

Дослідження впливу вмісту Fe та складу сплавів на механічні властивості та електропровідність сплавів системи Al—Fe

Н. П. Захарова*, М. О. Єфімов, В. Х. Мельник, В. В. Купрін,
А. В. Самелюк, В. А. Гончарук, О. О. Музика

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
Україна, 03142, Київ, вул. Омеляна Прищака, 3

*E-mail: n.zakharova@ipms.kyiv.ua

Вивчено структуру, міцність та електропровідність дротів зі сплавів Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce і Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn до та після відпалу (250 °C, 8 год). Показано, що підвищення вмісту Fe до рівня евтектичного перетворення у сплавах системи Al—Fe—Si дає можливість отримати задовільний рівень міцності, електропровідності та підвищену пластичність без застосування коштovanого церию. Всі отримані дроти мають електропровідність 51—56% від електропровідності відпаленої міді (% IACS).

Ключові слова: електропровідні сплави Al—Fe, структура, механічні властивості, електропровідність, інтерметаліди.

Вступ

У світі давно існує конкуренція між мідними та алюмінієвими дротами. Незважаючи на усі переваги застосування міді, промисловість все частіше звертає увагу на алюміній. Серед недорогих металів алюміній по електропровідності поступається тільки міді, електропровідність алюмінію становить 61—70% від електропровідності міді, при цьому алюміній приблизно у 4 рази дешевше. Завдяки поєднанню таких характеристик, як низька вага, висока електропровідність і технологічність, сплави електротехнічного призначення на основі алюмінію наразі використовуються у багатьох галузях промисловості [1, 2].

Створення провідників підвищених міцності та електропровідності з низьким гарантованим електроопіром зі сплавів на основі алюмінію можливе лише за таким типом легування, коли легуючі елементи мало розчинні в алюмінії у твердому стані і здатні до утворення з алюмінієм та іншими легуючими елементами інтерметалідів. Одним із найефективніших способів легування алюмінієвих сплавів залишається введення у розчин рідкісноземельних та перехідних металів. Для зменшення розмірів інтерметалідних частинок потрібні високі швидкості кристалізації для утворення пересичених твердих розчинів [2—5].

Останнім часом для розробки нових сплавів для електричних дротів застосовуються евтектичні сплави з вмістом 0,5—0,9% Fe (серія 8000) [6—8]. Удосконалення цих сплавів найчастіше здійснюється додаванням третього елемента, який грає роль модифікатора евтектики. До таких

© Н. П. Захарова, М. О. Єфімов, В. Х. Мельник, В. В. Купрін,
А. В. Самелюк, В. А. Гончарук, О. О. Музика, 2025

елементів, що покращують морфологію Fe-вмісних фаз, відносяться, наприклад, Si, Ce або Mn [7—9]. Термічна (ТО) та термомеханічна (ТМО) обробки є необхідними операціями у процесі виготовлення провідників із алюмінієвих сплавів, оскільки значною мірою визначають їхні експлуатаційні характеристики [6, 9].

Метою роботи було вивчення впливу вмісту Fe і Si з однаковим співвідношенням Fe/Si та додаткового легування сплавів на основі системи Al—Fe на їх структуру, рівень механічних властивостей та електропровідність.

Експериментальна частина

Для дослідження було виготовлено наступні сплави (% (мас.)): 1 — Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce; 2 — Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn.

Для визначення хімічних складів дослідних сплавів брали до уваги наступне:

важливою умовою експлуатації електричних дротів є висока електропровідність, яка тим вища, чим менші спотворення ґратки, що викликані присутністю великої кількості інтерметалідів (особливо Al—Fe та Al—Fe—Si), тому в сплаві 1 зменшено вміст Fe і Si зі збереженням співвідношення $\text{Fe/Si} = 3$, а з метою підвищення механічних властивостей в склад цього сплаву додано 0,2% Ce (враховуючи позитивний вплив Ce на комплекс властивостей, як механічних, так і електричних) [4, 8];

склад сплаву Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn є близьким до евтектичного (евтектична точка на діаграмі бінарної рівноваги Al—Fe складає 1,8% (мас.)), в цьому сплаві зберегли співвідношення Fe/Si, як і у сплаві 1 (враховуючи вплив цього відношення на морфологію евтектичного інтерметаліда Al—Fe [4]), до складу цього сплаву додано 0,4% Mn з метою збереження експлуатаційних властивостей, зокрема корозійної стійкості;

для підвищення характеристик міцності обидва сплави також були леговані Zr в кількості 0,15% (мас.) [5].

