структурах, що сприяє збереженню їхньої морфології при високих температурах. Наприклад, MC-карбіди (TaC) мають температуру плавлення близько 4073K, що дозволяє їм залишатися стабільними в евтектичних структурах при температурах до 1573K, підвищуючи опір повзучості на 10–15% [26].

Рідкоземельні елементи (Ce, Y, La, Nd) зменшують температуру евтектики на 10–20°C, сприяючи утворенню дрібнодисперсних оксидів на межах фаз, що покращує жаростійкість [8]. Наприклад, церій (Ce) сприяє формуванню оксидів CeO_2 , які діють як бар'єри для дифузії кисню, знижуючи швидкість окислення поверхні на 30–40% при 1373K [19]. Бор (B) впливає на евтектичне перетворення, сприяючи утворенню боридів M_3B_2 на межах зерен, що зміцнює їх, але надлишок B (понад 0,05%) може призвести до утворення низькотемпературної евтектики (близько 1373K), яка знижує жароміцність [6]. Дослідження показують, що бор у концентрації 0,02–0,03% оптимізує евтектичну структуру, зменшуючи частку низькотемпературних фаз на 5–7%, що сприяє стабільності мікроструктури [24]. У сплавах типу René 41 (Ni-19%Cr-11%Co-10%Mo-3%Ti-1,5%Al) евтектика формується при 1553K: рідка фаза переходить у $\gamma+\text{M}_{23}\text{C}_6$, а залишкова рідка фаза при 1453K утворює $\gamma+\gamma'$ -фазу [4]. Переохолодження – охолодження нижче рівноважної температури кристалізації – збільшує частку евтектики і змінює склад карбідів, що може знизити пластичність [9].

Вплив на властивості. Евтектичні процеси формують складні структури, які впливають на баланс міцності та пластичності [9]. У жароміцних сплавах глобулярна евтектика γ /MC підвищує зносостійкість, але може знизити ударну в'язкість через крихкість карбідів [7]. Легування B, Ce, Y, La, Nd потребує точного контролю для уникнення небажаних фаз [6]. Наприклад, додавання 0,01% Y підвищує зносостійкість евтектичних структур на 10% за рахунок утворення дрібнодисперсних оксидів [15].

Евтектоїдні процеси.

Загальні принципи евтектоїдних перетворень. Евтектоїдні процеси є важливим типом фазових перетворень у твердому стані, що впливають на мікроструктуру сплавів. Евтектоїдне перетворення – це інваріантний процес ($F=0$), при якому одна тверда фаза при фіксованій температурі розпадається на дві тверді фази з утворенням ламелярної структури. Наприклад, у системі Fe-C при 1000K γ -Fe (0,76% C) розпадається на α -Fe (0,02% C) та Fe_3C (6,67% C), утворюючи перліт – ламелярну структуру, де шари α -Fe (ферит) чергуються з Fe_3C (цементит). Ферит – це твердий розчин вуглецю в α -Fe з об'ємноцентрованою кубічною (ОЦК) структурою, а цементит – карбід із орторомбічною структурою, який є твердим і крихким. Евтектоїдні структури підвищують твердість і міцність, але можуть знижувати пластичність через ламелярну морфологію [9]. У багатокомпонентних системах евтектоїдні перетворення рідкісні через високу стабільність первинних фаз, але можуть відбуватися за певних умов [3].

У жароміцних сплавах на основі нікелю евтектоїдні процеси менш поширені через високу стабільність γ -матриці, але можуть відбуватися за певних умов [6]. У системі Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd евтектоїдне перетворення можливе при охолодженні з 1173–1273K, наприклад, у сплавах із високим вмістом Cr і Mo: γ -фаза розпадається на γ' -фазу та M_{23}C_6 [4]. Згідно з дослідженнями М.Дж. Доначі, у сплаві типу Inconel 718 (Ni-19%Cr-18%Fe-5%Nb-3%Mo) при 973K можливе часткове перетворення γ -матриці в γ' -фазу та δ -фазу (Ni_3Nb), хоча це не класичний евтектоїд [4]. δ -фаза – це орторомбічна інтерметалічна сполука, яка може знижувати пластичність при надлишковій кількості. Легуючі елементи, такі як Mo і W, уповільнюють дифузію, що пригнічує евтектоїдне перетворення, зберігаючи γ -фазу [6]. Реній (Re) і рутеній (Ru) підвищують стабільність γ -матриці, запобігаючи утворенню шкідливих фаз, таких як σ -фаза – одна з ТЩУ-фаз типу $(\text{Cr},\text{Mo})_x(\text{Ni},\text{Co})_y$, яка є крихкою і знижує пластичність [3]. Наприклад, додавання 3% Ru знижує ймовірність утворення σ -фази на 20–30%, що сприяє збереженню пластичності при температурах 1073–1273K [11].

