

GREAT!

**ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИВАРНОГО
АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ В ГРАНИЧНО ДЕФОРМОВАНОМУ
СТАНІ**

АНОТАЦІЯ

Конкурсна робота під шифром «**GREAT!**»: 30 с., 10 рис., 6 табл., 22 джерела.

Об'єкт розробки – силумін АК7ч вихідного складу та з додаванням стронцію та скандію у різних співвідношеннях в гранично деформованому стані

Метою роботи є дослідження впливу стронцію, скандію, швидкості кристалізації на структуроутворення сплаву АК7ч в гранично деформованому стані для цілеспрямованого керування структурою та властивостями при розробці ливарних сплавів на основі АК7ч, що деформуються.

Методи дослідження: використані мікроструктурний, рентгеноструктурний, вимірювання мікротвердості і комплексу механічних властивостей за стандартними методиками на обладнанні, що пройшло держпівірку.

В ході експерименту, проведеного за планом ортогональних латинських квадратів, досліджено структуру сплаву АК7ч в литому і гранично деформованому стані. Деформація при випробуванні на стискання зі ступенем деформації 37...45% не призводить до суттєвих змін в орієнтації та морфології евтектичного кремнію і інтерметалідів. Подальше збільшення ступеня деформації до 63 ... 73% призводить до геометричної орієнтації α -Al в напрямку, перпендикулярному головній осі деформації і до часткового дроблення евтектичного кремнію і інтерметалідних фаз. Пластична деформація не призводить до суттєвих змін фазового складу сплаву в порівнянні з литим станом, лише змінюючи кількість інтерметалідів. Відзначене істотне збільшення параметру кристалічної решітки α -Al і за рахунок чого збільшується в ньому розчинність скандію і заліза.

В другій серії експериментів отримані залежності технологічної деформованості від складу сплаву типу АК7ч та режиму водневого оброблення його розплаву. Встановлене підвищення деформованості сплаву АК7ч(Sr, Sc) +H₂ на 60 % у порівнянні з литим сплавом вихідного складу.

Вперше методом прокатки отримана штаба товщиною 2,4 мм із заготовки ливарного сплаву АК7ч(Sr,Sc) з максимальною товщиною 11 мм.

СИЛУМІН, СТРОНЦІЙ, СКАНДІЙ, ГРАНИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ
ЕВТЕКТИКА, ІНТЕРМЕТАЛІДНІ ФАЗИ

ЗМІСТ

	СТОР
ВСТУП	4
1. АНАЛІТИЧНА ЧАСТИНА	5
1.1 Кристалохімічні особливості алюмінію та кремнію	5
1.2 Закономірності евтектичного структуроутворення у сплавах Al-Si	6
1.3 Модифікування силумінів	9
1.4 Сплави на основі алюмінію, що містить скандій	13
1.5 Постановка задачі	15
1.6 Матеріал та методика дослідження	15
1.6.1 Матеріал дослідження	15
1.6.2 Методи дослідження	17
2 ІНОВАЦІЙНО-ДОСЛІДНА ЧАСТИНА	19
ВИСНОВКИ ТА РЕКОМЕНДАЦІЇ	30
ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ	31

ВСТУП

Силуміни – сплави на основі систем Al-Si, Al-Si-Mg, Al-Si-Mg-Mn-Cu широко застосовуються в машинобудуванні в якості конструкційних сплавів завдяки високій питомій міцності, хорошим ливарним властивостям, зварюваності і високій корозійній стійкості.

Структура литого доєвтектичного силуміну складається з слабо розгалужених дендритів α -Al, обрамлених по межах дендритних осередків крихкою, більш-менш безперервною сіткою великих кристалів евтектичного кремнію і інтерметаллідних фаз.

Одним з найбільш дієвих чинників для сприятливого структуроутворення і, як наслідок, формування високих механічних властивостей, є модифікування. Але, чим складнішою є система легування, тим більша вірогідність того, що при масовому виробництві сплаву зростатиме діапазон зміни властивостей через коливання складу сплаву в межах стандарту.

В якості елементів модифікаторів для алюмінієво-кремнієвого сплаву АК7ч запропоновані стронцій і скандій, що раніше добре зарекомендували себе, які вводяться в досліджуваний сплав у вигляді лігатур Al-Sr і Al-Sc.

В.З. Куцовой, Т.А. Аюповою вивчено роздільний і спільний вплив стронцію і скандію, а також швидкості кристалізації на параметри мікроструктури, фазовий склад і властивості сплаву АК7ч. Однак, вплив зазначених незалежних змінних на структуру сплаву АК7ч, який отримав граничну пластичну деформацію, залишилося нез'ясованим.

Тому встановлення закономірностей структуроутворення в гранично деформованому силуміні АК7ч від складу його модифікування та швидкості кристалізації є актуальною задачею, вирішення якої дозволить цілеспрямовано розробляти ливарні алюмінієві сплави, здатні до холодної обробки тиском.

1. АНАЛІТИЧНА ЧАСТИНА

1.1 Кристалохімічні особливості алюмінію та кремнію

Алюміній належить до р-елементів. Його атомний номер 13, електронна конфігурація $1s^2 2s^2 p^6 3s^2 p$ (ІІІВ підгрупа Періодичної системи елементів). У всіх стійких сполуках тривалентний, при високій температурі може бути одновалентним. При атмосферному тиску не поліморфний [3], має гранецентровану кубічну кристалічну структуру з координаційним числом 12.

Перехід з твердого стану в рідкий супроводжується типовою для металів стрибкоподібною зміною фізичних характеристик. У рідкому стані багатьма авторами фіксується відхилення від монотонності температурної залежності структурно-чутливих характеристик [8...11]. Температурна залежність щільності має відхилення від монотонності в інтервалах: 780-820⁰С, 970-1050⁰С, 1130-1250⁰С. Існує припущення, що в розплаві алюмінію здійснюються структурні перетворення за типом поліморфних.

Більшість металевих елементів сплавляються з алюмінієм. Si, Ge, Sn, Zn, Be, Ga, Hg утворюють з алюмінієм прості системи евтектичного типу. Cd, In, Ta, Rb, Bi, Na і K мають обмежену розчинність в рідкому алюмінію в широкому температурному інтервалі вище температури плавлення і утворюють прості монотектичні системи. У подвійних системах з зазначеними вище елементами алюміній не утворює інтерметалідних сполук. Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta і W утворюють тверді розчини по перитектичній реакції з малою граничною розчинністю елемента в твердому розчині на основі алюмінію і інтерметалідні сполуки з алюмінієм.

Сполуки алюмінію з перехідними металами часто виявляють метастабільність [3], в результаті чого одна фаза, що утворюється при швидкому твердінні, переходить в іншу в твердому стані, або має місце виділення метастабільних фаз з пересиченого твердого розчину. Такі ефекти є причиною складної структури сплавів.

Кремній - елемент IVB підгрупи. Його атомний номер 14, електронна конфігурація $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^2$.

Кремній при кімнатній температурі має решітку гранецентровану кубічну типу алмазу просторової групи $Fm\bar{3}m$ з координаційним числом $k=4$ з ковалентним sp^3 - гібридним тетраедричним зв'язком, який спрямований по $\langle 111 \rangle$ з кутом $109^\circ 28'$, параметр решітки кремнію при температурі $T = 293$ К, $a = 0,357$ нм.

Характерним для кремнію є суттєва зміна щільності при переході тверда фаза $\rightarrow$ рідина, що проходить по типу напівпровідник - метал, при якому відбувається руйнування просторової системи гомеополарних sp^3 - гібридних зв'язків, відрив 4-х валентних електронів і перехід їх у вільний стан, суттєва зміна ближнього порядку і характеру коливального спектру атомів. Фазові перетворення в кремнії, реалізуються при нагріванні:

- 1) при $250-350^\circ\text{C}$ $Si_{ГЦК} \rightarrow Si_{РОМБ}$;
- 2) при $680-700^\circ\text{C}$ $Si_{РОМБ} \rightarrow Si_{ОЦК}$;
- 3) при $1150-1200^\circ\text{C}$ $Si_{ОЦК} \rightarrow Si_{ГПУ}$;
- 4) при 1420°C $Si_{ГПУ} \rightarrow Ж$.

Домішки в напівпровідниковому кремнії утворюють як тверді розчини заміщення та впровадження, так і суперпозиції твердих розчинів, в яких примісні атоми знаходяться і у вузлах кристалічної решітки кремнію, і у порожнинах. Це характерно, насамперед, для алюмінію.

1.2 Закономірності евтектичного структуроутворення у сплавах Al-Si

Основні структурні складові доевтектичного силуміну - алюмінієвий твердий розчин ($\alpha\text{-Al}$) та евтектика $\alpha\text{-Al} + \beta\text{-Si}$. Легуючі елементи (магній, кремній) і домішки (залізо та ін.), які звичайно присутні в промислових сплавах, як правило, утворюють інтерметалідні сполуки з алюмінієм, кремнієм та один з одним. Силуміни підрозділяються на прості, леговані

тільки кремнієм, і спеціальні, в яких, крім кремнію, містяться в невеликій кількості інші легуючі компоненти (Mg, Cu, Mn, Ni).