Для забезпечення підвищеної швидкості охолодження розплаву використовували наступну технологію отримання зливків: плавлення виконували з застосуванням височастотного генератора в вакуумній камері у графітових тиглях. Отриманий розплав нагрівали до 780 °C і витримували за цією температурою 3—4 хв з інтенсивним перемішуванням, після охолодження розплаву до 720—740 °C і витримки 3—4 хв здійснювали розлив розплаву в мідну виливницю з водяним охолодженням, в якій передбачено наявність компенсатора усадочної раковини. Діаметр зливка 25 мм.

Зі зливків дослідних сплавів та зі зливку чистого алюмінію було виготовлено дроти за наступною схемою: екструзія з $\varnothing$ 25 до $\varnothing$ 6 мм ($\mu = 17,4$). Температура нагрівання зливків та прес-форми: 350—400 °C. Надалі застосовано холодне протягування до $\varnothing$ 3 мм. Дроти $\varnothing$ 3 мм піддавали наступній термообробці: відпал при температурі 250 °C протягом 8 год на повітрі.

На шліфах, виготовлених вздовж напрямку деформування, проведено дослідження структури зливків і дротів на оптичному (ОМ) MIM-9 і на скануючому (СЕМ) Axia (FisherThermoScientific) мікроскопах. Методом скануючої електронної мікроскопії у характеристичному рентгенівському

випроміненні досліджено розподіл легуючих елементів по структурних компонентах у дротах у вихідному стані та після ТО на мікроскопі Superprobe-733 з рентгенівським мікроаналізатором. Для металографічних досліджень механічно поліровані шліфи додатково електрополірували у суміші оцтової та хлорної кислот (співвідношення 465 мл /35 мл) з напругою 60 Вт з подальшим травленням у реактиві Келлера. Проведено механічні випробування на розтяг на машині 1246 з фіксуванням кривої деформації і визначення твердості HV на твердомері Віккерса з навантаженням 98 Н.

Вимірювання електропровідності виконували на приладі GOM 805 по чотирьохточковій схемі. Для інтерпретації даних електропровідності використано одиницю % IACS, розраховану за відсотком до електропровідності відпаленої міді. Отримані дані електропровідності дослідних сплавів порівняно з даними для чистого алюмінію, який наразі широко застосовується для виготовлення дротів електротехнічного призначення.

Результати та їх обговорення

На рис. 1 зображено структуру зливків дослідних сплавів, отриманих методами оптичної та скануючої електронної мікроскопії.

У зливку сплаву $\text{Al}-0,6\text{Fe}-0,2\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,2\text{Ce}$ спостерігається структура, яка містить рівновісні зерна твердого розчину Al (розміром 10—20 мкм) та частинки інтерметалідів, що розташовані по границях та в тілі зерен (рис. 1, *а, в*). Частинки, що знаходяться в тілі зерен твердого розчину, можуть бути первинними інтерметалідами (розміром 1—2 мкм), які відіграють роль зародків кристалізації.

У зливку сплаву $\text{Al}-1,5\text{Fe}-0,6\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,4\text{Mn}$ сформовано структуру, яка містить суміш зерен твердого розчину Al з різною формою та розміром та ізольованих інтерметалідів темного кольору (розміром 10 мкм), що мають переважно глобулярну форму, розміри цих інтерметалідів значно вищі, ніж у сплаві $\text{Al}-0,6\text{Fe}-0,2\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,2\text{Ce}$ (рис. 1, *б*). У прошарках між зернами твердого розчину Al фіксуються вторинні інтерметаліди кристалізаційного походження (рис. 1, *з*).

Твердість зливку сплаву $\text{Al}-0,6\text{Fe}-0,2\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,2\text{Ce}$ дорівнює 414 МПа, а сплаву $\text{Al}-1,5\text{Fe}-0,6\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,4\text{Mn}$ — 462 МПа.

Структура дротів з дослідних сплавів у вихідному стані та після відпалу показана на рис. 2. Всі дроти як у вихідному стані, так і після застосованої ТО мають витягнуті в напрямку деформації зерна.

У дроті зі сплаву $\text{Al}-0,6\text{Fe}-0,2\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,2\text{Ce}$ у вихідному стані присутні дрібні інтерметаліди розміром 1—2 мкм, які розташовані переважно вздовж меж витягнутих зерен (рис. 2, *а*). У дроті зі сплаву $\text{Al}-1,5\text{Fe}-0,6\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,4\text{Mn}$ у вихідному стані спостерігаються інтерметаліди переважно округлої форми розміром до 10 мкм, які розташовані рівномірно по площі шліфа (рис. 2, *б*).