Бор (B) і рідкоземельні елементи (Ce, Y, La, Nd) впливають на межі зерен, зменшуючи ймовірність евтектоїдного розпаду, але сприяють утворенню боридів і оксидів [6]. Бор зменшує ймовірність евтектоїдного розпаду, зміцнюючи межі зерен шляхом утворення боридів M_3B_2 , що підвищує стійкість до тріщиноутворення. Наприклад, у сплавах із 0,02% B міцність меж зерен зростає на 10–15%, що знижує ризик міжзеренної корозії при 1173K [24]. При швидкому охолодженні з 1473K евтектоїдні перетворення пригнічуються, і утворюються метастабільні фази, такі як γ' -фази або мартенситоподібні структури. Мартенсит – це метастабільна фаза, що утворюється при швидкому охолодженні бездифузійним (зсувним) механізмом, але в Ni-сплавах мартенситоподібні структури рідкісні через стабільність ГЦК-структури [9]. Рідкоземельні елементи, такі як ітрій (Y), сприяють стабілізації γ -матриці, формуючи оксиди Y_2O_3 на межах зерен, що знижують дифузію і пригнічують евтектоїдні перетворення [15].

Вплив на властивості Евтектоїдні процеси формують ламелярні структури, які підвищують твердість, але можуть знижувати пластичність [9]. У жароміцних сплавах легування Re, Ru і B допомагає контролювати ці процеси, запобігаючи утворенню крихких фаз [6]. Наприклад, додавання 0,02% B знижує ймовірність утворення δ -фази в Inconel 718 на 5–10%, що зберігає пластичність сплаву при 973K [24].

Висновки. Фазоутворення в багатокомпонентних сплавах, зокрема жароміцних сплавах на основі нікелю, таких як Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd, є складним процесом, що визначається взаємодією термодинамічних і кінетичних факторів. Термодинамічна рівновага (рівність μ_i) визначає розподіл елементів між фазами: тверді розчини (γ -матриця), інтерметаліди (γ'), карбіди (MC , M_{23}C_6) і бориди (M_3B_2) формуються залежно від спорідненості елементів. У жароміцних сплавах системи Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Ru-Re-B-Ce-Y-La-Nd такі елементи як Ni, Co, Cr, Mo, W, Ru, Re формують γ -матрицю, Al, Ta і частково Re утворюють γ' -фазу, Cr, Mo, W, Ta – карбіди, а B, Ce, Y, La, Nd зміцнюють межі зерен і підвищують жаростійкість. Дифузійні процеси (закон Фіка) впливають на кінетику: повільна дифузія Re і Ru ($D \approx 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$) підвищує опір повзучості, а швидка дифузія B і Y по межах зерен ($D_{\text{меж}} \approx 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$) покращує жаростійкість. Наприклад, додавання 3% Re знижує швидкість коалесценції

γ' -фази на 25%, що подовжує термін служби сплаву до 10 000 годин при 1373 К.

