

УДК 621.746.6:669.715-41

А. В. Сінчук, канд. техн. наук, старш. наук. співроб.;

e-mail: Synchuk.A.V@nas.gov.ua

О.Є. Меркулов*, д-р техн. наук, старш. наук. співроб.;

e-mail: merkulov1@ukr.net

Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України (Миколаїв, Україна)

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (Дніпро, Україна)

ЕФЕКТИВНІСТЬ МОДИФІКУВАННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ ДРІБНОКРИСТАЛІЧНОЮ ЛІГАТУРОЮ Al–P

Наведено порівняльні результати модифікування заевтектичного силуміну А390 бінарною лігатурою Al–3P, що має різний структурно-розмірний стан. Дрібнокристалічну лігатуру з рівномірно розподіленими в алюмінієвій матриці фосфідними включеннями розміром від 5–10 мкм і менше отримували у вигляді тонких пластинок шляхом переплавлення в захисній атмосфері та швидкісного охолодження комерційної крупнокристалічної таблетованої лігатури, яка поруч з дисперсними включеннями містила окремі частки та їх конгломерати розміром понад 200 мкм. Переплавлення також сприяло утворенню більшої кількості фосфідної фази, ймовірно, внаслідок допроходження хімічних реакцій за участі елементарного фосфору, що лишився в комерційній лігатурі. Після модифікування дрібнокристалічною лігатурою кристали первинного Si в сплаві А390 подрібнюються в 1,2–2,5 рази та покращуються його механічні властивості порівняно зі сплавом, модифікованим крупнокристалічною лігатурою. За кривими охолодження визначено, що первинна кристалізація силуміну, модифікованого дрібнокристалічною лігатурою, проходить без виділення прихованої теплоти і стартує за температури, що на 5 °C перевищує температуру початку кристалізації сплаву з додаванням крупнокристалічної лігатури. Показано також, що дисперсність литої структури модифікованого дрібнокристалічною лігатурою сплаву А390, включно з евтектичною, зростає, а відносне подовження збільшується до 2 % в послідовності «нерафінований сплав» – «сплав, рафінований гексахлоретаном» – «сплав, рафінований продуванням аргоном».

Ключові слова: заевтектичний силумін; модифікування; крупнокристалічна (дрібно-кристалічна) лігатура; фосфід алюмінію; первинний кремній; рафінування.

Вступ

Незважаючи на широкий спектр досліджених речовин, що можуть бути модифікаторами структури заевтектичних силумінів, рівної за ефективністю фосфору заміни на сьогодні поки не знайдено. Висока модифікуюча здатність фосфору, який повсюдно використовується у промисловому виробництві цих сплавів, найчастіше пояснюється утворенням в алюмінієвому розплаві тугоплавких частинок фосфіду алюмінію AlP з подібним до кремнію параметром ГЦК-гратки (відповідно, $a = 0,545$ нм для AlP і $a = 0,543$ нм для Si). Наявність частинок AlP в центрі кристалів первинного кремнію в висококремністих силумінах отримала неодноразове експериментальне підтвердження (див., наприклад, [1, 2]), а нещодавно в [3] засобами трансмісійної растрової електронної мікроскопії високої роздільної здатності нанорозмірні фосфіди AlP були виявлені і на межі розділу «алюміній–евтектичний кремній» з зазначенням чіткої кореляції між орієнтацією площин в частці евтектичного кремнію і частці AlP. Тобто є дуже висока вірогідність, що різнорозмірні частки фосфіду AlP слугують підкладками не лише для кристалізації первинних, але і евтектичних кристалів Si, що за відсутності натрію і визначає грубо-пластинчасту форму евтектики в силумінах.