Після відпалу у сплаві $\text{Al}-0,6\text{Fe}-0,2\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,2\text{Ce}$ немає ознак рекристалізації, а кількість дрібних інтерметалідів збільшується за рахунок їх додаткових виділень як у тілі витягнутих зерен, так і по їх границях (рис. 2, *в*). У сплаві $\text{Al}-1,5\text{Fe}-0,6\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,4\text{Mn}$ після відпалу також не фіксується ознак рекристалізації, у цьому випадку не відбулось помітних змін у розташуванні і чисельності округлих інтерметалідів у структурі дроту (рис. 2, *з*).

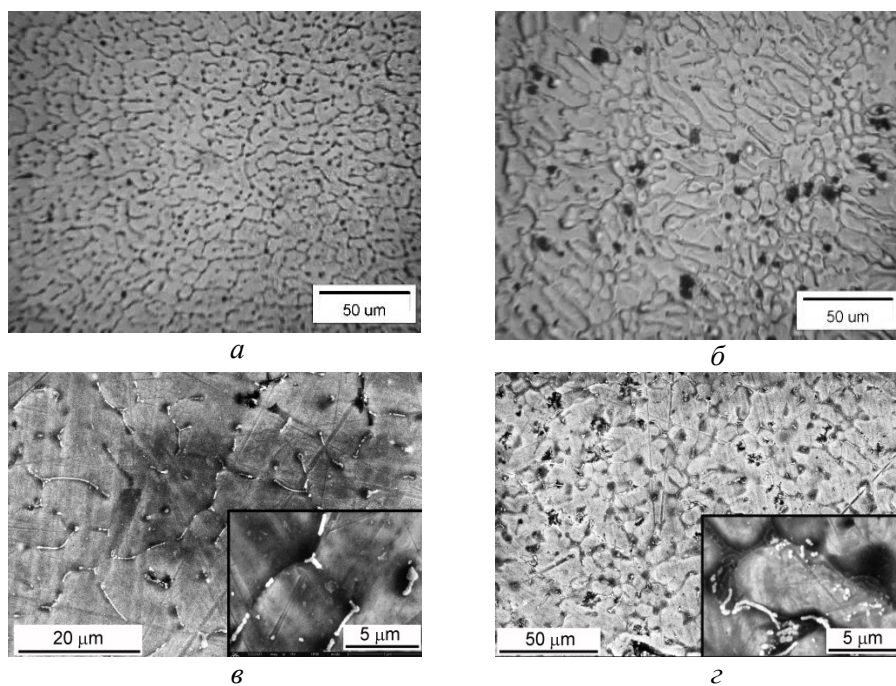


Рис. 1. Структура зливків з дослідних сплавів, що була отримана методами ОМ (*a*, *б*) та СЕМ (*в*, *г*): *a*, *в* — $\text{Al}-0,6\text{Fe}-0,2\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,2\text{Ce}$; *б*, *г* — $\text{Al}-1,5\text{Fe}-0,6\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,4\text{Mn}$.