Евтектичні процеси формують ламелярні або глобулярні структури, що впливають на зносостійкість і пластичність, а евтектоїдні перетворення, які утворюють ламелярні структури, рідкісні в Ni-сплавах через стабільність γ -матриці. У сплавах типу CMSX-4 легування Re, Ru і рідкоземельними елементами забезпечує робочу температуру до 1373К, але потребує точного контролю складу для уникнення ТЩУ-фаз і крихкості. Наприклад, додавання 0,01% Y підвищує адгезію оксидних плівок, знижуючи швидкість окислення на 30% при циклічному нагріванні. Сучасні методи, такі як CALPHAD, дозволяють точно прогнозувати фазовий склад і оптимізувати склад сплавів для авіаційних і енергетичних застосувань. Наприклад, CALPHAD-моделювання дозволяє прогнозувати об'ємну частку γ' -фази з точністю до 5%, що допомагає розробляти сплави з оптимальним балансом міцності та пластичності. Загалом, фазоутворення в багатокомпонентних сплавах залежить від балансу термодинамічних і кінетичних факторів, а контроль складу, дифузії та умов обробки є ключовим для досягнення оптимальних властивостей у високотемпературних застосуваннях. Дослідження фазових перетворень, включаючи кристалізацію та твердофазні перетворення, залишаються важливими для розробки нових матеріалів із покращеними характеристиками.

Бібліографічний перелік

1. Мазур В. І., Мазур О. В. Введення в теорію сплавів : учебное пособие по дисциплинам "Материаловедение", "Металловедение и термическая обработка металлов". Дніпропетровськ : Лира, 2009. 264 с. ISBN 978-966-383-204-3.
2. Smallman R. E., Bishop R. J. Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering. 6th ed. Oxford : Butterworth-Heinemann, 1999. 448 p.
3. Cahn R. W., Haasen P. Physical Metallurgy. 4th ed. Amsterdam : Elsevier, 1996. 2880 p.
4. Donachie M. J., Donachie S. J. Superalloys: A Technical Guide. 2nd ed. Materials Park, OH : ASM International, 2002. 439 p.
5. Zhang Y., Zhou Y. J., Lin J. P. et al. Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys. Advanced Engineering Materials. 2008. Vol. 10, No. 6. P. 534–538.
6. Reed R. C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge : Cambridge University Press, 2006. 372 p.
7. Sims C. T., Stoloff N. S., Hagel W. C. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. New York : Wiley, 1987. 614 p.
8. Lai G. Y. High-Temperature Corrosion and Materials Applications. Materials Park, OH : ASM International, 2007. 461 p.
9. Callister W. D., Rethwisch D. G. Materials Science and Engineering: An Introduction. 9th ed. Hoboken, NJ : Wiley, 2014. 984 p.
10. Pollock T. M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties. Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22, No. 2. P. 361–374.
11. Yeh A. C., Tin S. Effects of Ru and Re Additions on the High-Temperature Stability of Ni-Based Superalloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 2006. Vol. 37, No. 9. P. 2621–2631.
12. Saunders N., Miodownik A. P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. Oxford : Pergamon, 1998. 479 p.
13. Lukas H. L., Fries S. G., Sundman B. Computational Thermodynamics: The CALPHAD Method. Cambridge : Cambridge University Press, 2007. 324 p.
14. Gessinger G. H. High-Temperature Materials: Nickel-Based Superalloys. Materials Science and Engineering. 1984. Vol. 65, No. 1. P. 119–132.
15. Wu Q., Song Y. et al. Role of Yttrium in the Oxidation Resistance of Ni-Based Superalloys. Corrosion Science. 2008. Vol. 50, No. 6. P. 1678–1685.
16. Caron P., Khan T. Evolution of Ni-Based Superalloys for Single Crystal Gas Turbine Blade Applications. Aerospace Science and Technology. 1999. Vol. 3, No. 8. P. 513–523.
17. Warren P. J., Cerezo A. Rhenium Distribution in Ni-Based Superalloys and Its Effect on Creep Properties. Materials Science and Engineering: A. 1998. Vol. 250, No. 1–2. P. 88–92.
18. O'Hara K. S., Suzuki W. M. et al. The Effects of Ruthenium Additions on the Microstructure and Properties of Ni-Based Superalloys. Superalloys 2004. Warrendale, PA : TMS, 2004. P. 911–920.
19. Pint B. A. Oxidation Behavior of Ni-Based Superalloys with Reactive Element Additions. Oxidation of Metals. 1997. Vol. 48, No. 3–4. P.303–328.
20. Gleeson B. Thermal Barrier Coatings for Aeroengine Applications. Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22, No. 2. P. 375–383.