Розчинність кремнію в твердому алюмінію наведено в табл. 1.1

Таблиця 1.1 - Розчинність кремнію в твердому алюмінію [3]

Температура, °C		577	552	527	477	427	377	327	277	227
Розчинність Si в Al	% масс.	1,65	1,30	1,10	0,70	0,45	0,25	0,10	0,04	0,01
	% ат.	1,58	1,25	1,05	0,67	0,44	0,24	0,10	0,04	0,01

Для доевтектичних силумінів процесу евтектичної кристалізації передуює виділення α -Al фази у вигляді первинних кристалів.

При розгляданні утворення і росту кристалічної фази, перш за все, виникає питання про форму та огранування кристала. Все різноманіття форм кристалів можна умовно розділити на два види - кристали компактні і розгалужені, вони можуть бути округлим і гранними.

Одним з найважливіших питань теорії росту кристалів і структуроутворення сплавів є визначення критерію, що дозволяє передбачити структуру міжфазного кордону, в залежності від умов кристалізації.

Зростання кристалів розглядається в залежності від умов кристалізації. З цією метою розглядається утворення «дворика кристалізації», - сферичної кільцевої зони розчину, яка оточує кристал та збіднена компонентом, який кристалізується і розсіюючої тепло кристалізації. Критерій Саллі має вигляд:

$$K=2R/(\Delta S-(\Delta C_p/2T_i)\Delta T) \quad (1.1)$$

де R - універсальна газова постійна;

ΔS - зміна ентропії при плавленні;

ΔC_p - різниця теплоємності в рідкому і твердому станах;

T_i - температура ліквідус;

ΔT - переохолодження.

Якщо ентропія переходу $\Delta S < 4$, то $K > 1$ і можливе зростання тільки з округлою межею розподілу; якщо $\Delta S > 4$, то $K < 1$ і розвиваються плоскосторонні форми зростання в повній відповідності з критерієм Джексона.

Таким чином, атомна структура поверхні, механізм і форми росту кристала визначаються, перш за все, кристаллохімічною природою фази, яка кристалізується. Зміна ентропії при плавленні є першим фактором для визначення схильності кристаллографічної фази до зростання з округлою або плоскосторонньою поверхнею.

Евтектична кристалізація подвійних сплавів відбувається шляхом зародження і росту колоній - двофазних утворень, кожне з яких формується на базі одного центру евтектичної кристалізації. Колонії, як правило, являють собою двофазний бікристаліт, причому обидва зерна, що входять у колонію, становлять складну систему відгалужень, які перемежаються. У процесі росту колонії може відбуватися розчленовування її на комірки, при цьому атрибути парного росту фаз зберігаються.

У кожній системі сплавів зародження колоній ініціюється лише однією фазою. Ця базова фаза відрізняється більш складною кристаллохімічною природою - більшим ступенем гетеродесмічності межатомних зв'язків, анізотропією будови і властивостей. У евтектиках, утворених двома твердими розчинами або двома проміжними фазами, базовою є більш тугоплавка фаза з більшою часткою спрямованих зв'язків. Зародження колоній відбувається при появі кристалу другої фази евтектики на базовому кристалі. Основа евтектичної колонії формується шляхом розростання другої фази вздовж поверхні базового кристалу. Створюється фронт двофазної кристалізації, що складається з відростків обох зерен зародкового бікристаліта, що чередуються [41].

Розвиток колонії на сформованому бікристалітному утворенні являє собою процес кооперативного зростання двох розгалужених кристалів. Веде цей процес базова фаза евтектики.

Однією з характерних структурних особливостей сплавів системи Al-Si є безсистемне невпорядковане розміщення кристалів кремнію в евтектиці, які уявляються переривчастими в однорідній алюмінієвій матриці, що зазвичай

спостерігається в оптичному мікроскопі. Відсутність видимих орієнтаційних співвідношень фаз у α -Al- β -Si евтектиці стало причиною виділення її в особливий структурний клас аномальних структур. Додатковою ознакою аномальної евтектики є неможливість виявлення міжколоніальних меж, що нібито свідчить про відсутність спільного росту фаз у процесі евтектичної кристалізації. Проте, зерна α -Al- β -Si евтектики являють собою просторові конгломерати, які ростуть з одного загального центру і складаються зі скелетоподібного каркасу кремнієвої фази, яка веде кристалізацію, заповнені іншою фазою - алюмінієвим твердим розчином. Форма і ступінь розгалуження залежать від умов кристалізації, причому зі зменшенням ступеня переохолодження орієнтація пластин евтектичного кремнію порушується, межі евтектичних зерен не виявляються. Кооперативний характер кристалізації евтектичних фаз істотно залежить від того, наскільки «оперативно» відома фаза α -Al –може змінити напрямок і швидкість свого зростання у відповідності з дифузійно-кінетичною обстановкою, що створилася у результаті зростання кристала провідної фази β -Si.

1.3. Сучасне уявлення про механізм модифікування сплавів системи Al-Si

Сплави системи алюміній-кремній (силуміни) служать основою більшості ливарних алюмінієвих композицій, які широко застосовуються в якості конструкційних матеріалів для фасонного лиття в автотракторному машинобудуванні, авіабудуванні, будівництві і т.д. Для поліпшення структури і механічних властивостей промислових алюмінієвих сплавів регулюють режими плавки і лиття, умови кристалізації виливок. Дієвим чинником, що визначає сприятливе структуроутворення, є модифікування - подрібнення структури за рахунок введення в розплав перед його заливкою малих добавок модифікуючих елементів. Аналіз існуючих теорій модифікування показав, що вони з великим або меншим успіхом пояснюють ефекти, спостережувані при введенні натрію. Раніше були зроблені спроби вивчити і пояснити модифікуючий вплив на структуру алюмінієвомагнієвих і алюмінієво-

магнієво-кремнієвих сплавів більше 20 різних елементів, зокрема Li, Sr, Ca, Ba, La, Ce, In, Ge, Nb, Ta, Cr, Sn, V, W і ін.

До недоліків обробки розплаву натрієм відносяться небезпека отримання не повністю модифікованої або перемодифікованої структури, зниження рідкотекучості розплаву, підвищена схильність до газопоглинання, висока токсичність хлористих і фтористих сполук, що виділяються. Але головним недоліком є обмежений час витримки розплаву після введення модифікатора (зазвичай до 40 хв), що пов'язано з випаровуванням і окисненням легкоплавкого натрію.

За час, що минув з початку практичного застосування модифікаторів, технологічний аспект процесу модифікування (вибір оптимального складу модифікатора, способи його дії, тривалість дії, дегазація) розроблено досить докладно. Однак механізм модифікування Al сплавів до цих пір залишається дискусійним.

Враховуючи, що $\alpha\text{-Al-}\beta\text{-Si-Mg}_2\text{Si}$ евтектика кристалізується в міжосних просторах дендритів алюмінію, то для отримання вказаного подрібнення необхідно, перш за все, модифікувати внутрішню будову самого дендрита, отримуючи тоншу структуру. Осі другого і вищих порядків дендрит викидає в моменти виникнення ускладнень нормального росту через скупчення домішок. Утворення дендритів з тонкою внутрішньою будовою пов'язано з ускладненим живленням в процесі їх росту. Домішки, адсорбуючись у поверхневих шарах зростаючих дендритів (у разі розчинних добавок) або блокуючи їх ззовні (у разі нерозчинних домішок), створюють певну перешкоду для підведення атомів речовини, що кристалізується. У результаті створюються умови для нерівномірного росту кристалів (більш інтенсивного у частин, що виступають сильніше конвекційні потоки, що оновлюють склад рідини і видаляють домішки) і призводять до формування їх у вигляді сітчастих кристалів.

Аналіз існуючих теорій модифікування (адсорбційної, колоїдної, теорії переохолодження, концепції мікронеоднорідної будови рідини, теорії металізації міжатомних зв'язків) показав, що вони з більшим чи меншим

успіхом пояснюють ефекти, що спостерігаються при введенні модифікаторів. Точки зору дослідників з питання впливу модифікатора на характер взаємодії в розплаві суперечливі.

Автори [17] вказують на те, що в основі процесу модифікування дендритів алюмінію легкоплавкими добавками лежать складні явища, що відбуваються на поверхні дендритів при адсорбції поверхнево активними елементами. Однак, як показують дослідження, не будь-яка поверхнево активна добавка буде модифікатором.

У цьому випадку, ймовірно, впливають сили хімічної взаємодії добавок з компонентами сплавів і їх розчинність в твердому алюмінії. При кристалізації добавки поверхнево-активних елементів (Ca, Na, K, Rb і ін.), які практично не розчинні у твердому алюмінії, витісняються з його решітки та адсорбуються на поверхні зростаючих дендритів, утворюючи відповідні адсорбційні шари. Атоми елементів, які мають значну розчинність в твердому алюмінії, рівномірно розподіляються і утримуються в його кристалічній решітці і, незважаючи на їх поверхневу активність, не утворюють збагачених домішками плівок на поверхні дендритів алюмінію. У результаті цього не виявляється їхня модифікуюча дія.

