

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

Фізико-технічний інститут, Інженерно-фізичний факультет

(повне найменування інституту, факультету)

Кафедра фізичного матеріалознавства

(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

магістр

(ступінь вищої освіти)

на тему Віялоподібний кооперативний ріст пластинчастих зерен
в чистих металевих системах

Виконав: студент(ка) VI курсу, групи ІФ-218м

Спеціальності 132 «Матеріалознавство»

(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)

«Прикладне матеріалознавство»

Шульженко В.В.

(прізвище та ініціали)

Керівник Ольшанецький В.Ю.

(прізвище та ініціали)

Рецензент

(прізвище та ініціали)

м.Запоріжжя
2019

Форма № 25

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»
 (повне найменування закладу вищої освіти)

Інститут, факультет Фізико-технічний інститут, Інженерно-фізичний факультет
 Кафедра фізичного матеріалознавства
 Ступінь вищої освіти магістр
 Спеціальність 132 «Матеріалознавство»
 (код і найменування)
 Освітня програма (спеціалізація) «Прикладне матеріалознавство»
 (назва освітньої програми (спеціалізації))

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

Ольшанецький В.Ю.« 6 » 12 / 2019 року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)

Шульженко Валентина Валентинівна

(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проекту (роботи) Віялоподібний кооперативний ріст пластинчастих зерен в чистих металевих системах

керівник проекту (роботи) Ольшанецький В.Ю. професор, д.т.н.,
 (прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом закладу вищої освіти від « 14 » 11 / 2019 року № 388

2. Строк подання студентом проекту (роботи) 6.12.2019р

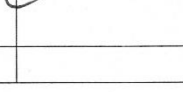
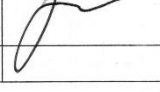
3. Вихідні дані до проекту (роботи) науково-методичні матеріали, що стосуються кооперативного росту пластинчастих зерен, матеріали преси.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1.Евтектичне перетворення в різнофазних системах. 2 Формування пластинчастих евтектик в однофазному середовищі.3 Віялоподібний ріст кристалів в однофазному середовищі. 4 Формування евтектичних структур при спрямованій кристалізації жароміцних сплавів. 5 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

1.Види евтектик різнофазного та фіброго типу. 2.Енергетичні умови утворення евтектик і конгломератів 3. Теоретична модель структури фіброго типу та відповідні аналітичні співвідношення 4. Теоретична модель віялоподібного типу та відповідні аналітичні співвідношення. 5. Теоретичні і реальні моделі спрямованого лінійного росту кристалів при формуванні деталей двигунів. 6. Ступінь впливу параметрів на швидкість поширення кристалізаційного фронту.

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1-4	Ольшанецький Вадим Юхимович професор, д.т.н.		
5	Нестеров Олександр Васильович доцент, к.т.н.		
Нормо - контроль	Ткач Дар'я Володимирівна доцент, к.т.н.		

7. Дата видачі завдання « 14 » 11 2019 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1	Закріплення та узгодження завдання		
2	Підбір матеріалів		
3	Підготовка першого розділу	14-18.11	
4	Підготовка другого розділу	18-22.11	
5	Підготовка третього розділу	22-28.11	
6	Підготовка четвертого розділу	28.11- 5.12	
7	Підготовка п'ятого розділу		
8	Подання на нормо-контроль	6.12	

Студент(ка)

(підпис)

Шульженко В.В.
(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)

(підпис)

Ольшанецький В.Ю.
(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна магістерська робота з теми: "Віялоподібний кооперативний ріст пластинчастих зерен в металевих системах". 86 с., 29 рис., 33 джерел.

Об'єктом дослідження є утворення віялоподібних зерен в металевих системах.

Предмет дослідження - віялоподібний ріст кристалів в однофазному середовищі.

Мета дипломної роботи - розглянути і дослідити утворення віялоподібних кристалів в однофазному середовищі.

Досліджено віялоподібний ріст кристалів в однофазному середовищі. Математичний аналіз росту віялоподібних колоній стовпчастих зерен дуже громіздкий, тому розглянуто найпростіший випадок однофазної колонії зерен якої-небудь фази, що зростають в тому самому фазовому середовищі,

ВІЯЛОПОДІБНИЙ РІСТ, ОДНОФАЗНЕ СЕРЕДОВИЩЕ, ПЛАСТИНЧАСТІ КРИСТАЛИ, ЕВТЕКТИЧНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ, КООПЕРАТИВНИЙ РІСТ

ЗМІСТ

Вступ.....	6
1 Евтектичне перетворення в різнофазних системах.....	7
1.1 Різновиди евтектик, що утворюються в різнофазному середовищі.....	7
1.2 Енергетичні умови утворення лінійно-пластинчастих евтектик та структур конгломератного типу.....	18
2 Формування пластинчатих евтектик в однофазному середовищі.....	24
2.1 Математично-аналітичні умови прямого та зворотного сумісного росту пластинчастих (стовбчастих) кристалів	24
2.2 Вплив домішок другої фази на процеси кооперативного росту.....	33
3 Віялоподібний ріст кристалів в однофазному середовищі.....	43
3.1 Вплив домішок на кінетичні параметри цього росту.....	43
4 Формування евтектичних структур при спрямованій кристалізації жароміцних сплавів.....	55
4.1 Формування структур евтектики при кристалізації жароміцних сплавів.....	50
5 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях.....	67
5.1 Аналіз потенційних небезпек.....	67
5.2 Заходи по забезпеченню безпеки.....	68
5.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці.....	71
5.4 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях.....	76
Висновки.....	80
Список використаних джерел.....	83

ВСТУП

Розвиток нового наукового напрямку фізика та хімія поверхні припадає на середину минулого століття, хоча інтенсивні дослідження явищ, що відбуваються на між фазних поверхнях поділу, почалися набагато раніше.

Відомо, що поверхня будь-якого тіла взаємодіє з навколишнім або робочим середовищем, властивості якого неперервно змінюються. Зміна властивостей середовища може привести до розчинення, випаровування або емісії поверхневих атомів. Це стосується конструкційних, інструментальних і функціональних матеріалів, а також більшості твердих тіл. Майже все, що нас оточує, поволі, але неминуче змінюється та деградує, реалізуючи певний еволюційний процес.

Іноді після фазо-утворення зовнішня поверхня поділу потрапляє в змінене за складом середовище, що викликає зміну її будови і властивостей.

Під час росту кристалів змінюється їх склад і структура, а в їх об'ємі та на поверхнях поділу утворюються структурні дефекти.

У роботі розвинуто уявлення щодо ролі різного типу поверхневих явищ у процесах керованого формування поверхневих шарів.

Енергетика меж зерен за певних зовнішніх умов (передусім підвищення температури) активізує міграційні процеси, що пов'язані з рухом меж зерен, це приводить до росту зерен або їх зникнення. Але процеси такого роду недостатньо висвітлені в світовій літературі, бо для пояснення кінетики цих змін використовують надто спрощені модельні уявлення, що не дає змоги отримати надійні з погляду точності кінетичні рівняння. Для розв'язання цієї складної проблеми розробили нові модельні підходи, що дозволило створити низку диференціальних рівнянь, розв'язок яких дає надійні кінетичні залежності, що добре узгоджуються з експериментальними даними на базі модельних бінарних систем з різними високочистими основами

1 ЕВТЕКТИЧНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ В РІЗНОФАЗНИХ СИСТЕМАХ

1.1 Різновиди евтектик, що утворюються в різнофазному середовищі

Вперше в 1929 р А. А. Бочвар[1] ввів уявлення про евтектичні колонії. У двохкомпонентній системі колонія - це структурна складова з двох фаз, які ростуть разом при їх певній кристало-орієнтаційній відповідності. Колонії під мікроскопом легко помітні, кожна з них проглядається окремо. Така евтектика називається нормальною. Тоді ж А. А. Бочвар ввів поняття грубого конгломерату, який іноді називають виродженою евтектикою.

Шайль 1946 р. ввів поняття аномальної евтектики і запропонував класифікацію евтектики: нормальна, аномальна, вироджена (розділена). У свою класифікацію Шайль вклав відповідність між морфологією і механізмом утворення евтектики. Класифікація Шайля, однак, не дозволяє співвідносити ту чи іншу конкретну систему з певним типом евтектики. В одній і тій же системі можуть виникнути евтектики різного типу в залежності, головним чином, від умов охолодження і від відмінності (подібності) просторових решіток дотичних твердих фаз. Крім того при утворенні колоній можливий різний механізм цього процесу в залежності від швидкості охолодження і наявності сторонніх домішкових атомів.

При утворенні евтектичною колонії одна з фаз є провідною. Вона називається так тому, що з'являється першою і стає зародком колонії. У переважній більшості випадків безпосередньо на ній кристалізується друга фаза. Далі вони ростуть разом у вигляді колонії, причому з великою швидкістю. Кожна з них сприяє зростанню інших. Припустимо, що в евтектиці Pb-Sn рис.1.1, [2] що містить 38% Pb і 62% Sn кристалізація починається з появи кристала олова. Тоді рідина навколо нього збагачується свинцем і твердий кристал свинцю відкладається на кристалі олова. Здавалося б природним чергування зазначених фаз і їх зростання при

контакті з рідкою фазою. Насправді механізм утворення евтектики складніше.



Рисунок 1.1 - Колонія нормальної евтектики в системі Pb - Sn

На рис. 1.2, г [2], дана структура евтектики α - розчин (на основі алюмінію) + CuAl_2 (θ -фаза), а на рис.1.2, а, б, в - схема послідовного утворення евтектики. Провідною фазою є CuAl_2 (темна пластина на рис. 1.2, а). При її утворенні рідина збіднюється міддю і збагачується алюмінієм. На поверхні пластини θ -фази викристалізуються ділянки α -фази, які внаслідок певного орієнтаційного співвідношення між двома твердими фазами і можна розглядати як гілку одного дендрита. Крізь ці гілки проростає θ -фаза (рис. 1.6, б), але її злиттю перешкоджає зростання α фази (рис. 1.2, в).

В результаті виходить колонія з двох кристалів, які пронизують своїми гілками один одного. За даними К. П. Буніна [3], і його учнів, утворення колонії у вигляді бікристала є основною формою нормальної евтектики. На рис.1.3 [2], показана еволюція формування стільникової евтектики. Чорна складова - провідна фаза. Обидві фази (чорна і біла) - монокристали. Нормальна евтектика характеризується загальним фронтом кристалізації обох фаз.

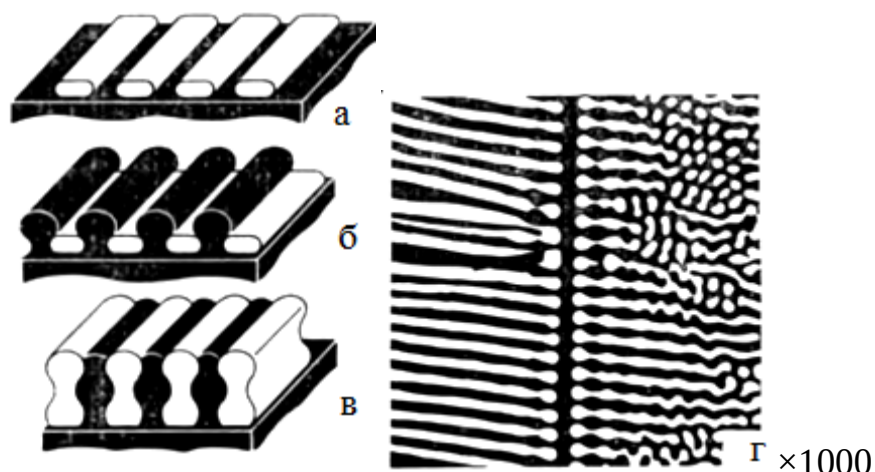


Рисунок 1.2 - Формування основи колоніальної ділянки: а-в - схеми; г - мікроструктура евтектики $Al + CuAl_2$.

Якщо евтектика складається з двох твердих розчинів, то провідною фазою є, як правило, твердий розчин на базі більш тугоплавкого компонента. Якщо ж одна з фаз проміжна або обидві фази проміжні, то провідною (базовою) буде фаза, більш складна в кристаллохімічному відношенні.

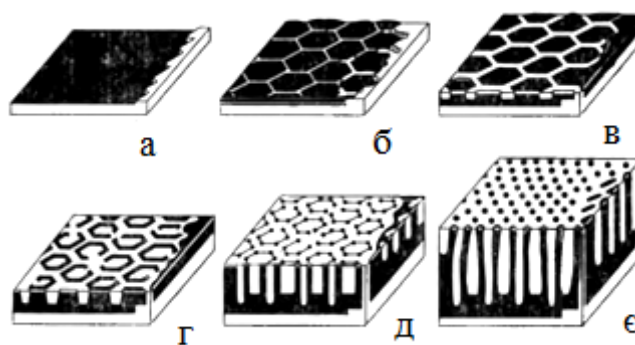


Рисунок 1.3 - Формування сотової евтектики твердого розчину при утворенні суцільного шару γ -фази на базовій пластині Fe_3C

У всіх випадках для провідної фази різниця між температурою ліквідусу і температурою T_m (межа метастабільності) більше, ніж для другої фази.

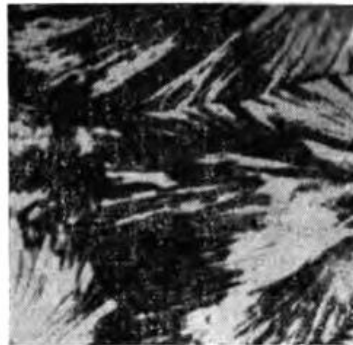


×100

Рисунок 1.4 - Переріз евтектичних секторів колоній Bi + твердий розчин на основі Sn (Bi - світлий, α -Sn темний)

У ряді випадків колонії розвиваються у вигляді секторів рис. 1.4 [2], або при дуже великій швидкості охолодження у вигляді сферолітів рис. 1.9

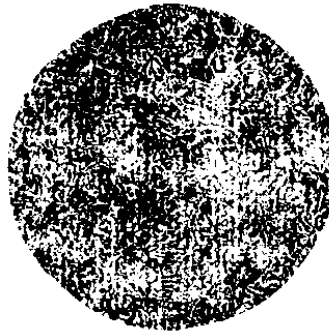
Сфероліти на рис. 1.5 отримані в тонких плівках при швидкості охолодження розплаву 10^5 K/c.



×250

Рисунок 1.5 - Сфероліти евтектики Al + CuAl₂

Аномальні евтектики утворюються в разі відсутності сполученого зростання фаз, при неврегульованому розташуванні кристалів цих фаз. Кордонів колоній немає зображено на рис 1.6 [1] .

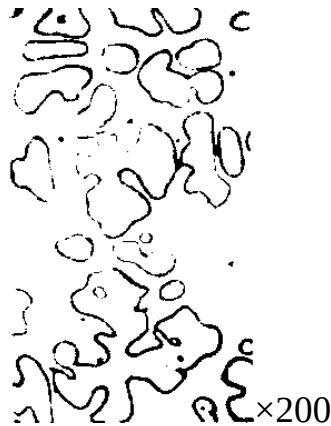


×120

Рисунок 1.6 - Аномальна евтектика в системі Sb- Pb

Як правило, такі евтектики з'являються тоді, коли тверді фази значно різняться своїми ґратками і кристало-геометричної відповідності при їх зіткненні не виникає. З теорії А. А. Бочвара слід, що для отримання розділеної евтектики потрібно, щоб швидкість охолодження була незначною, тобто ΔT повинно бути малою. Так, в системі Cd- Sn таку евтектику вдалося отримати тільки при швидкості охолодження розплаву 0,5 К / добу.

На рис. 1.7[2] приведена розділена евтектика (система Al- Sn) з двох твердих розчинів на базі алюмінію і олова.



×200

Рисунок 1.7 - Розділення евтектики Al - Sn

При збереженні плоского фронту кристалізації, наприклад при спрямованій кристалізації, можуть виходити стерженькові і пластинчасті евтектики. На рисунку 1.8[2] наведено приклад стерженькової евтектики. Відстань λ між стрижнями і пластинами залежить від переохолодження, яке

впливає також на швидкість росту евтектики R . Для пластин $\lambda^2 R = A$. Для стрижнів $\lg \lambda = B / \lg R$. A та B постійні, залежні від природи фаз.



×200

Рисунок 1.8 - Евтектичні стрижні карбіду танталу в матриці на основі кобальта (матриця витравлена так, що видно виступаючі стрижні)

Часто при затвердінні сплавів не евтектичного складу утворюється ясно виражена 100% евтектична структура без ознак первинної фази. Така структура називається квазіевтектичною. Вона виходить при переохолодженні рідкої фази. Важливо не тільки те, що рідкий розчин при заданих умовах охолодження переохолоджується по різному, в залежності від того, знаходиться він в метастабільній рівновазі з фазою A чи з фазою B . На рисунку 1.9[2] показано що при певній швидкості охолодження переохолодженість рідкої фази по відношенню до фази B значно більше, ніж по відношенню до фази A . При утворенні евтектики, фаза B є провідною. Евтектична точка при цьому зміщується від e до e' і сплав евтектичного складу в цих умовах твердне як доевтектичний. У ньому спочатку виділяється A , а за тим - евтектика. При підвищенні швидкості охолодження (переохолодження) область квазіевтектичної структури зміщується в сторону від евтектичної точки, як показано на рис. 1.10[2] (Заштрихована область).

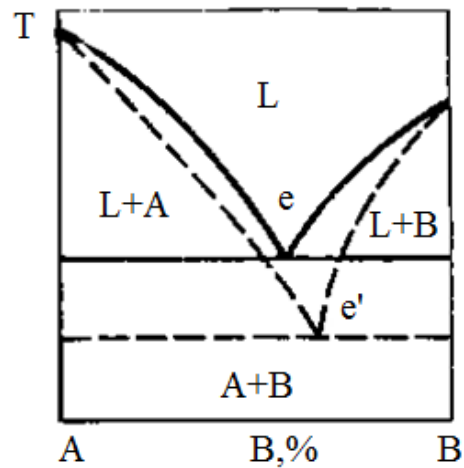


Рисунок 1.9 - Схема діаграми з різним ступенем переохолодження

При такому зміщенні квазіевтектичні структури при будь-якому ΔT будуть утворюватися тільки в сплавах, склад яких відрізняється від евтектичного. Сплав евтектичного складу не матиме тільки евтектичну структуру.

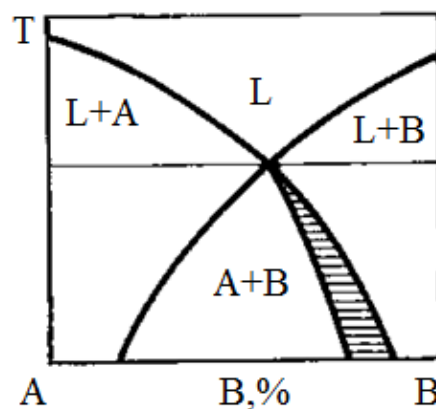


Рисунок 1.10 - Зміщення області утворення квазіевтектичних структур (заштрихована)

Таке ж явище можна спостерігати при введенні в розплав модифікатора (поверхнево активної речовини), який по своїй фізичній природі абсорбується на поверхні кристалів В (розглянутий випадок) і тим самим перешкоджає їх росту.

