

Фізичні засади металургійної спадковості сплавів при плавленні і кристалізації

П. Ю. Волосевич, доктор фізико-математичних наук

С. Є. Кондратюк*, доктор технічних наук, професор

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

В межах сучасних уявлень про плавлення та кристалізацію металів і сплавів запропоновано модель, в якій переходи між агрегатними станами розглядаються з позицій теорії утворення зародків в умовах змін кількості та розмірів трьох їх типів від температури. Перший пов'язаний з наявністю кристалітів (зерен) вихідного стану на момент досягнення температури початку плавлення, розміри яких поступово зменшуються в умовах пружних лінійних змін ближнього порядку міжатомних зв'язків. Другий тип зародків належить самій рідині як субстанції і представлено атомними угрупованнями (кластерами) з новим порядком міжатомних зв'язків. Третій притаманний кластерам, ближній порядок міжатомних зв'язків в яких змінюється більшим темпом порівняно з вихідним станом. Запропонована модель дозволяє трактувати з позицій синергетичного підходу більшість експериментальних результатів та їх залежність від температурних режимів нагрівання та охолодження, зокрема і для випадку металургійної спадковості.*

Зусиллями багатьох експериментаторів на сьогодні стала очевидною багатогранність проблем спадковості, пов'язаних з особливостями формування структури сталей на всіх рівнях масштабної ієрархії їх будови під впливом різноманітних технологічних чинників [1 – 6]. Системні дослідження проявів спадковості зумовили доцільність розроблення модельних уявлень щодо плавлення і кристалізації металевих матеріалів на базі використання загальної теорії взаємодії зародків двох субстанцій у вигляді структурних елементів речовини (ЕР) і простору (ЕП), континум яких пов'язано з їх існуванням в різноманітних агрегатних станах (АС) від твердого до газоподібного [6, 7], чому і присвячена запропонована робота.

Виходячи з цього запропоновано графічну модель з урахуванням узагальнення теплових ефектів, визначених за допомогою диференційного термічного аналізу в інтервалі температур від наближених до початку плавлення ($T_{н.пл.} - T_1$) з поступовим перебігом до температури возгонки (T_B) для моно- і полікристалічного станів чистих металевих матеріалів (рис. 1 а). При цьому згідно [8] початок плавлення монокристалічного стану зміщений в бік більш високих температур відносно полікристалічного. Ця різниця збільшується із підвищенням швидкості нагрівання, що також

* Робота друкується в порядку обговорення

робить вірогідним її зв'язок із щільністю границь зерен на момент початку плавлення [9]. В зв'язку з тим, що особливості проявів теплових ефектів стосовно чистого металу у полі- і монокристалічному станах на сьогодні досконало не вивчені, а існуючі експериментальні данні свідчать про їх незначні відмінності, подальша побудова модельних уявлень здійснена з припущенням, що плавлення в обох випадках за однакових умов відбувається в одному і тому ж інтервалі температур між його початком (T_1) і закінченням ($T_{к.пл.} - T_3$) плавлення (рис. 1 а). Такий підхід не здатен суттєво змінити загальні закономірності процесів при спрощені системи описання.