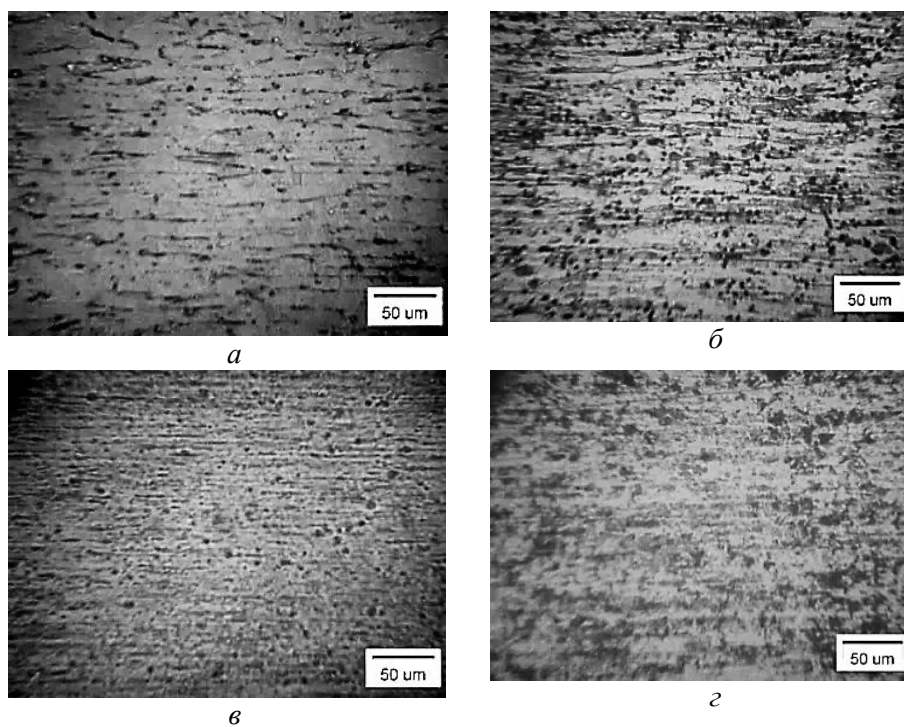


Рис. 2. Структура дротів з дослідних сплавів (ОМ): *a*, *б* — вихідний стан; *в*, *г* — після відпалу; *a*, *в* — сплав $\text{Al}-0,6\text{Fe}-0,2\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,2\text{Ce}$; *б*, *г* — сплав $\text{Al}-1,5\text{Fe}-0,6\text{Si}-0,15\text{Zr}-0,4\text{Mn}$.