Якщо гранулювати рідкий чавун в воді, то хімічним аналізом найдрібніших дрібинок виявляється в їх складі графіт. Причиною його

появи є, мабуть, мікро-гетерогенність рідкого розчину. Наявність в рідині мікро-угруповувань вуглецю встановлено вимірюванням в'язкості щільності і електроопору. Центрифугування рідкого чавуну з подальшим вивченням розподілу вуглецю по довжині зразка дозволило оцінити величину таких угруповань. У звичайних чавунах метод оптичної металографії не виявляється графітних частинок. Луски так малі, що їх поперечні перерізи в площині шліфа не помітні. У чавунах, модифікованих магнієм, частинки графіту, що мають кулясту форму і великі розміри, виявляються і мікроскопічно. Відступ від повної молекулярної змішаності є спільною особливістю розплавів евтектичного типу при невеликих перегрівах.

Залежно від складу і умов затвердіння розплаву аустеніт, графіт і цементит можуть рости діючи окремо чи колективно.

Кристали аустеніту формуються у вигляді дендритів, гілки яких утворюють в розплаві сітку в трьох взаємно перпендикулярних кристалографічних напрямках. $\{100\}$.

Графіт зростає в рідині у вигляді пластинчастих або рівновісних включень, в різного ступеня наближаються до форми кулі. У пластинах атоми вуглецю утворюють шари у вигляді сіток правильних шестикутників, розташованих уздовж площини базису (0001). У межах кожного шару атоми утримуються міцними ковалентними зв'язками. Між шарами діють слабкі поляризаційні сили, що зумовлюють характерні особливості формування графітних кристалів: анізотропію зростання і розщеплення пластин в розгалужені розетки. З тієї ж причини полегшено утворення нормальних до базисної площини гвинтових дислокацій, що забезпечують відносно швидке зростання кулястих включень графіту, що складаються з пірамідальних кристалітів, вершини яких сходяться в центрі включення. Рентгенографічно і мікроаналізом деформованих включень (рис. 1.11, а [33]) встановлено, що (площині базису перпендикулярні висот цих кристалітів і огранювати включення. Перетини кулястого графіту на мікро-шліфі залежать від

положення січної площини і пов'язані з характером руйнування включення при поліруванні.

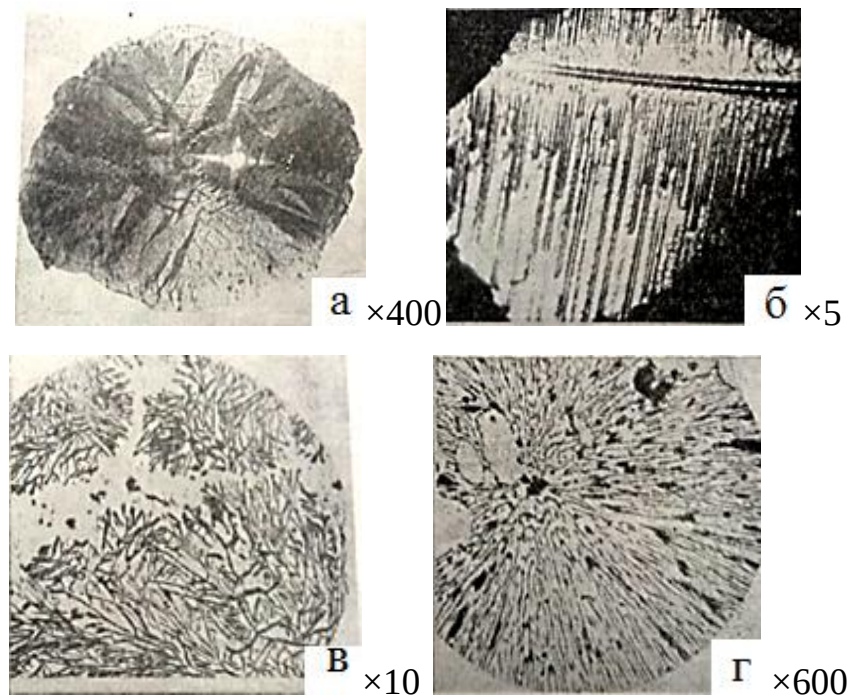


Рисунок 1.11 - Включення високо вуглецевих фаз і перерізу колоній аустеніто-графітної евтектики

Цементит є хімічною сполукою, що характеризується орторомбічною ґраткою і комбінованим міжатомним зв'язком. Як і графіт, він має шарувату структуру. Між шарами діють зв'язки металевого типу. Специфіка атомної структури сприяє утворенню в рідині пластин цементиту, що формуються шляхом пошарового наростання двовірних дендритів (рис. 1.11, б). Вони ограновані площиною (001) і текстуровані в напрямку [010]. Таке зростання забезпечує найбільший розвиток поверхонь з мінімальною вільною енергією.

Анізотропія сил міжатомних зв'язку в цементиті, подібна спостерігається в графіті, визначає схожість деяких властивостей високо вуглецевих фаз чавуну: анізотропію зростання, твердості і теплового розширення, легкість ковзання уздовж базисної площини при деформації і розщеплення вздовж неї при зростанні.

Найбільше промислове застосування отримали доєвтектичні чавуни. Їх затвердіння відбувається в два етапи. Спочатку кристалізуються дендрити надлишкового аустеніту, а потім евтектика. Закономірності кристалізації аустеніту докладно розглядаються в металографії сталі.

Першими в рідині евтектичного складу виникають кристали графіту, на їх поверхні зароджується аустеніт. В ході спільного зростання двох фаз утворюються евтектичні колонії. Графіт у вигляді розгалуженої розетки представляє скелет колонії, укладений в аустеніті. Евтектична кристалізація відбувається шляхом дифузійного поділу рідкого розчину біля поверхні колонії і нашарування аустеніту і графіту. Вуглець, який виділяється з рідини, осідає на крайках гілок графіту, що є провідною фазою (рис. 1.11, в). Обидві фази в межах колонії безперервні.

При мікроаналізі сірого чавуну видно ізольовані перетини гілок графітного скелета. Це породжує хибні уявлення про те, що колонія містить окремі пластинки графіту. Методами стереометричних металографії показано, що графітна фаза евтектичною колонії є одним розгалуженим включенням. Ступінь розгалуження графітного скелета підвищується зі збільшенням переохолодження рідини. А форма колоній наближається до сферичної. При великих переохолодженнях формуються кулясті колонії тонкої аустенітної графітної евтектики (рис. 1.11, г). Утворенню тонкої евтектики сприяє обробка розплаву, що призводить до збільшення переохоложеності: перегрів, вакуумування, прискорення охолодження, добавка модифікаторів. Мабуть, вони змінюють ступінь мікрогетерогенності розплаву і погіршують його підготовленість до розпаду. Послідовною со-шліфовкою колоній і іншими методами стереометричних металографії показано, що різні типи переохолодженого графіту є перетину тонко розгалуженого графітного включення, центральний розріз якого наведено на рисунку 1.11, г.

В модифікованих чавунах евтектична кристалізація змінюється так, що кулясті включення графіту, які виникли в рідині, обволікаються аустенітом і

в міру відведення атомів заліза і кремнію зростають за рахунок дифузії вуглецю з рідини через аустеніт. Аустеніт не тільки першим вростає в рідину, а й надає графітним включень компакту форму. Евтектичний розпад описуваного типу слід назвати аномальним, оскільки лише одна з фаз евтектики стикається з рідким розчином. На цій стадії затвердіння рівноважна форма графітних включень обумовлена, мабуть, специфікою евтектичною реакції. Це підтверджується відсутністю модифікатора в зонах кулястого графіту евтектичного походження.

Для виявлення розподілу модифікаторів при дослідженні характеру міжфазного і внутрішньо-фазового розподілу домішок використовується локальний рентгеноспектральний аналіз. При розпаді рідкого розчину на аустеніт і цементит в умовах малих переохолоджень можна отримати структуру грубого конгломерату фаз. У доевтектичних чавунах в цьому випадку евтектичних аустеніт нашаровується на гілках надлишкового, а цементит зростає між-гілок.

При спільній кристалізації аустеніту і цементиту в білому чавуні зазвичай формуються евтектичні колонії стільникової будови - ледебурит. Подібно до того як графіт зароджується і веде кристалізацію колоній в сірому чавуні, цементит зароджує і веде кристалізацію ледебуриту. Мікроскопічну картину формування ледебуритного колонії зручно простежити на заевтектичних чавунах.

На рисунку 1.12[33], а-в показана мікроструктура зразків білого чавуну підданих з метою контрастування карбідних фаз, окислювальному травленню. Зі збільшенням соевтектики. Чітко видно відмінність в розміщенні фаз в колоніях.

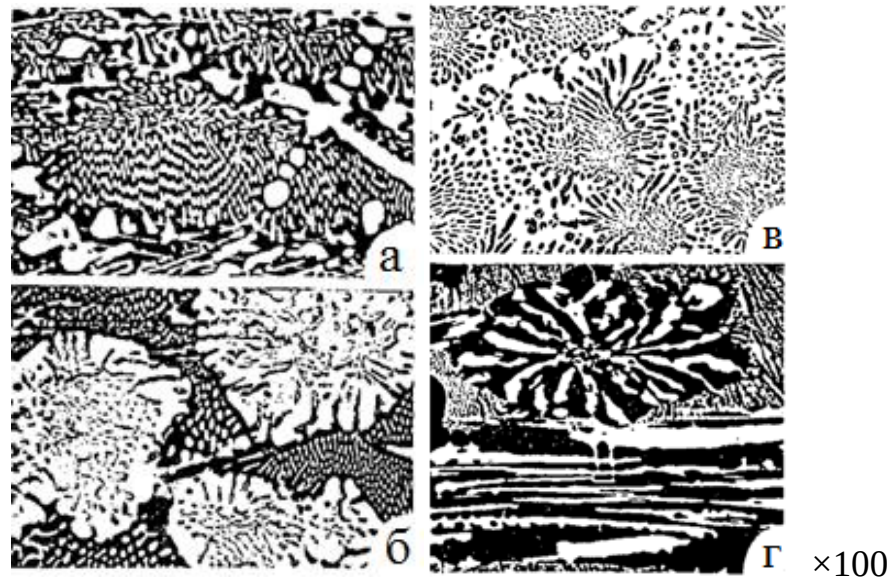


Рисунок 1.12 - Структура білого чавуну: а -0,0% V, б- 7,9% V;
в - 9,8% V ; г - 14% Cr

При досить високому вмісті хрому в ході затвердіння чавуну формується евтектика $\gamma + (\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$. Колонія цієї евтектики складається з розгалуженого карбідного скелете і аустенітної матриці. На рисунку 1.12, г показаний: поперечний і поздовжній розрізи колонії хромистого чавуну, загартованого в ході затвердіння .

1.2 Енергетичні умови утворення лінійно-пластинчастих евтектик та структур конгломератного типу

З точки зору змін поверхневої енергії найбільший інтерес представляють сплави, одержувані в процесі затвердіння багатофазної структури, а найбільша група сплавів цього типу - евтектики. Існує кілька типів евтектики в залежності від їх структури, які володіють певними загальними ознаками. Класифікацію евтектики проводять з урахуванням

безперервності розміщення структурних складових або здатності формування в процесі кристалізації граней кристалів з низькими індексами Міллера.

Найбільш раціональним здається поділ з точки зору взаємної зв'язку кристалізації обох твердих фаз, тобто, поділ з точки зору можливості взаємного (гетерогенного) зародкоутворення однієї фази на інший. У разі, коли це, явище відбувається, то отримують нормальні евтектики.

Якщо гетерогенне зародкоутворення обмежується однією фазою або взагалі не відбувається, то утворюються аномальні евтектики.

Типовим прикладом нормальних евтектики є пластинчаста евтектика (рис. 1.13 [32]). Завдяки гетерогенному зародкоутворенню обох фаз, вони взаємно орієнтуються і поверхня, яка їх розділяє стає площиною. Викривлення поверхні розділу може спостерігатися в разі, коли градієнт концентрації складових в рідині не буде перпендикулярний фронту кристалізації.



Рисунок 1.13 - Мікроструктура пластинчастої евтектики

Дифузія складових рідини вимагає великих градієнтів концентрації в разі волокон в порівнянні зі смугами і, отже, великих переохолоджень.

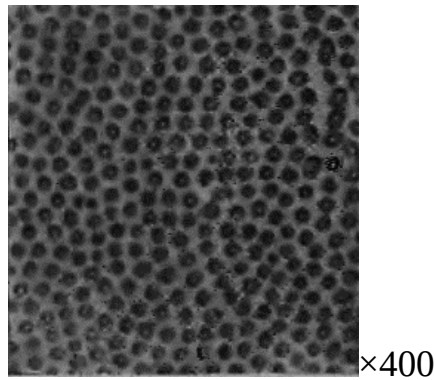


Рисунок 1.14 - Мікроструктура волокнистої евтектики

У свою чергу смугаста структура дає більшу поверхню поділу між фазами в порівнянні з волокнистою структурою, внаслідок чого зменшення енергії в процесі кристалізації буде меншим. Характер евтектичної структури визначається впливом обох цих факторів. Для великих відносних об'ємів фази, що утворює волокна, ефект зменшення енергії міжфазних кордонів превалував і при цьому виходила б волокниста структура.

Однак, як стверджує Чеддвік, зміна об'ємного співвідношення фаз не робить вирішального впливу на структуру. Він представив волокнисту структуру евтектики, як результат різниці в швидкості кристалізації обох фаз, так як результат невиконання вимоги безпосереднього взаємного зв'язку кристалізації фаз евтектики. Таким чином, волокнисті евтектики відносяться до аномальних евтектик.

Аналіз поверхневої енергії в місці стику трьох фаз, що беруть участь в кристалізації евтектики, дозволяє зробити висновок про те, що необхідною умовою взаємного зародкоутворення є наступна нерівність:

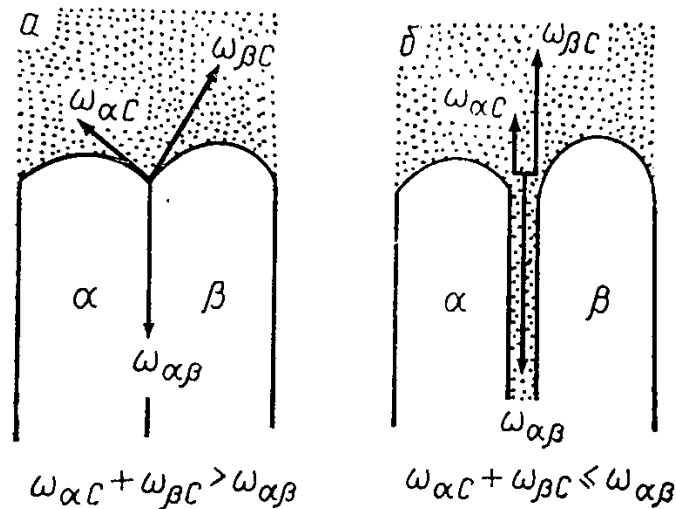
$$\omega_{\alpha\gamma} + \omega_{\beta\gamma} > \omega_{\alpha\beta},$$

$$K_E = (\omega_{\alpha\gamma} + \omega_{\beta\gamma}) / \omega_{\alpha\beta} > 1$$

$$(\omega_{\alpha\gamma} + \omega_{\beta\gamma}) / \omega_{\alpha\beta} > 1$$

Це умова смугастої структури евтектик. Зворотний хід процесу

кристалізації між фазами евтектики стає неможливим і з'являються аномальні структури.



а - можливість утворення існує; б - немає можливості

Рисунок 1.15 - Зв'язок двогранного кута змочування з можливістю взаємного гетерогенного зародкоутворення фаз евтектики

Якби кристалізація однієї фази не залежала від іншої, то виходила б волокниста структура при більшій різниці в швидкості їх гомогенного зародкоутворення.

Величина цього критерію для нормальної евтектики більше одиниці, в той час як для ледебуриту, в якому аустеніт кристалізується у вигляді волокон, цей критерій менше одиниці,

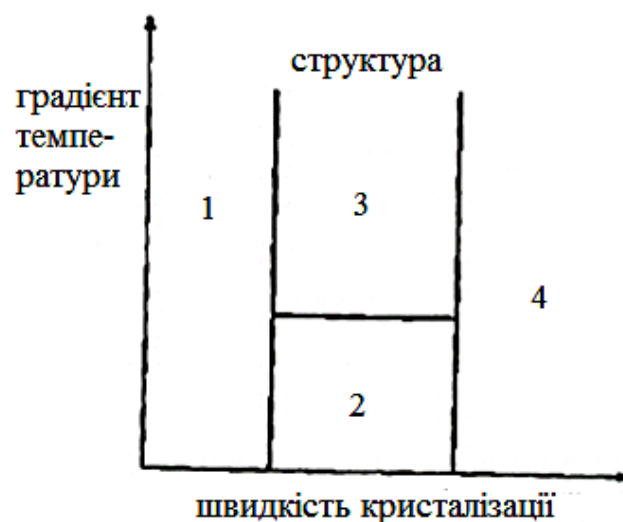
Для модифікованих евтектики, отриманих або в результаті зміни швидкості кристалізації (Sn-Zn), або за допомогою спеціальних добавок (Al-Si, Fe-C) величина критерію близька до одиниці.

Для інших класифікаційних критеріїв евтектики лише Рамболл і Кондик ввели значення поверхневої міжфазної енергії. Хоча відповідно до цих авторів, з основ гетерогенного зародкоутворення слід, що нормальні евтектики утворюються в тому випадку, якщо:

$$(\omega_{\alpha\gamma} + \omega_{\beta\gamma})/\omega_{\alpha\beta} < 1$$

з аналізу експериментальних даних ця межа спостерігається при 0,25. Вирішальним фактором, який при кристалізації аномальних евтектик визначає, буде вона мати волокнисту або глобулярну структуру (ізотермічних частинок), є, по Тіллеру, швидкість зародкоутворення дискретної фази.

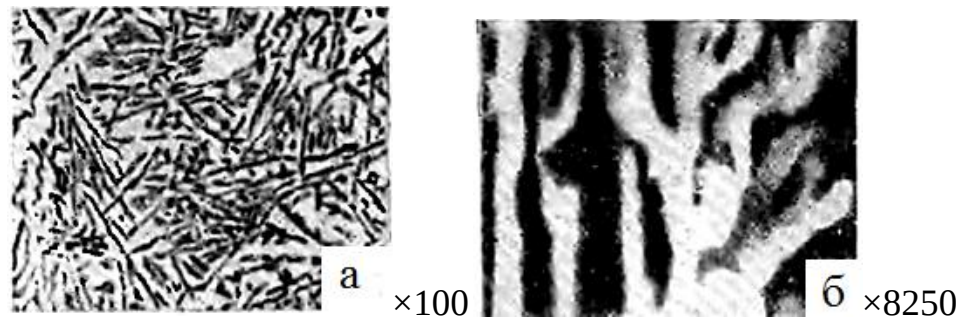
При великій різниці поверхневих енергій на кордоні тверда фаза - рідка фаза, а також енергії активації переходу атомів з рідини в кристал швидкість гомогенного зародкоутворення фази, яка важко кристалізується була б малою в порівнянні з фазою, яка легко кристалізується. В результаті цього кристалізація частинок першої з згадуваних фаз відбувалася б в основному внаслідок перенасичення евтектичною рідини складової, яка важко кристалізується, як результат переважної кристалізації другої фази. При такому механізмі кристалізації в разі сильної анізотропії фаз їх виділення відбувається у вигляді волокон. Якщо наведене відмінність в швидкості зародкоутворення невелика і немає анізотропії властивостей, то стає можливим утворення глобулярної евтектики



1-невизначена; 2 - пластинчаста; 3 - безладно орієнтовані плоскі зерна; 4 - волокниста

Рисунок 1.16 - Схематична залежність структури евтектики від умов кристалізації

Схематично зв'язок структури з цими величинами представлена на рисунку 1.17. Прикладом структур, що кристалізуються довільно, є модифікований силумін (рис. 1.17, а).