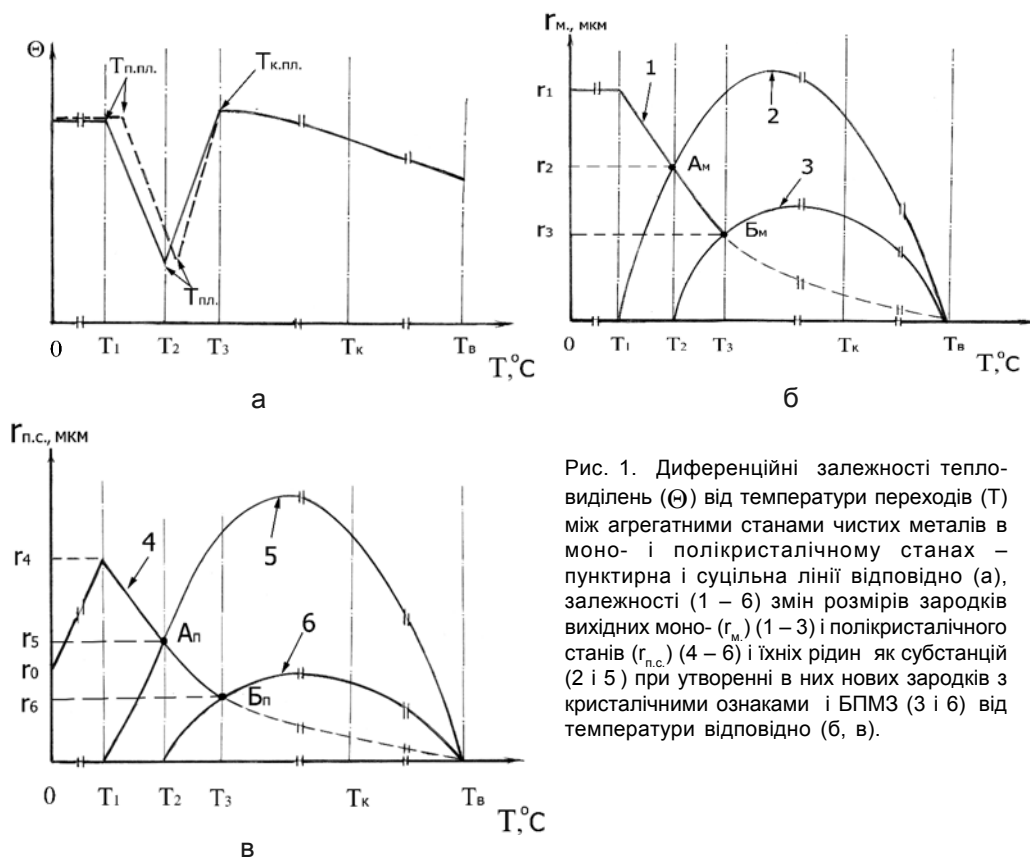


Рис. 1. Диференційні залежності тепло- виділень (Θ) від температури переходів (T) між агрегатними станами чистих металів в моно- і полікристалічному станах – пунктирна і суцільна лінії відповідно (а), залежності (1 – 6) змін розмірів зародків вихідних моно- (r_m) (1 – 3) і полікристалічного станів ($r_{п.с.}$) (4 – 6) і їхніх рідин як субстанцій (2 і 5) при утворенні в них нових зародків з кристалічними ознаками і БПМЗ (3 і 6) від температури відповідно (б, в).

Модель базується на тому, що вихідна кількість зерен і їх розміри залежать від стану матеріалу (моно- чи полікристалічний), температури і швидкості нагрівання до T_1 , де вони апроксимуються з певною кількістю зерен вихідного кристалічного стану, які успадковуються рідиною і мають ближній порядок міжатомних зв'язків (БПМЗ). Їх розміри вище T_1 в обох випадках монотонно зменшуються (рис. 1 б, в, криві 1 і 4) при збереженні до температур кінця плавлення (T_3) БПМЗ (рис. 2, крива 1) в межах пружного лінійного збільшення на 3 – 5 % параметра (a) відносно значень ґратки вихідного стану [9 – 11]. Чисельність кристалічних залишків вихідних

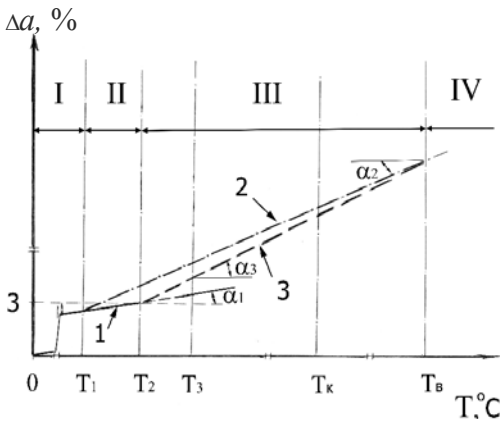


Рис. 2. Схема залежностей пружного зростання параметра a вихідної кристалічної ґратки металу в полікристалічному (ділянка I, крива 1) до T_1 та розплавленому стані (ділянки II – III), представленого змінами параметрів кластерів рідини з НПМЗ (штрих-пунктирна крива 2) до їх формування в субстанцію і кластерів, успадкованих рідиною від вихідного кристалічного стану з БПМЗ (крива 1 в інтервалі $T_1 - T_3$) та подібних нових, що утворюються в самій рідині як субстанції при T_2 і існують до T_g (крива 3) від температури нагрівання.

