

Д. В. Коноводов<sup>1</sup>, к.т.н., доц., ORCID 0000-0001-8282-4991

В. В. Андрєєв<sup>1</sup>, к.т.н., доц., ORCID 0000-0002-9476-1921

Д. О. Маслов<sup>1</sup>, аспірант, ORCID 0009-0004-8509-994X

<sup>1</sup> Український державний університет науки і технологій

## ВПЛИВ ВИХІДНОЇ МІКРОСТРУКТУРИ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Mg-Sc НА УТВОРЕННЯ ДЕФЕКТІВ ГАРЯЧЕКАТАНИХ ШТАБ

**Анотація.** Актуальною проблемою сучасного виробництва у транспортній промисловості є забезпечення експлуатаційної надійності та довговічності виробів. Основною тенденцією сучасного розвитку транспорту є підвищення вимог до службових властивостей матеріалів. Це дозволяє забезпечити зменшення обсягів використання таких матеріалів та знизити масу виробів. В роботі розглянуто алюмінієві сплави системи Al-Mg-Sc, як клас матеріалів, що успішно застосовуються в техніці. Висока питома міцність алюмінієвих сплавів збільшує вантажопідйомність і зменшує експлуатаційні витрати пересувного транспорту. Висока корозійна стійкість матеріалу подовжує терміни експлуатації, розширює асортимент товарів, що перевозяться, включаючи рідини і гази з високою агресивною концентрацією. Сплави системи Al-Mg-Sc мають високу міцність, стійкість до корозії та гарно зварюються. У сучасному металургійному виробництві високу частку заготовок та виробів з вищевказаних сплавів, одержують методами обробки металів тиском. В даній роботі розглянуто процес прокатки, як вид обробки металів тиском, що має найбільшу продуктивність. Використання процесів обробки металів тиском при виготовленні заготовок та виробів відповідального призначення обумовлено можливістю отримання високих механічних властивостей матеріалу. Однак забезпечення високих механіко-експлуатаційних властивостей виробу залежить від рівномірності і ступеня проробки структури матеріалу. Це, в свою чергу, пов'язано з технологічними параметрами процесу прокатки такими, як ступінь та швидкість деформації, схеми головних напружень і деформацій, температурний інтервал обробки, швидкість охолодження тощо. Однак сплави алюмінію системи Al-Mg-Sc з вмістом магнію на рівні 5-6 % мають невисоку пластичність, що утруднює їх пластичну деформацію. Прийнято вважати, що для успішного проведення гарячої пластичної деформації необхідно створити найбільш сприятливі умови деформації. Експериментальні дослідження, які представлено в роботі, показали, що крім сприятливих умов деформації, на якість кінцевого продукту впливає мікроструктура металу вихідної заготовки.

© Видавець Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, 2024



Це стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0  
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

В роботі виконано аналіз мікроструктури зразків зі сплаву алюмінію 01570. На підставі аналізу встановлено наявність особливостей мікроструктури вихідної заготовки. Співставлення дефектів поверхні штаб після гарячої прокатки з результатами металографічного аналізу зразків, відібраних до та після прокатки, дозволило зробити висновки про вплив вихідної мікроструктури алюмінієвого сплаву на утворення цих дефектів.

**Ключові слова:** прокатка, штаба, алюміній, скандій, дефекти, структура, інтерметалід.

**Посилання для цитування:** Коноводов Д. В., Андреев В. В., Маслов Д. О. Вплив вихідної мікроструктури сплаву Al-Mg-Sc на утворення дефектів гарячекатаних штаб. *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2024. Вип. 38. С. 385-399. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-385-399>.

**Вступ.** В авіаційній промисловості вже довгий час використовують алюмінієві сплави системи Al-Mg. Для зниження металоємності конструкцій необхідно застосовувати сплави, що мають більш високі механічні властивості при низькій щільності й підвищеному модулі пружності. Цім вимогам відповідають сплави системи Al-Mg, які додатково леговані перехідними металами, такими як скандій, цирконій та інші. Обробка таких сплавів методами пластичної деформації має низку проблем. Це пов'язано зі складною реологічною поведінкою даних сплавів, що призводить до нестабільності технології обробки, підвищенню витрат металу та енергоресурсів на всіх етапах виробництва [1, 2].

Сплави системи Al-Mg-Sc мають високу міцність, стійкість до корозії та гарно зварюються. Однак такі сплави з вмістом магнію на рівні 5-6 % мають невисоку пластичність, що утруднює їх пластичну деформацію. Прийнято вважати, що для успішного проведення гарячої пластичної деформації необхідно створити найбільш сприятливі умови деформації відносно трьох основних факторів - структурного, температурно-швидкісного та механічного. Гарячу деформацію вищевказаних сплавів здійснюють при температурах нагрівання 410 – 470 °C [3]. При цьому нерівномірність швидкості течії металу в зоні деформації може привести до нерівномірного розподілу напружень. В результаті знижуються пластичні властивості металу та виникають додаткові напруження [4]. Внаслідок нерівномірності деформації швидкість рекристалізації внутрішніх та зовнішніх шарів різна, що обумовлює різницю структури. Додаткові напруження у поєднанні з нерівномірністю структурних властивостей можуть призводити до розкриття слябів, розтріскуванню кромek та поверхні.