а-пластинчаста евтектика: б - волокниста евтектика

Рисунок 1.17 - Мікроструктура аномальної евтектики:

В результаті чисельних спостережень встановлено, що структура евтектики змінюється в залежності від двох основних чинників: температурного градієнта (при переохолодженні), а також швидкості кристалізації.

Вивчення спрямованої кристалізації волокнистих евтектики має велике значення при розробці, наприклад нових типів жароміцних сплавів.

2 ФОРМУВАННЯ ПЛАСТИНЧАСТИХ ЕВТЕКТИК В ОДНОФАЗНОМУ СЕРЕДОВИЩІ

2.1 Математично-аналітичні умови прямого та зворотного сумісного росту пластинчастих (стовбчастих) кристалів

Розглянемо кінетику поздовжнього паралельного росту різних структур колоніального типу під дією постійної рушійної сили. Ця сила може мати різну фізичну природу, але в суто термодинамічному плані вона дорівнюватиме різниці питомих значень об'ємної вільної енергії по обидва боки фронту реакції. З утворенням такого роду колоній ми стикаємось, досліджуючи кристалізаційні явища або явища, пов'язані з міграцією меж у гомогенному (структурно однорідному на мікроскопічному рівні) середовищі. Це, наприклад, і утворення евтектичних колоній під час кристалізації багатокомпонентної рідини і колоній-комірок за умов переривчастого розпаду твердої матриці, і деякі інші випадки, про які йдеться нижче.

Незважаючи на ряд помітних особливостей, різним процесам, що приводять до формування колоніальних ("стовпчастих") структур, властиве і щось спільне, що дає змогу розглядати кінетику їх росту з єдиних позицій. Це наявність змінної стримувальної (протирушійної) сили сумісного росту кристалів, що належать до окремої групи. Поява сили опору зумовлена тим, що в перерізі межовий фронт будь-якої такої колоніальної групи складається з опуклих колових сегментів постійної або дискретно-змінної ширини, тобто вздовж лінії фронту кривина межі увесь час відрізняється від нуля і не є безперервною функцією радіуса її викривлення.

Якщо розглядати деяку колоніальну групу, яка тільки що сформувалася як вихідний складений зародок (центр), готовий до подальшого поздовжнього росту (поперечний ріст таких груп доволі детально описано в літературі [4], тому тут його не розглядатимемо), то рушійна сила вздовж

фронту росту буде або залишатися постійною, або ж періодично змінювати свою величину. І той, і інший випадок детально розглянуто нижче.

Зважаючи на існування стримувальної сили (того ж лапласівського тиску), що змінюється у часі, можна вважати, що колоніальні структури в сплавах (як і сфероїдизовані зернисті) формуються під дією змінної результуючої сили, а це надає особливого характеру сумісному, найчастіше паралельному росту кристалів однієї або декількох фаз [5].

Поздовжній ріст кристалів колонії передбачає послідовну реалізацію двох режимів: нестационарного і стаціонарного. Для останнього режиму характерна постійність швидкості росту всіх кристалів колоніальної групи, оскільки кривина сегментів межового фронту, починаючи з деякого моменту часу, перестає змінюватися.

Спочатку розглянемо найпростіший випадок, який, проте, має принципове значення, оскільки дає змогу визначити головні закономірності процесу росту колоніальних груп і отримати загальний вигляд необхідного для аналізу різних ситуацій розв'язку диференціального рівняння росту. Тут йдеться про ріст стовпчастих колоній в однофазному середовищі (випадок звичайної рекристалізації металу або однофазного сплаву з надлишком пружної вільної енергії).

На рис. 2.1 [6] (де H - максимальна довжина стовпчастого зерна, L - його ширина, $ahir$ - максимальна висота і радіус будь-якого сегмента фронту межі) зображено тризеренну колонію, яку приймемо за елементарну (за аналогією із зародковою колонією під час двофазної кристалізації).

Нехай початкові умови росту відповідають такій конфігурації межового фронту, коли уздовж нього повсюди виконується умова $\theta = 120^\circ$, а отже, $r_0 = L$ (r_0 - початкове значення радіуса кругового сегмента). Відповідно до того самого рисунка, θ - двогранний кут потрійного стику двох зерен колонії з великим зерном деформованої матриці. Зазначу, що така конфігурація фронту межі колонія-матриця буде стійкою за умови рівності рушійної та протирушійної сил міграції для кожного межового сегмента.

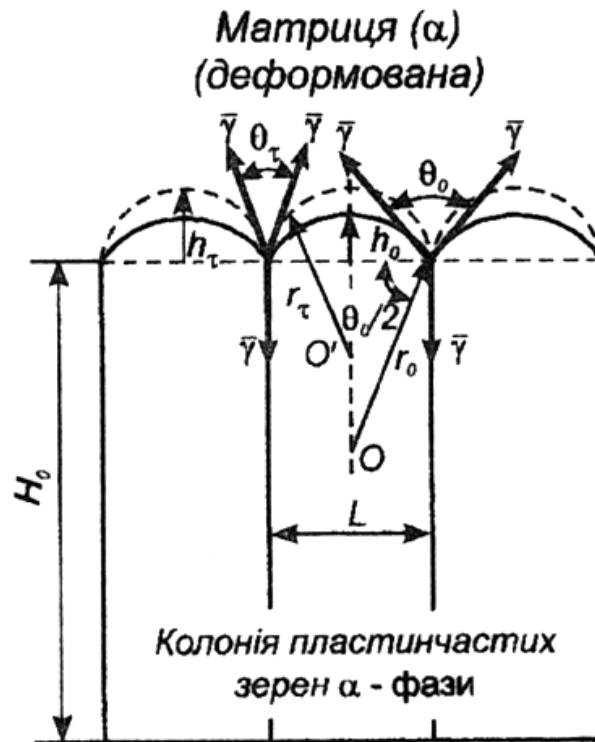


Рисунок 2.1 - Схема двозеренної однофазної колонії пластинчастого типу, що проростає у деформоване великорозмірне зерно

Швидкість поздовжнього росту будь-якої колонії в нестационарному режимі визначається за виразом:

$$\frac{dH}{d\tau} = \frac{dh}{d\tau} = m(P - \frac{2\gamma}{r}) \quad (2.1)$$

де m - рухомість межового сегмента;

P - рушійна сила росту;

γ - питома вільна енергія будь-якої межі поділу.

Крім того, $H = H_0 + h$, H_0 - довжина загальної ділянки межі двох суміжних стовпчастих зерен. У цьому режимі росту фактично характеризує швидкість зміни висоти h колового межового сегмента.

Ця висота пов'язана з радіусом межового сегмента співвідношенням:

$$h = r \left[1 - \sqrt{1 - \left(\frac{L}{2r}\right)^2} \right] \quad (2.2)$$

Оскільки $L / 2r < 1$, можна замінити наближеним виразом:

$$h_{\text{набл}} \cong \frac{L^2}{8r} \quad (2.3)$$

який отримують розкладанням у біномальний ряд відкиданням усіх членів вищих порядків малості, або строгішою формулою:

$$h = \alpha \frac{L^2}{8r}$$

де α - корегувальний множник, що дорівнює відношенню істинного значення максимальної висоти $h_{\text{до}}$ наближеного. Після нескладних перетворень приходимо до такого зв'язку цього множника з двограним кутом θ :

$$\alpha = \frac{2}{1 + \sin\theta/2} \quad (2.4)$$

Здебільшого цей множник можна не вводити, оскільки в межах зміни величини θ , він мало відрізняється від одиниці.

Оскільки $dh_{\text{набл}} = -\frac{L^2}{8r^2} dr$, рівнянню (2.2) можна надати такого вигляду:

$$\frac{dr}{d\tau} \cong \frac{br}{L^2} (1 - ar) \quad (2.5)$$

де знову $a = P/2\gamma$.

Перетворимо цей вираз до вигляду, зручного для інтегрування:

$$\int_{r_0}^r \frac{dr}{(1-ar)} \cong \frac{b}{L^2} \int_0^\tau d\tau \quad (2.6)$$

Після інтегрування отримуємо формулу:

$$r_0 \ln \frac{r}{r_0} - \ln \frac{1-ar}{1-ar_0} = \frac{b}{L^2} \tau \quad (2.7)$$

звідки виходить:

$$\frac{r}{1-ar} = \frac{r_0}{1-ar_0} \exp\left(\frac{b}{L^2} \tau\right) \quad (2.8)$$

Вводячи початкову умову $r_0=L$ і здійснивши процедуру інверсії над обома частинами рівності, отримуємо розв'язок диференціального рівняння (2.5) у вигляді:

$$r^{-1} \cong a + \left(\frac{1-aL}{L}\right) \exp\left(-\frac{b}{L^2} \tau\right) \quad (2.9)$$

Легко переконатися, що цей розв'язок задовольняє вищезгадану початкову умову. Оскільки в початковий момент часу $\tau = 0$, то одразу одержуємо очікувану рівність $r_0 = L$. Інша гранична умова $r = \infty$ теж відповідає цілком ясній фізичній картині, а саме: ріст у нескінченно тривалому нестационарному режимі є за характером згасним і завершується повною зупинкою всього процесу (стаціонарний ріст кристалів колонії в цьому випадку вже не встигає початися). Підставляючи $r = \infty$ в (2.9), отримуємо $a=1$, що свідчить про досягнення врівноваженого балансу рушійної та протирушійної сил міграції центральної ділянки межового сегмента, вибраної як зручний об'єкт для порівняння.

Звідси випливає (для великого значення L і малого τ) параболічний закон "згладжування" межового фронту колонії у нестационарному режимі її

"від'ємного" росту (тобто росту, під час якого відбувається "поїдання" колоній стовпчастих зерен монокристалічною матрицею) у вигляді:

$$r^2 - L^2 \cong 32m\tau \quad (2.10)$$

Комбінуючи (2.2) і (2.9), отримуємо рівняння, що пов'язує максимальну висоту межового сегмента h з часом нестационарного росту τ :

$$h = \frac{1}{8} \alpha L^2 \left[\frac{P}{2\gamma} + \left(\frac{1}{L} - \frac{P}{2\gamma} \right) \exp \left(-\frac{16m\gamma}{L^2} \right) \right] \quad (2.11)$$

Для того, щоб процес нестационарного росту стовпчастої колонії зерен був згасним, повинна виконуватися нерівність $d^2h / d\tau^2 < 0$ (крива процесу тоді буде обернена опуклістю догори). Зрозуміло, що ця умова практично очевидна, якщо $1/L - P/2\gamma < 0$ покажемо, що остання нерівність завжди виконується.

Стаціонарний режим росту встановиться у той момент, коли рушійна сила переміщення стиків стовпчастої колонії зерен зрівняється з рушійною силою міграції сегментів фронту цієї колонії. Рушійну силу переміщення стиків $P_{ст}$ можна оцінити за допомогою виразу:

$$P_{ст} = \gamma \left(2 \cos \frac{\theta}{2} - 1 \right) \frac{1}{L} \quad (2.12)$$

де $1/L$ - приблизна кількість межових стикових смужок на одиницю довжини фронту колонії ("густина" стовпчастих кристалітів), а γ має зміст модуля вектора поверхневого натягу. Очевидно, що в стартовій ситуації, коли $\theta=120^\circ$, $P_{ст}=0$. Потім у міру зменшення кута θ $P_{ст}$ зростає, а результуюча рушійна сила міграції $P_{рез} = P - \frac{2\gamma}{r}$, навпаки слабшає оскільки кривина сегментів увесь час збільшується. Після досягнення рівності $P_{ст}$

= $P_{рез}$ конфігурація межового фронту вже не зазнає в часі ніяких змін, оскільки стики зерен переміщатимуться з тією самою швидкістю, що і центральні частини їх головних сегментів (отже, сегмента надалі вже не змінюють радіуса, а сам процес їх переміщення у напрямі нормалі до межового фронту в цей момент стає стаціонарним).

Тепер знайдемо кінцеве (порогове) значення радіуса межового сегмента, після досягнення якого зміниться характер процесу росту (нестационарний поздовжній ріст стовпчастих зерен колонії замінюється стаціонарним). Для цього скористаємося тотожністю рушійних сил для цього моменту в розкритій формі:

$$P - \frac{2\gamma}{r_{пор}} = \frac{\gamma}{L} \left(\frac{L}{r_{пор}} - 1 \right) \quad (2.13)$$

Тут використано очевидне співвідношення $L/2r = \cos\theta/2$. Безпосередньо впливає вираз, що нас цікавить:

$$r_{пор} = \frac{3\gamma}{P + \frac{\gamma}{L}} \quad (2.14)$$

Покажемо, що формула зберігає фізичний сенс, лише якщо $P > \frac{2\gamma}{r}$. Оскільки в процесі росту $r < L$ і $P > 2\gamma/L$, то $PL + \gamma > 3\gamma$. В результаті отримуємо $r_{пор} = L \frac{3\gamma}{PL + \gamma} < L$, що цілком відповідає аналізованій фізичній картині. Після досягнення $r_{пор}$ двогранний кут θ стає помітно меншим за 120° і вже більше не змінюється. Конкретне значення кута θ для цього моменту часу можна встановити за допомогою співвідношення $\cos \frac{\theta}{2} = \frac{LP + \gamma}{6\gamma} > \frac{1}{2}$. Якщо P перетвориться нуль, ситуація змінюється на зворотну.

Для випадку стаціонарного процесу росту вираз набуває вигляду:

$$v_{\text{стац}} = \frac{dh}{d\tau} = m \left(P - \frac{2\gamma}{r_{\text{пор}}} \right) = \frac{1}{3} m \left(P - \frac{2\gamma}{L} \right) \quad (2.15)$$

Отже, стримувальна сила під час стаціонарного росту прямо пропорційна до міжзеренної енергії та густини розташування стовпчастих кристалів ($1/L$), що добре узгоджується з термодинамічним аспектом цього процесу.

Після інтегрування (2.15) отримуємо:

$$h = h_{\text{нестац}} + \frac{1}{3m} \left(P - \frac{2\gamma}{L} \right) (\tau - \tau_{\text{пор}}) \quad (2.16)$$

де $h_{\text{нестац}}$ - шлях, пройдений центральною ділянкою колового межового сегмента у разі реалізації нестаціонарного процесу росту;

$\tau_{\text{пор}}$ - час (пороговий), після досягнення якого відбувається зміна режиму росту.

Підстановка співвідношення (2.14) в (2.9) дає змогу аналітично оцінити час $\tau_{\text{пор}}$. З рівності виходить:

$$\frac{1}{r_{\text{пор}}} = \frac{1}{3L} + \frac{2}{3}a = a + \left(\frac{1 - aL}{L} \right) \exp \left(-\frac{b}{L^2} \tau_{\text{пор}} \right) \quad (2.17)$$

$$\frac{L \left(\frac{1}{3L} - \frac{1}{3}a \right)}{1 - aL} = \exp \left(-\frac{b}{L^2} \tau_{\text{пор}} \right) \quad (2.18)$$

і виходить:

$$\tau_{\text{пор}} = \frac{L^2}{m\gamma} \quad (2.19)$$

Отже, пороговий час залежить, передовсім, від питомої зерномежової енергії γ і рухомості меж m (L , строго кажучи, не може розглядатися як "жорстка" константа, оскільки в принципі може мати будь-яке значення).

Фізика розглянутого явища вимагає, щоб зміна процесу росту здійснювалася плавно (на кривій, що відображає весь процес росту зерен колонії не повинен спостерігатися в точні $\tau_{\text{пор}}$ розрив того або іншого роду). Показавши це, тим самим ще раз підкреслимо коректність підходу до розв'язання поставленої задачі й правильність всіх виведених співвідношень.

Криві обох процесів росту (криві вигляду $h = h(\tau)$ гладко зістиковуватимуться в точці $\tau_{\text{пор}}$, лише, якщо їх кутові коефіцієнти (миттєві швидкості) в цій точці збігатимуться. На підставі вище викладеного маємо:

$$k_{\text{нест}}(\tau_{\text{пор}}) = \frac{dh_{\text{нест}}}{d\tau} = -\frac{b}{8} \left(\frac{1 - aL}{L} \right) \exp \left(-\frac{b}{L^2} \tau_{\text{пор}} \right) \quad (2.20)$$

і

$$k_{\text{стац}}(\tau_{\text{пор}}) = \frac{dh_{\text{стац}}}{d\tau} = \frac{1}{3} m \left(P - \frac{2\gamma}{L} \right) \quad (2.21)$$

Для доведення рівності цих кутових коефіцієнтів достатньо перетворити перший із наведених виразів:

$$\frac{1}{3} m \left(P - \frac{2\gamma}{L} \right) \quad (2.22)$$

На закінчення цього розділу доцільно обговорити деякі деталі розглянутого достатньо складного механізму поздовжнього росту стовпчастих зерен колонії в однофазному середовищі. Насамперед, зазначимо, що вибір початку міграції складно профільної межі поділу "колонія - решта частини фази" є дещо умовним (точка відліку часу відповідає $\sum_{i=1}^3 \bar{\gamma}_i = 0$, причому $|\bar{\gamma}_1| = |\bar{\gamma}_2| = |\bar{\gamma}_3| = \gamma_i$; і отже $\theta = 120^\circ$). Якщо

γ_1 - питома енергія (модуль натягу) межі перше зерно - загальна частина матриці; γ_2 - енергія (модуль натягу) межі обох суміжних зерен, то умовою міграції стику у напрямку результуючої рушійної сили росту виступає нерівність $\bar{\gamma}_1 = \bar{\gamma}_2 = \bar{\gamma}_3$. Ця сама нерівність у формі $k = \frac{|\bar{\gamma}_1 + \bar{\gamma}_2|}{\bar{\gamma}_3} > 1$ визначатиме й умову росту пластинчастої (стовпчастої) колоніальної структури загалом. Передбачається, що в режимі нестационарної міграції центральної частини будь-якого колового сегмента межового фронту однофазної стовпчастої колонії наведені вище нерівності завжди виконуються, що з геометричних міркувань цілком зрозуміло, якщо для стартової позиції $\bar{\gamma}_1 + \bar{\gamma}_2 = \bar{\gamma}_3$ ($\theta = 120^\circ$).

Якщо ж $\bar{\gamma}_1 + \bar{\gamma}_2 < \bar{\gamma}_3$ але $P_{рез} > P_{ст}$, то в процесі міграції межі колонії з матрицею відбувається видозміна межового профілю аж до встановлення рівноважної стартової конфігурації, а далі процес росту вже повністю відповідає розглянутій вище картині.

2.2 Вплив домішок другої фази на процеси кооперативного росту

Розглянуто особливості кінетики утворення та усунення структур стовпчастого типу в однофазному середовищі з метою теоретичної оцінки ролі фактора як нерухомих, так і рухомих дисперсних включень вторинної фази [7-13]. Для цього створено теоретичну модель, що являє собою сукупність стовпчастих зерен з певною формою рівноважного профілю фронту (колові сегменти у перерізі) та трійчастими стиками зі збалансованими поверхневими натягами на початковій стадії.

Враховано різні рушійні та гальмівні сили термодинамічного походження, що надало можливість розділити процес пересування фронту на дві стадії: стадію нестационарного росту (викривлення граничних сегментів,

якщо нерухомі стики зерен) та стадію стаціонарного росту (коли складений межовий фронт колонії зерен просувається разом із потрійними стиками суміжних стовпчастих зерен). Згідно з роботами [13,14] вважали, що мікроскопічна рухомість фронту росту наперед задана, а всі особливості його переміщення зумовлені енергетикою різних меж поділу, що визначає як рушійні сили росту колонії, так і сили опору цьому процесові.