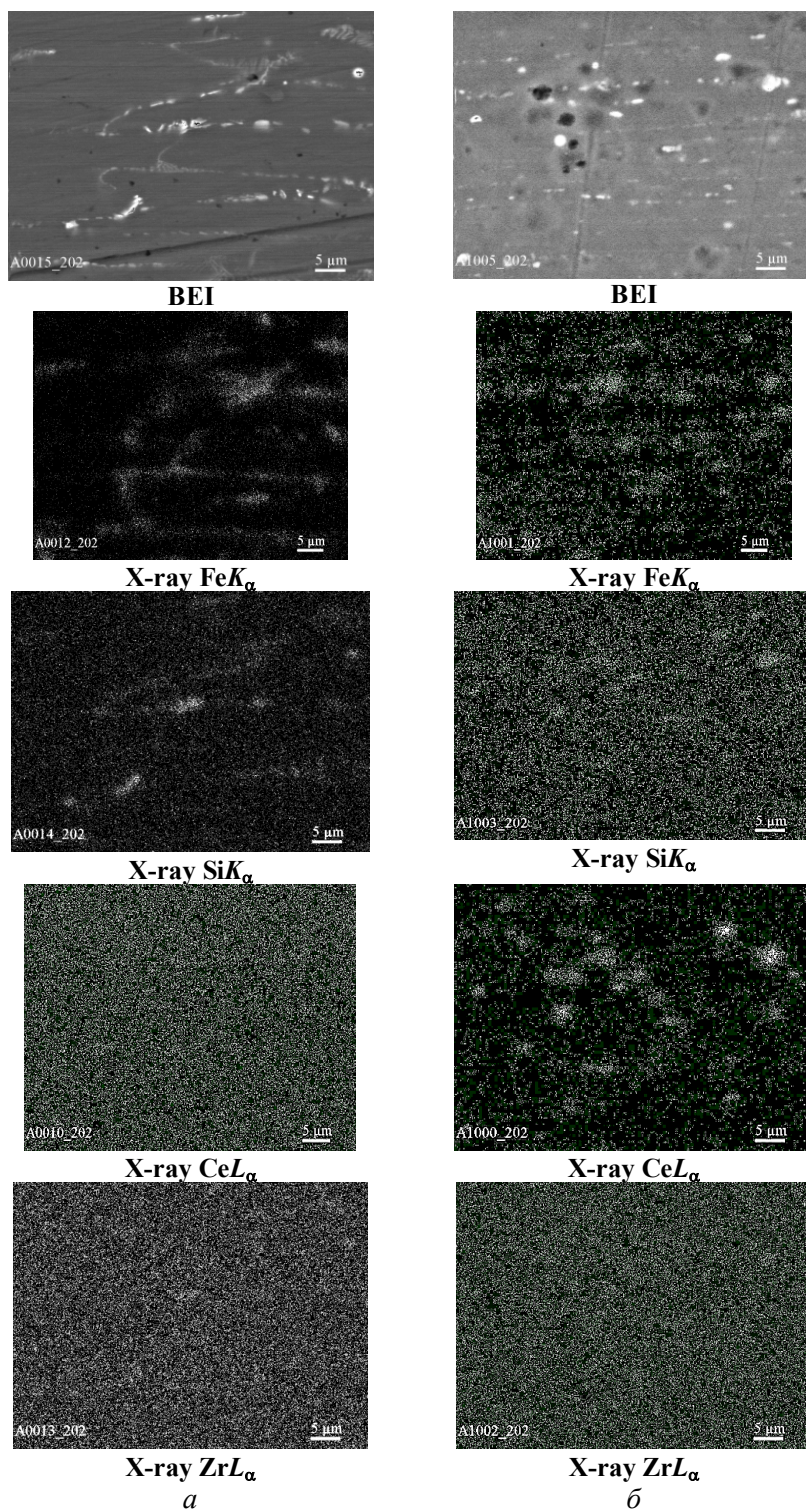


Рис. 3. Структура дроту зі сплаву Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce (SEM): знімки у зворотно розсіяних електронах (режим BEI), та розподіл легуючих елементів по поверхні шліфа у характеристичному рентгенівському випромінненні: *a* — вихідний стан; *б* — після відпалу.

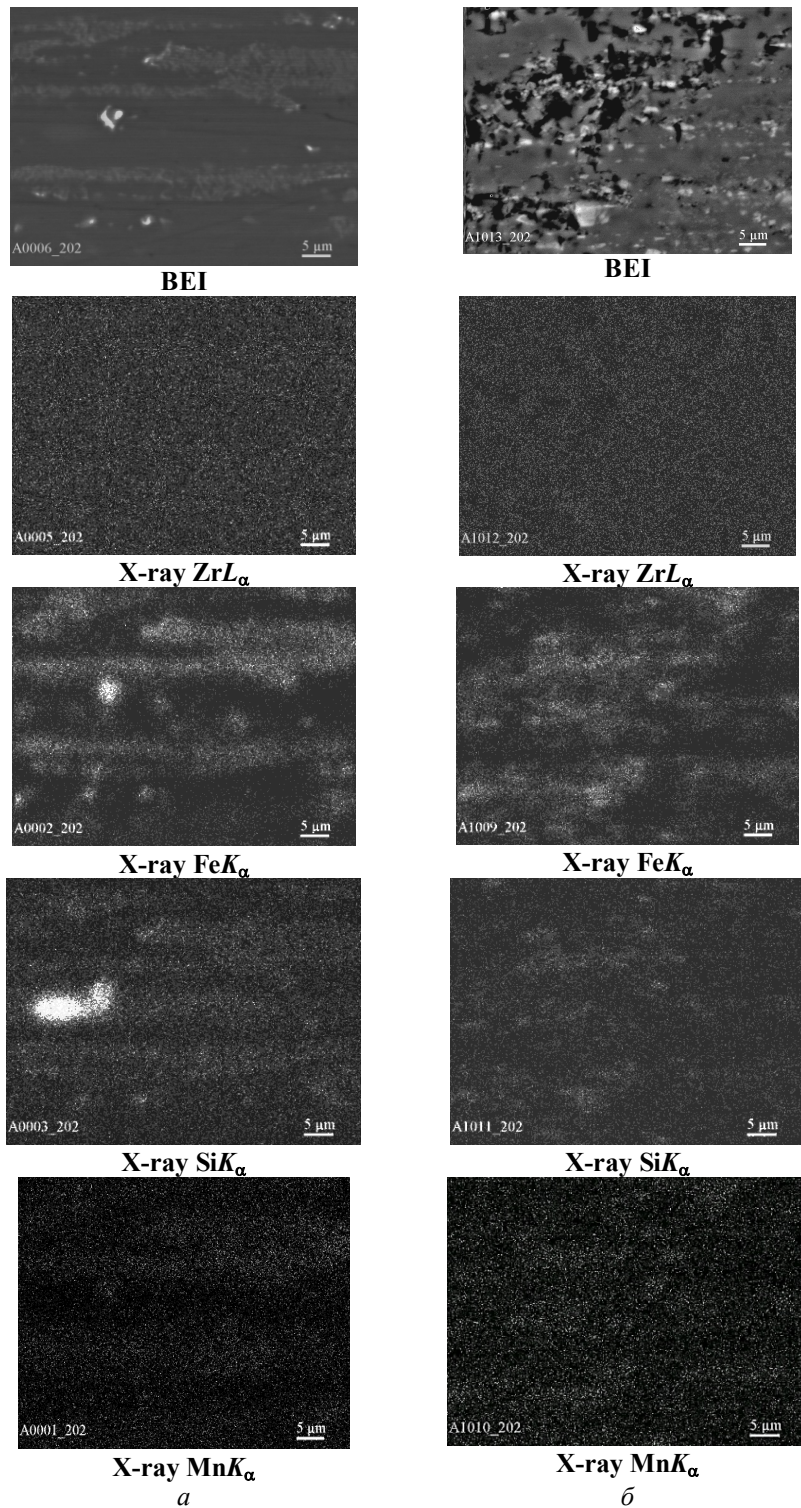


Рис. 4. Структура дроту зі сплаву Al—1,5Fe—0,7Si—0,15Zr—0,4Mn (SEM): знімки у зворотно розсіяних електронах (режим BEI), та розподіл легуючих елементів по поверхні шліфа у характеристичному рентгенівському випромінненні: *a* — вихідний стан; *б* — після відпалу.