Кожний відсоток (по масі) магнію підвищує міцність алюмінію

приблизно на 30 МПа при одночасному зниженні питомої ваги. Однак область використання сплавів для деформації обмежується вмістом магнію біля 6% [5].

Аналіз діаграм стану систем Al-Mg, Al-Sc, Mg-Sc и Al-Mg-Sc [6 - 8] показав, що незважаючи на високу (17,4 % мас. при 450 °С і близько 1,4 % мас. при 20 °С) розчинність магнію в алюмінії через нерівноважних умов кристалізації алюмінієвих сплавів, що містять більше 1-2 % мас. магнію, виділяється інтерметалід  $Al_3Mg_2$ , що утворює з твердим розчином механічну суміш. Частина діаграми стану Al-Mg (кут багатий алюмінієм) та ізотермічний переріз діаграми стану Al-Mg-Sc при температурі 430 °С показано на рис. 1.

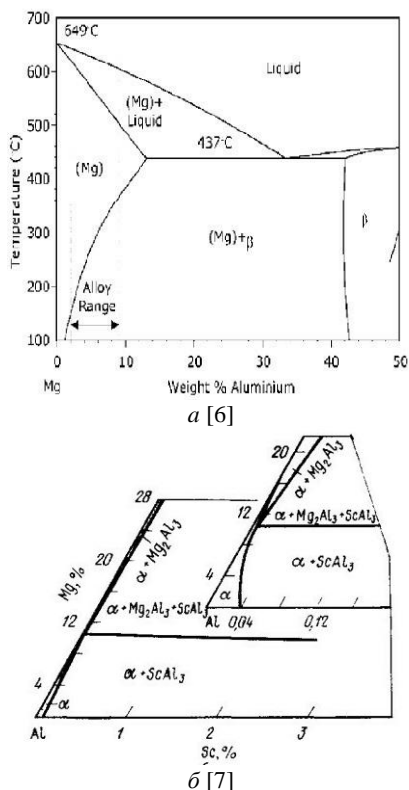


Рисунок 1 – Рівновісна діаграма складу Al – Mg (заштрихована зона – область складу промислових сплавів) (а) та ізотермічний переріз діаграми стану Al-Mg-Sc при температурі 430 °С (б)

Неминучими домішками промислових алюмінієвих сплавів є Fe і Si, які викликають появу в цих сплавах крихких інтерметалідів силіциду магнію  $Mg_2Si$ ,  $\alpha$ - і  $\beta$ -фаз  $AlFeSi$ , а також сполуки  $AlFeSiMn$ . Ці сполуки, поряд з  $\beta$ -фазою  $Al_3Mg_2$ , утворюють стійку інтерметалідну складову, проте у зв'язку з їх невисоким вмістом під інтерметалідною фазою мається на увазі лише  $\beta$ -фаза  $Al_3Mg_2$ .

Стабільні інтерметалідні фази навіть при великих ступенях деформації залишаються недеформованими, так як вони некогерентні з матрицею твердого розчину і мають підвищену міцність. Коагуляція  $\beta$ -фази по границям зерен навіть у кількості 0,1 – 1,0 % мас. призводить до виникнення в матеріалі поковки значних напружень, що провокує процеси міжкристалітної корозії, корозійного розтріскування та корозії під напруженням.

Скандій, що відноситься до групи перехідних металів, взаємодіє з алюмінієм аналогічно до інших перехідних металів (типу Mn, Cr, Zr, Ti). При кристалізації скандій в Al-Mg-сплавах не більше 0,4...0,5 % переважно входить у твердий розчин. При обробці зливка (гомогенізація, гаряча деформація, відпал деформованих заготовок) скандій виділяється з пересиченого твердого розчину у вигляді дисперсної фази  $Al_3Sc$  (а при одночасному вмісті у сплавах Sc та Zr –  $Al_3(Sc, Zr)$ ). Вторинні частинки дисперсної когерентної фази  $Al_3Zr$  або  $Al_3(Zr, Sc)$ , по-перше, безпосередньо зміцнюють сплави (ефект дисперсійного твердіння), по-друге, значно підвищуючи температуру рекристалізації, зумовлюють збереження в напівфабрикатах після відпалу нерекристалізованої структури, що забезпечує додаткове зміцнення (ефект структурного зміцнення).

Таким чином, на підставі аналізу літературних джерел можна зробити висновок, що після гарячої прокатки мікроструктура зразків зі сплаву Al-Mg-Sc повинна мати гетерофазну структуру, що складається з  $\alpha$ -твердого розчину магнію в алюмінії,  $\beta$ -фази ( $Al_3Mg_2$ ) та дисперсних частинок  $Al_3Sc$ .

Метою даного дослідження є визначення впливу фазового складу та параметрів мікроструктури сплаву 01570 на утворення дефектів при прокатці.