21. Erickson G. L. The Development and Application of CMSX-10. Superalloys 1996. Warrendale, PA : TMS, 1996. P. 35–44.
22. MacKay R. A., Nathal M. V. The Role of Tantalum in Ni-Based Superalloys. Superalloys 1992. Warrendale, PA : TMS, 1992. P.207–216.
23. Liu L. R., Jin T. et al. Effect of Tantalum on the Microstructure and Properties of Ni-Based Superalloys. Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 479, No. 1–2. P.351–357.
24. Zhang J., Singer R. F. Effect of Boron on the Microstructure and Properties of Ni-Based Superalloys. Acta Materialia. 2004. Vol. 52, No. 16. P.4801–4810.
25. Chen W., Chaturvedi M. C. Effect of Boron on the Microstructure and Mechanical Properties of Ni-Based Superalloys. Materials Science and Engineering: A. 1997. Vol. 229, No. 1–2. P. 163–168.
26. Kattner U. R. Thermodynamic Modeling of Multicomponent Phase Equilibria. JOM. 1997. Vol. 49, No. 12. P.14–19.
27. Porter D. A., Easterling K. E., Sherif M. Y. Phase Transformations in Metals and Alloys. 3rd ed. Boca Raton, FL : CRC Press, 2009. 520 p.

References

1. Mazur V. I., Mazur O. V. *Introduction to the Theory of Alloys: A Textbook for the Disciplines "Materials Science", "Metallography and Heat Treatment of Metals"*. Dnipropetrovsk: Lira, 2009. 264 p. ISBN 978-966-383-204-3.
2. Smallman R. E., Bishop R. J. Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering. 6th ed. Oxford : Butterworth-Heinemann, 1999. 448 p.
3. Cahn R. W., Haasen P. Physical Metallurgy. 4th ed. Amsterdam : Elsevier, 1996. 2880 p.
4. Donachie M. J., Donachie S. J. Superalloys: A Technical Guide. 2nd ed. Materials Park, OH : ASM International, 2002. 439 p.
5. Zhang Y., Zhou Y. J., Lin J. P. et al. Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys. Advanced Engineering Materials. 2008. Vol. 10, No. 6. P. 534–538.
6. Reed R. C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge : Cambridge University Press, 2006. 372 p.
7. Sims C. T., Stoloff N. S., Hagel W. C. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. New York : Wiley, 1987. 614 p.
8. Lai G. Y. High-Temperature Corrosion and Materials Applications. Materials Park, OH : ASM International, 2007. 461 p.
9. Callister W. D., Rethwisch D. G. Materials Science and Engineering: An Introduction. 9th ed. Hoboken, NJ : Wiley, 2014. 984 p.
10. Pollock T. M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties. Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22, No. 2. P. 361–374.
11. Yeh A. C., Tin S. Effects of Ru and Re Additions on the High-Temperature Stability of Ni-Based Superalloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 2006. Vol. 37, No. 9. P. 2621–2631.
12. Saunders N., Miodownik A. P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. Oxford : Pergamon, 1998. 479 p.
13. Lukas H. L., Fries S. G., Sundman B. Computational Thermodynamics: The CALPHAD Method. Cambridge : Cambridge University Press, 2007. 324 p.
14. Gessinger G. H. High-Temperature Materials: Nickel-Based Superalloys. Materials Science and Engineering. 1984. Vol. 65, No. 1. P. 119–132.
15. Wu Q., Song Y. et al. Role of Yttrium in the Oxidation Resistance of Ni-Based Superalloys. Corrosion Science. 2008. Vol. 50, No. 6. P. 1678–1685.
16. Caron P., Khan T. Evolution of Ni-Based Superalloys for Single Crystal Gas Turbine Blade Applications. Aerospace Science and Technology. 1999. Vol. 3, No. 8. P. 513–523.
17. Warren P. J., Cerezo A. Rhenium Distribution in Ni-Based Superalloys and Its Effect on Creep Properties. Materials Science and Engineering: A. 1998. Vol. 250, No. 1–2. P. 88–92.
18. O'Hara K. S., Suzuki W. M. et al. The Effects of Ruthenium Additions on the Microstructure and Properties of Ni-Based Superalloys. Superalloys 2004. Warrendale, PA : TMS, 2004. P. 911–920.
19. Pint B. A. Oxidation Behavior of Ni-Based Superalloys with Reactive Element Additions. Oxidation of Metals. 1997. Vol. 48, No. 3–4. P.303–328.
20. Gleeson B. Thermal Barrier Coatings for Aeroengine Applications. Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22, No. 2. P. 375–383.
21. Erickson G. L. The Development and Application of CMSX-10. Superalloys 1996. Warrendale, PA : TMS, 1996. P. 35–44.
22. MacKay R. A., Nathal M. V. The Role of Tantalum in Ni-Based Superalloys. Superalloys 1992. Warrendale, PA : TMS, 1992. P.207–216.
23. Liu L. R., Jin T. et al. Effect of Tantalum on the Microstructure and Properties of Ni-Based Superalloys. Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 479, No. 1–2. P.351–357.