Успіх модифікування заевтектичних силумінів фосфором, який найчастіше в

розплав вводять у вигляді подвійної Cu–P або потрійних Al–Cu–P, Al–Fe–P лігатур (англійською «master alloys»), залежить від багатьох, однозначно ще невизначених технологічних параметрів. Наприклад, рекомендована температура модифікування фосфористою міддю становить від 780 до 920 °C, рекомендований час витримки коливається в межах від 15 хвилин до 2 годин, рекомендована для введення в розплав кількість фосфору складає від 0,004 до 0,4 % і більше [4]. Враховуючи, що з зазначеної кількості має сенс лиш та, що засвоюється розплавом, останнім часом почастішали повідомлення [5, 6] стосовно використання лігатур прямої дії, виготовлених на основі систем Al–P і Al–Si–P, в яких вже містяться готові частки AlP. Такі лігатури можна вводити в розплав незадовго до розливання або навіть в жолоб, по якому розплав надходить на ливарний стіл.

Аналізуючи питання теорії і практики модифікування заевтектичних силумінів, власне, як і алюмінієвих сплавів, в цілому, слід зазначити увагу, яка віднедавна приділяється структурній спадковості лігатур. Її прихильники вважають, що структурна спадковість, визначена наявними генетичними факторами, такими як крупні кристали Si у шихті і, відповідно, нанорозмірні кластери Si в розплаві, є об'єктивним законом, притаманним процесу твердіння заевтектичних силумінів [7]. Усунення впливу цих вихідних генетичних факторів шляхом високотемпературної витримки розплаву, а стосовно заевтектичних силумінів мова йде про ізотермічну витримку за 900–950 °C, може забезпечувати тонку структуру закристалізованого продукту, проте пов'язане з ризиком значної гідроґенізації розплаву і утворенням газової пористості. Якісний заевтектичний сплав можна отримати також, від самого початку використовуючи дрібнозернисті шихтові матеріали, – це спосіб, дієвість якого доведена науковими роботами [7–9], однак він навряд чи знайде широке впровадження в сучасному виробництві. Тому, спираючись на теорію структурної спадковості, багато дослідників сьогодні пов'язують резерви підвищення якості алюмінієвих сплавів саме з підвищенням модифікуючої здатності лігатур, тобто з дисперсністю їх структури. Про те, що попередньо закристалізовані з великою швидкістю охолодження фосфористі дрібнокристалічні лігатури значно ефективніші, ніж відлиті за звичайної практики, впливають на кристали первинного Si в заевтектичних силумінах зазначено, зокрема, в [10–12].

Метою цієї роботи є підтвердження (спростування) позитивного впливу дрібнокристалічної бінарної лігатури Al–P на структуру і механічні властивості поршневого заевтектичного силуміну А390.

Методика експерименту. Вихідною бінарною лігатурою Al–P слугували таблетки Al–3P масою 500 г кожна виробництва Shandong Al&Mg Melt Technology Co. Ltd. з заявленим виробником хімічним складом 2,7–3,3%P і <0,5%Fe. Дрібнокристалічну консистенцію отримували, переплавляючи лігатуру в індукційній печі в графітовому тиглі із застосуванням захисної атмосфери і перемішування. Замір температури здійснювали пірометром FLUS IR-866U (робочий діапазон: від –50 °C до +2250 °C) та ХА-термопарою з підключенням до високочастотного вимірювального комплексу з фіксацією даних на комп'ютер. Після 15-хвилинної ізотермічної витримки за 900 °C розплав лігатури з тигля виливали безпосередньо без підстужування на масивну мідну плиту, отримуючи пластинки товщиною 1–1,5 мм, закристалізовані зі швидкістю охолодження близько 102 °C/с.

Сплав А390 отримували на первинній шихті, тобто із застосуванням чушкового первинного алюмінію А0, кремнію кускового Кр1, катодної міді М1, лігатури AlMn10 і стружки магнію. Плавка здійснювалась за температури 800 °C без рафінування і з застосуванням рафінуючих реагентів. Титан, який за вимогами стандарту ASTM теж входить до хімічного складу сплаву А390, додавали в кількості 0,1 % за допомогою лігатури Al–5Ti–В. Модифікування фосфором із розрахунку 0,1% Р здійснювали в останню чергу, за 15 хвилин до розливання розплаву. Мікроструктуру і властивості отриманого сплаву досліджували на зразках, вирізаних з циліндричних виливків 30×300 мм, закристалізованих в піщаних формах.