Адсорбційна теорія роль модифікаторів зводить, з одного боку, до зменшення поверхневого натягу на гранях кристала, що сприяє збільшенню швидкості зародження центрів кристалізації та стійкості зародків малих розмірів, з іншого боку, - до утворення на поверхні адсорбційних плівок, що перешкоджають дифузії атомів речовини, що кристалізується, до поверхні кристалів і, отже, до подрібнення структури. Неодмінна умова, якій повинні відповідати модифікатори - вельми мала розчинність в тій рідкій фазі, з якої вона адсорбується.

Механізм модифікування натрієм, стронцієм, РЗМ представлений в роботах Ю.М. Тарана, В.З. Куцової [18], модифікування флюсами - І.П. Волчка, А.А. Мітяєва [19].

Автором [18] запропоновано новий механізм модифікування евтектичного β -Si твердого розчину, що базується на уявленнях про

розчинність елементів-модифікаторів у твердому розчині на основі кремнію, зміну міжатомної взаємодії в сплаві в результаті створення в системі парних зв'язків Si-X, O-X, де X - елемент-модифікатор, поліморфізмі кремнію і розгалуженості кристалів β -Si твердого розчину.

Залучення методології фізико-хімічного моделювання дозволило кількісно оцінити вплив модифікаторів на міжатомну взаємодію компонентів в системі Al-Si, з урахуванням присутності в системі і в решітці кремнію атомів кисню. Аналіз відповідних парних взаємодій (Si-X, O-X) дає можливість прогнозувати модифікуючу здатність того чи іншого елемента для сплавів конкретного складу. Причому найбільш ефективні в якості модифікаторів ті елементи, які забезпечують мінімальний ступінь спрямованості парних зв'язків Si-X, O-X і можливість металізації за рахунок цих зв'язків у β -Si твердому розчині. Одна з причин розгалуження кристалів кремнію - можливість ізотропного росту кристалу внаслідок металізації зв'язків у β -Si твердому розчині. Іншою причиною розгалуження, зміни форм росту від плоскогранных до скелетних у присутності стронцію та округлим у присутності натрію кристалів β -Si твердого розчину являється металізація зв'язків за рахунок утворення пар Si-Na, Si-Sr, O - Na, O - Si при розчиненні атомів натрію і стронцію, А також розширення інтервалу існування β -твердого розчину на основі високотемпературної гексагональної модифікації кремнію, аж до стабілізації при кімнатній температурі.

1.4 Алюмінієві сплави зі скандієм

Серед сучасних легких сплавів алюмінієво-скандієві сплави займають особливе положення, вони володіють комплексом властивостей, які неможливо отримати в інших системах легування на основі алюмінію.

Атомний номер скандію - 21, атомна маса 44,9559, побічна група III групи Періодичної системи елементів. У природі відомий один ізотоп. Основна стійка модифікація Sc має гексагональну щільну ґратку (ГЩУ) - α -Sc з $a =$

0,33085 і $c = 0,52680$ нм, яка при нагріванні переходить в ОЦК (β -Sc). Щільність Sc при рентгенографічних дослідженнях становить $2,989 \text{ г/см}^3$, атомний радіус - $0,16406$ нм, атомний об'єм - $15,041 \text{ см}^3 / \text{моль}$, температура поліморфного перетворення 1337°C . Температура плавлення $T_{\text{пл}} = 1541^\circ\text{C}$, температура кипіння при тиску $0,1 \text{ МПа}$ $T_{\text{кип}} = 2836^\circ\text{C}$.

Скандій - хімічно активний метал, що реагує з киснем, галогенами, сіркою, вуглецем. Плівка, що утворюється на поверхні, запобігає подальшому окисненню. З азотом скандій реагує при $T > 500^\circ\text{C}$ з утворенням нітриду.

В подвійних сплавах системи Al-Sc відбувається евтектичне перетворення. Гранична розчинність скандію в алюмінії становить $0,25\%$ мас. або $0,15\%$ ат. При одному і тому ж ваговому вмісті в сплавах Al-Sc в порівнянні з іншими перехідними металами утворюється велика частка інтерметалідів, які зміцнюють матрицю як за рахунок фази виділення, так і внаслідок статичних спотворень в матриці. Діаграма стану Al-Sc представлена на рис. 1.1.

Діаграма стану Al-Sc характеризується утворенням чотирьох інтерметалідних з'єднань: Sc_2Al , ScAl , ScAl_2 , ScAl_3 . Згідно діаграмі стану, в рівновазі з твердим розчином на основі алюмінію знаходиться фаза Al_3Sc , яка утворюється за перитектичної реакції при температурі 1327°C за участю інтерметаліду Sc_2Al і має кубічну ГЦК решітку. Al_3Sc відноситься до жароміцних фаз, що втрачають при нагріванні менше 50% вихідної мікротвердості. Можливість отримання пересиченого твердого розчину (ПТР) на основі скандію і, отже, підвищення міцнісних властивостей у процесі старіння обумовлена його здатністю розчинятися в твердому алюмінії. Максимальна розчинність скандію в алюмінії при евтектичній температурі в рівноважному стані становить $0,35 \dots 0,45\%$.

Модифікуючий вплив скандію переважно проявляється через механізм зародкової дії.

Як показує діаграма, стан сплавів системи Al-Si-Sc (рисунок 1.2), характеризується наявністю вузької області первинної кристалізації алюмінієвого твердого розчину, прилеглої до сторони Al-Si, тому добавки Sc

обумовлюють появу в процесі кристалізації первинних кристалів інтерметалідів Al_3Sc або V (Sc_2AlSi_2).

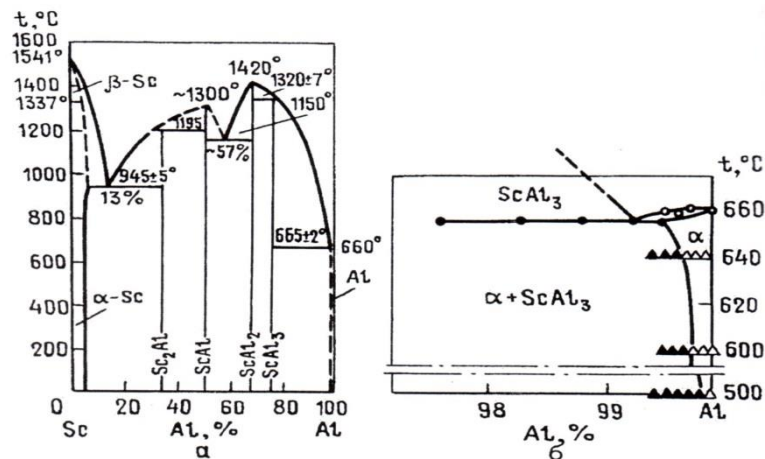


Рисунок 1.1 - Система Al-Sc

Ці фази при температурах 617 і 574°C відповідно беруть участь у двох нонваріантних перетвореннях евтектичного типу.

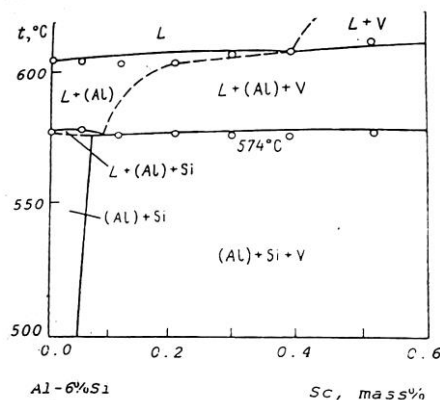


Рисунок 1.2 - Політермічний переріз діаграми стану сплавів системи Al-Si-Sc для 6% Si.

1.5 Постановка задачі дослідження

Метою дослідної роботи є дослідження впливу стронцію, скандію, швидкості кристалізації на структуроутворення сплаву АК7ч в деформованому стані з граничним ступенем пластичної деформації для цілеспрямованого керування

структурою та властивостями при розробці ливарних сплавів на основі АК7ч, що деформуються. Для встановлення вказаних закономірностей необхідно:

- реалізувати деформацію стисканням до руйнування (гранична деформація) сплавів на основі АК7ч;
- встановити закономірності впливу граничної деформації на структуроутворення дослідних сплавів з метою оцінки можливості отримання прокату з ливарного сплаву на основі АК7ч.

1.6. Матеріал та методика дослідження

1.6.1 Матеріали дослідження

Досліджували гранично деформовані доєвтектичні силуміни типу АК7ч (система Al-Si-Mg-Fe) з добавками стронцію і скандію (таблиця 1.2). У зв'язку з наявністю великої кількості можливих поєднань незалежних змінних (% Sr, % Sc, V_{охол}) експеримент проводили за планом ортогональних латинських квадратів (рисунок 1.3). Для кожної комірки представленої матриці виготовляли зразки сплаву згідно тризначного коду, в якому позиція цифри позначає незалежну змінну, а її значення - рівень змінної. Відповідні дані представлені в таблиці 1.3.

Дослідні сплави, виготовляли на базі алюмінію марки А9, напівпровідникового кремнію, лігатур Al-5% Sr, Al-2% Sc. Розрахункову кількість стронцієвий лігатури (згідно з даними табл. 1.2 і 1.3) вводили при 750⁰С в розплав ретельно перемішували і охолоджували з різними швидкостями відповідно до даних табл. 1.2 і 1.3. Швидкість охолодження при кристалізації сплавів визначали методом термічного аналізу. Гранична деформація зразків сплавів типу АК7ч отримана під час випробування сплаву на стискання.