параболічним законом (рис. 1 б, в, криві 2, 5) і (рис. 3, криві 2, 5) і в інтервалі до температур плавлення (T_2) вони знаходяться в осцилюючому стані з залишками кристалічних структур вихідних станів. Припускається, що між T_1 і T_2 кожний зародок рідини в моно- і полікристалічному станах представлено тільки певними зростаючими її об'ємами (кластерами) з НПМЗ (рис. 2, крива 2). Термін НПМЗ використовується в запропонованій моделі, як віддзеркалення порушень в постійності числа найближчих сусідів (атомів) і відстаней між ними в рідині відносно БПМЗ вихідного кристалічного стану в інтервалі $0 - T_2$ (рис. 2). При цьому встановлюються тільки їх середні значення, котрі в запропонованій моделі змінюються з температурою при лінійному зростанні із більшим темпом НПМЗ в рідині в порівнянні із змінами параметра успадкованих кристалічних залишків.

структур в температурному інтервалі $T_1 - T_3$ не змінюється, залишаючись для монокристалічного стану на рівні одиниці на відміну від полікристалу, де вона відповідає певній кількості зерен ($N_{4п.}$) на момент досягнення T_1 (рис. 3, криві 1, 4 відповідно).

В основу моделі покладено експериментальні результати [7, 9, 11 – 15], які свідчать про те, що процес плавлення, пов'язаний з утворенням зародків рідини з мінімальними розмірами та новим порядком міжатомних зв'язків (НПМЗ) відбувається при наближенні до T_1 в моно- та полікристалах на їх поверхні в умовах зовнішнього підводу тепла з поступовим набуванням ознак і властивостей рідини. Розміри і кількість її зародків змінюються за

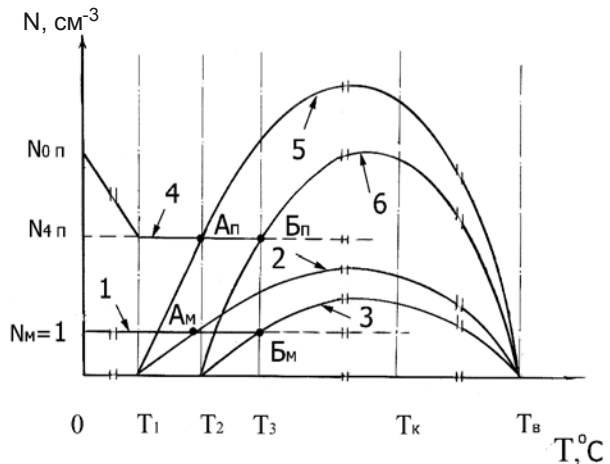


Рис. 3. Схема залежностей змін числа зародків (N) моно- (N_M) і полікристалічного ($N_{0п}$, $N_{4п}$) станів чистого металу (криві 1, 4) в інтервалі від 0 до T_3 , зародків їх рідин (криві 2, 5) зі змінами їх як субстанцій в інтервалі $T_1 - T_g$ та нових кристалічних зародків кластерів (криві 3, 6), що існують в рідинах в інтервалі $T_2 - T_g$.