Із застосуванням методу скануючої електронної мікроскопії у характеристичному рентгенівському випромінненні проведено дослідження розподілу легуючих елементів по площі шліфа у вихідному стані та після ТО.

У вихідному стані у дроті зі сплаву $\text{Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce}$ максимальні інтенсивності випроміннення від Fe та Si розташовані по границях зерен та їх розташування стосовно цих границь повністю збігається, натомість випроміннення від Ce та Zr рівномірно займає усю площу шліфа, тобто Ce і Zr знаходяться в твердому розчині (рис. 3, а).

Після відпалу має місце зміна у розташуванні і формі максимальних інтенсивностей від Fe, Zr, Si і Ce, а саме з'являються окремі максимуми від Fe, Si і Ce і максимуми від Ce і Fe, які за своїми координатами стосовно площі шліфа співпадають (рис. 3, б). Це дає підставу стверджувати, що під час термічної обробки відбуваються перерозподіл легуючих елементів і формування двох типів зміцнюючих частинок: Al—Fe—Ce та Al—Fe—Si—Ce (рис. 3, б). Схожий результат спостерігали автори роботи [8], досліджуючи сплав $\text{Al—2\% Fe—0,3\% Ce}$.

У вихідному стані у дроті зі сплаву $\text{Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn}$ фіксується збіг максимумів від випроміннення Fe і Si, які розташовуються як по границях витягнутих зерен, так і в середині них, що свідчить про присутність частинок інтерметалідів Al—Fe—Si в структурі дроту. Дослідження в характеристичному випромінненні доводить, що розподіл Mn та Zr досить рівномірний, тобто вони знаходяться у твердому розчині алюмінію (рис. 4, а).

Після відпалу у дроті зі сплаву $\text{Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn}$ розташування максимумів інтенсивностей від Fe і Si загалом не змінюється, але також спостерігається збіг окремих інтенсивностей від Fe, Si і Mn разом, що може бути наслідком перетворення деякої кількості частинок Al—Fe—Si в округлі частинки Al—Fe—Si—Mn (рис. 4, б).

Зміни в структурі дротів дослідних сплавів після ТО зумовлюють і зміни в механічних і електричних властивостях (таблиця). Так, у сплаві $\text{Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce}$, в якому після відпалу суттєво зростає кількість дрібних інтерметалідів, відбувається підвищення характеристик міцності та зниження пластичності з 25 до 22%. Внаслідок таких змін в матриці фіксується підвищення питомого опору.

Механічні властивості, питомий електричний опір ρ та електропровідність (% IACS) дротів з Al і зі сплавів $\text{Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce}$ та $\text{Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn}$

Сплав	Стан	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	HV, МПа	ρ , Ом·м	% IACS
Al		101,5	107,0	18,6	293	0,0258	67
Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce	Вихідний	107,4	125,3	25,0	377	0,0310	56
	Відпал	134	154	21	402	0,03218	54
Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn	Вихідний	145,8	159,0	19	486	0,0335	52
	Відпал	150	168	22	502	0,03411	51

У сплаві $\text{Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn}$ в результаті перерозподілу частинок Mn з твердого розчину алюмінію в зміцнюючі частинки після ТО також спостерігається деяке підвищення характеристик міцності і зростання пластичності дроту з 19 до 22%. Такі структурні зміни також приводять до підвищення питомого опору цього сплаву до 0,3411 Ом·м.

Загалом досліджені сплави за показником % IACS знаходяться в межах 51—56%, що задовольняє вимогам стандарту ASTM B941-05.

Висновки

Застосування швидкої кристалізації зливоків дослідних сплавів сприяє формуванню зеренної структури, яка складається з твердого розчину алюмінію та частинок кристалічного походження у вигляді інтерметалідів Al—Fe—Si . У сплаві $\text{Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce}$ у литому стані спостерігаються зеренна структура твердого розчину Al та частинки інтерметалідів, які розташовані по границях і в тілі зерен. У сплаві $\text{Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn}$ сформовано структуру, яка містить суміш зерен твердого розчину Al різної конфігурації і розміру та інтерметаліди округлої форми.