Таблиця 1.2- Середній хімічний склад досліджуваних сплавів

№ п/п	Хімічний елемент, %мас.						
	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Sr	Sc
1	ОСНОВА	7.18	0.332	0.226	0.612	-	-
2		7.10	0.314	0.219	0.599	0.049	0.112
3		7.08	0.324	0.225	0.612	0.102	-
4		7.01	0.320	0.224	0.608	0.198	-
5		7.13	0.331	0.223	0.611	-	0.115
6		7.09	0.311	0.222	0.601	-	0.313
7		7.04	0.318	0.220	0.602	0.048	0.121
8		7.15	0.304	0.217	0.596	0.098	0.331
9		7.07	0.289	0.185	0.579	0.223	0.522
10		7.14	0.314	0.221	0.597	0.052	0.326
11		7.11	0.298	0.207	0.585	0.111	0.509
12		6.99	0.309	0.215	0.605	0.194	0.099
13		7.13	0.303	0.213	0.593	0.051	0.497

1	2	3	4
111	222	333	444
5	6	7	8
234	341	412	123
9	10	11	12
342	413	124	231
13	14	15	16
423	134	241	312

Рисунок 1.3 - . План експерименту

Таблиця 1.3 - Рівні варіювання незалежних змінних

Параметр (незалежна змінна)	№ незалежної змінної	Рівні варіювання			
		1	2	3	4
Sr, %мас.	1	0	0,05	0,1	0,2
Sc, %мас	2	0	0,1	0,3	0,5
V _{охл} , К/с	3	Піч 6,67*10 ⁻⁴	Повітря 6,67*10 ⁻³	Чавунний циліндр10 ²	Мідний клин10 ³

1.6.2 Методи дослідження

Дослідження з вибору ефективних модифікаторів, вплив їх на структуроутворення і фазовий склад сплавів проводили в лабораторних умовах в печах типу СНОЛ-2.5, 2.5,2.5 / 2М і СШОЛ-11, 6/12-МЗ.

Для виявлення загальної мікроструктури зразки травили 0,5% водним розчином плавикової кислоти.

Мікроструктуру сплавів вивчали за допомогою оптичного мікроскопу «Axiovert - 200MAT». Кількість евтектичної складової, розміри кристалів евтектичного кремнію визначали за стандартними методиками.

Мікротвердість алюмінієвого твердого розчину і евтектики вимірювали на приладі ПМТ- за ГОСТ 9450-76 при навантаженні 20 г і збільшенні X485.

Ідентифікацію фаз проводили методом рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН - 3М в Соk_α фільтрованому випромінюванні. Як еталон використовували відпалений протягом 16 годин з подальшим охолодженням з пічню алюміній марки А999. Для визначення параметра решітки алюмінієвого твердого розчину записували профіль дифракційних максимумів (420) Al. Запис дифрактограм проводили зі швидкістю (1/8) °/хв.

Випробування на стискання проводили на циліндричних зразках діаметром 6 мм і висотою 11 мм на випробувальній машині FP-100/1, при максимальному навантаженні 40кН, в масштабі 10:1. Швидкість деформації склала 1,6 мм / хв.

Механічні властивості сплавів на основі АК7ч при випробуванні на стискання представлені в таблиці 1.4.

Таблиця 1.4 – Механічні властивості сплаву АК7ч при випробуванні на стискання

№	% Sr	%Sc	$V_{охл}$, К/с	σ_{02} , МПа	σ_B , МПа	ε , %	ψ , %
1	0	0	$6,67 \cdot 10^{-4}$	71,4	244	67,1	76,7
2	0,05(0,049)	0,1(0,112)	$6,67 \cdot 10^{-3}$	78,0	267	61,8	74,1
3	0,1 (0,098)	0,3(0,331)	100	100,1	330	63,2	71,3
4	0,2 (0,223)	0,5(0,522)	1000	212,3	440	45,8	35,2
5	0,05(0,052)	0,3(0,326)	1000	206,9	405	38	30,7
6	0,1 (0,111)	0,5(0,509)	$6,67 \cdot 10^{-4}$	98,0	222	64,8	74,9
7	0,2(0,198)	0	$6,67 \cdot 10^{-3}$	109,1	244	62,0	59,3
8	0	0,1(0,115)	100	107,8	293	73,0	91,9
9	0,1(0,111)	0,5(0,509)	$6,67 \cdot 10^{-3}$	176,3	368	64,0	79,9
10	0,2(0,198)	0	100	97,4	305	71,4	81,3
11	0	0,1(0,115)	1000	137,3	352	56,0	62,0
12	0,05(0,052)	0,3(0,326)	$6,67 \cdot 10^{-4}$	112,3	333	60,9	70,6
13	0,2(0,194)	0,1(0,099)	100	96,7	330	68,5	102,7
14	0	0,3(0,313)	1000	180,2	440	47,6	38,0
15	0,05(0,051)	0,5(0,497)	$6,67 \cdot 10^{-4}$	82,9	246	73,3	79,9
16	0,1(0,102)	0	$6,67 \cdot 10^{-3}$	82,6	270	76,0	106,1

2. ІНОВАЦІЙНО-ДОСЛІДНА ЧАСТИНА

Мікроструктури сплавів на основі АК7ч після граничної деформації, що відповідають плану експерименту (див. рис.1.3 і табл. 1.2), відображені на рисунках 2.1 і 2.2.

Результати мікроструктурного аналізу показують, що деформація при випробуванні на стискання зі ступенем деформації 37 ... 45% не призводить до суттєвих змін як в орієнтації, так і морфології евтектичного кремнію і інтерметаллідних фаз (сплави №№ 4, 5, див. рис. 2.1 і 2.2). Збільшення ступеня деформації до 45 ... 55% призводить до геометричній орієнтації зерен α -Al фази в напрямку, перпендикулярному головній осі деформації (сплави №№ 11, 14). Подальше збільшення ступеня деформації до 60 ... 76% призводить до зростання інтенсивності процесу геометричної орієнтації зерен α -Al фази в напрямку, перпендикулярному головній осі деформації (сплави №№ 1, 2, 3, 6, 7, 8, 9, 10, 12, 13, 15, 16), а також до часткового дроблення евтектичного кремнію і інтерметаллідних фаз.

Результати рентгеноструктурного аналізу показують, що пластична деформація не призводить до суттєвих змін фазового складу сплаву, лише незначно змінюючи кількість інтерметаллідних складових. Про це свідчать зміни інтенсивності дифракційних максимумів інтерметаллідних фаз (таблиця 2.1).

Співвідношення між інтенсивністю дифракційних максимумів фаз FeAl_3 , Fe_2Al_5 , Al_3Sc і характеристик пластичності і опору деформації в залежності від модифікування і швидкості охолодження для сплаву АК7ч представлено в таблиці 2.2.

З табл. 2.2 видно, що пластична деформація призводить до виділення кремнієвої фази для всіх сплавів АК7ч (крім сплаву №13), про що свідчить збільшення інтенсивності дифракційних максимумів кремнієвої фази на 2 ... 6 од. інтенсивності. Пластична деформація зі ступенем деформації 45,8% (зразок № 4) призводить до істотного розчинення залізовмісних фаз, кількість фази Al_3Sc залишається незмінною.