Зародки рідини з НПМЗ, як до, так і після їх об'єднання в субстанцію взаємодіють із залишками елементів з БПМЗ обох вихідних станів, з поступовим утворенням суцільних, зростаючих за розмірами прошарків рідини вздовж їхніх границь. Завдяки підвищеній рухомості в них атомів такі прошарки сприяють збереженню відокремленості один від одного успадкованих кластерних угруповань залишків, підтримуючи в обох вихідних станах незмінною їх кількість аж до T_3 (рис. 3, криві 1, 4) в умовах мінімізації розмірів внаслідок розчинення з поверхні (рис. 1 б, в, криві 1, 4).

Модель дозволяє розглядати кілька варіантів розвитку подій при подальшому підвищенні температури. Перший припускає, що момент досягнення температури плавлення (T_2) в обох вихідних станах є відповідальним за виникнення в зростаючих об'ємах рідин, нових кластерів зародків кристалічного стану з мінімальними розмірами (рис. 1 б, в, криві 3, 6) і числом (рис. 3, криві 3, 6), пружні зміни ближнього порядку в яких за темпом зростання перевищують зміни параметра кластерних залишків вихідного стану (рис. 2, крива 3). До цього етапу плавлення присутність в зародках рідини атомних угруповань з БПМЗ забезпечується тільки залишками успадкованої вихідної кристалічної матриці, яка при нагріванні монокристалу відіграє роль єдиного зародка (рис. 3, крива 1), що поступово зменшується (рис. 1 б, крива 1) в умовах пружного лінійного збільшення параметра кристалічної ґратки при підвищенні температури. При цьому загальне збільшення Δa на етапі I рис. 2 не перевищує 3 % від параметра її вихідного стану до нагрівання [10]. Відповідно до запропонованої моделі подальше підвищення температури в інтервалі $T_2 - T_3$ сприяє злиттю вихідних зародків рідини в обох випадках в субстанцію із зростаючим об'ємом і підвищеним темпом збільшення НПМЗ (рис. 2, крива 2 на початку етапу III). Збільшення її об'єму при досягненні T_2 супроводжується формуванням в його середовищі нових кластерів – зародків кристалічного стану з мінімальним числом, розміром та БПМЗ, в яких поступово зростає з температурою за темпом, що перевищує його зміни в залишках кристалітів вихідних станів (рис. 2, крива 3). В подальшому температурному інтервалі до T_v їх розміри і чисельність в обох вихідних станах змінюються за параболічними залежностями від температури (рис. 1 б, в, рис. 3, криві 3, 6) при відповідних розташуваннях максимумів парабол в інтервалах, наближених до температур кипіння (T_k). У випадку полікристалічного стану кількості зародків рідини з НПМЗ і нових кристалічних кластерів зародків з БПМЗ значно переважають їх чисельність при плавленні монокристала. Це пов'язано як із структурними особливостями, так і з об'ємами матеріалів в обох випадках (монокристал значно менший за зразок полікристалічного стану). Відзначимо, що розміри і темп змін БПМЗ кристалічних залишків вихідних станів після досягнення T_3 в точках B_m і B_n (рис. 1 б, в) відповідно набувають значень тих, що утворилися в рідинах і в подальшому існують в однаковій якості, збільшуючи свою кількість за рахунок зменшення розмірів в умовах збільшення загального об'єму рідини.

Другий варіант розвитку подій може бути пов'язаний із швидким розпадом (руйнуванням) успадкованих рідиною кристалічних залишків вихідного стану відповідних розмірів в умовах їх значних перегрівів до T_3 на більшу кількість подібних з меншими розмірами і підвищеним темпом зростання величини БПМЗ. В цьому випадку утворення кристалічних кластерних зародків в самій рідині з моменту досягнення T_2 не передбачається.

Третій варіант зберігає можливість одночасної реалізації першого і другого випадків. Відзначимо, що всі три варіанти подій не суперечать експериментальним даним, які спостерігаються після швидких охолоджень спінінгуванням, отриманих з перегрітих до температур, наближених до T_k розплавів, металевих стрічок з максимально дисперсними кристалічними структурними елементами. Подібний ефект не спостерігається в обох випадках в умовах охолоджень з інтервалу вище T_1 та нижче T_3 .