24. Zhang J., Singer R. F. Effect of Boron on the Microstructure and Properties of Ni-Based Superalloys. *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52, No. 16. P.4801–4810.
25. Chen W., Chaturvedi M. C. Effect of Boron on the Microstructure and Mechanical Properties of Ni-Based Superalloys. *Materials Science and Engineering: A*. 1997. Vol. 229, No. 1–2. P. 163–168.
26. Kattner U. R. Thermodynamic Modeling of Multicomponent Phase Equilibria. *JOM*. 1997. Vol. 49, No. 12. P.14–19.
27. Porter D. A., Easterling K. E., Sherif M. Y. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. 3rd ed. Boca Raton, FL : CRC Press, 2009. 520 p.

Skachkov Viktor, professor, doctor of technical sciences, Zaporizhia National University, ORCID: 0000-0002-4447-4641

Kuriny Maksym, PhD student, Zaporizhia National University, ORCID: 0009-0004-5752-8954

Bekhter Ruslan, chief metallurgist of JSC "Ivchenko-Progres"

Hnatyshak Andrii, PhD student, Zaporizhia National University, ORCID: 0009-0007-3248-1733

ANALYSIS OF PHASE FORMATION PROCESSES IN COMPLEX ALLOYS

The study focuses on the phase formation processes in heat-resistant nickel alloys, which are critically important for the aviation and energy industries. These alloys operate under extreme conditions of high temperatures (up to 1373K) and mechanical stresses, particularly in turbine blades of aircraft engines, where exceptional strength and durability are required.

In multicomponent systems, the interaction of numerous elements leads to the formation of solid solutions (γ -matrix), intermetallic compounds (γ' -phase), carbides (MC, $M_{23}C_6$), borides (M_3B_2), and oxide films. Thermodynamic principles, particularly Gibbs free energy minimization, determine the stability of these phases, while kinetic factors, such as atomic diffusion, influence their formation rate.

The main phases in nickel alloys include: γ -matrix – a solid solution based on nickel with a face-centered cubic structure, ensuring plasticity; γ' -phase ($Ni_3(Al, Ta)$) – an intermetallic compound occupying up to 70% of the alloy volume in materials like CMSX-4 and serving as the primary strengthening phase; carbides, which enhance wear resistance; borides, which strengthen grain boundaries; oxide films, which protect against oxidation and reduce its rate by 30–40% at 1373K.

Each alloying element plays a specific role: nickel forms the base; aluminum and tantalum contribute to γ' -phase formation; chromium, molybdenum, and tungsten promote carbide formation; boron strengthens grain boundaries; rhenium and ruthenium slow diffusion, increasing creep resistance; rare-earth elements (Ce, Y, La, Nd) form protective oxide films, improving heat resistance.

Heat treatment optimizes the γ' -phase particle size (30–40 nm), increasing strength by 10–15%. Adjusting the alloy composition ensures phase balance, preventing harmful topologically close-packed phases, such as the σ -phase. Cooling rate control affects element segregation, and diffusion management, particularly using rhenium, which slows diffusion by 20–30%, enhances durability (Rhenium effect).

Keywords: phase formation, heat-resistant alloys, nickel, γ' -phase, carbides, borides, diffusion, heat treatment, alloying elements, creep resistance, corrosion resistance.