**Методика дослідження.** Для дослідження використовували заготовки зі сплаву системи Al-Mg-Sc (01570). Хімічний склад сплаву наведено в таблиці 1.

Експериментальні дослідження процесу прокатки заготовок із обраного сплаву проводились на лабораторному стані дуо 180 з гладкою бочкою валків. Початкові розміри заготовки складали  $h_0 \times b_0 \times l_0 = 23 \times 30 \times 200$  мм та  $23 \times 60 \times 200$  мм. Заготовкою для зразків

слугувала пресована штаба.

Таблиця 1 – Вміст елементів, % мас.

Mg	Mn	Sc	Zr	Ti	Be	Ce	Fe	Si	Al	Інше
5,22	0,353	0,193	0,0999	0,0405	0,0008	<0,0015	0,616	0,146	93,18	0,192
Вимоги ТУ 1-809-420-2007 [1]										
5,30-6,30	0,200-0,600	0,170-0,305	0,0500-0,1500	0,0100-0,0500	0,0002-0,005	—	0,3	0,2	91,99-93,66	0,100

Примітка: Сумарний вміст Cr, Ni, Ag, B, Ba, Be, Bi, Ca, Cd, Ce, Co, Ga, Hg, In, La, Li, Na, P, Pb, Sb, Sn, Sr складає 0,192 % мас.

Зразки нагрівалися в електричній печі до 420 °С. Температуру печі та зразка вимірювали за допомогою термопар. Після нагріву до необхідної температури, зразки за мінімальний час подавались до прокатного стана де здійснювалася їх прокатка з фіксацією сили прокатки. Протягом всього процесу нагріву та прокатки за допомогою термопар контролювалася температура зразків. Температура повітря та валків складала 15 °С.

Для полегшення правильного завдання металу в осередок деформації, перед валками були встановлені направляючі лінійки. Відстань між лінійками враховувала температурне розширення металу після нагрівання в печі та дозволяла вільне завдання заготовки у прокатні валки. Для зниження витрат тепла, на прийомний стіл прокатної кліти був поміщений теплоізолюючий матеріал – текстоліт. Після послідовного нагріву заготовок до необхідної температури проводилась їх прокатка на стані зі ступенями деформації приблизно 15, 25 та 35 %. Швидкість прокатки складала 0,26 м/с. Після прокатки вимірювалися довжина, ширина та товщина штаби.

Для металографічного аналізу з прокатаних штаб відбиралися зразки для виготовлення шліфів. Шліфи були протравлені металографічним реактивом – 5,0% водним розчином плавикової кислоти.

**Вихідні данні та результати дослідження.** Для кожного ступеня деформації (на одній установці валків) було прокатано три серії зразків шириною 60 мм, по п'ять зразків в кожній серії. На частині зразків після деформації візуально спостерігалися дефекти (див. рис. 2)

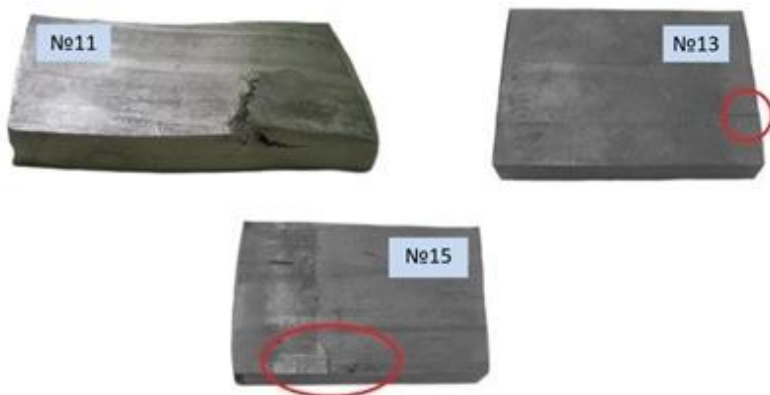


Рисунок 2 – Дефекти при прокатці штаб шириною 60 мм зі сплаву системи Al-Mg-Sc

Спроби провести процес прокатки для вузьких зразків шириною 30 мм, успіхом не увінчалися. При прокатці вузькі зразки руйнувалися, починаючи з переднього кінця, з ефектом оковування валків (рис. 3).

Можна припустити, що подібне явище пов'язано зі зміною співвідношення довжини зони деформації та ширини зразка.



Рисунок 3 – Руйнування зразків шириною 30 мм зі сплаву системи Al-Mg-Sc при прокатці

При зміні цього відношення відбувається зміна сумарної сили тертя в поперечному та поздовжньому напрямку, що впливає на поздовжню течю металу. Ці явища потребують окремого дослідження.

Металографічний аналіз зразків № № 11-1\_1, 11-1\_2, 13 і 15 показав

наявність сторонніх, екзогенних, включень щонайменше трьох типів у металі всіх зразків: великих одиночних включень темного кольору, розсипи включень темного (коричневого та чорного) та сірого кольору. На рис. 4, у якості прикладу, наведено фотографії досліджуваного зразку без металургічного травлення.