Таким чином модель поведінки речовини може бути представлена як суперпозиція закономірностей змін розмірів, кількості та порядку міжатомного зв'язку від температури трьох типів зародків. Перший послідовно характеризує вихідні кристалічні стани (моно і полікристал), яким притаманні структури на моменти досягнення T_1 з певною кількістю та розмірами зерен, які апроксимуються з успадкуванням відповідного числа і розміру їх залишків з БПМЗ розплавами в умовах пружного збільшення їх параметра, який зростає за лінійною залежністю до T_3 . Другий вид представлено зародками – кластерами рідини мінімальних розмірів з НПМЗ, який змінюється також за лінійним законом, але з більшим темпом відносно попереднього випадку аж до T_b (рис. 2, крива 2). Їх поява і розвиток регламентовані параболічними законами змін розмірних і кількісних параметрів.

Поява третього виду кластерних зародків пов'язана з формування самої рідини в субстанцію в температурному інтервалі $T_2 - T_3$. Він представлений новими кластерами – зародками кристалічного стану, чисельність і розміри яких змінюються за параболічними залежностями від температури в інтервалі $T_2 - T_b$ і мають більший темп зростання БПМЗ за його зміни в успадкованих кристалічних залишках (рис. 2).

Переформування успадкованих залишків кристалічної фази з БПМЗ та більшими розмірами при T_2 в нові з параболічними залежностями змін їх розмірів і кількості може бути пов'язано з їх руйнуванням (розділенням) на менші кластери. Цей процес може бути викликаний особливостями в змінах умов існування залишків вихідної кристалічної фази в контакт з новим середовищем – рідиною, в якій подібні нові кластери існують вже в самій рідині в умовах підвищеного темпу зростання в них БПМЗ. Означене може супроводжуватись заміною більш повільного розчинення з поверхні успадкованих від вихідних станів залишків кристалічної фази в умовах її перегріву, на їх розділення з середини на менші фрагменти, поява та подальше існування границь між якими пов'язані з необхідністю гармонізації вздовж них обмежених для кожного АС інтервалів частот і амплітуд коливальних процесів всередині кожного не тільки з сусідніх елементів

структури твердого стану, а і відповідних кластерів в рідині, визначаючи особливості змін їх розмірних і кількісних параметрів від температури.

Проведений аналіз дозволив виявити точки перетинів $A_m - B_m$ і $A_n - B_n$ на рис. 1 б, в та рис. 3 відповідних пар залежностей змін розмірів та кількостей зародків (1 – 2, 1 – 3 та 4 – 5, 4 – 6) в обох вихідних станах – первинних, успадкованих від моно- і полікристалічної матриці та нових з НПМЗ і БПМЗ, утворення яких пов'язано із рідинами і їх змінами в інтервалі температур нагрівання до T_b . Існування означених точок відкриває можливості подальшого розглядання поведінки зародків від швидкості зміни температури, в тому числі і при охолодженні, що здійснюється за допомогою аналізу особливостей змін розмірів та кількості зародків в їх околах. З огляду на закономірності металургійної спадковості поновлення монокристалічного стану буде визначатися особливостями змін швидкостей охолодження з інтервалів між точками $A_m - B_m$, які характеризують стан рідини в умовах збереження єдиного успадкованого від вихідного стану кристалічного зародка найбільшого (критичного) розміру (r_3) при T_3 , який і забезпечує металургійну спадковість (в межах певних швидкостей нагрівання та охолодження) шляхом поновлення кристалографічних і розмірних параметрів вихідного монокристалу, яке здійснюється подібно до зародження на підкладинці, що набуло експериментальних підтверджень в технологіях вирощування монокристалів [16]. При переході через точку B_m ситуація суттєво змінюється і система зародків потрапляє в умови, коли в рідині, що сформувалась як субстанція, існує одночасно відповідно до першого випадку два типи зародків кристалічного стану. Перший в кількості один належить вихідному монокристалу, в той час як другий, що сформувався в рідині в значно більшій кількості з тим же розміром і типом порядку (ближній), параметри якого збільшуються з підвищенням температури більшим темпом. В таких умовах охолодження з температурного інтервалу, що лежить вище точки B_m , буде забезпечуватись значно більша чисельність здатних до реалізації критичних зародків кристалічного стану з розмірами більшими за r_3 (рис. 1 б). Ці обставини в умовах подальшого зростання загальної кількості кластерних зародків зберігаються в досить широкому інтервалі температур нагрівання вище T_k , що унеможливорює прояви спадковості між первинними і вторинними структурами після плавлення і кристалізації особливо при швидких охолодженнях з температурного інтервалу $T_3 - T_k$.