На рис. 2.2 [6] наведено схему перерізу елементарної двозеренної колонії. Нехай колоніальний фронт (у перерізі) є сукупністю однакових колових сегментів, які з'єднані між собою в точках виходу поздовжніх меж зерен колонії, утворюючи потрійні стики суміжних зерен-пластин колонії із великим зерном деформованої матриці, що контактує з нею. Цей рисунок за позначеннями не відрізняється від рисунку 2.1.

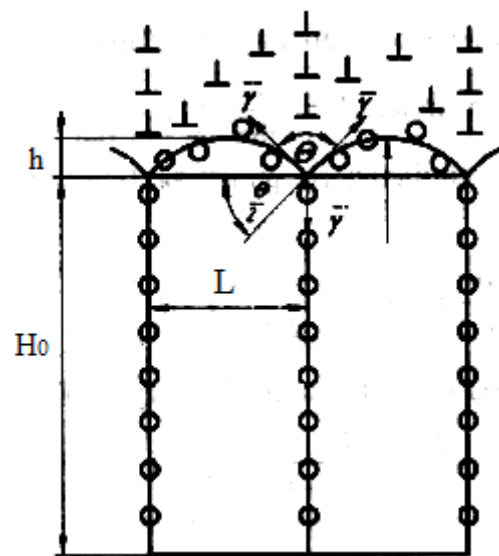


Рисунок 2.2 - Схема двозеренної колонії (у нормальній перетині), що проростає у деформовану матрицю під дією рушійної сили пружної природи

Швидкість поздовжнього росту пластинчастих зерен колонії визначається виразом на основі рівняння (23):

$$\frac{dH}{d\tau} = \frac{dh}{d\tau} = mP_{\Sigma} \quad (2.23)$$

в якому сукупна рушійна сила P_{Σ} має дещо інший зміст.

Цю результуючу рушійну силу, що діє на кожний сегмент межового фронту росту, можна подати у вигляді суми:

$$P_{\Sigma} = P - \frac{2\gamma}{r} + \frac{2\gamma}{r} \varepsilon_1 \quad (2.24)$$

де P - пружна рушійна сила;

$\frac{2\gamma}{r}$ - лапласівська сила гальмування викривлення сегмента, що спрямована до центра кривини колового сегмента (γ - питома зерномежова енергія),

а $\frac{2\gamma}{r} \varepsilon_1$ - додаткова рушійна сила росту, зумовлена термодинамічно вигідним збільшенням кількості частинок на циліндричній сегментній (у перерізі) смужці фронту росту зі зменшенням радіуса кривини; де $\varepsilon_1 = \frac{n_s \pi \rho^2}{P}$ (n_s - поверхнева густина нерухомих надлишкових сферичних частинок дисперсної фази виділення; ρ - радіус окремої частинки). Ця безрозмірна величина визначає середню частку прирощеної площі смужки граничного сегмента, що заміщена перерізами сферодів виділень (при цьому $0 \leq \varepsilon_1 < 1$).

Оскільки як і раніше $dh = -\frac{L^2}{8r} dr$ та $dh > 0$, виразу можна надати форми диференціального рівняння :

$$\frac{dr}{d\tau} = \frac{16m\gamma}{L^2} r \left(\frac{P}{2\gamma} r - 1 + \varepsilon_1 \right) \quad (2.25)$$

звідки отримаємо розв'язання у вигляді інтегрального виразу:

$$\int_{r_0}^r \frac{dr}{(ar - 1 + \varepsilon_1)} = \frac{b}{L^2} \tau \quad (2.26)$$

де $a = \frac{P}{2\gamma}$, $b=16m\gamma$, а в інтервал інтегрування за часом (τ) входить нульова точка.

Після інтегрування (2.25) з урахуванням $h \cong \frac{L^2}{8r}$ одержимо для h таку часову залежність:

$$h(\tau) = \frac{L^2}{8(1 - \varepsilon_1)} \left[a + \left(\frac{1 - \varepsilon_1}{L} - a \right) e^{\frac{b}{L^2}(1 - \varepsilon_1)\tau} \right] \quad (2.27)$$

Узявши похідну від (2.27) за часом, отримаємо вираз для швидкості нестационарного збільшення висоти граничного сегмента, якщо його кінці нерухомі (потрійні стики суміжних зерен):

$$v_h = \frac{dh}{d\tau} = m \left[P - \frac{2\gamma}{L} (1 - \varepsilon_1) \right] e^{\frac{b}{L^2}(1 - \varepsilon_1)\tau} \quad (2.28)$$

У міру подальшого викривлення граничних сегментів фронту росту рушійна сила, що діє на потрійні стики, зростає та утворює у функції радіуса гзалежність виглядає:

$$P_{ст} = \frac{\gamma}{L} \left(2 \cos \frac{\theta}{2} - 1 \right) + \frac{\gamma}{L} \varepsilon_2 = \frac{\gamma}{r} - \frac{\gamma}{L} (1 - \varepsilon_2) \quad (2.29)$$

де L^{-1} - приблизна кількість межових стикових смужок на одиницю довжини фронту колонії (тобто щільність розташування стовпчастих зерен);

$\frac{\gamma}{L} \varepsilon_2$ - додаткова рушійна сила міграції фронту реакції, щопов'язана із деяким термодинамічним виграшем у разі потрапляння сферичних частинок на плоску межу поділу двох суміжних пластин колонії, що росте.

Очевидно, що на початковій стадії, коли $\theta=120^\circ$, $P_{ст} = \frac{\gamma}{L} \varepsilon_2$. Далі, якщо поступово зменшується кут θ , рушійна сила $P_{ст}$ збільшується, а результуюча сила P_{Σ} навпаки, слабшає, оскільки кривина межових сегментів увесь час

зростає. Після досягнення балансу рушійних сил $P_{\Sigma}=P_{\text{ст}}$ конфігурація межового фронту у часі вже не змінюється (тобто стики стовпчастих зерен будуть пересуватися з тією самою швидкістю, що і центральні частини колових сегментів). Процес пересування складеної межі фронту росту набуває стаціонарного характеру.

Рівняння балансу рушійних сил, що діють на сегменти граничного фронту та його потрійні стики, в розкритій формі має вигляд:

$$P - \frac{2\gamma}{r} + \frac{2\gamma}{r}\varepsilon_1 = \frac{\gamma}{r} - \frac{\gamma}{L}(1 - \varepsilon_2) \quad (2.30)$$

Із урахуванням (2.27), (2.30), а також $\frac{L}{2r} = \left| \cos \frac{\theta}{2} \right|$, знайдемо пороговий радіус r_{Π} , пороговий двогранний кут θ_{Π} та пороговий час τ_{Π} , що визначають момент залучення у процес міграції (початок стаціонарного процесу) й самих міжзеренних стиків:

$$r_{\Pi} = \frac{(3 - 2\varepsilon_2)\gamma}{P + \frac{\gamma}{L}(1 - \varepsilon_2)} \quad (2.31)$$

$$\theta_{\Pi} = 2 \arccos \frac{aL + \frac{1}{2}(1 - \varepsilon_2)}{3 - 2\varepsilon_1} \quad (2.32)$$

$$\tau_{\Pi} = \frac{L^2}{b(1 - \varepsilon_1)} \ln \left[\frac{(3 - 2\varepsilon_1)(1 - \varepsilon_1 - aL)}{(1 - \varepsilon_1)(1 - \varepsilon_2) - aL} \right] \quad (2.33)$$

(в останньому рівнянні знову для зручності використано введені раніше позначення a та b). При цьому прийнято $(aL)_{\max}=2/2,5$.

Після підстановки (2.31) у вихідне рівняння (2.23) з урахуванням (2.24) отримуємо вираз швидкості росту колонії в умовах стаціонарного процесу:

$$v_{\text{ст}} = \frac{m}{3 - \varepsilon_1} \left[P - \frac{2\gamma}{L}(1 - \varepsilon_1)(1 - \varepsilon_2) \right] \quad (2.34)$$

При цьому важливо пам'ятати, що у разі стаціонарного переміщення усього складеного (багатосегментного) фронту росту ε_1 треба обов'язково врахувати, оскільки з погляду фізики процес міграції фронту повинен розглядатися як поперемінне (поетапне) здійснення двох мікропроцесів: деякого додаткового викривлення сегментів, що приводить до збільшення їх довжин, і подальшого підтягування стиків, що спричиняє також збільшення довжин (у перерізі), але вже плоских меж, які розділяють суміжні пластини-зерна колоніальної групи. До речі, саме це подовження плоских меж і викликає результуючу силу опору переміщення стиків у напрямку вектора росту $\frac{\gamma}{L}(1 - \varepsilon_2)$.

Якщо тепер підставити вираз для τ_{Π} (2.33) у співвідношення (2.28), то знову отримуємо вираз (2.34), що свідчить про збіг обох швидкостей росту (нестационарної та стаціонарної) в пороговій часовій точці. А це означає, що крива зміни k у часі не має ніяких розривів (інакше кажучи, процес росту, що містить обидва етапи, описується єдиною гладкою кривою з від'ємною кривиною).

Тепер розглянемо випадок, коли рушійна сила пружної природи відсутня (тобто $P=0$), а всі інші не змінюють характеру впливу. Для цієї ситуації маємо систему співвідношень, що описують процес односпрямованої збиральної рекристалізації:

$$\begin{aligned} h &= \frac{L}{8} e^{\frac{b}{L^2}(1-\varepsilon_1)\tau}; \\ r^2 - L^2 &\cong 2b(1 - \varepsilon_1)\tau \\ \text{при } \frac{2b(1 - \varepsilon_1)}{L^2}\tau &< 1 \\ v_H &= -\frac{2m\gamma(1 - \varepsilon_1)}{L} e^{\frac{b}{L^2}(1-\varepsilon_1)\tau} \\ r_{\Pi} &= \frac{(3 - 2\varepsilon_1)L}{1 - \varepsilon_2} \\ \tau_{\Pi} &= \frac{L^2}{b(1 - \varepsilon_1)} \ln \left[\frac{3 - 2\varepsilon_1}{1 - \varepsilon_2} \right] \end{aligned}$$

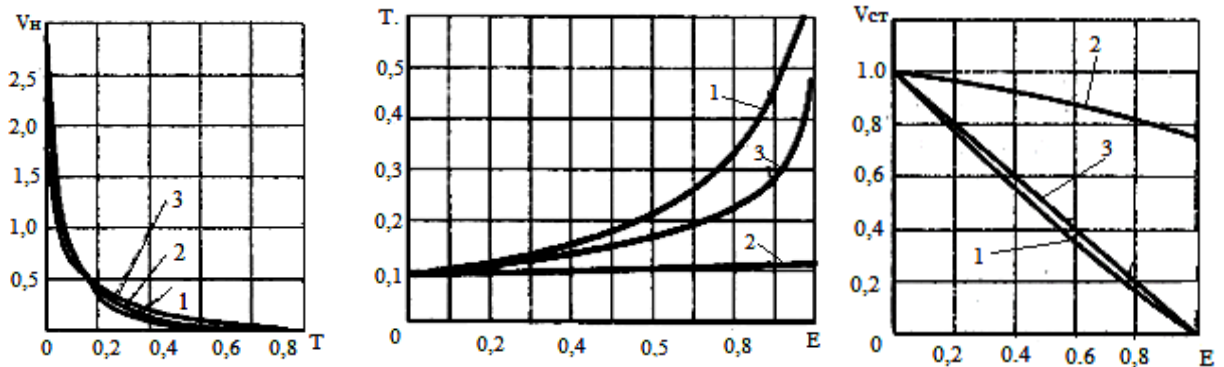
$$v_{ст} = -\frac{2m\gamma}{(3 - 2\varepsilon_1)}(1 - \varepsilon_1)(1 - \varepsilon_2) \quad (2.35)$$

Наприкінці цього розділу доцільно зробити деякі уточнення щодо створеної моделі. Передовсім необхідно зазначити, що вибір початку міграції складеного фронту росту дещо умовний (початок відліку часу відповідає $\sum_{j=1}^3 \bar{\gamma}_j = 0$, при цьому $|\bar{\gamma}_1| = |\bar{\gamma}_2| = |\bar{\gamma}_3| = \bar{\gamma}_j$; й внаслідок цього $\theta = 120^\circ$, а $L = r_0$. Якщо $\bar{\gamma}_1$ ($\bar{\gamma}_2$) питома енергія (модуль натягу) межі перше (друге) зерно-загальна частина матриці; $\bar{\gamma}_3$ -вектор натягу (енергія) межі обох суміжних зерен, то умовою міграції стику в напрямку результуючої рушійної сили росту є нерівність $\bar{\gamma}_1 + \bar{\gamma}_2 > \bar{\gamma}_3$ (в стартовій позиції $\bar{\gamma}_1 + \bar{\gamma}_2 = \bar{\gamma}_3$). Ця ж нерівність у формі $\frac{|\bar{\gamma}_1 + \bar{\gamma}_2|}{\bar{\gamma}_3} > 1$ визначатиме й умову росту усієї пластинчастої (стовпчастої) колоніальної структури. Припускають, що в режимі нестационарної міграції центральної частини будь-якого колового сегмента граничного фронту однофазної стовпчастої колонії вищевказані нерівності завжди виконуються, що з геометричних міркувань рисунок 2.3 [6] зрозуміло, якщо для стартової позиції $\bar{\gamma}_1 + \bar{\gamma}_2 = \bar{\gamma}_3$ ($\theta = 120^\circ$).

Якщо ж $\bar{\gamma}_1 + \bar{\gamma}_2 = \bar{\gamma}_3$, але $P_\Sigma > P_{ст}$ то в процесі міграції межі колонії змінюється профіль межі колонії до встановлення рівноважної стартової конфігурації, а далі вже процес росту повністю відповідатиме розглянутій вище картині.

Проаналізуємо отримані математичні залежності. Графіки зміни $\tau_{п}$, $v_{н}$ та $v_{ст}$ від фактора ε (та часу для $v_{н}$) наведено на рисунку 2.3. Під час їх побудови враховано всі варіанти розподілу частинок надлишкової фази: рівномірне ($2\varepsilon_1 = \varepsilon_2$); переважно паралельне до фронту переміщення межі поділу великого плоского зерна, що росте, та колонії пластин-зерен, що "поглинається" ним ($\varepsilon_1 \neq 0; \varepsilon_2 \neq 0$); та, нарешті, переважно поздовжній розподіл, паралельний до вектора руху граничного фронту ($\varepsilon_1 \neq 0; \varepsilon_2 \neq 0$). Зауважимо, що всі ці залежності мають передовсім якісний характер і

відображують деяку загальну тенденцію поведінки кінетичних факторів у присутності частинок фаз виділення.



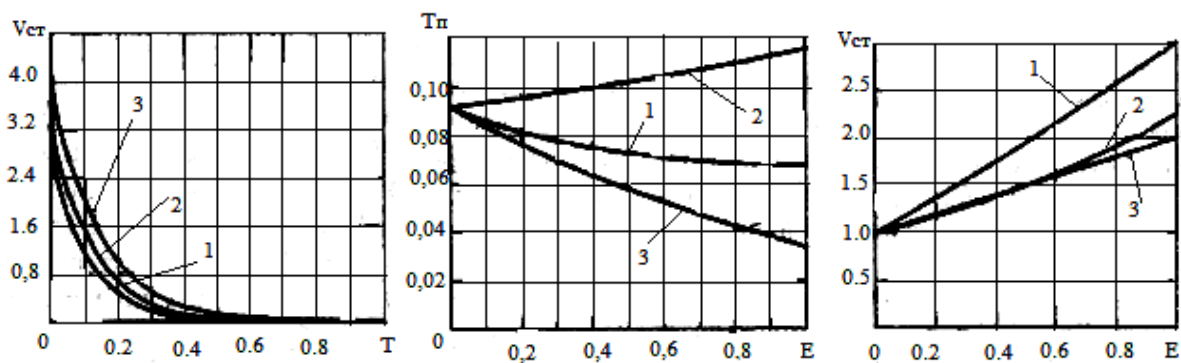
Для кривих $v_n(\tau)$ 1 відповідає умовам: 1- $\epsilon_1 = \epsilon = 0,10$; 2- $\epsilon_1 = \epsilon = 0,25$; 3- $\epsilon_1 = \epsilon = 0,4$. Для кривих $v_{\Pi}(\epsilon)$ та $v_{st}(\epsilon)$ 1 відповідає таким умовам: $2\epsilon_1 = \epsilon_2 = \epsilon$; 2 - $2\epsilon_1 = \epsilon$; 3 - $\epsilon_2 = \epsilon$. Під час розрахунків прийнято, $m=1$, $P=0$, $\gamma=3$ та $L=2$

Рисунок 2.3 - Графіки розрахункових кінетичних факторів для випадку зворотного поздовжнього росту колонії

Як впливає з аналізу графіків, наявність дисперсних частинок вторинної фази збільшує пороговий час і знижує швидкість поширення фронту збиральної рекристалізації для обох режимів усунення колоній пластинчастих зерен; причому характер цих змін залежить як від значення ϵ , так і від самого розподілу (рівномірного або дискретного) частинок фази виділення, тобто забезпечує певну стабілізацію такої структури.

Врахування фактора постійно діючої основної рушійної сили пружної природи ($P \neq 0$) приводить до помітної зміни в характері залежностей $t_{\Pi}(\epsilon)$, $v_n(\epsilon, \tau)$ та $v_{st}(\epsilon)$ рисунок 2.4[6]. Так, якщо v_n веде себе аналогічно до розглянутого вище випадку, то v_{st} для всіх варіантів розподілу частинок надлишкової фази тільки збільшується. Пороговий час залежно від ϵ також змінюється протилежно до збиральної рекристалізації, що зумовлено складнішим характером всіх рушійних та протирушійних сил в аналізованій ситуації.

Наприкінці цього розділу відзначимо одну цікаву особливість виразу (2.32). У ньому є доданок, що містить добуток двох змінних факторів - ε_1 , ε_2 . Це пов'язано з тим, що при $\varepsilon_2 \neq 0$ на лініях стиків колоній розташовуються частинки, які водночас належать як до криволінійних сегментів фронту росту, так і до прямолінійних загальних меж суміжних зерен-пластин (у перерізі колонії). Від'ємний знак вказаного добутку свідчить про наявність опору відриву стикових ліній від розташованих уздовж них частинок $\left(-\frac{2\gamma}{L}\varepsilon_1\varepsilon_2\right)$ у разі пересування фронту колонії. І це цілком зрозуміло, оскільки такий відрив приводить до локальних підвищень вільної енергії пристикових смужок росту під час їх вільного "ковзання" в режимі стаціонарного процесу.



Для кривих $v_n(\tau)$ 1 відповідає умовам: 1- $\varepsilon_1=\varepsilon=0,10$; 2- $\varepsilon_1=\varepsilon=0,25$; 3- $\varepsilon_1=\varepsilon=0,4$. Для кривих $v_{\Pi}(\varepsilon)$ та $v_{\sigma\tau}(\varepsilon)$ 1 відповідає таким умовам: 2 $\varepsilon_1=\varepsilon_2=\varepsilon$; 2 - $2\varepsilon_1=\varepsilon$; 3 - $\varepsilon_2=\varepsilon$. Під час розрахунків прийнято, $m=1$, $P=6$, $\gamma=3$ та $L=2$

Рисунок 2.4 - Графіки розрахункових кінетичних факторів для випадку прямого повздовжнього росту колонії

Отже, як з'ясовано вище, наявність дисперсних частинок надлишкової фази у слабкогетерогенній металевій системі здатна сильно впливати на кінетику зміни її структурного стану під час реалізації певних фізичних процесів, що приводять до підвищення термодинамічної стабільності.