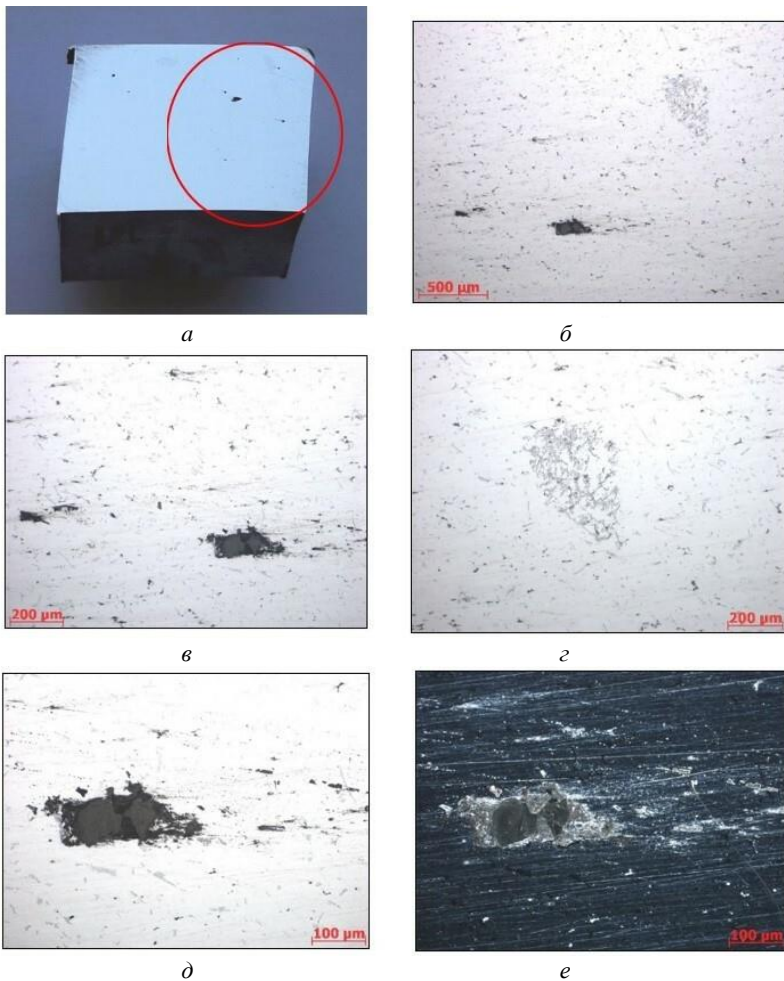


Рисунок 4 – Загальний вид поверхні шліфа та найбільш масивні дефекти: *a* – збільшення 2,3 рази; *б* – збільшенням 50 разів; *в*, *г* – збільшення 100 разів; *д* – збільшення 200 разів у світлому полі мікроскопа, *е* – збільшення 200 разів у темному полі мікроскопа

Найбільш крупні сторонні включення досягали розміру 0,9 - 1,0 мм та були помітні навіть при візуальному спостереженні поверхні шліфу.

Ідентифікація включень темно-коричневого кольору у вигляді сторонніх, екзогенних включень, що потрапили в рідкий сплав ззовні, не викликала труднощів. Особливо доказовими в цьому випадку стали їх фотографії при великих (більше 200 крат) збільшеннях у світлому та темному полі зору оптичного мікроскопа, які демонструють їх фракційний склад, рихлість будови та відсутність міцного зв'язку з матрицею основного металу.

Фаза сірого кольору також складається з розсипу дрібних частинок. Її розміри досягають у зразку № 11-1\_1  $230 \times 95$  мкм, у зразку № 11-1\_2 –  $2250 \times 845$  мкм, у зразку № 13 –  $100 \times 70$  мкм, у зразку № 15 –  $1130 \times 280$  мкм. На підставі наступних ознак: локального розташування в об'ємі зразка, фракційної, рихлої будови, зміни кольорового забарвлення, та відсутності міцного з'єднання з основним металом, можна стверджувати, що сіра фаза також є стороннім, екзогенним включенням, що потрапили у зливочок під час його виплавлення або затвердіння.

Оскільки дані включення розподілені у зразках ділянками розсипу, було зроблено припущення, що цей розсип є, наприклад, частинками одного з компонентів сплаву Al-Mg-Sc. Ймовірно, під час плавлення його введення в розплав рідкого алюмінію було виконано з деяким відхиленням від заданої температури: при нижчій температурі. В результаті низької температури і високої в'язкості рідкого розплаву алюмінію локальні ділянки так і закристалізувалися, створивши враження розсипу дрібних частинок сірої фази, що не розчинилися в об'ємі металу зразків.

Присутність перелічених сторонніх включень у вихідному зливку стала основною причиною розшарування зразків сплаву Al-Mg-Sc у процесі гарячої прокатки. Розшарування прокату є дефектом, зумовленим якістю зливка або литої заготовки. Даний дефект у вигляді тріщин на кромках і торцях штаб утворюється за наявності в металі дефектів усадки, внутрішніх розривів, підвищеної забрудненості неметалевими включеннями.