В умовах другого варіанту подій при досягненні температурних інтервалів $T_2 - T_3$ відбувається руйнування з середини успадкованої кількості залишків вихідного кристалічного стану на значно (в рази) більшу кількість фрагментів (кластерів) з меншими розмірами. Це також не сприяє збереженню в умовах кристалізації проявів металургійної спадковості при охолодженнях від температур вище T_3 .

Третій варіант, пов'язаний з одночасною реалізацією перших двох, повинен сприяти ще більшому набуванню чисельності тепер вже однотипних кластерів зародків в інтервалі $T_3 - T_k$ з відповідними змінами БПМЗ при відсутності проявів металургійної спадковості.

Модель легко трансформується для розгляду особливостей поведінки при плавленні полікристалічного стану однофазного чистого металу, яке може починатись при більш низьких температурах (рис. 1 а, суцільна лінія) по границях та в потрійних стиках зерен, що виходять на поверхню вихідного стану [8]. В цих місцях завдяки особливостям атомної будови границь між монокристалічними елементами структури (зернами) відбувається зниження температури плавлення відносно монокристалічного стану, що пов'язано з поліпшеними умовами утворенням зародків (первинних кластерів) рідини з мінімальними розмірами і НПМЗ.

Наведене свідчить про збереження загальних особливостей поведінки всіх типів кластерних зародків в моно- і полікристалічному станах від температури. Різниця стосується тільки успадкованих зародків вихідного полікристалічного стану, величини яких можуть зменшуватись на порядки (в умовах високих швидкостей нагрівання та охолодження) по відношенню до монокристала. Крім того розміри та загальна кількість кристалічних зародків в відповідних точках перетинів A_n і B_n (рис. 1 в та рис. 3, криві 4 – 5 і 4 – 6 відповідно) буде різна при, практично, багаторазовому їх збільшенні в околі точки B_n за рахунок нових, які утворюються в рідині з моменту досягнення інтервалу $T_2 - T_3$. Відповідно означеному, перехід до полікристалічного стану сприяє, в першу чергу, зростанню на порядки кількості його зародків, успадкованих рідиною від вихідного на момент досягнення T_2 з наступним її значним набуванням у відповідності до розглянутих випадків.

Таким чином в полікристалічному стані, як і в монокристалічному спостерігається подібність перебігу процесів утворення кластерних зародків при наявності точок перетинів відповідних залежностей від температури їх числа та розмірів. Останнє є визначальним що до подібної поведінки особливостей реалізації металургійної спадковості і у випадку полікристалів. Відзначимо, що перехід до другого і третього варіантів розмноження кластерів з БПМЗ в рідині не вносить принципових змін в особливості реалізації процесів, які сприяють, або унеможливають металургійну спадковість.

Найбільша її вірогідність при плавленні і кристалізації обох вихідних станів при нагріванні і охолодженні з температурних інтервалів між точками А і Б, де процес визначається наявністю критичних розмірів зародків – кластерів, успадкованих від вихідного кристалічного стану, чисельність яких дорівнює числу зерен на момент досягнення T_1 при тому, що в розплаві з досягненням T_2 одночасно можлива присутність і певної кількості нових подібних зародків з БПМЗ, які утворились безпосередньо в рідині, але не реалізуються в даних умовах за рахунок їх значно менших розмірів. Підвищення температур в інтервал $T_3 - T_k$ супроводжується вирівнюванням розмірів обох типів зародків з БПМЗ, що сприяє значному збільшенню їх чисельності в точках Б. Це значно змінює умови спадковості і робить її не можливою при дотриманні достатніх швидкостей при нагріваннях і охолодженнях. Подальше підвищення температури нагрівання до T_k