У дроті зі сплаву $\text{Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce}$ відпал сприяє формуванню округлих частинок Al—Fe—Si—Ce і Al—Fe—Si і збільшенню їх кількості. Рівень міцності дроту після відпалу збільшився з 125 до 150 МПа, пластичність до руйнування впала з 25 до 21%. У дроті зі сплаву $\text{Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn}$ після відпалу кількість частинок Al—Fe—Si округлої форми суттєво не змінюється, у цьому випадку у незначній кількості цих частинок розчиняється Mn. Рівень міцності збільшується з 159 до 168 МПа, пластичність зростає з 19 до 22%.

Всі отримані дроти по відношенню до електропровідності відпаленої міді (% IACS) знаходяться в межах 51—56%, що задовольняє вимогам стандарту ASTM B941-05.

Підвищення вмісту Fe до 1,5% (мас.), що близько до евтектичного, в сплавах Al—Fe дає можливість отримати задовільний рівень характеристик міцності, електропровідності та підвищену пластичність без застосування коштовного церію, а це здешевшує вартість кінцевого виробу.

Список літератури

1. Yu Wang, Langjie Zhu, Guodong Niu, Jian Mao. Conductive Al alloys: The contradiction between strength and electrical conductivity. *Adv. Engineering Mater.* 2021. Vol. 23 (5). P. 2021—2043. doi: 10.1002/adem.202001249
2. Moors E.H.M. Technology strategies for sustainable metals production systems: A case study of primary aluminium production in the netherlands and norway. *J. Cleaner Prod.* 2006. Vol. 14 (12—13). P. 1121—1138. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2004.08.005>
3. Shao Q., Elgallat E.M., Maltais A., Chen X.-G. Development of thermal-resistant Al—Zr based conductor alloys via microalloying with Sc and manipulating their mechanical processing. *J. Mater. Res. Technol.* 2023. Vol. 25. P. 7528—7545. doi: 10.1016/j.jmrt.2023.07.169.
4. Wang W., QinglinPan Q., Lin G., Wang X., Sun Yu., Wang X., Ye J., Sun Yu., Yu Y., Jiang F., Li J., Liu Ya. Microstructure and properties of novel Al—Ce—Sc, Al—Ce—Y, Al—Ce—Zr and Al—Ce—Sc—Y alloy conductors processed by die casting, hot extrusion and cold drawing. *J. Mater. Sci. Technol.* 2020. Vol. 58. P. 155—170. doi: 10.1016/j.jmst.2020.03.073

5. Milman Yu.V. Scandium effect on increasing mechanical properties of aluminum alloys. *High Temperature Materials and Processes*. 2006. Vol. 25 (1—2). P. 1—10. <https://doi.org/10.1515/HTMP.2006.25.1-2.1>
6. Lan X., Li K., Wang J., Yang M., Lu Q., Du Y. Developing Al—Fe—Si alloys with high thermal stability through tuning Fe, Si contents and cooling rates. *Intermetallics*. 2022. Vol. 144. P. 107505. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107505>
7. Pan L., Liu K., Breton F., Chen X.-G. Effect of Fe on microstructure and properties of 8xxx aluminum conductor alloys. *J. Mater. Engineering Perform.* 2016. Vol. 25. P. 5201—5208. doi: 10.1007/s11665-016-2373-0
8. Luo G., Zhou X., Li Ch., Du J., Huang Z. Design and preparation of Al—Fe—Ce ternary aluminum alloys with high thermal conductivity. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2022. Vol. 32 (6). P. 1781—1794. doi: 10.1016/S1003-6326(22)65908-9
9. Chen W.P., Su Y., Hu P., Jiang Y. Effects of alloy composition and annealing treatment on the performance of aluminum conductor. *Adv. Mater. Res.* 2013. Vol. 652—654. P. 1016—1022. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.652-654.1016