Розглянуто особливості кінетики утворення та усунення структур стовпчастого типу в однофазному середовищі з метою теоретичної оцінки

ролі фактора як нерухомих, так і рухомих дисперсних включень вторинної фази [7-13]. Для цього створено теоретичну модель, що являє собою сукупність стовпчастих зерен з певною формою рівноважного профілю фронту (колові сегменти у перерізі) та трійчастими стиками зі збалансованими поверхневими натягами на початковій стадії.

Враховано різні рушійні та гальмівні сили термодинамічного походження, що надало можливість розділити процес пересування фронту на дві стадії: стадію нестационарного росту (викривлення граничних сегментів, якщо нерухомі стики зерен) та стадію стаціонарного росту (коли складений межовий фронт колонії зерен просувається разом із потрійними стиками суміжних стовпчастих зерен).

Наявність дисперсних частинок вторинної фази збільшує пороговий час і знижує швидкість поширення фронту збиральної рекристалізації для обох режимів усунення колоній пластинчастих зерен; причому характер цих змін залежить як від значення ϵ , так і від самого розподілу (рівномірного або дискретного) частинок фази виділення, тобто забезпечує певну стабілізацію такої структури.

3 ВІЯЛОПОДІБНИЙ РІСТ КРИСТАЛІВ В ОДНОФАЗНОМУ СЕРЕДОВИЩІ

3.1 Вплив домішок на кінетичні параметри цього росту

Часто такий ріст спостерігається у примежових зонах пересиченої матриці, що підлягає переривчастому (комірчастому) "двофазному" розпаду за схемою $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \beta$ (наприклад, у разі нікелевої матриці, пересиченої цирконієм, а також під час формування однофазних стовпчастих сферолітів і сферолітних евтектик).

Віялоподібний ріст стовпчастих зерен зазвичай реалізується у тих випадках, коли рушійна сила процесу росту P проявляє деяку "розсіяну" векторіальність.

Типовий приклад такого стану речей - яскраво виражена полігональна дислокаційна структура, в якій області надлишкової вільної енергії пов'язані з помітно розгорненими стінками з крайових дислокацій, що здатні знищуватися в процесі росту віялоподібної колонії без дислокаційних зерен. Очевидно, і переривчастий розпад із віялоподібним ростом стовпчастих зерен двох різних фаз може бути зумовлений тими самими причинами, оскільки поблизу дислокаційних стінок можуть накопичуватися різні хімічні елементи, що створюють ефект локального (субмежового) пересичення матричної фази.

Зазначимо, що математичний аналіз росту віялоподібних колоній стовпчастих зерен дуже громіздкий, тому в цьому розділі розглянемо найпростіший випадок однофазної колонії зерен якої-небудь фази, що зростають в тому самому фазовому середовищі, але, порівняно зі стовпчастими зернами, така колонія матиме надлишкову вільну енергію (наприклад, випадок поширення фронту рекристалізації).

На рисунку 3.1 [6] наведено зображення однофазного тризеренного "віяла", поведінку якого і спробуємо описати, використовуючи підхід,

де r^{-1} - кривина капового сегмента зерна колонії в умовах прямолінійного межового фронту (базова лінія - пряма); R^{-1} - кривина базової лінії (дуги великого радіуса на рис.3.1) межового фронту всієї віялоподібної колонії. Тоді сила опору міграції межового фронту знову таки матиме лапласівську природу, тобто:

$$P_{\gamma} = \frac{2\gamma}{R_{\text{рез}}} \quad (3.2)$$

де γ - питома характеристика міжзеренної вільної енергії. Швидкість росту (поздовжнього) віялоподібної колонії у нестационарному режимі становитиме:

$$\left(\frac{dh}{d\tau}\right)_{\text{нестац}} = m \left(P - \frac{2\gamma}{R_{\text{рез}}} \right) \quad (3.3)$$

Як вже показано вище, початковою умовою для паралельного росту зерен у нестационарному режимі є рівність $r_0=L$, якій відповідав рівноважний стан потрійних стиків зерен ($\theta = 120^\circ$). У результаті розвороту поздовжніх меж зерен колонії ($\Delta\delta$ - елементарний кут такого розвороту) характер цієї початкової умови повинен змінитися. Передусім, параметр L_0 у нашому випадку має дещо інший, ніж раніше, сенс. Тепер це вже не просто ширина зерна колонії (дійсна міжпластинчаста відстань), а хорда будь-якого її малого сегмента, яка відповідає максимальній ширині окремого зерна в стартовій позиції.

Нехай деяка віялоподібна колонія складається з n стовпчастих зерен із загальним невеликим дезорієнтуванням δ . Тоді для кожного сегмента такої колонії можна записати $1/R_{\text{рез}}^{(0)} \cong r_0^{-1} + R_0^{-1}$, а також $nL_0 \cong R_0\delta$ якщо n достатньо велике. Звідси маємо (з урахуванням того, що $r_0 = L_0$):

$$\frac{1}{R_{\text{рез}}^{(0)}} \cong L_0 \left(\frac{1}{1 + \delta/n} \right) \quad (3.4)$$

Очевидно, що, якщо в (3.4) прийняти $\delta/n = 0$ (випадок колонії паралельних стовпчастих зерен, для якої $R_0 = \infty$), отримаємо початкову умову паралельного росту в нестационарному режимі $R_{\text{рез}}^{(0)} = r_0 = L_0$.

Отже, початкова умова у формі (3.4) цілком коректна, відзначимо ще одну важливу обставину: в процесі нестационарного росту змінюється тільки кривина сегментів фронту, а потрійні стики залишаються нерухомими, а у разі переміщення »сього межового фронту змінюються обидва радіуси кривини, а разом з цим і хорда L .

Оскільки за малого δ/n , з точністю до невеликих поправок, то після розв'язання диференціального рівняння і з урахуванням початкової умови (39) отримуємо:

$$\frac{1}{R_{\text{рез}}} \cong \frac{P}{2\gamma} + \left[\frac{1 - \frac{P}{2\gamma} L_0 \left(\frac{1}{1 + \delta/n} \right)}{L_0 \left(\frac{1}{1 + \delta/n} \right)} \right] \exp \left(- \frac{16m\gamma}{L^2} \tau \right) \quad (3.5)$$

і, нарешті, використовуючи наближення типу, остаточно одержимо співвідношення між максимальною висотою межового сегмента віялоподібної колонії стовпчастих зерен і часом нестационарного росту:

$$h \cong \frac{1}{8} q L^2 R_{\text{рез}}^{-1}(\tau) \quad (3.6)$$

де q - корегувальний множник, близький до 1.

Для визначення порогового значення радіуса кривини сегмента межового фронту колонії знову знайдемо аналітичний вираз балансу рушійних сил, що діють на потрійні межові стики зерен колонії та її межові

сегменти. З урахуванням викривлення межового фронту колоніального "віяла" цей вираз набуває дещо іншого, ніж раніше, вигляду.

$$2 \left[\sum_{j=1}^k \cos(2j-1) \frac{\delta}{2n} \right] \left(2 \cos \frac{\theta}{2} - 1 \right) \gamma = P - \frac{2\gamma}{R_{\text{рез}}^{\text{пор}}} \quad (3.7)$$

де k - кількість доворотів вектора на напрям нормалі до ділянки межового фронту одиничної довжини (і ширини).

Зауважимо, що сума ряду, який розташований в лівій частині рівності (3.7), за сенсом і за числовим значенням збігається з $1/2L_0$, якщо спрямувати $\delta/2n$ до нуля. Оцінимо величину суми цього ряду для будь-якого значення кута $\delta/2n$. Відомо [17], що ряд вигляду $\cos \alpha + \cos(\alpha + \beta) + \cos(\alpha + 2\beta) + \dots + \cos[\alpha + (m-1)\beta]$ дає у разі підсумовування такий результат:

$$\frac{\cos \left(\alpha + \frac{m-1}{2} \beta \right) \cdot \sin \frac{m}{2} \beta}{\sin \frac{\beta}{2}} \quad (3.8)$$

Нехай $\alpha = \frac{\delta}{2n}$. Тоді:

$$\begin{aligned} \sum_{j=1}^k \cos(2j-1) \frac{\delta}{2n} &= \cos \frac{\delta}{2n} + \cos 3 \frac{\delta}{2n} + \cos 5 \frac{\delta}{2n} + \dots \\ &+ \cos(2k-1) \frac{\delta}{2n} = \frac{\sin \left(k \frac{\delta}{n} \right)}{2 \sin \frac{\delta}{2n}} \end{aligned} \quad (3.9)$$

Зауважимо ще, що $\lim_{\delta/n \rightarrow 0} \frac{\sin \left(k \frac{\delta}{n} \right)}{2 \sin \frac{\delta}{2n}} = k = \frac{1}{2L_0}$.

Тепер вираз (3.9) можна переписати у вигляді:

$$\frac{2 \sin\left(k \frac{\delta}{n}\right)}{\sin \frac{\delta}{n}} \left(\frac{L_0}{R_{\text{рез}}^{\text{пор}}} - \cos \frac{\delta}{2n} \right) \gamma \cong P - \frac{2\gamma}{R_{\text{рез}}^{\text{пор}}} \quad (3.10)$$

Ліва частина цієї рівності є модулем векторної суми поверхневих міжзеренних натягів, що діють на поздовжніх межах колоніального вила в межах його фронтальної ділянки одиничної площі (рис 3.2. [6]), причому результуючий вектор є нормаллю до такої ділянки і збігається за напрямом із радіус-вектором Я, який характеризує напрям руху всього межового фронту колонії стовпчастих зерен.

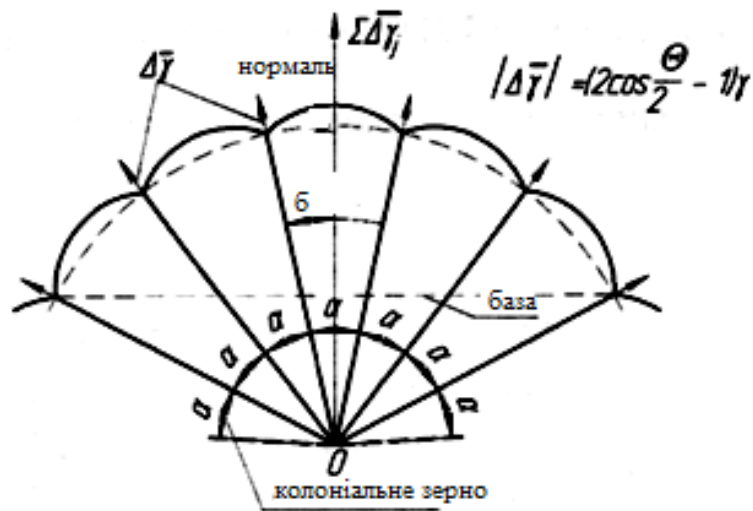


Рисунок 3.2 - Схема дії векторів сил міжзеренного натягу на поздовжніх межах колонії в межах фронтальної ділянки одиничної довжини

Розв'язок (3.10) відносно порогового значення радіуса сегмента межового фронту приводить до такого результату:

$$R_{\text{рез}}^{\text{пор}} \cong \frac{2 \left[\frac{\sin\left(k \frac{\delta}{n}\right)}{\sin \frac{\delta}{n}} L_0 + 1 \right] \gamma}{P + 2\gamma \frac{\sin\left(k \frac{\delta}{n}\right)}{\sin \frac{\delta}{n}} \cdot \cos \frac{\delta}{2n}} \quad (3.11)$$

Порогова швидкість ($v_{\text{пор}}$), після досягнення якої звичайний режим поздовжнього росту колоніального віяла змінюється узгодженим подовжньо-поперечним ростом стовпчастих зерен, що входять до його складу (L і всі радіуси кривини в цьому випадку постійно зростають), визначиться як:

$$v_{\text{пор}} \cong m \frac{\sin\left(k \frac{\delta}{n}\right) \cdot L_0}{\sin\left(k \frac{\delta}{n}\right) L_0 + \sin \frac{\delta}{n}} \left(P - \frac{2\gamma \cos \frac{\delta}{2n}}{L_0} \right) \quad (3.12)$$

Заміна в цій формулі L_0 на $L(\tau)$ вже дає нам вираз для узгодженої міграції всіх сегментів колоніальної групи стовпчастих зерен. Якщо спрямувати δ/n до нуля (перехід до паралельних стовпчастих зерен), то, як легко помітити, формули (3.11) і (3.12) перетворяться на формули (2.14) і (2.15), які спеціально виведені раніше для випадку паралельного росту зерен колонії.

$$v(\tau) \cong m \frac{\sin\left(k \frac{\delta}{n}\right)}{\sin\left(k \frac{\delta}{n}\right) + R^{-1}(\tau) \frac{\sin \frac{\delta}{n}}{\frac{\delta}{n}}} \left[P - \frac{2\gamma \cos \frac{\delta}{2n}}{R(\tau) \frac{\delta}{n}} \right] \quad (3.13)$$

Цей вираз слід інтерпретувати як рівняння для поздовжньої компоненти швидкості росту, що збігається за напрямом з віссю симетрії трапецієподібного зерна.

З аналізу рівнянь (3.14) випливає, що загальна крива $\mathbf{v}(\tau)$, яка охоплює обидва режими віялоподібного росту зерна, у всьому нескінченно великому інтервалі зміни параметра τ характеризується від'ємною кривиною (ця крива має опуклість догори) й наближається до прямої $\mathbf{v}(\tau) = m\tau$. Така поведінка швидкості росту стовпчастих зерен колоніального віяла пояснюється тим, що на етапі стандартного нестационарного росту темп (приріст швидкості) просування центральних ділянок межових сегментів знижується унаслідок

збільшення кривини межових сегментів ($R_{\text{рез}}^{-1}$) за нерухомих потрійних стиків зерен колонії ($R = \text{const}$) (згасний процес, що описується рівняннями (3.11) і (3.13)), а на етапі поздовжньо-поперечного росту, коли переміщується весь зовнішній межовий фронт колонії (разом з потрійними стиками), уповільнення темпу росту (за постійного зростання R і L) вже пов'язане зі збільшенням загальної протяжності міжзеренних внутрішніх меж віялоподібної колонії стовпчастих зерен, а також з розширенням її зовнішнього межового фронту.

В реальних умовах переміщення складного фронту віялоподібної колонії супроводжується подоланням перешкод у вигляді розчинених атомів супутніх або технологічних домішок. Згодом, концентрація такого роду домішок на кордоні фронту зростання стає пересиченим, що призводить до появи особливо дисперсних частинок надлишкових фаз. Оскільки такі частинки практично завжди переміщуються разом з граничним фронтом, то ця обставина ускладнює процес зростання і змінює вид відповідних йому кінетичних рівнянь.

В даному розділі саме таким особливостям продольно-поперечного росту однофазної колонії і приділяю основну увагу, вважаючи, що складова зовнішня межа колонії віялоподібного типу вже на початковому етапі росту містить дуже дрібні частинки, здатні чисто дифузійним шляхом переміщатися разом з нею, створюючи при цьому певний супутній ефект гальмування (особливе граничне «тертя»).

Основна рушійна сила P_E має пружну, а протирущійна сила P_T - лапласову природу (всі сегменти складеного фронту зростання колонії в перетині є круговими з радіусом кривизни $R_{\text{рез}}$) і відповідає виразу $P_\gamma = \frac{2\gamma}{R_{\text{рез}}}$. (γ - питома поверхнева енергія для кордонів розділу колонії). При цьому власний радіус кривизни будь-якого окремого сегмента (r) і радіус кривизни базової лінії фронту зростання (R) мають однакові знаки, що

призводить до наступного співвідношенню для результуючого початкового радіуса кривизни:

$$R_{\text{рез}}^0 = \frac{L_0}{1 + \frac{\delta}{n}} \quad (3.14)$$

де L_0 - початкова хорда кругового сегмента,

$\frac{\delta}{n}$ - елементарний кут розвороту (разориентация) для кожного окремого зерна колонії, що складається з n зерен.

Диференціальне рівняння росту для даного специфічного випадку має вигляд:

$$\frac{dh}{d\tau} = 10 \frac{D\omega}{kT} \frac{P_E - \frac{2\gamma}{R_{\text{рез}}}}{\xi R_{\text{рез}}} \quad (3.15)$$

де T -температура по Кельвіну;

ξ - фактор дисперсних включень;

τ -час.

Рішення рівняння в загальному вигляді відповідає співвідношенню:

$$\int_{R_{\text{рез}}^{(0)}}^{R_{\text{рез}}} \frac{dR}{aR - 1} = -16 \frac{\gamma A}{L^2} \tau \quad (3.16)$$

$$\text{де } a = \frac{P_E}{2\gamma}; A = \frac{10A^*}{\xi}; A^* = \frac{D\omega}{kT}$$

Після інтегрування отримаємо вираз, що зв'язує результуючий радіус ($R_{\text{рез}}$) для будь-якого сегменту складеного фронту сегмента з часом зростання τ на нестационарній стадії рекристалізаційного процесу, коли кінці сегментів (потрійні стики двох суміжних зерен секторного типу з великим зерном деформованої матриці) залишаються нерухомими:

$$R_{\text{рез}} = \frac{1}{a} \left[1 + \left(a \frac{L_0}{1 + \frac{\delta}{n}} - 1 \right) \exp \left(- \frac{16}{L_0^2} \gamma A a \tau \right) \right] \quad (3.17)$$

Перевірка відповідності даного рівняння крайнім умовам $\tau=0$ і $\tau=\infty$ дає:

$R_{\text{рез}}(0) = \frac{1}{a} \frac{aL_0}{1+\delta/n} = R_{\text{рез}}^{(0)}$; $R_{\text{рез}}(\infty) = \frac{1}{a}$, звідки $P_E = \frac{2\gamma}{R_{\text{рез}}(\infty)} = P_\gamma$, тобто є $\Delta P = P_E - P_\gamma = 0$, що свідчить про досягненні рівності рушійною і протирушійної сил, якщо процес нестационарного зростання є нескінченно тривалим. Отже, отримане рішення повністю відповідає фізичної реальності для будь-якого за тривалістю інтервалу часу.

Тепер використовуючи наближені вирази для висоти сегмента h можна отримати проміжне співвідношення за допомогою якого, шляхом диференціювання за часом, приходимо до кінетичного рівняння швидкості росту для окремих сегментів, який характеризує нестационарну стадію процесу секторального (поки ще тільки повздовжнього) росту колонії. Це рівняння має наступний вигляд:

$$v_{\text{сегм}} = \frac{20A * \gamma a^2 \left(\frac{aL_0}{1+\delta/n} - 1 \right) \exp \left(- \frac{160\gamma a A^*}{L_0^2 \xi} \tau \right)}{\xi \left[1 + \left(\frac{aL_0}{1+\delta/n} - 1 \right) \exp \left(- \frac{160\gamma a A^*}{L_0^2 \xi} \tau \right) \right]^2} \quad (3.18)$$

Аналіз виразу (3.17) показує, що залежно швидкості переміщення центральних ділянок сегментів фронту зростання від часу при нерухомих стиках суміжних секторних зерен і різних значеннях (дискретних і безперервних) базової хорди (L_0) характеризуються наявністю максимуму (що зрозуміло вже з виду рівняння (3.15)) і вказують на помітний спад швидкості $v_{\text{сегм}}$ в часі; причому, чим менше значення мають базові хорди сегментів, тим більш значним є цей спад. Причиною такої поведінки

швидкості $v_{\text{сегм}}$ виступає та обставина, що зі зменшенням довжини хорди, зменшується і радіус кругового сегмента фронту зростання, а отже, змінюється в меншу сторону і результуючий радіус ($R_{\text{рез}}$). Наслідком є зростання лапласової протидіючої сили, яка виступає в якості головного гальмуючого фактора на нестационарній стадії даного процесу.