супроводжується зменшенням розмірів означених зародків кластерів з БПМЗ при збільшенні їх чисельності, реалізація якої при кристалізації потребує значно більших переохолоджень, а відповідно і швидкостей охолодження. З наближенням до T_v кількість і розміри зародків з БПМЗ і НПМЗ зменшується до мінімальних разом із зменшенням загального об'єму рідини.

Таким чином, змінюючи величину температур нагрівання і охолодження розплавів та їх швидкості, ми можемо свідомо змінювати наявність чи відсутність проявів металургійної спадковості.

Запропонована модель дозволяє представити в термінах загальної теорії зародження весь континум агрегатних станів кристалічних матеріалів в температурному інтервалі від T_1 до T_v , як послідовність змін параметрів кожного виду зародків з утворенням при відповідних критичних температурах певних закономірностей виникнення їх осцилюючих станів від кристалічного до газоподібного.

Модель передбачає зміни в особливостях поведінки систем зародків в моно- і полікристалічних станах чистих металів при проведенні нагрівань та охолоджень поблизу точок перетинів $A_m - B_m$ та $A_n - B_n$ (рис. 1 б та рис. 3) залежностей їх розмірів та числа від температури при відповідних особливостях проявів металургійної спадковості, в тому числі і від швидкостей термічних обробок. Це збігається з експериментальними даними [4]. В запропонованій моделі незалежно від АС матеріалу ЕР і ЕП на кожному масштабному рівні їх об'ємів і об'єднань з них в межах певних поверхонь або структурних границь, існування яких пов'язано з необхідністю гармонізації вздовж них обмежених для кожного АС інтервалів частот і амплітуд коливань їх елементарних часток в різних напрямках для кожного з сусідніх елементів структури кристалічного стану, або відповідних їх кластерів в рідині, існують певні за розмірами угруповання елементарних часток кожного, здатні полегшувати умови їх взаємних переходів.

Чисельність і розмірні параметри угруповань таких елементів – зародків – кластерів, а також межі їх існування для кожного АС змінюються за параболічними залежностями від величин і швидкостей змін термодинамічних параметрів.

Структури поверхонь і границь між такими зародками в їх угрупованнях в межах кожного АС також змінюється залежно від масштабних рівнів і термодинамічних параметрів, утримуючи певні системи ЕР і ЕП (з окремих атомів і порожнин), об'єми яких в межах кожного з АС різні і мають змінний порядок міжатомних зв'язків відносно ближнього, визначеного в кристалічному стані.

Таким чином кожний з АС в означених для нього інтервалах змін термодинамічних параметрів як на поверхні, так і всередині (по відповідним границям) утримує певні елементи структур межуючих станів з наближеними до них порядками міжатомних зв'язків. В умовах підвищення температури кожне з подібних угруповань виконує свої функції. Так, угруповання ЕР з відмінними від ближнього ПМЗ в межах поверхні і

границь кристалічного стану є в певному розумінні зародками рідини як субстанції при плавленні та возгонці, в той час як угруповання (кластери) з БПМЗ, зменшуючи свої розміри з температурою при збільшенні кількості до T_k фактично зберігають зародки кристалічного стану, які в залежності від температури, розмірів і кількості забезпечують ті чи інші умови формування вторинних структур, в тому числі і від умов кристалізації.

Чисельність і розміри зародків кожного АС змінюються від температури за параболічними залежностями, в той час як порядки розташування атомів від температури кожного змінюються лінійно і пружно з різними темпами.