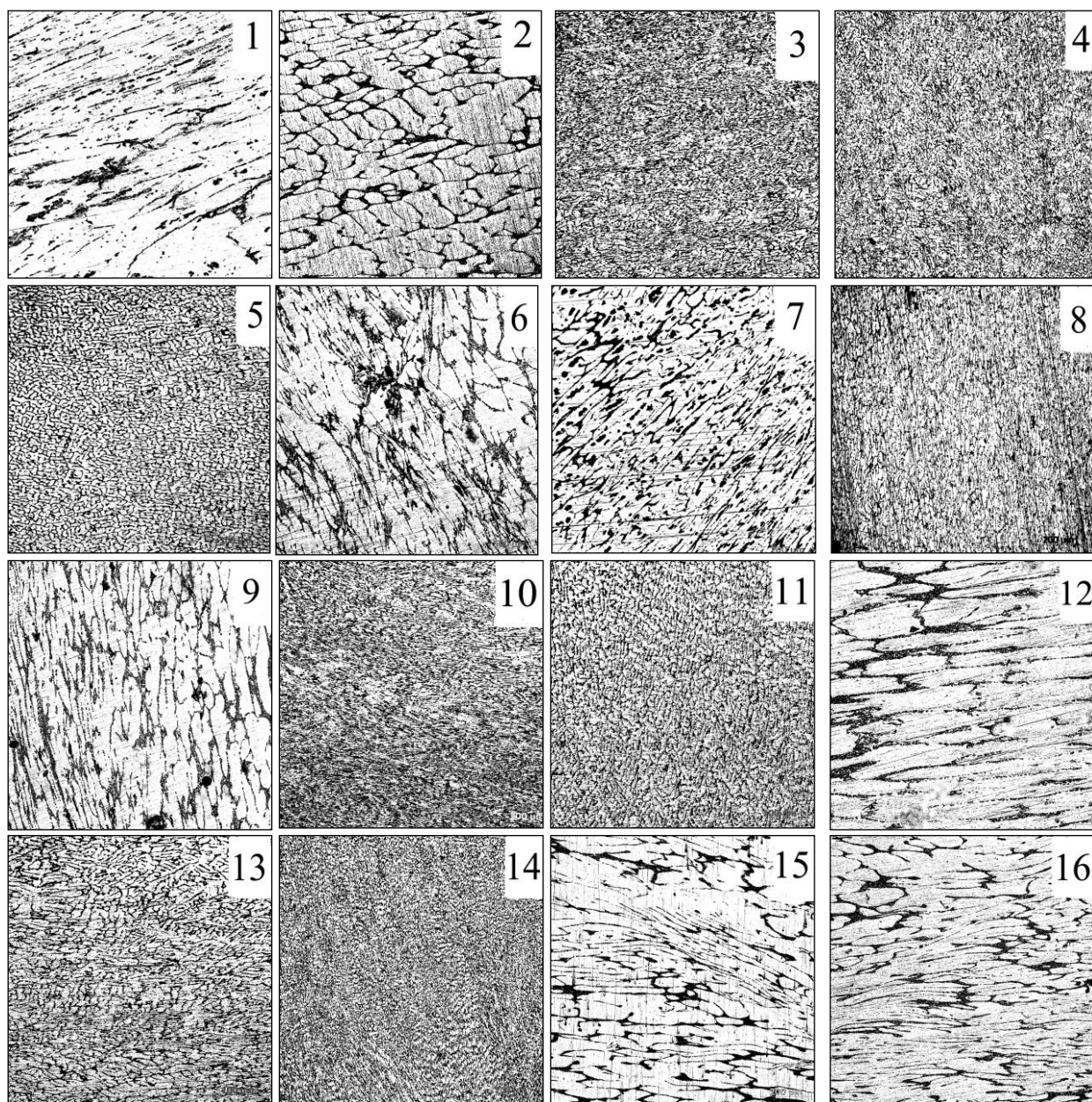


Рисунок 2.1 - Мікроструктури сплаву АК7ч, отримані у відповідності до плану експерименту після деформації, x100

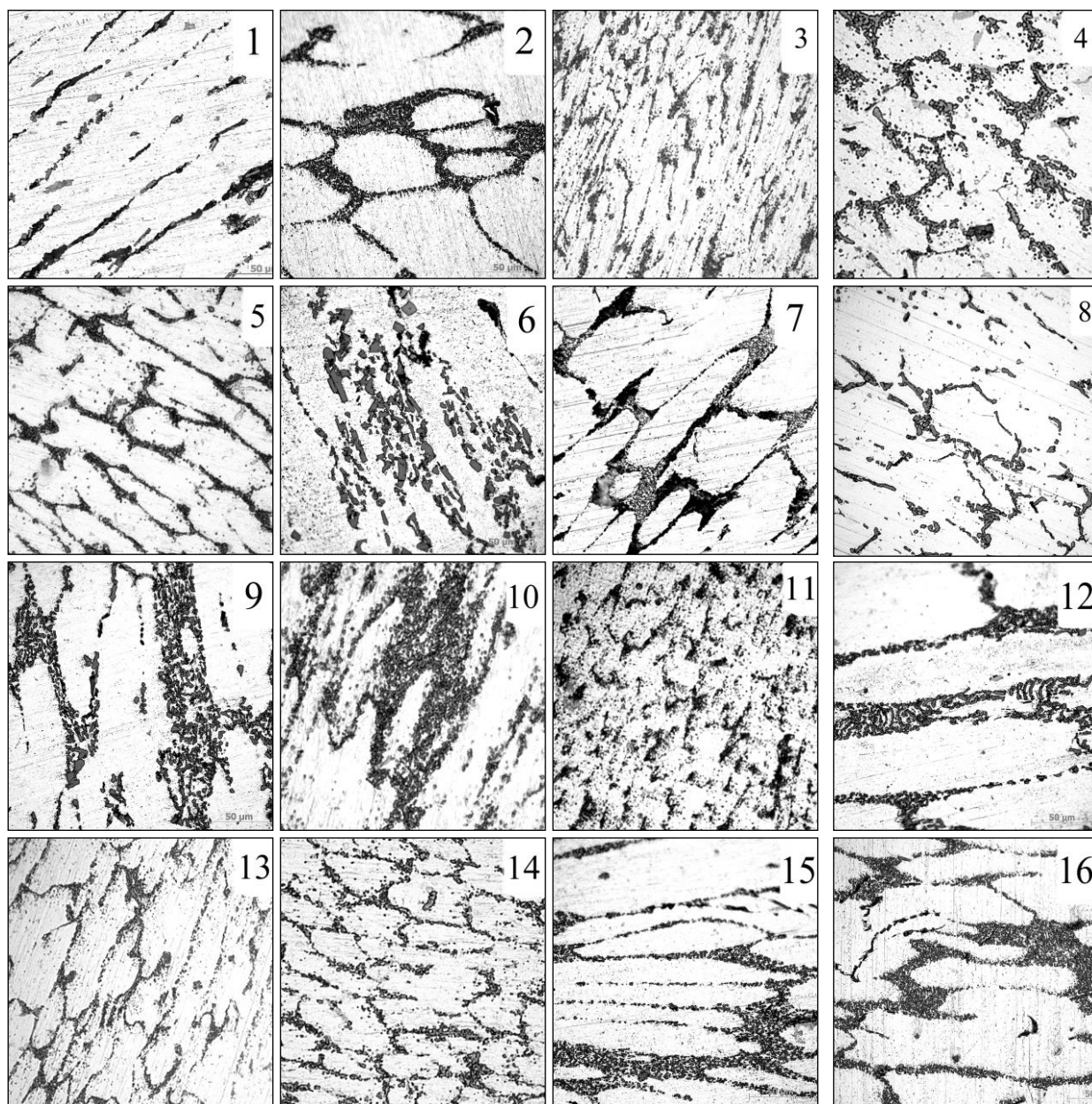


Рисунок 2.2 - Мікроструктури сплаву *AK7c*, отримані у відповідності до плану експерименту після деформації, №№ 1, 2, 6, 7, 9, 12, 15, 16 – x500; №№ 3, 4, 5, 8, 10, 11, 13, 14 – x1000

Таблиця 2.1 - Результати фазового рентгеноструктурного аналізу
сплаву АК7ч в литому і деформованому стані

Фаза	Інтенсивність, од		Тип решітки	Параметри решітки, Å
	литий	деформ.		
Fe_2Al_5	10	7	Орторомбічна	$a=7.765, b=6.403$ $c=4.203$
$\text{FeAl}_2(\text{SiO}_4)_3$	11	8	Кубічна	$a=11.53$
FeAl_3	12	7	Орторомбічна	$a=47.43, b=15.45$ $c=8.07$
$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	9	6	Гексагональна	$a=4.758, c=12.991$
Mg_2Si	25,5	17	Кубічна	$a=12.63$
Al_5SiFe	11	-	Моноклинна	$a=6.12, b=6.12$ $c=41.5, \beta=91^\circ$
SrSi	13	7	Орторомбічна	$a=4,83$ $b=11,33, c=4,04$
AlSr	28	11	Кубічна	$a=15,8$
Al_4Sr	14	7	Тетрагональна	$a=4,46, c=11,07$
ScSi	6	7	Орторомбічна	$a=3,99, b=9,88$ $c=3,659$
Al_3Sc	12	21	Кубічна	$a=4,106$

Збільшення ступеня деформації до 63 ... 64% (зразки № 3 і 9) викликає також розчинення фази Al_3Sc , про що свідчить зміна інтенсивності дифракційних максимумів зазначеної фази на 3 ... 4 од. інтенсивності. Сплави, що містять скандій в кількості 0,1% (№№8, 13) мають більш високі значення ступеня деформації (73 ... 97%), інтенсивність дифракційних максимумів залізовмісних фаз для цих сплавів змінюється в меншому ступені (на 1 ... 3 од. інтенсивності).

Таблиця 2.2 - Співвідношення між інтенсивністю дифракційних максимумів фаз FeAl_3 , Fe_2Al_5 , Al_3Sc і характеристик пластичності і опору деформації в залежності від модифікування і швидкості охолодження

№ сплава	Фаза	Інтенсивність, од		Відносне стискання, %	Границя текучості, МПа
		Литий	Деформ.		
1	$\text{Si}_{\text{свт}}$	22	23	67	71
	FeAl_3	11	7.5		
	Fe_2Al_5	10	8.0		
	Al_3Sc	-	-		
3	$\text{Si}_{\text{свт}}$	16	22	63	100
	FeAl_3	12.5	11		
	Fe_2Al_5	9.3	8.5		
	Al_3Sc	11.5	8.5		
4	$\text{Si}_{\text{свт}}$	24	26	45.8	212
	FeAl_3	17	13		
	Fe_2Al_5	13	9		
	Al_3Sc	12	12		
7	$\text{Si}_{\text{свт}}$	23	28	62	109
	FeAl_3	9	5		
	Fe_2Al_5	14	4		
	Al_3Sc	-	-		
8	$\text{Si}_{\text{свт}}$	18	21	73	108
	FeAl_3	12	11		
	Fe_2Al_5	13	11.5		
	Al_3Sc	-	-		
9	$\text{Si}_{\text{свт}}$	32	33	64	176
	FeAl_3	7	3.5		
	Fe_2Al_5	7	3.5		
	Al_3Sc	14	10		
10	$\text{Si}_{\text{свт}}$	22	24	71.4	97.4
	FeAl_3	15	8.5		
	Fe_2Al_5	16	5		
	Al_3Sc	-	-		
13	$\text{Si}_{\text{свт}}$	22	21	97	69
	FeAl_3	9	6		
	Fe_2Al_5	11	11		
	Al_3Sc	-	-		

Аналогічними є зміни інтенсивності дифракційних максимумів (на 2 ... 3 од.) для сплаву №1, деформованого зі ступенем деформації 67% .У сплавів з великим вмістом стронцію, що не містять скандію ступінь граничної деформації становить 62 ... 71% (сплави №7, 10) , зміна інтенсивності дифракційних максимумів фаз FeAl_3 і Fe_2Al_5 становить 5...11 од. інтенсивності.