Процес викривлення сегментів основного фронту реакції віялової колонії буде супроводжуватися двома ефектами: зменшенням результуючої рушійної сили, що діє на сегменти фронту зростання, і збільшенням результуючої рушійної сили, пов'язаної з потрійними стиками зерен-секторів колонії. Цілком зрозуміло, що з часом може бути досягнуто балансом між цими двома термодинамічними силами. Виникнення такого балансу обумовлює появу трьох порогових характеристик $\theta_{\text{пор}}$, $R_{\text{рез}}^{\text{пор}}$, і $\tau_{\text{пор}}$.

Пороговий радіус в компактній формі має вигляд:

$$R_{\text{рез}}^{\text{пор}} = \frac{2(qL_0 + 1)\gamma}{P + 2\gamma \cos \frac{\delta}{2n}} \quad (3.19)$$

де $q = \frac{\sin(k\frac{\delta}{n})}{\sin \frac{\delta}{n}}$ (k = число доворотів векторів поверхневого натягнення $\bar{\gamma}$, діючих на внутрішніх границях розділу зерен колонії, на нормаль до базової лінії колоніального веєра).

Підставляючи вираз (3.19) в (3.17), отримуємо формулу, яка визначає граничний час як функцію значень хорди і розорієнтування δ / n ,

$$\tau_{\text{пор}} = \frac{L_0^2 \xi}{160\gamma a A^*} \ln \left[\frac{\left(\frac{aL_0 - 1}{1 + \delta/n} \right) \left(a + q \cos \frac{\delta}{2n} \right)}{q \left(aL_0 - \cos \frac{\delta}{n} \right)} \right] \quad (3.20)$$

Аналіз отриманого виразу (3.20) показує, що граничне час $\tau_{\text{пор}}$ зі збільшенням довжини хорди L_0 тільки зростає, причому, зі зменшенням кута

разорієнтування це збільшення починається від вищого початкового рівня. Відзначимо, що поведінка $\tau_{\text{пор}}$ залишається якісно таким же, як і раніше.

Підставлення порогового часу $\tau_{\text{пор}}$ в формулу (3.18) дає вираз для фронтальної швидкості поздовжньо-поперечного переміщення всього фронту росту в умовах збереження балансу двох результуючих сил:

$$v_{\text{фронт}} = \frac{20A * \gamma a^2 q \left(aL_0 - \cos \frac{\delta}{2n} \right) \left(a + q \cos \frac{\delta}{2n} \right)}{\xi \left[\left(a + q \cos \frac{\delta}{2n} \right) + q \left(aL_0 - \cos \frac{\delta}{2n} \right) \right]^2} \quad (3.21)$$

В даному випадку спостерігається різке зменшення швидкості поздовжньо-поперечного росту $v_{\text{фронт}}$ зі збільшенням хорди кожного окремого сегменту загального фронту реакції, на відміну від висхідного характеру залежностей цієї ж швидкості в разі віялоподібного зростання, вільного від частинок. Різниця в поведінці обговорюваного кінетичного фактора ($v_{\text{фронт}}$) для обох варіантів віялоподібного зростання пластинчастих (стовпчастих) зерен пов'язано з принциповою відмінністю співвідношень для швидкостей фронтального зростання, що обумовлено певним впливом на таке зростання (і відповідно на кінетичні рівняння) фактора включень дисперсних частинок, що переміщуються разом з фронтом реакції.

На закінчення цього розділу відзначаю, що всі вищенаведені формули для кінетичних факторів, в разі використання рівності $k=1/2L_0$ і усунення з розгляду кутового фактора переходять в відповідні формули роботи, виведені для випадку паралельного зростання зерен (за умови, що фактор включень для поздовжніх кордонів колонії дорівнює нулю).

Процес викривлення сегментів основного фронту реакції віялової колонії буде супроводжуватися двома ефектами: зменшенням результуючої рушійної сили, що діє на сегменти фронту зростання, і збільшенням результуючої рушійної сили, пов'язаної з потрійними стилями зерен-секторів колонії.

4 ФОРМУВАННЯ ЕВТЕКТИЧНИХ СТРУКТУР ПРИ СПРЯМОВАНІЙ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

4.1 Формування структур евтектики при кристалізації жароміцних сплавів

Як відомо, ливарні нікелеві жароміцні сплави складного хімічного складу мають характерну дендритну структуру, в якій стовпчасті остови (осі першого порядку) орієнтовані переважно вздовж заданого напрямку росту (наприклад, $[001]$), а осі другого порядку, що проростають в рідину в перпендикулярних напрямках, утворюють в нормальному перерізі зливка (разом зі стовпчастими кристалами) особливий сітковий узор з елементарною плоскою коміркою у вигляді тетрагона. Заповнення міжосьових просторів твердим матеріалом відбувається одразу ж після утворення загального скелету певного хімічного складу (первинні стовпчасті кристали та їх бокові відгалуження) у результаті чого формується фронт росту, під час пересування якого безперервно повторюється послідовність усіх вищевказаних кристалізаційних актів.

Звісно, що в разі спрямованої кристалізації (СК) складно-легованих сплавів спостерігається дендритна ліквіація елементів, внаслідок чого хімічні склади дендритних осей та міждендритних просторів у межах комірки сильно відрізняються між собою, а це дає змогу припустити, що значення поверхневого натягу для різних ділянок структури фронту кристалізаційного росту є різним.

Розглянемо докладніше підходи до визначення відстаней між дендритними осями першого порядку та їх відгалуженнями. Багато дослідників вважає, що вираз:

$$\lambda_1 = AG^{-m}V^{-n} \approx A(GV)^{-q} \quad (4.1)$$

відображає взаємозв'язок відстаней між первинними гілками дендритів та швидкістю охолодження, де G - градієнт температури на фронті росту, а F - лінійна швидкість його переміщення; A , m , n та q - константи (причому коефіцієнт A пропорційний до інтервалу кристалізації, а усереднений показник q може набувати значень у діапазоні 0,25...0,5). Іноді в нікелевих сплавах експериментально підтверджено теоретично обґрунтовану необхідність використання значень m та n , які сильно відрізняються, що відповідає великим значенням V , за яких спостерігається впорядкована дендритна морфологія.

Відповідне аналітичне співвідношення для відстані між вторинними гілками дендритних остовів має вигляд:

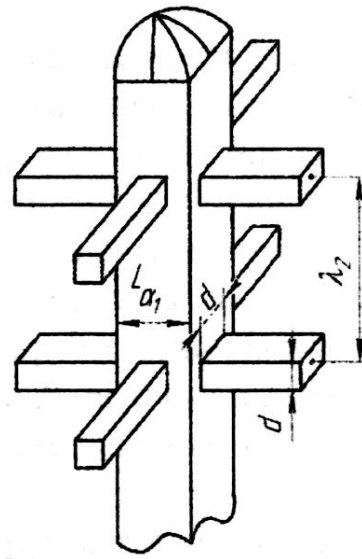
$$\lambda_2 = B(GV)^{-n} \quad (4.2)$$

де B — константа, то зменшується зі збільшенням температурного інтервалу між ліквідусом та солідусом.

Також необхідно мати на увазі, що кінцева величина відстані між вторинними дендритними осями сильно відрізняється від такої відстані на початку формування вторинних гілок, що пов'язано зі збільшенням дендрита під час кристалізації.

Розглянемо тепер можливість переміщення кристалізаційного фронту як одного цілого, вважаючи, що формування дендритних осей першого порядку (стовпчастих ділянок) та їх бокових відгалужень лише трохи випереджує у часі кристалізацію міждендритного простору, збагаченого певними елементами складу сплаву. Такий підхід, хоча дещо й спрощує реальну картину СК, але дає змогу урахувати всю сукупність рушійних та протирушійних сил, як пов'язаних зі зменшенням об'ємної (хімічної) вільної енергії, так і зі зміною в протилежний бік поверхневої вільної енергії внаслідок утворення в процесі росту нових поверхонь поділу.

На рисунку 4.1 [6] подано стереометричну (просторову) модель стовпчастого дендрита (головний елемент просторового мотиву, що повторюється) із четвірками вторинних відгалужень, розміщених на відстані λ_2 одне від іншого за висотою стовпчастого зерна. Нехай кожне таке утворення являє собою твердий розчин певного складу (α_1), а міждендритне середовище, що оточує його, - це твердий розчин іншого складу (α_2). Реальну структуру такого типу зображено на рис. 4.2 [6].



Параметри моделі: L_{α_1} - ширина головної осі (сторін квадратного перерізу); d - ширина будь-якої бокової осі (осі другого порядку); λ_2 - відстань між паралельними боковими осями

Рисунок 4.1 - Стереометрична модель стовпчастого дендритного кристала із віссю першого порядку та нормальними до неї четвірками осей другого порядку (планальна симетрія типу L_4P).

Схему лінійного елемента загальної структури в одному з двох вимірювань нормального (поперечного) перерізу окремого зерна, що отримано під час спрямованої кристалізації, наведено на рисунку 4.3[6], де D - ширина стовпчастого зерна; λ_1 , λ_2 - відповідно відстані між первинними стовпчастими кристалами (тобто осями першого порядку) та між їх боковими відгалуженнями (осями другого порядку) тієї ж ширини, що й на рисунку 4.1.

Крім того, на схемі наведено геометричні характеристики фронту росту (радіуси кривини суміжних ділянок фронту та початкові двогранні кути), що забезпечують збалансованість сил поверхневих натягів у потрібних стиках меж колових сегментів із плоскими поздовжніми межами колонії, які паралельні до вектора росту.

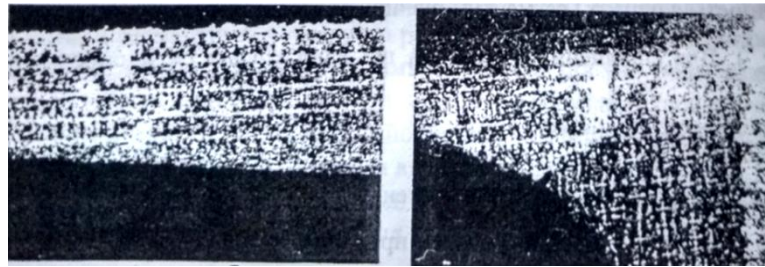


Рисунок 4.2 - Вигляд комірчастої дендритної структури в сплаві ЖС32 в поздовжньому (1) та поперечному (2) перерізах спрямовано закристалізованого зразка

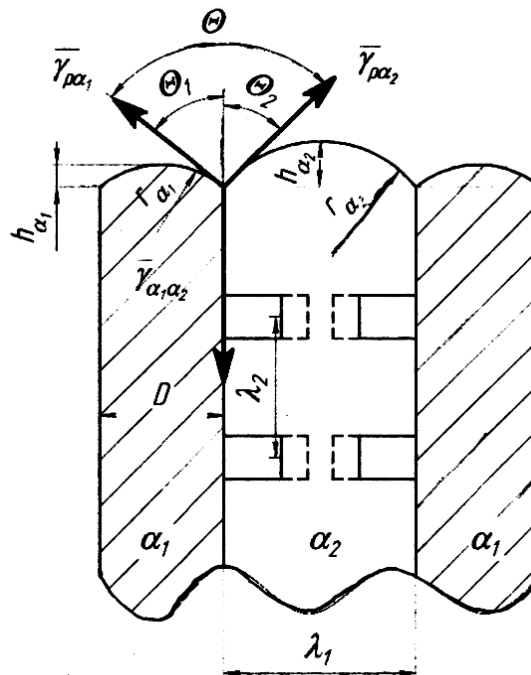


Рисунок 4.3 - Поздовжній елемент загальної структури в одному з двох вимірювань його нормального перерізу

Нехай середня рушійна сила, що діє на граничний фронт кристалізації, дорівнює:

$$\overline{P_{\alpha_1\alpha_2}} = |F_{\alpha_1+\alpha_2}^* - F_{\text{розпл}}^*| \quad (4.3)$$

де $F_{\alpha_1+\alpha_2}^*$ - питома вільна енергія суміші двох твердих розчинів, які відрізняються складом, а $F_{\text{розпл}}^*$ вільна (хімічна) енергія рідини, що кристалізується.

Кристалізаційний фронт в повздовжньому перерізі являє собою сукупність колових сегментів різних радіусів, що чергуються. Для спрощення приймемо, що лапласівські сили опору обох типів сегментів однакові, тобто $P_Y^{\alpha_1} = P_Y^{\alpha_2}$ ($P_Y^{\alpha_1} = \frac{2\gamma_{\alpha_1 p}}{r_{\alpha_1}}$ та $P_Y^{\alpha_2} = \frac{2\gamma_{\alpha_2 p}}{r_{\alpha_2}}$, де $\gamma_{\alpha_1 p}$ та $\gamma_{\alpha_2 p}$ відповідно значення поверхневої енергії для обох видів сегментних смужок). Також приймемо, що проміжки між центрами осей першого порядку дорівнюють L .

Далі вважатимемо, що мікроскопічна рухомість сегментів граничного фронту наперед задана та не змінюється з часом.

Відповідно до схеми на рисунку 4.3, початкова конфігурація фронту росту визначається співвідношеннями:

$$\gamma_{\alpha_1 p} \cos \theta_1 + \gamma_{\alpha_2 p} \cos \theta_2 = \gamma_{\alpha_1 \alpha_2} \quad (4.4)$$

де $\gamma_{\alpha_1 \alpha_2}$ - поверхнева енергія плоскої межі поділу α_1/α_2 .

$$r_{\alpha_1}^{(0)} = \frac{D}{2 \cos \theta_1} \text{ та } r_{\alpha_2}^{(0)} = \frac{\lambda}{2 \cos \theta_2} \quad (4.5)$$

звідки отримуємо вирази, що визначають початкові крайові умови для радіусів кривини сегментів фронту росту:

$$r_{\alpha_1}^{(0)} = L \frac{\gamma_{\alpha_1 p}}{\gamma_{\alpha_1 \alpha_2}} ; r_{\alpha_2}^{(0)} = L \frac{\gamma_{\alpha_2 p}}{\gamma_{\alpha_1 \alpha_2}} \quad (4.6)$$

Як обов'язкову умову росту необхідно розглядати таку нерівність сил поверхневих натягів:

$$\overline{\gamma_{\Sigma}} = \overline{\gamma_{\alpha_1 p}} + \overline{\gamma_{\alpha_2 p}} > \overline{\gamma_{\alpha_1 \alpha_2}} \quad (4.7)$$

Диференціальне рівняння поздовжнього росту дендритного мотиву та міждендритного простору, що кристалізувався, має вигляд:

$$\frac{dh_{\alpha_1(\alpha_2)}}{d\tau} = mf \left(\overline{p_{\alpha_1 \alpha_2}} - \frac{2\gamma_{\alpha_1(\alpha_2)p}}{r_{\alpha_1(\alpha_2)}} \right) \quad (4.8)$$

де $h_{\alpha_1(\alpha_2)}$ - висоти для відповідних сегментів фронту (рис. 4.3), (Примітка: індекси в дужках (тут і далі за текстом) позначають характеристики сегментів α_2 - твердого розчину). Для спрощення прийнято, що термодинамічний виграш у хімічній енергії під час формування у процесі кристалізації осей другого порядку приблизно відповідає енергетичним витратам на утворення нових поперечних поверхонь поділу, що пов'язані із цими дендритними відгалуженнями.

Відповідно до теорії, рівняння (4.8) можна перетворити у вигляд:

$$\frac{dh_{\alpha_1(\alpha_2)}}{d\tau} = \frac{b_{\alpha_1(\alpha_2)} r_{\alpha_1(\alpha_2)}}{L_{\alpha_1(\alpha_2)}^2} (1 - ar_{\alpha_1(\alpha_2)}) \quad (4.9)$$

Розв'язок рівняння (4.8) для висоти h відповідає виразу:

$$h_{\alpha_1(\alpha_2)} \cong \frac{1}{8} L_{\alpha_1(\alpha_2)}^2 \left[\frac{\overline{p_{\alpha_1 \alpha_2}}}{2\gamma_{\alpha_1(\alpha_2)}} + \left(\frac{1}{l} \cdot \frac{\gamma_{\alpha_1 \alpha_2}}{\gamma_{\alpha_1(\alpha_2)p}} - \frac{\overline{p_{\alpha_1 \alpha_2}}}{2\gamma_{\alpha_1(\alpha_2)}} \right) e^{\frac{16mf\gamma_{\alpha_1(\alpha_2)p}}{L_{\alpha_1(\alpha_2)}^2} \tau} \right] \quad (4.10)$$

Це рівняння повністю задовольняє початкові та кінцеві умови та описує нестационарне викривлення межових сегментів за нерухомих

потрійних стиків дендритних остовів із закристалізованим міждендритним простором та рідиною, що кристалізується.

Для того, щоб перейти до стаціонарного процесу, коли викривлення сегментів стабілізуються на певному рівні, а увесь кристалізаційний фронт пересуватиметься із постійною швидкістю, необхідно скласти рівняння балансу рушійних сил, що діють на сегменти та потрійні стики:

$$\left[\gamma_{\alpha_1 p} \cos \theta_1 + \gamma_{\alpha_2 p} \cos \theta_2 - \gamma_{\alpha_1 \alpha_2} \left(1 - \frac{d^2}{\lambda_2^2} \right) \right] \frac{2}{D + \lambda_1} = \overline{P_{\alpha_1 \alpha_2}} - \frac{2\gamma_{\alpha_1(\alpha_2)p}}{r_{\alpha_1(\alpha_2)}^{\text{пор}}} \quad (4.11)$$

Складаючи рівняння (4.11), нехтували енергіями ділянок з'єднання дендритних осей другого порядку, що ростуть одна назустріч одній, вважаючи, що високий ступінь паралельності такого зустрічного росту надає межі з'єднання достатньої досконалості й, внаслідок цього, вона матиме низьку поверхневу енергію. Необхідно також враховувати, що баланс різноманітних рушійних та протирушійних сил можливий лише за певних співвідношень між величинами $\overline{P_{\alpha_1 \alpha_2}}$, та $\gamma_{\alpha_1(\alpha_2)p}$ та L .

Порогові значення кривини для обох типів сегментів при цьому становитимуть:

$$r_{\alpha_2}^{\text{пор}} = r_{\alpha_1}^{\text{пор}} = \frac{3\gamma_{\alpha_1 p}}{\overline{P_{\alpha_1 \alpha_2}} + \frac{2\gamma_{\alpha_1 \alpha_2}}{D + \lambda_1} \left(1 - \frac{d^2}{\lambda_2^2} \right)} \quad (4.12)$$

Умовою узгодженого росту в такому випадку є співвідношення, яке система підтримує автоматично.

$$\frac{L_{\alpha_1}^2}{L_{\alpha_2}^2} = \frac{D^2}{\lambda_1^2} = \frac{\gamma_{\alpha_1 p}}{\gamma_{\alpha_2 p}} \quad (4.13)$$

Комбінуючи вирази (4.12) та (4.13) із рівнянням (4.10), можна знайти

пороговий час переходу стадії нестационарного процесу росту на стаціонарну:

$$\tau_{\Pi}^{\alpha_1(\alpha_2)} = \frac{L_{\alpha_1(\alpha_2)}^2}{16m_f\gamma_{\alpha_1(\alpha_2)p}} \ln \frac{3}{1 - \frac{d^2}{\lambda_2^2}} \quad (4.14)$$

та швидкість стаціонарного процесу пересування фронту спрямованої кристалізації:

$$v_{ст} = \frac{1}{3} m_f \left[\overline{P_{\alpha_1\alpha_2}} + \frac{2\gamma_{\alpha_1\alpha_2}}{\frac{1}{2}(D + \lambda_1)} \left(1 - \frac{d^2}{\lambda_2^2} \right) \right] \quad (4.15)$$

Проаналізуємо отримане рівняння для стаціонарної швидкості росту (4.15). Передовсім зазначимо, що, якщо $d=\lambda_2$ другий доданок у виразі (4.15) перетворюється на 0, а саме рівняння характеризуватиме стаціонарний ріст моноблока, який відповідає одному великому зерну із плоским фронтом кристалізації:

$$v_{ст} = \frac{1}{3} m_f \overline{P_{\alpha_1\alpha_2}} \quad (4.16)$$

Тепер оцінимо ступінь впливу інших параметрів, що входять до виразу (4.15), на швидкість поширення кристалізаційного фронту за допомогою залежностей, наведених на рисунку 4.4 - 4.6 [6].