Наступним підтвердженням порушення технології виплавки вихідного зливку сплаву системи Al-Mg-Sc є наявність у структурі його зразків ще однієї фази світло-сірого (без металографічного травлення) кольору. Вона має пластинчасту форму та форму багатогранників (див. рис. 5).

За зовнішніми ознаками може бути класифікована як вторинна залізо- і кремнійвмісна фаза алюмінію. Об'ємна частка цієї фази у всіх



аналізованих зразках становить близько 5,0% (табл. 2).

Присутність вторинної залізо- і кремнійвмісної фази алюмінію в мікроструктурі зразків, що аналізуються, можна пояснити наступним чином.

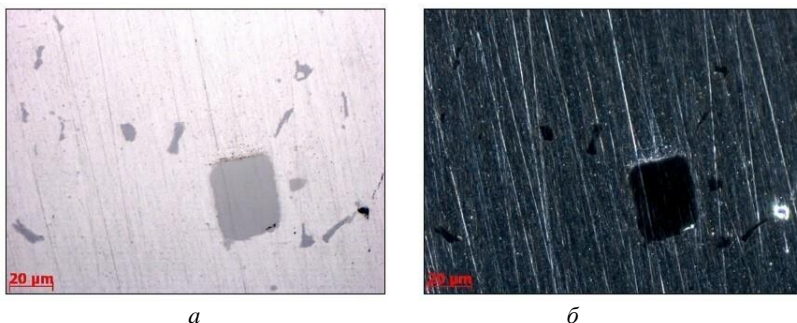


Рисунок 5 – Вторинна залізо- та кремнійвмісна (Al-Fe-Si)-фаза алюмінію у зразках, що досліджуються (збільшення у 800 разів): *a* – у світлому полі мікроскопа (сірий колір), *б* – у темному полі мікроскопа (чорний колір)

Таблиця 2 – Результати кількісної металографії зразків сплаву Al-Mg-Sc після гарячої прокатки

№ зразка	Об'ємна доля фаз, %		Середній розмір зерна D, мкм	Бал зерна (ГОСТ 5639-82)
	(Al-Fe-Si)-фаза	β-фаза Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub>		
№ 11-1_1	5,66	0,54 / 4,92	37,65	6,11
№ 11-1_2	5,58	0,94 / –	–	–
№ 13	5,31	1,26 / 5,82	56,70	4,93
№ 15	5,73	0,95 / 5,11	47,32	5,45

Примітка: у чисельнику – об'ємна доля на шліфу без травління, у знаменнику – після травління.

Залізо є постійною домішкою в алюмінії. Виділяють два основні шляхи влучення заліза в розплав. Перший шлях полягає в тому, що рідкий алюміній здатний розчиняти залізо із незахищених сталевих інструментів та обладнання печі, а також за тривалого часу впливу. Другий шлях - потрапляння заліза в алюмінієвий розплав через додавання легуючих матеріалів низької чистоти. Рівень вмісту заліза збільшується з кожним циклом переплаву. Залізо взаємодіє з алюмінієм, утворюючи інтерметалідні фази різних типів. За відсутності кремнію переважають тугоплавкі фази Al<sub>3</sub>Fe і Al<sub>5</sub>Fe<sub>2</sub>, але в присутності кремнію переважними фазами є крихкі утворення: Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si (відома як α-фаза) і Al<sub>5</sub>FeSi (відома як β-фаза). Якщо разом з Si присутній Mg, то в сплаві

може утворюватися  $\pi$ -фаза ( $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ ).

Залізовмісні інтерметалідні фази відрізняються формою. Наприклад,  $\beta$ -фаза формується у формі пластин, виділення  $\alpha$ -фази мають складну просторову структуру, яка на шліфах виглядає подібно до ієрогліфів. Фаза з такою ієрогліфоподібною морфологією спостерігається в структурі зразків сплаву, що досліджується (рис. 6).

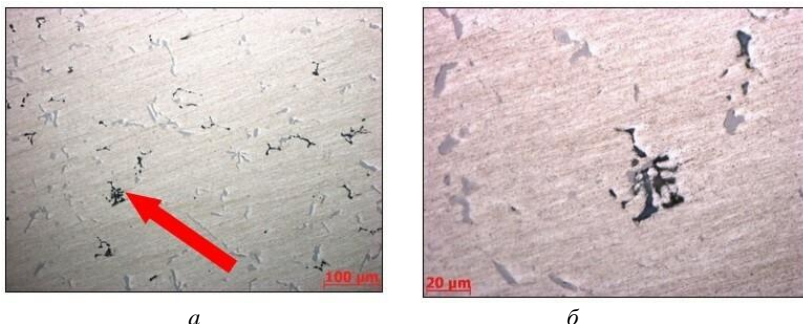


Рисунок 6 – Фаза з ієрогліфоподібною будовою: *a* – збільшення у 200 разів, *б* – збільшення у 800 разів

Порівнюючи морфологічні особливості інтерметалідних фаз, що спостерігаються у зразках № 11, 13 і 15 (рис. 6), можна припустити, що дрібні поліедричні виділення сірого кольору є фазою  $\alpha$ - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  або  $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_2\text{Si}$ , а великі пластинчасті виділення - фазою  $\beta$ - $\text{Al}_{15}\text{FeSi}$ .