References

1. Yu, Wang, Langjie, Zhu, Guodong, Niu, Jian, Mao. (2021). Conductive Al alloys: The contradiction between strength and electrical conductivity. *Adv. Engineering Mater.*, Vol. 23 (5), pp. 2021—2043. doi: 10.1002/adem.202001249
2. Moors, E. H. M. (2006). Technology strategies for sustainable metals production systems: A case study of primary aluminium production in the netherlands and norway. *J. Cleaner Production*, Vol. 14 (12—13), pp. 1121—1138. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2004.08.005>
3. Shao, Q., Elgallat, E. M., Maltais, A., Chen, X.-G. (2023). Development of thermal-resistant Al—Zr based conductor alloys via microalloying with Sc and manipulating thermomechanical processing. *J. Mater. Res. Technology*, Vol. 25, pp. 7528—7545. doi: 10.1016/j.jmrt.2023.07.169
4. Wang, W., QinglinPan, Q., Lin, G., Wang, X., Sun, Yu., Wang, X., Ye, J., Sun, Yu., Yu, Y., Jiang, F., Li, J., Liu, Ya. (2020). Microstructure and properties of novel Al—Ce—Sc, Al—Ce—Y, Al—Ce—Zr and Al—Ce—Sc—Y alloy conductors processed by die casting, hot extrusion and cold drawing. *J. Mater. Sci. Technol.*, Vol. 58, pp. 155—170. doi: 10.1016/j.jmst.2020.03.073
5. Milman, Yu. V. (2006). Scandium effect on increasing mechanical properties of aluminum alloys. *High Temperature Mater. Processes*, Vol. 25 (1—2), pp. 1—10. <https://doi.org/10.1515/HTMP.2006.25.1-2.1>
6. Lan, X., Li, K., Wang, J., Yang, M., Lu, Q., Du, Y. (2022). Developing Al—Fe—Si alloys with high thermal stability through tuning Fe, Si contents and cooling rates. *Intermetallics*, Vol. 144, pp. 107505. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107505>
7. Pan, L., Liu, K., Breton, F., Chen, X.-G. (2016). Effect of Fe on microstructure and properties of 8xxx aluminum conductor alloys. *J. Mater. Engineering Perform.*, Vol. 25, pp. 5201—5208. doi: 10.1007/s11665-016-2373-0
8. Luo, G., Zhou, X., Li, Ch., Du, J., Huang, Z. (2022). Design and preparation of Al—Fe—Ce ternary aluminum alloys with high thermal conductivity. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 32 (6), pp. 1781—1794. doi: 10.1016/S1003-6326(22)65908-9
9. Chen, W. P., Su, Y., Hu, P., Jiang, Y. (2013). Effects of alloy composition and annealing treatment on the performance of aluminum conductor. *Adv. Mater. Res.*, Vol. 652—654, pp. 1016—1022. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.652-654.1016

The effect of Fe content and alloy composition on the mechanical properties and electrical conductivity of Al—Fe system alloys

N. P. Zakharova*, M. O. Iefimov, V. Kh. Melnik, V. V. Kuprin,
A. V. Samelyuk, V. A. Goncharuk, O. O. Muzyka

I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS
of Ukraine, Kyiv

*E-mail: n.zakharova@ipms.kyiv.ua

The effect of Fe content (0,6 and 1,5% (wt.)) on the microstructure, electrical conductivity, and mechanical properties of aluminum conductor alloys was investigated. The ingots of Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce and Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn alloys were produced using a water-cooled copper mold, which ensures an increased cooling rate of the melt and promotes the formation of a fine-grained ingot structure. Wires were fabricated from the ingots via hot extrusion followed by drawing at room temperature. The resulting wires were annealed at 250 °C for 12 hours (heat treatment, HT). In both the as-cast state and after heat treatment, hardness measurements, electrical resistivity testing, tensile tests, and microstructural analysis using optical and scanning electron microscopy (SEM) were performed. In the as-cast condition, the experimental alloys exhibit a grain structure of an aluminum solid solution with eutectic-origin AlFeSi intermetallics. The distribution, size, and morphology of these intermetallics depend on the alloy composition. The wires produced from the experimental alloys exhibit a fibrous structure. After annealing, no signs of recrystallization were observed. According to SEM analysis, annealing of the Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce alloy promotes the formation of rounded AlFeSi(Ce) and AlFeSi particles and increases their quantity. In the Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn alloy, the number and morphology of AlFeSi particles remain largely unchanged, with a small amount of Al(FeMn)Si particles detected in the wire. The tensile strength of the Al—0,6Fe—0,2Si—0,15Zr—0,2Ce alloy wire is 150 MPa with 21% elongation, while the Al—1,5Fe—0,6Si—0,15Zr—0,4Mn alloy wire reaches 170 MPa tensile strength with 22% elongation. The electrical conductivity of the obtained wires, relative to annealed copper (IACS), ranges from 51 to 56%. It was demonstrated that increasing the Fe content to eutectic in Al—Fe alloys enables to obtain a satisfactory level of strength without the addition of costly Ce.

Keywords: Al—Fe conductive alloys, microstructure, mechanical properties, electrical conductivity, intermetallics.