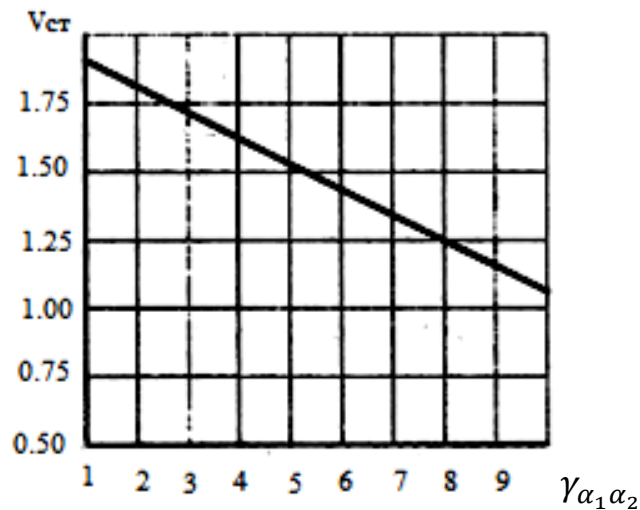
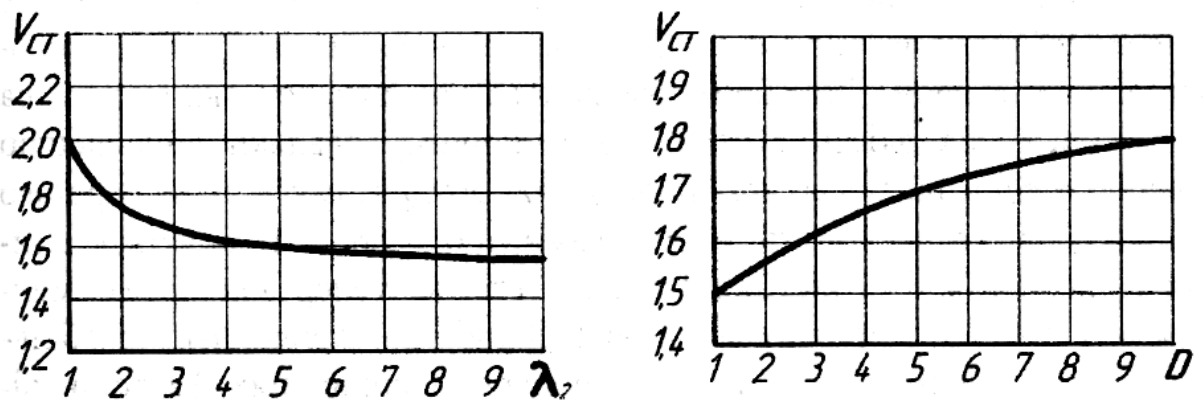


Рисунок 4.4 - Залежність швидкості стаціонарної кристалізації від величини поверхневої енергії межі поділу



У розрахунках прийнято, що $m_f=1$, $\overline{P_{\alpha_1\alpha_2}}=6$, $\gamma_{\alpha_1\alpha_2}=3$, $\gamma_1=5$, $d=1$, $D=3$
(випадок а) та $\gamma_2=2$

Рисунок 4.5 - Вплив геометрії дендритного кристала на швидкість його стаціонарного росту: а — вплив λ_2 ; б - вплив D .

Одразу ж зауважимо, що зміна поверхневої енергії на межі поділу дендрит - міждендритний простір може справляти ефективний регулювальний вплив на величину стаціонарної швидкості (в напрямку необхідної її зміни), що легко практично здійснити, наприклад, мікролегуюванням сплаву. При цьому аналіз показує, що зростання параметра зменшує швидкість стаціонарного процесу завдяки збільшенню площі

поздовжніх поверхонь поділу між дендритами (осями першого порядку) та міждендритними ділянками, що добре узгоджується з інформацією. З аналогічних причин (тільки тепер вже через зменшення відповідної площі) зростання D приводить до збільшення швидкості росту. Спільний попарний вплив цих факторів відображено на рис. 4.6[6].

Отже, отримані математичні залежності враховують основні чинники, що впливають на досконалість структури спрямованої кристалізації та дають змогу, варіюючи їх під час проведення певних технологічних процедур, формувати певні тенденції у характері зміни швидкості росту та передовсім у напрямку, що впливає із міркувань практичної доцільності. Можна очікувати, що такого роду корисні зміни поширення кристалізаційного фронту допоможуть насамперед звужити інтервал відхилень векторів кристалографічної орієнтації головних дендритних осей відносно заданого напрямку росту, тобто зробити структуру спрямованої кристалізації досконалішою.

Детальний аналіз окремих аспектів формування структури відливок методами спрямованої кристалізації дав змогу визначити найефективніші шляхи подальших досліджень, з урахуванням того, що зміна швидкості росту кристалів може впливати на величину інтервалу кутових відхилень векторів кристалографічної орієнтації головних дендритних осей щодо заданого напрямку росту.

Експериментально перевірено вплив швидкості просування фронту кристалізації сплаву ЖС26-ВИ в температурному інтервалі ліквідус-солідус на кут кристалографічного орієнтування (КГО).

На установці УВНК-8П в тигельній індукційній печі із основним футеруванням розплавляли заготовку масою 6...8 кг у вакуумі $(500...600) \cdot 10^{-3}$ Па. Потім нагрівали розплав до температури 1580... 1600 °С та заливали ним нагріті до температури 1580..1600 °С керамічні форми, отримані за витопами моделями. Залиті форми опускали зі швидкістю 10 мм/хв із печі

підігріву форм в рідинно-металевий кристалізатор, що складався з розплавленого первинного алюмінію та мав температуру 800...850 °С.

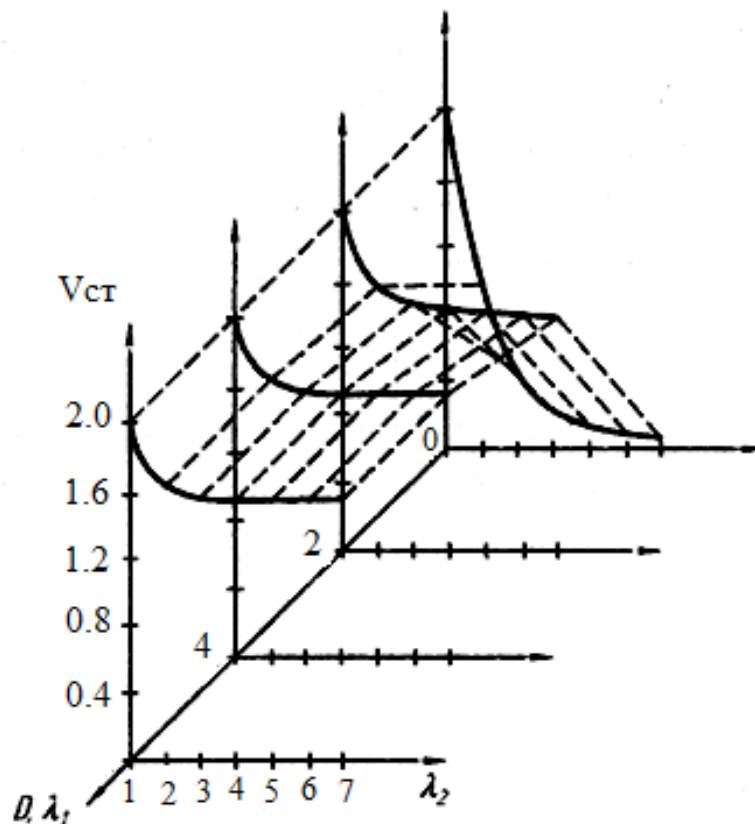


Рисунок 4.6 - Сумісний (попарний) вплив факторів геометрії дендрита на швидкість його стаціонарного росту.

Одержані лопатки для турбіни високого тиску газотурбінного двигуна проходили контрольні дослідження, за допомогою яких визначали кут КГО відносно напрямку [001] на дифрактометр і ДРОН-2.0 у кобальтовому альфа-випромінюванні; при цьому знаходили також і середню відстань між осями першого порядку. На підставі отриманих даних визначали швидкість охолодження металу.

Аналіз експериментальних результатів показав, що швидкість охолодження металу змінюється від 5 до 75 град/хв, а кут КГО - від 7 до 56 град. Виявлено, що з підвищенням швидкості охолодження металу кут

КГО зростає практично лінійно з доволі високим коефіцієнтом кореляції ($0,77 \pm 0,04$), що потребує зменшення швидкості охолодження розплаву.

Одним зі шляхів зниження швидкості охолодження металу, а відповідно й швидкості просування фронту кристалізації, є додавання в рідинно-металевий кристалізатор великої кількості тепла. Проведено експерименти із розміщенням в ливарній керамічній формі водночас 14, 18 або 34 лопаток. Встановлено, що у разі зменшення тепловідведення від ливарної форми через більше прогрівання кристалізатора кут КГО також стає помітно меншим.

5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі надані основні заходи з охорони праці при дослідженні віялоподібного кооперативного росту пластинчастих зерен в металевих системах.

5.1 Аналіз потенційних небезпек

а) Небезпеки, які пов'язані з порушенням роботодавцем вимог щодо створення безпечних і нешкідливих умов праці шляхом належного облаштування робочих місць і виробничих, санітарно-побутових та інших приміщень на підприємстві, безпечного використання працівниками засобів праці, забезпечення навчання працівників і залучення їх до вирішення питань охорони праці;

б) Недостатня підготовка робітників може бути обумовлена недостатніми знаннями за фахом, відсутність знань технології і експлуатаційній документації, що може призвести до аварійних ситуацій;

в) Можливість ураження електричним струмом у наслідок несправності електрообладнання, яке використовується під час виконання дослідницьких робіт, невиконання правил техніки безпеки при користуванні електричним обладнанням, відсутності групових або індивідуальних засобів захисту, що може призвести до електротравм різного ступеню або навіть до летального наслідку;

г) Вірогідність отримати механічні травми при отриманні дослідницьких зразків або виробів для подальшої обробки, це може бути пов'язано з порушенням охорони праці під час роботи з абразивним інструментом та металообробним обладнанням;

д) Негативний вплив електромагнітних, рентгенівських, іонізуючих випромінювань при фазовому дослідженні складу матеріалу, що пов'язано з відсутністю засобів захисту;

ж) Незадовільні параметри мікроклімату робочого місця, у зв'язку із відсутністю приладів, що забезпечують необхідний повітрообмін та опалювальної системи, які можуть викликати загальні захворювання;

з) Недостатнє або надмірне освітлення робочих місць, в зв'язку з несправністю, або хибним вибором освітлювальних приладів, в зв'язку з неправильним розташуванням робочих місць по відношенню до джерел природного та штучного освітлення, що призводить до погіршення зору або ефекту засліплення.

і) Небезпеки, які пов'язані з умовами праці в надзвичайних ситуаціях.

5.2 Заходи по забезпеченню безпеки працівників

а) Згідно вимог НПАОП 0.00-7.11-12 "Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників":

— Усі працівники повинні пройти навчання та перевірку знань з питань охорони праці відповідно до "положення про порядок проведення навчання" затверджено наказом держнагляду охорони праці"

— Вимоги щодо облаштування робочих зон.

Конструкція і міцність будівель та споруд, призначених для розміщення робочих зон, повинні відповідати їх призначенню.

Шляхи евакуації, аварійні виходи і підходи до них повинні бути вільними від будь-яких предметів, надавати можливість найкоротшого шляху на зовнішній простір або до безпечної зони і мати належні позначення.

Працівники мають бути проінформовані та проінструктовані щодо дій, необхідних у разі виникнення на підприємстві аварійних ситуацій,

пов'язаних з безпосередньою загрозою для їх життя і здоров'я, та про вжиті або такі, що мають бути вжитими, запобіжні і захисні заходи.

Роботодавець забезпечує повну і вичерпну інформацію працівників та їх уповноважених представників з питань охорони праці про можливі небезпечні ситуації, про вжиті заходи для їх запобігання або їх ліквідації та про дії працівників у аварійних ситуаціях.

Для забезпечення належного виконання цих заходів роботодавець призначає відповідальних осіб, забезпечує їх підготовку і спорядження відповідно до небезпечності виробництва, масштабів і специфіки підприємства.

б) Нормами радіаційної безпеки встановлюються такі категорії осіб які зазнають опромінювання:

Категорія А (персонал) - особи, які постійно чи тимчасово працюють безпосередньо з джерелами іонізуючих випромінювань.

Категорія Б (персонал) - особи, які безпосередньо не зайняті роботою з джерелами іонізуючих випромінювань, але у зв'язку з розташуванням робочих місць в приміщеннях та на промислових майданчиках об'єктів з радіаційно-ядерними технологіями можуть отримувати додаткове опромінення.

Для контролю опромінення персоналу встановлюється:

- Для персоналу індивідуальна річна ефективна доза не повинна перевищувати значення ЛД для даної категорії згідно НРБУ.

- Особи, молодші за 18 років, не допускаються до роботи з джерелами іонізуючого випромінювання.

- Радіоактивне забруднення шкіри, спецодягу та робочих поверхонь не повинно перевищувати ДЗА.

- Контроль за опроміненням персоналу регламентується відповідним розділом Основних санітарних правил України (ОСПУ).

- Обсяг і види контролю радіаційного стану на радіаційно-ядерному об'єкті здійснюється відповідно до вимог ОСПУ.

в) Для уникнення ураження електричним струмом згідно ПУЕ -2017 "правила улаштування електроустановок" :

- Усе електрообладнання (корпуси електричних машин, трансформаторів, апаратів, світильників, розподільчих щитів, щитів управління, металеві корпуси пересувних і переносних електричних приймачів тощо) підлягає заземленню.

- Обов'язкова щоденна перевірка щільності заземлювачів.

- Не рідше одного разу на рік перевірка контактів та електричних з'єднань.

- Ремонт мають проводити працівники, які мають кваліфікацію не менше В.

г) Для виключення механічних травм при проведенні механічної або абразивної обробки зразків, або дослідницьких виробів передбачено:

- заходи захисту при використанні абразивного інструменту.

Згідно НПАОП28.0-1.30-12 огляд та перевірка абразивного інструменту перед його встановленням, випробування і експлуатація абразивного інструменту, встановлення пристосувань на верстатах і захисних кожухах повинні проводитися відповідно до вимог ГОСТ 12.3.028-82. На кожному абразивному крузі, який після отримання його із заводу-виробника пройшов випробування, повинна бути зроблена відмітка фарбою або на його неробочу поверхню повинен наклеюватися спеціальний ярлик з зазначенням порядкового номера круга, дати проведення випробування, умовного знака або підпису працівника, відповідального за проведення випробувань. Абразивний інструмент повинен відповідати вимогам нормативно-технічної документації, а саме : стандартам, технічним умовам тощо на нього і технологічної документації на проведення конкретної роботи.

- при необхідності проведення токарної, фрезерної обробки обов'язковим є виконання інструкцій з техніки безпеки при використанні певного обладнання. Відносно безпеки обов'язковим є використання

індивідуальних заходів захисту: окуляри ГОСТ 12.4.013- 97, спецодягу ГОСТ 12.4.100-80, взуття.

- при необхідності очищення поверхні методом піско-струйного оброблення , основним заходом захисту є захисні окуляри або маска, заходи захисту органів слуху беруші за ГОСТ ЕН 13819-2:2014 і захисту рук.

д) Фазовий склад покриття визначили за допомогою рентгеноструктурного методу, використовуючи мідне монохроматичне випромінювання.

На підставі вимог НРБУ-97 основою дослідження складу матеріалу є введення зразків в джерело жорсткого випромінювання де відбувається збудження атомів та їх перетворення в спектральну картину. Таким чином основною небезпекою є шкідливий вплив випромінювання.

Для захисту передбачено:

- досконале володіння правилами з інструкції по експлуатації;
- робітники повинні мати кваліфікаційний рівень неменше 3 ;
- камера де відбувається процес випромінювання виготовляють з особливих матеріалів та бути герметичною. Основним засобом захисту є захист відстанню і часом.

5.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

ж) Неправильне проектування або несправність систем опалення та вентиляції в приміщенні офісу може призвести до негативних впливів на здоров'я працівників у вигляді простудних захворювань, перегрівань.

Метеорологічні умови в приміщенні офісу – температура повітря, відносна вологість повітря й швидкість його переміщення відповідають встановленим санітарно-гігієнічним вимогам ДСН 3.3.6.042-99 «Державні санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень» і ГОСТ 12.1.005-88».

Роботи в офісному приміщенні, належать до категорії І - легка робота, тому передбачені наступні оптимальні значення параметрів мікроклімату:

- у холодний період року: температура 21-23 С; відносна вологість: 40-60%; швидкість переміщення повітря: 0,1м/с;

- у теплий період року: температура 22-24 С; відносна вологість: 40-60%; швидкість переміщення повітря: 0,2м/с.

з) Основними причинами недостатньої або надмірної освітленості робочих місць є несправність або хибний вибір освітлювальних приладів, неправильне розташування робочих місць по відношенню до джерел освітлення.

Незадовільна освітленість на робочому місці або на робочій зоні може бути причиною зниження продуктивності та якості праці, отримання травм. Недостатнє або надмірне освітлення викликає зоровий дискомфорт, що виражається у відчутті незручності або напруженості. Тривале перебування в умовах зорового дискомфорту призводить до розсіювання уваги, зменшення зосередженості, зоровій і загальній втомі.

У офісному приміщенні, згідно ДБН В.2.5-28-2006 «Інженерне обладнання будинків і споруд. Природне і штучне освітлення» передбачене природне та штучне освітлення. Природне освітлення здійснено через світлові прорізи, які забезпечують коефіцієнт природної освітленості (КПО) не нижче 1,5%. Для захисту від прямих сонячних променів, які створюють прямі та відбиті відблиски на поверхні екранів і клавіатури, передбачено сонцезахисні пристрої, на вікнах встановлені жалюзі або штори.

Розрахунок штучного освітлення відбувається в приміщенні розміром 8 х 4 х 3,5м, ЛПО (растровим) типом світильника, числовим значенням коефіцієнта світильника 1,4, колір стелі, стін, підлоги 70%, 50%, 30%. Площина нормування освітленості, висота площини над підлогою Г– 0,8, розряд і під розряд зорової роботи Б-1, освітленість робочих поверхонь при загальному освітленні 300.