Однак однозначно ідентифікувати дані виділення сірого та чорного кольору можливо лише при виконанні комплексних досліджень з використанням поряд з металографічним аналізом методів рентгеноспектрального та рентгеноструктурного аналізу, що не входило до задач даного дослідження. Далі в роботі, для чіткого опису фазового складу мікроструктури зразків, вищевказані включення будемо називати (Al-Fe-Si)-фаза.

Як було визначено вище, поряд з основною структурною складовою  $\alpha$ -твердим розчином магнію в алюмінію в структурі сплаву Al-Mg-Sc обов'язково є евтектична  $\beta$ -фаза  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ , яка має світле або чорне забарвлення та виділяється у формі великих скупчень і часто утворюють суцільну сітку. При розгляді структури досліджуваних зразків за допомогою оптичного мікроскопа можна виявити подібні виділення, які без металографічного травлення мають чорний колір і характером розташування можуть бути класифіковані як евтектична фаза  $\beta$ -фаза  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  (рис. 7).

Результати вмісту  $\beta$ -фази ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ), виявленої на шліфах без металографічного травлення, у зразках № 11-1\_1, 11-1\_2, 13 та 15

наведено у табл. 2. У всіх досліджених зразках об'ємна частка  $\beta$ -фази не перевищує 1,5 %. Максимальна кількість фази  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  1,26 % спостерігається у зразку № 13, у зразках № 11-1\_2 та 15 її вміст майже однаковий 0,94 та 0,95 %, у зразку № 11-1\_1 її вміст мінімальний – 0,54 %.

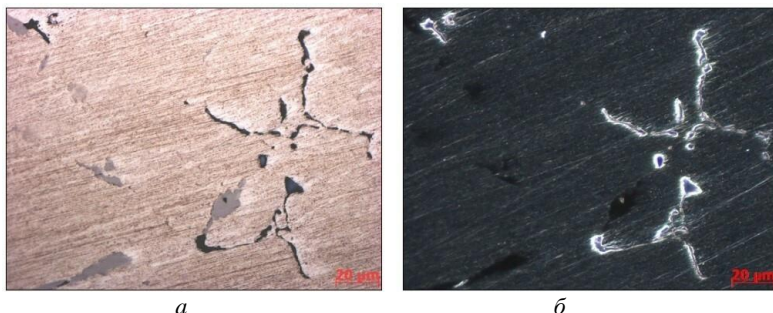


Рисунок 7 – Евтектична  $\beta$ -фаза  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  у зразках при збільшення у 800 разів: *a* – у світлому полі мікроскопа, *б* – у чорному полі мікроскопа

Таким чином, фазовий склад досліджених зразків № 11-1\_1, 11-1\_2, 13 і 15 сплаву Al-Mg-Sc, визначений без металографічного травлення, складається з сторонніх, екзогенних включень (великих одиночних включень темного кольору, розсіпу включень темного та сірого кольору), вторинної залізо- і кремнійвмісної фази алюмінію з умовним позначенням (Al-Fe-Si)-фаза, вміст якої не перевищує 5,0%, та евтектичної  $\beta$ -фази  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  у кількості не більше 1,5%. Основна фазова складова структури зразків -  $\alpha$ -твердий розчин магнію в алюмінії в кількості ~ 93,5%.

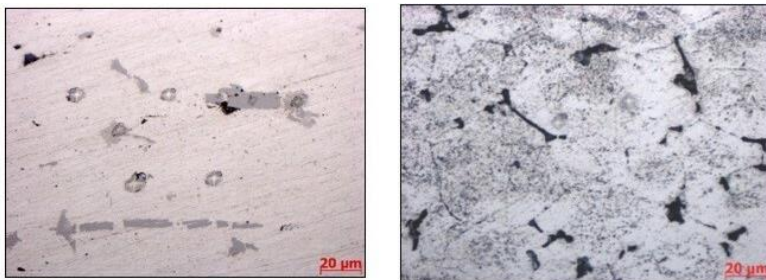
В роботі було виконано вимірювання мікротвердості  $\alpha$ -твердого розчину та (Al-Fe-Si)-фази у зразках сплаву, що досліджується, при навантаженні на індентор 2 грами. Значення мікротвердості  $\alpha$ -твердого розчину становлять 97 HV, значення мікротвердості (Al-Fe-Si)-фази – 257 HV. Для наочності фотографії відбитків алмазної піраміди ПМТ-3 в  $\alpha$ -твердому розчині та (Al-Fe-Si)-фазі показані на рис. 8.