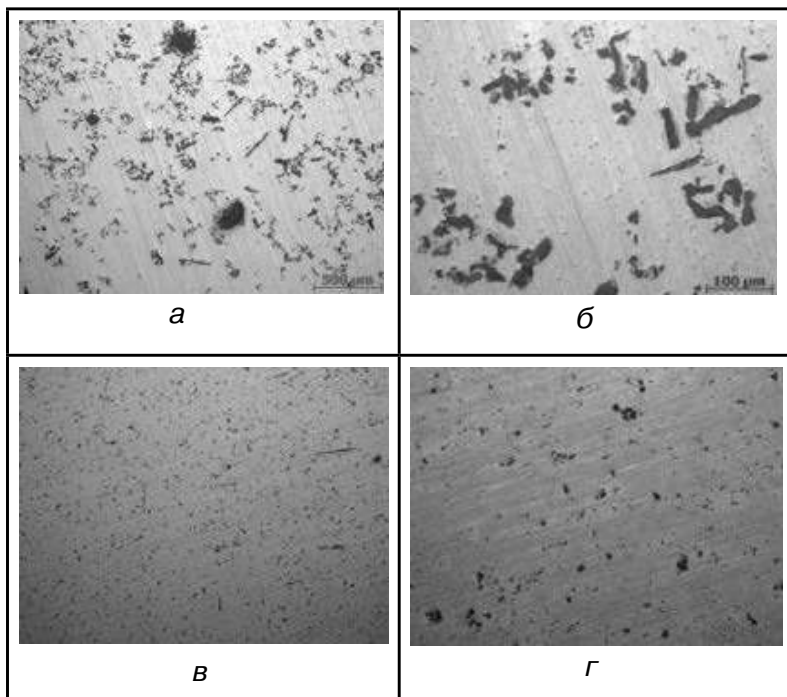


Рис. 1. Структура лігатури Al–P: ККЛ (а, б); ДКЛ (в, г)

Отримані результати. На рис. 1 наведено мікроструктуру таблеток вихідної лігатури Al–P (назвімо її умовно крупнокристалічною лігатурою ККЛ) і отриманих переплавлених пластинок дрібнокристалічної лігатури ДКЛ. Можна бачити, що вихідна ККЛ містить включення другої фази трьох розмірних діапазонів: цільні конгломерати діаметром 200 мкм і більше, скупчення частинок різної морфології розмірами від 10 до 200 мкм і рівномірно розподілені в алюмінієвій матриці частки (пісок) від 1 мкм і менше. Вміст хімічних елементів у вихідній ККЛ, згідно хімічного аналізу, складає 97,731%Al; 1,922%P; 0,184%Fe; 0,163%Si, тобто вміст фосфору не відповідає зазначеному в специфікації. Переплавлена лігатура – щільна, безпориستا, характеризується рівномірним просторовим і бімодальним за розмірами розподілом включень з максимумом в 5–10 мкм та від 1 мкм і менше, тобто її, дійсно, можна віднести до класу дрібнокристалічних матеріалів. Переплавлення в захисній атмосфері аргону дозволило максимально зберегти вихідну кількість фосфору в ДКЛ, яка за даними хімічного аналізу містить 98,67%Al; 1,108%P; 0,171%Fe; 0,057%Si.