Результати вимірювань параметра кристалічної решітки α -алюмінієвого твердого розчину в сплаві АК7ч в литому і деформованому з граничним ступенем деформації станах представлені на рисунку 2.3.

Спостережувана зміна параметра кристалічної решітки, а також ширини і інтегральної інтенсивності дифракційних ліній α -алюмінієвого твердого розчину в сплаві АК7ч в деформованому стані в порівнянні з литим (рисунок 2.4), ймовірно, пов'язані з накопиченням дефектів кристалічної будови і перерозподілом легуючих елементів в процесі пластичної деформації. При цьому, вплив елементів, що збільшують параметр решітки (Mg, Sr, Sc), переважає над впливом елементів, його зменшують (Si, Fe).

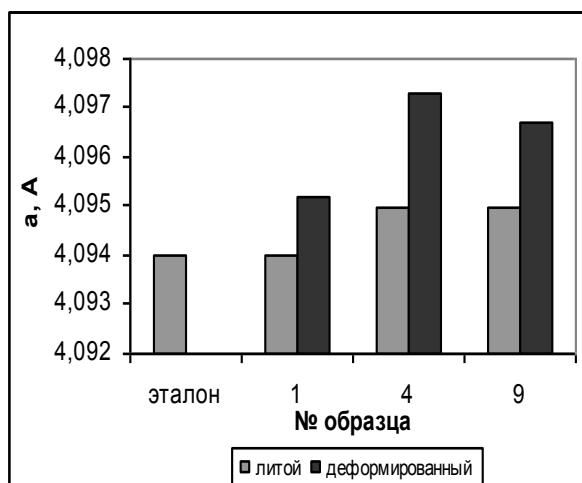
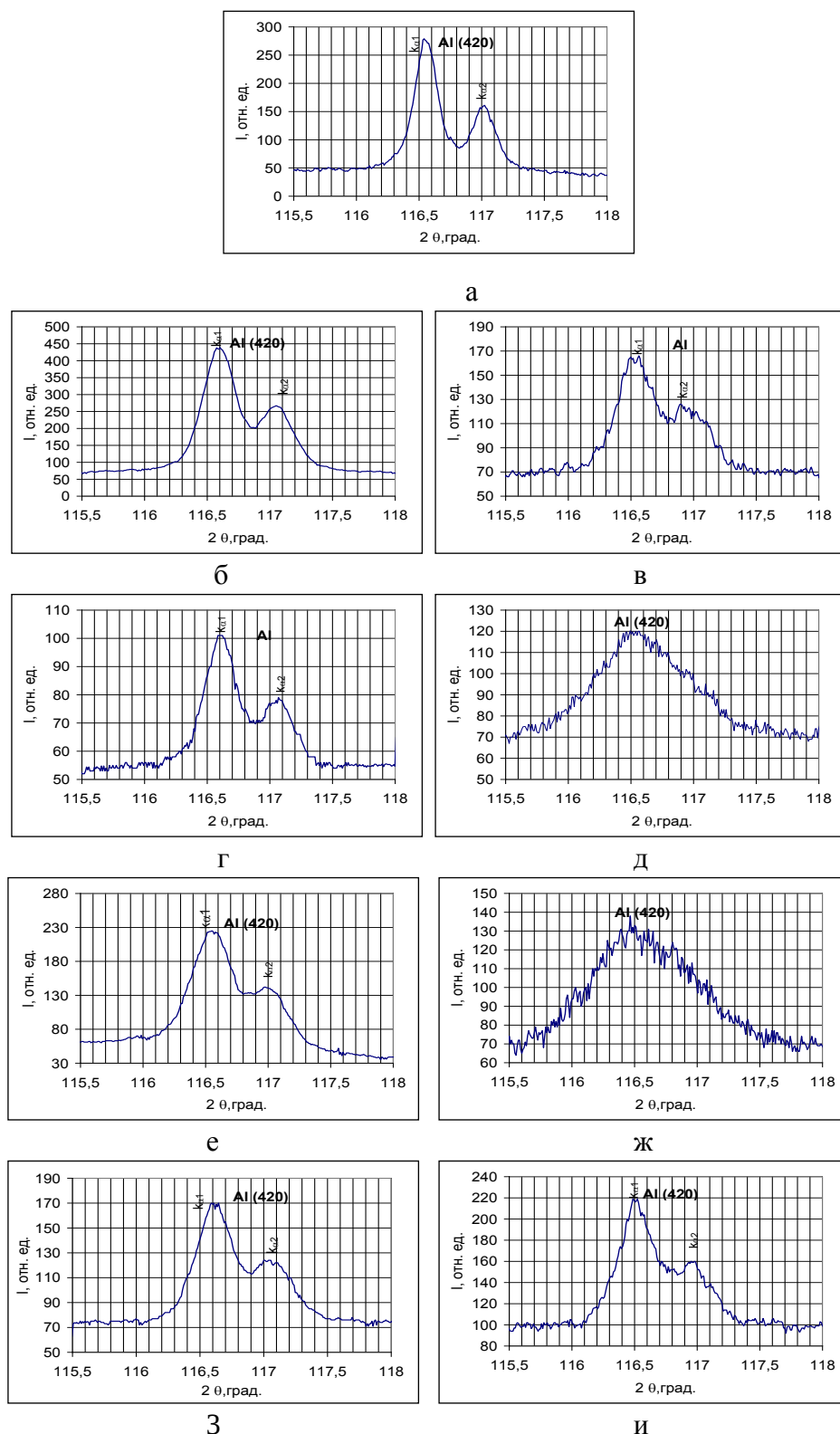


Рисунок 2.3 - Зміна параметра кристалічної решітки α -алюмінієвого твердого розчину в сплаві АК7ч в литому і деформованому стані в залежності від модифікування і швидкості охолодження сплаву



а - еталон; б - №1; в - №4; г - №9; д - №16; б, г, е, з – литий; в, д, ж, и – гранично деформований

Рисунок 2.4 - Вплив граничного ступеня деформації при випробуванні на стискання на форму і інтенсивність дифракційного максимуму (420) α -Al в сплавi АК7ч

Для кількісного аналізу отриманих даних функції відгуку (розміри кристалів евтектичного кремнію D_{def} , параметр форми A_{def} кремнієвих кристалів і відстань L_{def} між кристалами кремнію в евтектиці) визначали за стандартними методиками (рисунки 2.5...2.9).

Кількісні залежності D_{def} , A_{def} і L_{def} від незалежних змінних ($Sr\%$, $Sc\%$, $V_{охл}$) отримані після відомої процедури обробки експериментальних даних для ортогональних латинських планів. Ця процедура полягає в логарифмування відповідних кількісних даних, усередненні їх для кожного рівня кожної незалежної змінної, потенціюванні і прив'язці отриманих залежностей до умов проведення дослідів. Кількісні залежності E_{def} , D_{def} , A_{def} і L_{def} від незалежних змінних ($Sr\%$, $Sc\%$, $V_{охл}$) як для литого, так і для деформованого з граничним ступенем деформації сплаву АК7ч.

З рисунків 2.5 ... 2.9 видно, що деформація сплаву АК7ч з граничним ступенем деформації якісно не змінює хід кривих частинних залежностей E_{def} , D_{def} , A_{def} і L_{def} відносно ходу кривих частинних залежностей E , D , A , і L для сплаву АК7ч в литому стані, проте, впливає на їх кількісні значення.

Зменшення середнього розміру кристалів евтектичного кремнію, параметра форми кристалів евтектичного кремнію і відстані між кристалами кремнію в евтектиці (див. рис.2.5 ... 2.8), ймовірно, пов'язані з дробленням евтектичного кремнію, особливо в грубодіфференційованих евтектиках і орієнтацією кристалів евтектичного кремнію в напрямку, перпендикулярному осі деформації, що підтверджується аналізом мікроструктури сплаву АК7ч (див. рис. 2.1 ... 2.2).

Хід кривих частинних залежностей мікротвердості евтектичної складової (див. рис. 2.9) від кількості стронцію і скандію також не змінюється, проте, знезміцнення евтектики при переході через концентрацію стронцію 0,05% для деформованого сплаву є не настільки істотним, як для сплаву в литому стані. Також не виявлено екстремальної залежності мікротвердості евтектики від швидкості охолодження при кристалізації в деформованому стані на відміну від литого.