## Висновки

Встановлено взаємозв'язок між фазовим складом і параметрами мікроструктури сплаву 01570 та утворенням дефектів штаб при гарячій прокатці на лабораторному стані дуо 180 при температурі 420 °С.

Аналіз фазового складу сплаву 01570, який відноситься до системи Al-Mg-Sc і з якого було виготовлено заготовки для прокатки показав, що основна фазова складова структури -  $\alpha$ -твердий розчин магнію в алюмінії в кількості ~ 93,5%. Також в структурі присутня евтектична  $\beta$ -

фаза  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  у кількості не більше 1,5% та вторинна залізо- і кремнійвмісна фаза алюмінію з умовним позначенням (Al-Fe-Si)-фаза, вміст якої не перевищує 5,0%.



а

б

Рисунок 8 - Фотографії відбитків алмазної піраміди ПМТ-3 в  $\alpha$ -твердому розчині магнію в алюмінії та в (Al-Fe-Si)-фазі сірого кольору (збільшення – 800 разів): а – шліф без металографічного травління; б – шліф після металографічного травління

Інтерметалідні частинки (Al-Fe-Si)-фази (особливо пластинчастої форми) негативно впливають на механічні та ливарні властивості алюмінієвого сплаву, зменшують його пластичність та збільшують пористість. Виникнення при гарячій прокатці дефектів у вигляді тріщин та розшарувань, відбувається внаслідок наявності у структурі металу твердої та малопластичної (Al-Fe-Si)-фази, яка утворилася у процесі розливання сплаву.

#### Перелік посилань

1. Guan-jun Gao, Chen He, Yong Li, Jia-dong Li, Zhao-dong Wang, R.D.K. MISRA. Influence of different solution methods on microstructure, precipitation behavior and mechanical properties of Al-Mg-Si alloy *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2018. 28 (5). P. 839-847. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(18\)64717-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(18)64717-X)
2. Poznak A., Marceau R. K. W., Sanders P. G. Composition dependent thermal stability and evolution of solute clusters in Al-Mg-Si analyzed using atom probe tomography. *Materials Science and Engineering: A*. 2018. No. 721. P. 47-60. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.02.074>
3. Колпашников А. И. Прокатка листов из легких сплавов. Москва : Металлургия, 1979. 264 с.
4. Akamatsu H., Fujinami F., Horita Z., Langdon G. T. (2001). Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al-Mg-Sc alloy after ECAP. *Scripta Materialia*. Vol. 44. No. 5. P. 759-764. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(00\)00666-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00666-7)
5. Дослідження формозміни та напруженого стану при вільному куванні заготовок із алюмінієвого сплаву з питомою міцністю більше  $120 \text{ м}^2/\text{с}^2$  /

A. В. Ашкелянець, Д. В. Коноводов, В. В. Андресв, О. В. Бондаренко. *Вісник НТУ «ХПІ»*. Серія: Інноваційні технології та обладнання обробки матеріалів у машинобудуванні та металургії. 2018. №41 (1317). С. 8 – 12. URL: [http://library.kpi.kharkov.ua/files/Vestniki/2018\\_41.pdf](http://library.kpi.kharkov.ua/files/Vestniki/2018_41.pdf)

6. Abbott B. T., Caceres H. C., Easton A. M. (2004). Design with Magnesium-Alloys, properties and casting processes. URL: [https://www.researchgate.net/publication/265168745\\_Design\\_with\\_Magnesium-Alloys\\_properties\\_and\\_casting\\_processes](https://www.researchgate.net/publication/265168745_Design_with_Magnesium-Alloys_properties_and_casting_processes)

7. Youn-Bae Kang. Critical Evaluation and Thermodynamic Optimization of the Binary System in the Mg-Ce-Mn-Y System. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2007. Vol. 28. No. 4. P. 342 – 354. URL: [https://www.researchgate.net/figure/Optimized-phase-diagram-of-the-Mg-Sc-system-compared-to-experimental-data-13-67-68\\_fig18\\_225593077](https://www.researchgate.net/figure/Optimized-phase-diagram-of-the-Mg-Sc-system-compared-to-experimental-data-13-67-68_fig18_225593077)

8. Van-Horn, Kent R. Aluminum. *Volume 1. Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams*. Metals Park (Ohio): American Society for Metals, 1967, 399 p.