1. Розрахую кількість рядів світильників у приміщенні N_p :

$$N_p = \frac{B}{(H - h_p) \cdot \left(\frac{L}{h}\right)} \text{ шт}; \quad (4.1)$$

$$N_p = \frac{4}{(3.5 - 0.8) \cdot 1.4} = 1.058 = 2 \text{ шт.}$$

де: B – ширина приміщення, м;

H – висота приміщення, м;

h_p – висота робочої поверхні, м;

L/h – числове значення коефіцієнта світильника.

2. Визначити максимальну припустиму відстань між рядами світильників $L_{\max}$;

$$L_{\max} = \frac{B}{N_p} \text{ м}; \quad (4.2)$$

$$L_{\max} = \frac{4}{2} = 2 \text{ м.}$$

де: B – ширина приміщення, м;

N_p – кількість рядів світильників у приміщенні, шт.

3. Визначити значення індексу приміщення i , що характеризує співвідношення розмірів освітлювального приміщення і висоти розміщення світильників:

$$i = \frac{A \cdot B}{(H - h_p) \cdot (A + B)} \quad (4.3)$$

$$i = \frac{8 \cdot 4}{(3.5 - 0.8) \cdot (8 + 4)} = 0.99$$

де: A – довжина приміщення, м;

B – ширина приміщення, м;

H – висота приміщення, м;

h_p – висота робочої поверхні, м.

4. Визначити значення коефіцієнта використання світлового потоку η , створюваного світильниками вибраного типу.

Коефіцієнт використання світлового потоку при індексі приміщення 1.33 : $\eta=47\%$.

5. Визначити сумарний світловий потік освітлювальної установки у даному приміщенні Φ_Σ :

$$\Phi_\Sigma = \frac{E_n \cdot A \cdot B \cdot k_3 \cdot z}{\eta}, \text{ лм} \quad (4.4)$$

$$\Phi_\Sigma = \frac{300 \cdot 8 \cdot 4 \cdot 1,4 \cdot 1,1}{0,47} = 31455 \text{ лм}$$

де: E_n – рівень нормованого загального освітлення, лк;

A – довжина приміщення, м;

B – ширина приміщення, м;

k_3 – коефіцієнт запасу;

z – коефіцієнт нерівномірності (мінімальної) освітленості (відношення середньої освітленості до мінімальної освітленості), як правило дорівнює (для люмінесцентних ламп $z=1,1$);

η – коефіцієнт використання світлового потоку.

6. Визначити умовну загальну кількість світильників у приміщенні $N_{св}$:

$$N_{св} = \frac{A \cdot B}{L_{\max}^2} \text{ шт} \quad (4.5)$$

$$N_{св} = \frac{8 \cdot 4}{2^2} = 8 \text{ шт}$$

де: A – довжина приміщення, м;

B – ширина приміщення, м;

$L_{\max}$ – максимально припустима відстань між рядами світильників, м.

7. Розрахувати світловий потік умовного джерела світла Φ_L :

$$\Phi_L^* = \frac{\Phi_{\Sigma}}{N_L}, \text{ лм} \quad (4.6)$$

$$\Phi_L^* = \frac{31455}{32} = 983, \text{ лм}$$

де Φ_{Σ} – сумарний світловий потік освітлювальної установки, лм;

N_L – загальна кількість ламп у світильнику, яка розраховується за формулою:

$$N_L^* = N_{\text{св}} \cdot n, \text{ шт} \quad (4.7)$$

$$N_L^* = 8 \cdot 4 = 32, \text{ шт}$$

де: n – кількість ламп у світильнику, шт.

8. Обираємо тип стандартної лампи з найближчим значенням фактичного світлового потоку лампи і знаходжу коефіцієнт m .

Лампа потужністю 18Вт, світловий потік 1050 лк.

$$m = \frac{\Phi_L^*}{\Phi_L} \quad (4.8)$$

$$m = \frac{983}{1050} = 0,88$$

9. Визначити оптимальну (фактичну) кількість світильників:

$$N_{\text{св}} = N_{\text{св}}^* \cdot m, \text{ шт} \quad (4.9)$$

$$N_{\text{св}} = 8 \cdot 0,88 = 7,04 = 8$$

де $N_{\text{св}}^*$ - умовна загальна кількість світильників у приміщенні, шт.

m - співвідношення між розрахунковим світловим потоком лампи та фактичним світловим потоком вибраної стандартної лампи.

10. Визначити фактичну кількість ламп у приміщенні $N_{\text{л}}$:

$$N_{\text{л}} = N_{\text{св}} \cdot n, \text{ шт} \quad (4.10)$$

$$N_{\text{л}} = 8 \cdot 4 = 32 \text{ шт}$$

11. Визначити загальну розрахункову освітленість E_p у приміщенні, що створюється при застосуванні стандартних ламп:

$$E_p = \frac{\Phi_{\text{л}} \cdot N_{\text{л}} \cdot \eta}{A \cdot B \cdot k_3 \cdot z}, \text{ лк}; \quad (4.11)$$

$$E_p = \frac{1050 \cdot 32 \cdot 0,47}{8 \cdot 4 \cdot 1,4 \cdot 1,1} = 320,45, \text{ лк.}$$

Таким чином, розрахункова освітленість у приміщенні, що створюється при застосуванні стандартних ламп на 20 лк вища ніж нормована освітленість робочих поверхонь при загальному освітленні, що задовольняє умови освітленості у робочому приміщенні.

і) Рівень пожежної безпеки робочих зон, приміщень та інженерного устаткування повинен відповідати вимогам Правил пожежної безпеки в Україні, затверджених наказом МНС України від 19.10.2004 № 126, зареєстрованих в Міністерстві юстиції України 4.11.2004 за № 1410/10009

(НАПБ А.01.001 – 04), та інших нормативно-правових актів з питань пожежної безпеки.

5.4 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях

5.4.1 Заходи з пожежної безпеки

Комплекс протипожежних заходів приміщення обладнаного ПК з ВДТ розроблений згідно вимог НАПБ А.01.001-2014 "Правила пожежної безпеки в Україні"

Виходячи з аналізу речовин та матеріалів, які використовуються при роботі у приміщенні, відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36-2016 "Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухо-пожежною та пожежною небезпекою", приміщення обладнання ВДТ належить до виробництв категорії "Д" з пожежної небезпеки - простір у приміщенні, у якому перебувають тверді горючі речовини та матеріали.

Оскільки приміщення, обладнання ПК з ВДТ належить до виробництва категорії "Д", тому згідно вимог ДБН В 1.1-7:2016 "Пожежна безпека з будівництва. Загальні вимоги" вона має II ступінь вогнестійкості.

З технічних та організаційних заходів запобігання пожеж в приміщенні обладнаному ПК з ВДТ передбачені наступні протипожежні заходи. На силовому обладнанні, силових та освітлювальних колах, згідно вимог ПУЕ встановлені захисні пристрої, що вимикають джерело живлення від ділянки електричного кола, у якій виникло коротке замикання.

5.4.2 У відповідності до кодексу цивільного захисту України у разі випадку техногенної небезпечної ситуації зв'язаного з вибухом вибухонебезпечних речовин для захисту людей від використовуються захисні споруди, споруди подвійного призначення та найпростіші укриття

Захисні споруди цивільного захисту – інженерні споруди, призначені

для захисту населення від впливу небезпечних факторів, що виникають внаслідок надзвичайних ситуацій, воєнних дій або терористичних актів.

До захисних споруд цивільного захисту належать:

- сховище – герметична споруда для захисту людей, в якій протягом певного часу створюються умови, що виключають вплив на них небезпечних факторів, які виникають внаслідок надзвичайної ситуації, воєнних (бойових) дій та терористичних актів

- протирадіаційне укриття – негерметична споруда для захисту людей, в якій створюються умови, що виключають вплив на них іонізуючого опромінення у разі радіоактивного забруднення місцевості

- швидко споруджувана захисна споруда цивільного захисту – захисна споруда, що зводиться із спеціальних конструкцій за короткий час для захисту людей від дії засобів ураження в особливий період

Споруда подвійного призначення – це наземна або підземна споруда, що може бути використана за основним функціональним призначенням і для захисту населення. (підземний простір метрополітену, підземні стоянки, підземні переходи тощо)

Найпростіше укриття - це фортифікаційна споруда, цокольне або підвальне приміщення, що знижує комбіноване ураження людей від небезпечних наслідків надзвичайних ситуацій, а також від дії засобів ураження в особливий період.

Отже, з цього розділу можна зробити висновок, що заходи, які проводяться на підприємстві для забезпечення охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях створюють безпечні умови праці, попередження травматизму та сприятливий санітарний стан.

Охорона праці включає систему законодавчих актів та соціально-економічні, технічні, санітарно-гігієнічні, організаційні засоби, які направлені на забезпечення безпеки та створення умов збереження.

Пожежна безпека на підприємстві включає в себе не тільки оснащення інструментами пожежогасіння і речовинами, а й розробку плану екстреної

евакуації, а також проведення заходів з навчання персоналу.

У розділі було з'ясовано такі питання при проведенні робіт в приміщенні:

- визначено заходи по забезпеченню безпеки;
- проведені розрахунки рівня штучного освітлення у приміщенні та проведене порівняння їх з нормованими показниками для робочого приміщення;
- визначені захисні споруди для захисту населення від деяких факторів небезпеки.

ВИСНОВКИ

В першому розділі розглянуті різновиди евтектик, які утворюються в різнофазному середовищі. Також розглянуті погляди вчених на дану тематику і складено розуміння про евтектику, види евтектик, умови її формування і застосування.

Доцільно викладені енергетичні умови утворення лінійно-пластинчастих евтектик та структур конгломератного типу. Аналіз поверхневої енергії в місці стику трьох фаз, що беруть участь в кристалізації евтектики, дозволяє зробити висновок про те, що необхідною умовою взаємного зародкоутворення є наведені у пункті 1.2 нерівності. В результаті чисельних спостережень встановлено, що структура евтектики змінюється в залежності від двох основних чинників: температурного градієнта (при переохолодженні), а також швидкості кристалізації.

В другому розділі наведені математично-аналітичні умови прямого та зворотного росту однофазних кристалів. Розглянуто кінетику поздовжнього паралельного росту різних структур колоніального типу під дією постійної рушійної сили. Поздовжній ріст кристалів колонії передбачає послідовну реалізацію двох режимів: нестационарного і стаціонарного. Для останнього режиму характерна постійність швидкості росту всіх кристалів колоніальної групи, оскільки кривина сегментів межового фронту, починаючи з деякого моменту часу, перестає змінюватися. Ріст у тривалому нестационарному режимі є за характером згасним і завершується повною зупинкою всього процесу.

Розглянуто особливості кінетики утворення та усунення структур стовпчастого типу в однофазному середовищі з метою теоретичної оцінки ролі фактора як нерухомих, так і рухомих дисперсних включень вторинної фази. Враховано різні рушійні та гальмівні сили термодинамічного походження, що надало можливість розділити процес пересування фронту на

дві стадії: стадію нестационарного росту та стадію стаціонарного росту. Як виходить з аналізу графіків наведених в підрозділі 2.2., наявність дисперсних частинок вторинної фази збільшує пороговий час і знижує швидкість поширення фронту збиральної рекристалізації для обох режимів усунення колоній пластинчастих зерен.

В третьому розділі досліджено віялоподібний ріст кристалів в однофазному середовищі. Математичний аналіз росту віялоподібних колоній стовпчастих зерен дуже громіздкий, тому в цьому розділі розглянемо найпростіший випадок однофазної колонії зерен якої-небудь фази, що зростають в тому самому фазовому середовищі, але, порівняно зі стовпчастими зернами, така колонія матиме надлишкову вільну енергію. Зовнішня межа колонії віялоподібного типу вже на початковому етапі росту містить дуже дрібні частинки, здатні чисто дифузійним шляхом переміщатися разом з нею, створюючи при цьому певний супутній ефект гальмування. Процес викривлення сегментів основного фронту реакції віялової колонії буде супроводжуватися двома ефектами: зменшенням результуючої рушійної сили, що діє на сегменти фронту зростання, і збільшенням результуючої рушійної сили, пов'язаної з потрійними стиками зерен-секторів колонії. Цілком зрозуміло, що з часом може бути досягнуто балансом між цими двома термодинамічними силами.

Четвертий розділ містить опис формування евтектичних структур при спрямованій кристалізації жароміцних сплавів. Ливарні нікелеві жароміцні сплави складного хімічного складу мають характерну дендритну структуру, в якій стовпчасти остови орієнтовані переважно вздовж заданого напрямку росту, а осі другого порядку утворюють в нормальному перерізі зливка особливий сітковий узор з елементарною плоскою коміркою у вигляді тетрагона. Заповнення міжосьових просторів твердим матеріалом відбувається одразу ж після утворення загального скелету певного хімічного складу у результаті чого формується фронт росту, під час пересування якого безперервно повторюється послідовність усіх вищевказаних

кристалізаційних актів. Звісно що в разі спрямованої кристалізації складно-легованих сплавів спостерігається дендритна ліквідація елементів, внаслідок чого хімічні склади дендритних осей та міждендритних просторів у межах комірки сильно відрізняються між собою, а це дає змогу припустити, що значення поверхневого натягу для різних ділянок структури фронту кристалізаційного росту є різним.

Отримані вище математичні залежності враховують основні чинники, що впливають на досконалість структури спрямованої кристалізації та дають змогу, варіюючи їх під час проведення певних технологічних процедур, формувати певні тенденції у характері зміни швидкості росту та передовсім у напрямку, що впливає із міркувань практичної доцільності. Можна очікувати, що такого роду корисні зміни поширення кристалізаційного фронту допоможуть насамперед звужити інтервал відхилень векторів кристалографічної орієнтації головних дендритних осей відносно заданого напрямку росту, тобто зробити структуру спрямованої кристалізації досконалішою.

П'ятий розділ охорона та безпека у надзвичайних ситуаціях. Заходи, які проводяться на підприємстві для забезпечення охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях створюють безпечні умови праці, попередження травматизму та сприятливий санітарний стан.

Охорона праці включає систему законодавчих актів та соціально-економічні, технічні, санітарно-гігієнічні, організаційні засоби, які направлені на забезпечення безпеки та створення умов збереження.

Пожежна безпека на підприємстві включає в себе не тільки оснащення інструментами пожежогасіння і речовинами, а й розробку плану екстреної евакуації, а також проведення заходів з навчання персоналу.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Бочвар А.А. Металловедение: учебник для вузов. Москва: Металлургиздат, 1945. 404 с.
2. Лившиц Б.Г. Металлография: учебник для вузов. Изд. 3-е, перераб. и допов: Металлургия, 1990. 236 с.
3. Бунин К.П., Баранов А.А. Металлография: учебное пособие. Москва, 1970. 256 с.
4. Александров Л.Н. О теории роста перлита. Известия вузов. Черная металлургия. №8. С. 110-114.
5. Ольшанецкий В.Е. О продольном росте колониальных структур в металлических сплавах. Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надёжности и долговечности изделий: тез.докл. II Всесоюзн. научн.-техн. конф. Запорожье: 1983. С. 45-48.
6. Дурягіна З.А., Ольшанецкий В.Ю., Кононенко Ю.І. Структурно-енергетичний стан внутрішніх та зовнішніх меж поділу у металевих системах: монографія. Львів, 2013. 456 с.
7. Ольшанецкий В.Е. Спицына Ю.И. О росте колоний столбчатых зерен в слабо гетерогенных сплавах в присутствии частиц избыточной фазы. Проблемы современного материаловедения: сб. трудов Междунар. конф. Дн-вск, 1997. С. 68-69.
8. Olshanetzky V. Spitzina Y. Longitudinal growth of lamellar (columnar) grain colonies under the action of moving and counter moving forces of different thermodynamic nature. Евтектика IV: наук. і праці міжнар. конф. Дн-вськ, 1997. С.34.
9. Ольшанецкий В.Е. Спицына Ю.И. О продольном росте колоний пластинчатых зерен в присутствии дисперсных частиц избыточной фазы. Случай распространения рекристаллизационного фронта. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 1997. № 1-2. С.710.

10. Ольшанецкий В.Е. Спицына Ю.И. Ориентированный рост однофазных колониальных структур в присутствии подвижных пограничных включений второй фазы. Неметаллические включения и газы в литейных сплавах: сб. науч. трудов VIII науч. -техн. конф. Запорожье: 1997. С.7-11.

11. Ольшанецкий В. Спицына Ю. Про формування орієнтованих стовпчастих структур в металевих системах з дисперсними частинками фази виділення. *Конструкційні та функціональні матеріали*: матеріали Другої Міжнар. конф. Львів: 1997. С.40-41.

12. Спицына Ю.И. Ольшанецкий В.Е. Термодинамические движущие и противодвижущие силы фронта роста однофазных колоний в слабогетерогенных металлических сплавах. *Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів*: зб. наук. праць IX Міжнар. наук.-техн. конф. Запоріжжя: ЗНТУ. 2003. С.125-128.

13. Ольшанецкий В.Е. Спицына Ю.И. О продольном росте колоний пластинчатых зерен в присутствии дисперсных частиц избыточной фазы. 3. Случай комбинированной рекристаллизации. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 1999. № 2. С. 5-9.

14. Кривоглаз М.А. Масюкович А.М., Рябошапка К.П. О диффузионном увлечении частиц и пор движущейся границей. *Физика металлов и металловедение*. 1967. т.24. Вып.6. С.11-29.

15. Бунин К.П., Баранов А.А. Металлография: учебное пособие. — Москва, 1970. 256 с.

16. НПАОП 0.00-7.11-12 "Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників".

17. Правила улаштування електроустановок (ПУЕ).

18. Основні санітарні правила забезпечення радіаційної безпеки України.

19. НПАОП 28.0-1.30-12. Правила охорони праці під час роботи з абразивним інструментом.

20. ГОСТ 12.3.028-82 Система стандартов безопасности труда. Процессы обработки абразивным и эльборовым инструментом. Требования безопасности.

21. ГОСТ 12.4.013-97 Система стандартів безпеки праці. Захисні окуляри.

22. Коваль А.Д. Олышанецкий В.Е. О влиянии микродобавок редкоземельных металлов на энергию границ зерен никеля. *Металлы*. 1972. С.124-132.

23. Хвалин А.П. Олышанецкий В.Е., Спектор Я.Н. Рентгеноспектральный микроанализ для количественного изучения распределения элементов на границе. *Заводская лаборатория*. т.44. №8. С.943-946.

24. Грабовский В.Я. Натапов Б.С., Олышанецкий В.Е., Штехно О.Н. Влияние малых примесей на рекристаллизацию железа технической чистоты. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1971. №4. С.111-115.

25. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. Металлургия: Москва, 1969. 749 с.

26. Ханчен М. Андерко К. Структура двойных сплавов. *Металлургиздат*. 1962. С 608.

27. Эллиот Р.П.. Структуры двойных сплавов. *Металлургия*. 1970 г. С. 465.

28. Степанова Л.П. Исследование состояния границ в никеле и железе с добавками рения, циркония и РЗМ с целью повышения свойств материала лопаток судовых ГТУ: автореф. дис. канд. техн. наук. Запорожье: ДСП, 1982. 22 с.

29. Коваль А.Д. Олышанецкий В.Е. Влияние микродобавок РЗМ на рекристаллизацию никеля. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 1972. №6. С.128-131.

30. Коваль А.Д. Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е. О характере взаимодействия РЗМ с границами зерен никеля и его сплавов. *Физика и химия обработки материалов*. 1972. №4. С. 102-107.

31. Приданцев М.В. Влияние примесей и редкоземельных металлов на свойства сплавов. Металлургиздат. 1962.

32. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. Металлургия. 1969. 264 с.

33. Бунин К.П. Таран Ю.Н. Металлография чугуна. *Металловедение и термическая обработка*. 1967. Вып.5. С. 73-80.