Конкретне визначення залежності параметрів структури для деформованого сплаву АК7ч E_{def} , D_{def} , A_{def} і L_{def} від незалежних змінних проводиться за формулою (2.1). Для E_{def} величина нормуючого множника N дорівнює $2,776 \cdot 10^{-4}$, для D_{def} величина N дорівнює 0,135; для A_{def} і L_{def} величина N дорівнює 0,281 і 0,5728 відповідно. Дисперсія досліду для E_{def} , D_{def} , A_{def} і L_{def} складає 7%, 10%, 5%, 5% відповідно.

$$X = N * \varphi(Sr_{\%}) * \varphi(Sc_{\%}) * \varphi(V_{охл}) \quad (2.1)$$

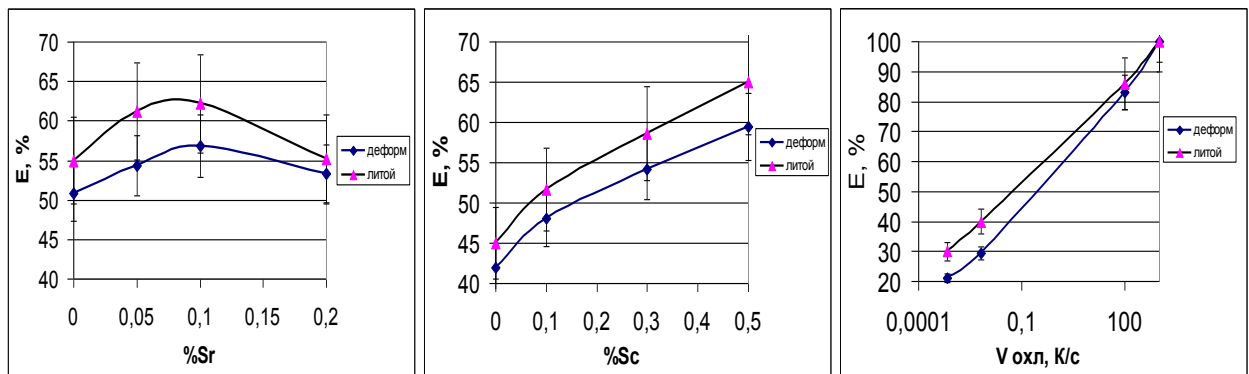


Рисунок 2.5 - Частинні залежності кількості евтектичної складової від вмісту стронцію, скандію і швидкості кристалізації в сплаві АК7ч в литому і деформованому стані

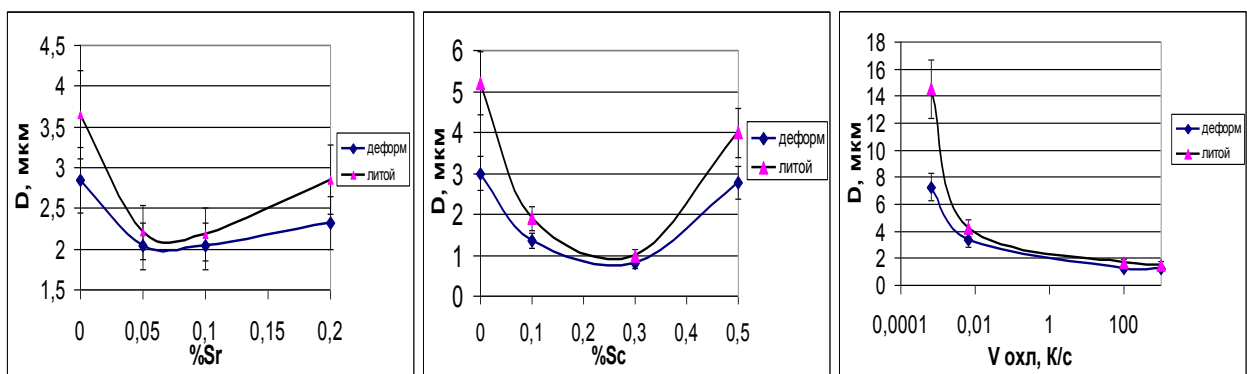


Рисунок 2.6 - Частинні залежності розміру кристалів евтектичного кремнію від вмісту стронцію, скандію і швидкості кристалізації в сплаві АК7ч в литому і деформованому стані

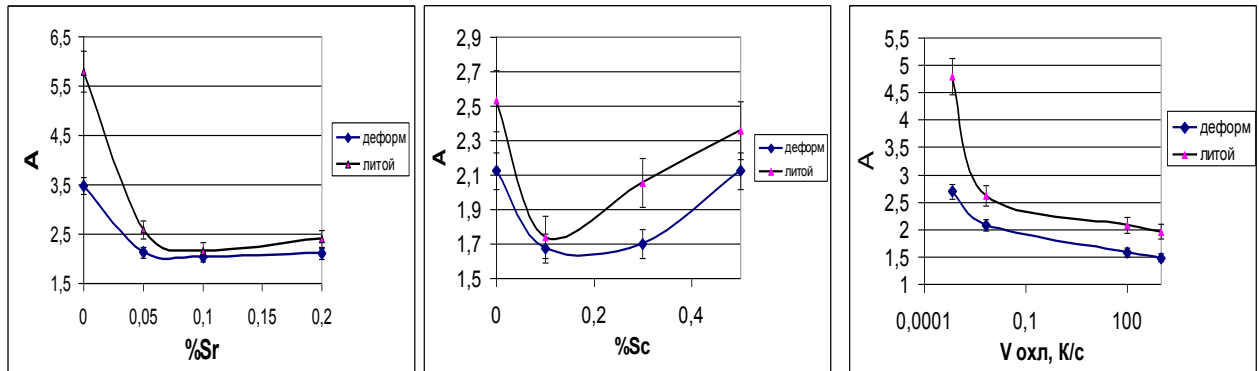


Рисунок 2.7 - Частинні залежності параметра форми кристалів кремнію в евтектиці від вмісту стронцію, скандію і швидкості кристалізації в сплаві АК7ч в литому і деформованому стані

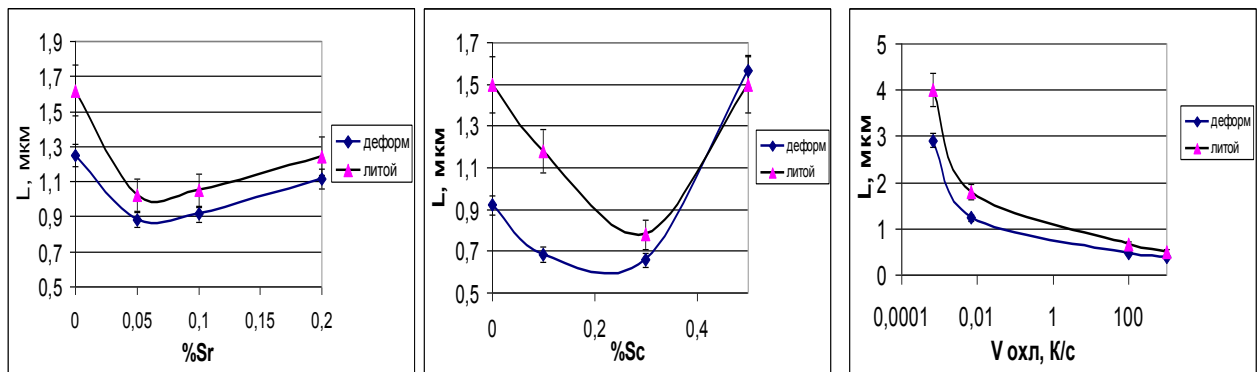


Рисунок 2.8 - Частинні залежності відстані між кристалами кремнію в евтектиці від вмісту стронцію, скандію і швидкості кристалізації в сплаві АК7ч в литому і деформованому стані