## References

1. Guan-jun Gao, Chen, He, Yong, Li, Jia-dong, Li, Zhao-dong, & Wang, R. D. K. MISRA. (2018). Influence of different solution methods on microstructure, precipitation behavior and mechanical properties of Al–Mg–Si alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 28 (5), 839-847. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(18\)64717-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(18)64717-X)

2. Poznak, A., Marceau, R. K. W., & Sanders, P. G. (2018). Composition dependent thermal stability and evolution of solute clusters in Al-Mg-Si analyzed using atom probe tomography. *Materials Science and Engineering: A*, (721), 47-60. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.02.074>

3. Kolpashnykov, A. Y. (1979). *Prokatka lystov yz lehkykh splavov*. Metallurhyia

4. Akamatsu, H., Fujinami, F., Horita, Z., & Langdon, G. T. (2001). Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al-Mg-Sc alloy after ECAP. *Scripta Materialia*, 44(5), 759-764. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(00\)00666-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00666-7)

5. Ashkelianets, A. V., Konovodov, D. V., Andreiev, V. V., & Bondarenko, O. V. (2018). Doslidzhennia formozminy ta napruzhenoho stanu pry vilnomu kuvanni zahotovok iz aliuminiievoho splavu z pytomoiu mitsnistiu bilshе 120 m<sup>2</sup>/s<sup>2</sup>. *Visnyk NTU "KhPI"*. Seriya: Innovatsiini tekhnolohii ta obladnannia obrobky materialiv u mashynobuduvanni ta metalurhii, 41 (1317), 8–12. [http://library.kpi.kharkov.ua/files/Vestniki/2018\\_41.pdf](http://library.kpi.kharkov.ua/files/Vestniki/2018_41.pdf)

6. Abbott, B. T., Caceres, H. C., & Easton, A. M. (2004). Design with Magnesium-Alloys, properties and casting processes. [https://www.researchgate.net/publication/265168745\\_Design\\_with\\_Magnesium-Alloys\\_properties\\_and\\_casting\\_processes](https://www.researchgate.net/publication/265168745_Design_with_Magnesium-Alloys_properties_and_casting_processes)

7. Youn-Bae, Kang. (2007). Critical Evaluation and Thermodynamic Optimization of the Binary System in the Mg-Ce-Mn-Y System. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 28(4), 342–354. [https://www.researchgate.net/figure/Optimized-phase-diagram-of-the-Mg-Sc-system-compared-to-experimental-data-13-67-68\\_fig18\\_225593077](https://www.researchgate.net/figure/Optimized-phase-diagram-of-the-Mg-Sc-system-compared-to-experimental-data-13-67-68_fig18_225593077)

8. Van Horn, & Kent R. (1967). Aluminum. *Volume 1. Properties, Physical*

*Metallurgy and Phase Diagrams*. Metals Park (Ohio): American Society for Metals

**D. V. Konovodov**<sup>1</sup>, Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0001-8282-4991

**V. V. Andreiev**<sup>1</sup>, Ph. D. (Tech.), Associate Professor, ORCID 0000-0002-9476-1921

**D. O. Maslov**<sup>1</sup>, Ph. D. Student, ORCID 0009-0004-8509-994X

<sup>1</sup> *Ukrainian State University of Science and Technologies*

### **INFLUENCE OF INITIAL MICROSTRUCTURE OF Al-Mg-Sc ALLOY ON DEFECT FORMATION IN HOT-ROLLED STRIPS**

**Abstract.** Ensuring operational reliability and durability of products remains a pressing challenge in modern transportation manufacturing. The primary trend in the development of transportation technologies is increasing the performance requirements of materials. This trend focuses on reducing material consumption and product weight. This study focuses on Al-Mg-Sc aluminum alloys, a class of materials widely and successfully applied in engineering. The high specific strength of aluminum alloys enhances load-carrying capacity and reduces operational costs of transportation vehicles. Moreover, the high corrosion resistance of these materials extends service life and broadens the range of transportable goods, including highly aggressive liquids and gases. Al-Mg-Sc alloys exhibit high strength, excellent corrosion resistance, and good weldability. In modern metallurgical production, a significant proportion of semi-finished products and components made from these alloys are produced through metal forming processes. This paper examines rolling as the most productive metal forming method. Metal forming processes are employed in the manufacture of critical parts due to their ability to achieve superior mechanical properties. However, ensuring high mechanical and operational properties depends on the uniformity and extent of the material's structural refinement. This, in turn, is influenced by rolling process parameters such as degree and rate of deformation, diagrams of principal stresses and strains, processing temperature range, cooling rate, and more. Al-Mg-Sc alloys with a magnesium content of 5-6% have relatively low plasticity, complicating plastic deformation. It is generally believed that creating the most favorable deformation conditions is crucial for successful hot plastic deformation. Experimental research presented in this study indicates that, in addition to favorable deformation conditions, the microstructure of the initial billet significantly affects the quality of the final product. This work analyzes the microstructure of aluminum alloy 01570 samples. The analysis reveals specific features in the initial billet's microstructure. Comparing surface defects in strips after hot rolling with metallographic analysis results from samples taken before and after rolling suggests a clear relationship between the initial microstructure of the aluminum alloy and the formation of these defects.

**Key words:** rolling, hot-rolled strip, aluminum, scandium, defects, structure, intermetallic.

**For citation:** Konovodov, D. V., Andreiev, V. V., & Maslov, D. O. (2024). Influence of initial microstructure of Al-Mg-Sc alloy on defect formation in hot-rolled strips. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 38, 385-399. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2024-38-385-399>

*Стаття надійшла до редакції збірника 20.09.2024 р.*  
*Рекомендовано до друку редколегією збірника (Протокол № 12 від 19.12.2024 р.)*