Література

1. Никитин В.И., Никитин К. В. Наследственность в литых сплавах. – М.: Машиностроение, 2005. – 476 с.
2. Шпак А. П., Лісов В.І., Куницький Ю.А. Кристалізація і аморфізація металевих систем. – Київ: Академперіодика, 2002. – 208 с.
3. Ніконов О.С. Структурутворення і спадковість литих конструкційних сталей // Металознавство та обробка металів. – 2004. – № 4. – С. 34 – 44.
4. Кондратюк С. Є. Структурутворення, спадковість і властивості литої сталі. – Київ: Наук. думка, 2010. – 175 с.
5. Егоров Н.Т., Алимов В.И. Наследственность и аустенизация низколегированных сталей // Металл и лите Украины. – 2001. – № 3 – 4. – С. 32 – 35.
6. Гаврилин И.В. Общие принципы строения жидких и твердых металлов, плавления и кристаллизации // Металлургия машиностроения. – 2002. – № 4. – С. 10 – 16.
7. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов. – Владимир: ВлГУ, 2000. – 255 с.
8. Глейтер Г., Чалмерс Б. Большеугловые границы зёрен. – М.: Мир, 1975. – 374 с.
9. Майборода В.П., Шпак А.П., Куницький Ю.А. Структурные аспекты теории плавления и затвердевания. – Киев: Академперіодика, 2002. – 124 с.
10. Лариков Л.Н. Физические основы прочности и пластичности металлов. – М.: Металлургиздат, 1963. – 233 с.
11. Бернал Дж. Д. Структура жидкостей. – М.: Наука, 1967. – С. 117 – 127.
12. Убеллоде А. Плавление и кристаллическая структура. – М.: Мир. – 1969. – 419 с.
13. Роговский А.Н. Исследование кластерных структур в расплавах и их использование для совершенствования металлургических технологий. Дис. ... кандидата технических наук / Липецкий государственный технический университет, 2007. – 162 с.
14. Скребцов А.М. Разрушение кластеров металлических расплавов при нагреве // Процессы литья. – 2006. – № 5. – С. 6 – 11.
15. Бакай А.С. Фрактальные структуры гетерофазных состояний жид кости // Материаловедение. – 2009. – № 6. – С. 2 – 7.
16. Багдасаров Х.С. Высокотемпературная кристаллизация из расплава. – М.: Физматлит, 2004. – 160 с.

Одержано 03.11.15

П. Ю. Волосевич, С. Е. Кондратюк

Физические основы металлургической наследственности сплавов при плавлении и кристаллизации

Резюме

В рамках современных представлений о развитии плавления и кристаллизации чистого металла в моно и поликристаллическом состояниях предложена модель, в которой эти процессы рассматриваются с позиций общей теории зародышеобразования, как суперпозиция в особенностях изменений количества и размеров зародышей трех типов от температуры. Первый связан с наличием определенного количества кристаллитов (зерен) исходного состояния, размеры которых в условиях плавления уменьшаются с температурой при упругом изменении ближнего порядка межатомных связей. Второй тип зародышей принадлежит самой жидкости как субстанции и представлен группировками атомов (кластеров) с новым порядком межатомных связей. Третий характерен для кластеров, ближний порядок межатомных связей в которых изменяется большим темпом по сравнению с исходным состоянием. Предложенная модель позволяет объяснять с позиций синергетического подхода большинство экспериментальных результатов и их зависимость от температурных режимов нагрева и охлаждения, в том числе и для случая металлургической наследственности.

P. Yu. Volosevich, S. Ye. Kondratiuk

Physical fundamentals of metallurgical heredity of alloys at melting and crystallization

Summary

In line with modern view on melting and crystallization of pure metal of mono and polycrystalline states a model is proposed in which the relevant processes are considered from the standpoint of the general theory of nucleation as a superposition of features of changes in the number and size of 3 types on the temperature. The first is associated with the presence of a constant amount of crystallites (grains) of initial state, the size of which at melting gradually decrease with temperature. The second type of nuclei concern groups (clusters) of atoms with new order of interatomic bonds. The third type of nuclei belong to cluster with short range order of interatomic bonds which rapidly changes in comparison with initial state. The model proposed using synergetic approach allows to explain majority of experimental data and their dependence on temperature modes of heating and cooling, including the case of metallurgical heredity.