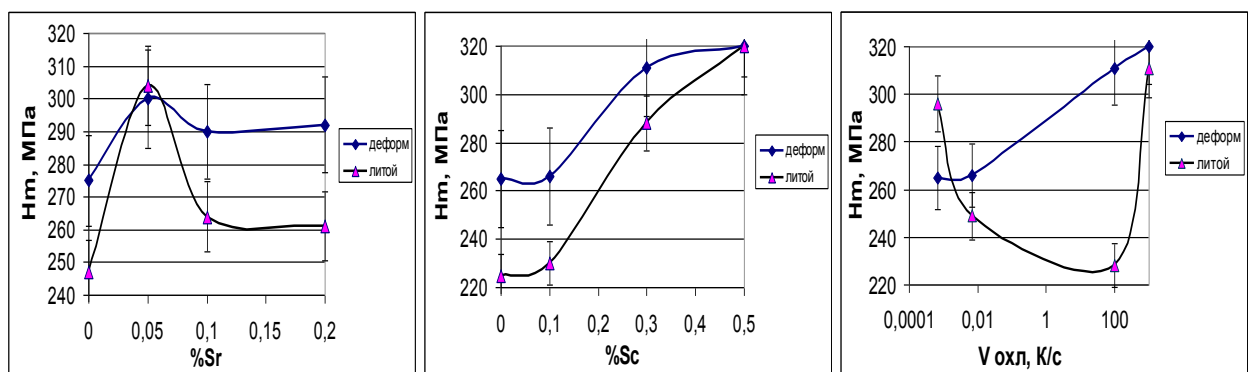
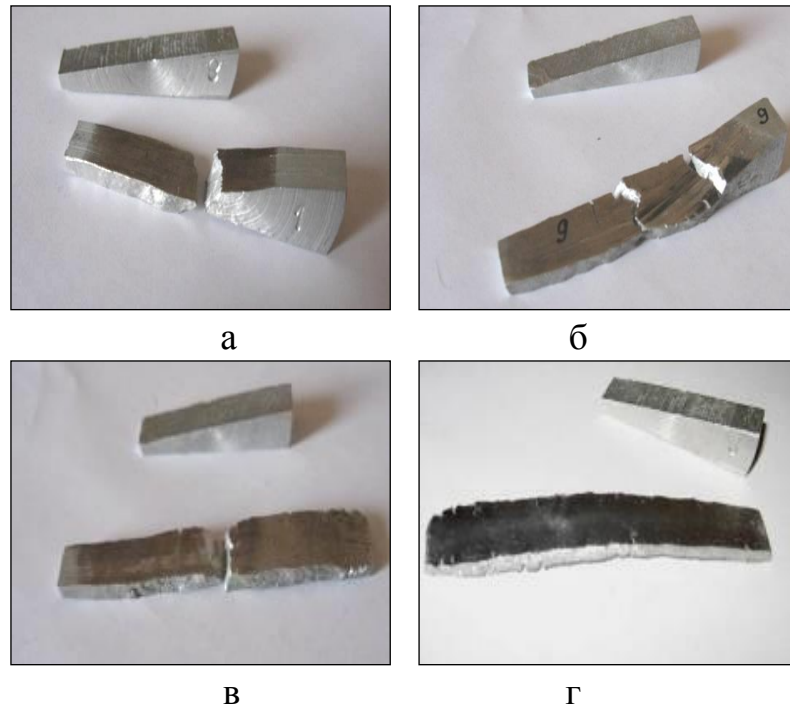


Рисунок 2.9 - Частинні залежності мікротвердості евтектичної складової від вмісту стронцію, скандію і швидкості кристалізації в сплаві АК7ч в литому і деформованому стані

На підставі отриманих даних провели дослідну холодну прокатку клиновидних зразків сплавів на основі АК7ч вихідного складу, АК7ч(0,1%Sr-0.5%Sc) в литому стані та після водневої обробки розплаву [20]. Граничну деформацію при прокатці клиновидних зразків оцінювали за новітньою розрахунковою методикою [21]. Вид характерних зразків до і після прокатки представлений на рисунку 2.10.



а, б – сплав АК7ч вихідного складу; в, г – сплаву , АК7ч(0,1%Sr-0.5%Sc) ; а, в - в литому стані; б, г - після водневої обробки 20-40хв

Рисунок 2.10 - Вид зразків сплаву АК7ч в до і після випробувань технологічної деформованості

Результати визначення граничного ступеня деформованості свідчать про наступне:

- воднева обробка розплаву незначно впливає на граничний ступінь деформованості сплаву АК7ч вихідного складу;

- зіставлення даних деформованості сплаву АК7ч вихідного складу і сплаву АК7ч, що містить комплекс стронцій-скандій, підтверджує факт підвищення пластичності в литому стані при введенні комплексу стронцій-скандій на 32%.

ВИСНОВКИ ТА РЕКОМЕНДАЦІЇ

1. В ході експерименту, проведеного за планом ортогональних латинських квадратів, досліджено структуру сплаву АК7ч - в литому і деформованому з граничним ступенем деформації стані. Деформація при випробуванні на стискання зі ступенем 37 ... 45% не призводить до суттєвих змін в орієнтації та морфології евтектичного кремнію і інтерметалідів. Збільшення ступеня деформації до 63...73% призводить до геометричної орієнтації зерен α -Al в напрямку, перпендикулярному головній осі деформації і до часткового дроблення евтектичного кремнію і інтерметалідних фаз.

3. Результати фазового рентгеноструктурного аналізу демонструють, що пластична деформація не призводить до суттєвих змін фазового складу сплаву в порівнянні з литим станом, лише незначно змінюючи кількість інтерметалідних складових. Встановлене істотне підвищення параметра кристалічної решітки α -Al в деформованому стані у порівнянні з литим для усіх сплавів на основі АК7ч незалежно від мікролегування та швидкості кристалізації. В α -Al в деформованому стані збільшується розчинність скандію і заліза, в результаті чого зменшується кількість інтерметалідів FeAl_3 , Fe_2Al_5 , Al_3Sc .

4. Із залученням розрахункової методики визначення граничного ступеня деформації металів при прокатці клиновидних зразків отримані залежності технологічної деформівності від складу сплаву типу АК7ч та режиму водневого оброблення його розплаву, які свідчать про підвищення деформівності сплаву на 60 % при комплексному фізико-хімічному впливі мікролегування стронцієм і скандієм та водневого оброблення розплаву впродовж 20 хвилин у порівнянні з литим сплавом вихідного складу.

5. Вперше методом прокатки отримана штаба товщиною 2,4 мм із заготовки комплекснолегованого сплаву АК7ч(Sr,Sc) з максимальною товщиною 11 мм, що дозволяє розширити можливості використання ливарного сплаву АК7ч для виготовлення виробів як методом лиття так і із застосуванням методів обробки тиском. Істинна деформація сплаву АК7ч(Sr,Sc) після водневого оброблення (витримка після гідрування 20хв) склала 1,19.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов/ Пер. с англ. - М.: Металлургии, 1979.-640с.
2. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справ. изд.// Пер. с англ. Под. Ред. Хэтча Дж. Е. - М.: Металлургии, 1989. - 442с.
3. О структурном модифицировании металлических расплавов/ Новохатский И. А., Архаров В. И., Ладьянов В. И., Кисулько В. З.// Тезисы научных сообщений III Всесоюзной конференции по строению и свойствам металлических и шлаковых расплавов. - Свердловск, 1978. - С.48 - 51.
4. Диаграммы состояния металлических систем, опубликованные в 1955 - 1985 годах. - М.: ВНИИТИ, 1955 - 1985г.
5. Григорович В. К. Периодический закон Д. И. Менделеева и электронное строение металлов. М.: Наука, 1966 - 290с. с ил.
6. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1964. - 213 с.
7. Ганиев И. Н. Модифицирование силуминов стронцием. - Минск: Наука и техника, 1985. - 143с.
8. Царёв Г. А. Модифицирование эвтектик как результат давления границ поликапельной структуры расплава// Конф. «Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа»: Тез. II Всез. конф. - Днепропетровск, 1982. - С. 73-74.
9. Ермолаев К. Н., Вертман А. А., Самарин А. М. О механизме модифицирования металлов// Свойства расплавленных металлов. - М.: Наука, 1974. - С. 70-73.
10. Ершов Г. С., Черняков В. А. Строение и свойства жидких и твёрдых расплавов. - М.: Металлургия, 1978. -248с.
11. Мазур В. И. К феноменологической теории модифицирования силуминов// Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа: II Всез. конф. - Днепропетровск, 1982. - С. 20-23.

12. Гохштейн М. Б., Васильева Л. С. О механизме модифицирования силумина // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1970. - №7. - С. 42-44.

13. Самсонов Г. В. Механизм действия щелочных металлов в процессе модифицирования // Модифицирование силуминов. - К.: Издательство АН УССР, 1970. - С. 125-130.

14. К вопросу о модифицировании силуминов / Альтман М. Б., Самсонов Г. В., Смирнова Т. И. и др. // Структура и свойства лёгких сплавов. - М.: Наука, 1971. - С. 105-111.

15. Таран Ю. Н., Мазур В. И. Структура эвтектических сплавов. - М.: Металлургия, 1978. - 312.

16. Модифицирование силуминов стронцием / Ганиев И. Н., Пархутик П. А., Вахобов А. В., Куприянова И. Ю. Минск: Наука и техника, 1985. - 143 с.

17. Обработка алюминиевых сплавов модификаторами длительного действия / А.И. Храмченков, А.А. Андрушевич, Л.Ф. Осипов и др. // Технология автомобилестроения. – 1982. - №8. – С. 1-3.

18. Куцова В.З. Теория и практика управления структурой и свойствами литейных сплавов на основе алюминия и титана: дис. ... доктора технических наук: 05.16.01 / Куцова Валентина Зиновьевна. – Днепропетровск, 1993. – 878 с.

19. Ищенко А.Я. Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием / Ищенко А.Я., Лабур Т.М., К.: - КВЦ, 1999. – 111 с.

20. Куцова В.З. Влияние водородной обработки расплава на структуру и свойства сплава типа АК7ч / В.З. Куцова, Т.А. Аюпова // МТОМ. – 2008. - №4. – С. 50-61.

21. DOLZHANSKYI A.M. FOUNDRY ALUMINUM ALLOYS COLD ROLLING/DOLZHANSKYI A.M., KUTSOVA V.Z AYUPOVA T.A STOROZHKO K.D. RYBKIN O.P//Металознавство та термічна обробка металів. №1 (2020). – Днепропетровск, ПГАСиА. – 2020. - Р.55-61.

22. Должанский А.М. Переход от условной деформации к логарифмической при аналитическом описании упрочнения металлов / А.М. Должанский, В.З. Куцова, Т.А. Аюпова // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2003. - №5. – С. 50-52.