Загалом, згідно з фазовою діаграмою Al–P, хімічна сполука AlP, температура плавлення якої складає близько 2600 °C, а температура розкладання сягає понад 1000 °C, за нормальних температур лиття в алюмінієвому розплаві може існувати лише у вигляді дискретних твердих частинок, і навряд чи можна очікувати зменшення розмірів цих частинок внаслідок розчинення впродовж прийнятої на практиці тривалості лиття. Тому пояснення феномену 10–20-кратного здрібнення розмірів фосфідних включень в ДКЛ, скоріш за все, слід шукати, аналізуючи технологію отримання вихідної ККЛ. Мова йде про бінарну лігатуру, фактично композит, який в промислових умовах готується шляхом механічного замішування порошкового червоного фосфору в розплав алюмінію, про що свідчить вкрай агломерований стан наповнювача в ККЛ. Проходження хімічної реакції утворення сполуки AlP, яка проходить за 500–800 °C, потребує певного часу і великої реакційної поверхні, тобто коли, в ідеалі, кожна порошокинка фосфору є повністю оточеною розплавом. Тому наявність в таблетках ККЛ часток елементарного фосфору, який агломерувався і не встиг прореагувати з утворенням фосфідів, цілком можлива. Під час повторного переплавлення лігатури з перемішуванням хімічний про-

* Участь в експерименті брали С. Дудченко і К. Дьоміна

Кристалізація та структуроутворення сплавів

цес поновлювався, що спонукало утворення в ДКЛ виключно мікророзмірних включень AlP, зафіксованих швидкісною кристалізацією. Підтвердженням саме такого сценарію можуть слугувати дифрактограми ДКЛ (рис. 2, б), що характеризуються більш високими за інтенсивністю піками AlP порівняно з ККЛ.

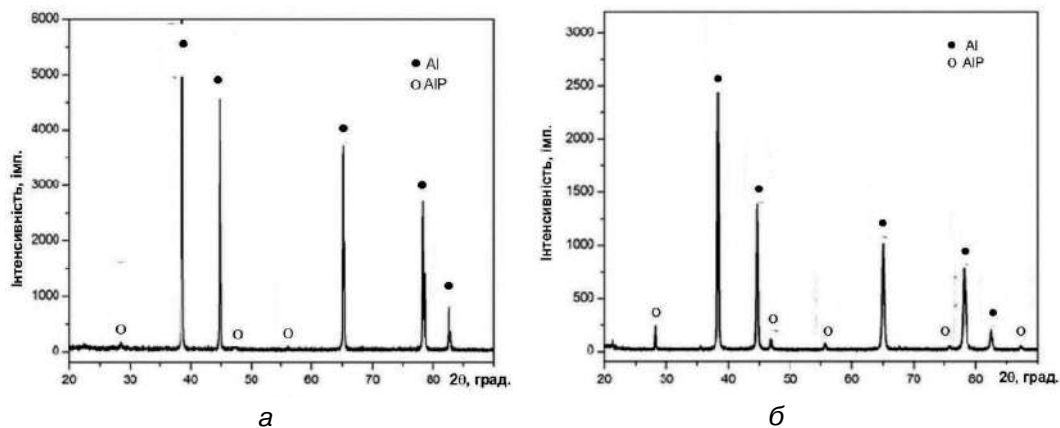


Рис. 2. Дифрактограми лігатури Al–P: ККЛ (а); ДКЛ (б)

В таблиці наведено хімічний склад, а на рис. 3 – мікроструктуру зразків, які відповідають заевтектичному силуміну A390, отриманому з додаванням різного типу модифікуючої лігатури Al–P, але без попереднього рафінування. В обох зразках первинні кристали Si відносно рівномірно розподілені в об'ємі і мають переважно поліедричне огранювання, проте різні розміри: 70–100 мкм в сплаві, модифікованому КРЛ, і 40–60 мкм в сплаві, модифікованому ДКЛ. Тобто, дійсно, має місце вплив структурно-розмірного фактора лігатури, як джерела великої кількості дисперсних

Хімічний склад і механічні властивості сплаву A390

Сплав	Вміст хімічних елементів в A390, %							Механічні властивості		
	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Ti	P	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta, \%$
Модифікування ККЛ	17,4	3,76	0,47	0,07	0,23	0,068	0,077	164	137	0,5
Модифікування ДКЛ	18,0	3,46	0,49	0,14	0,163	0,143	0,127	173	144	0,5

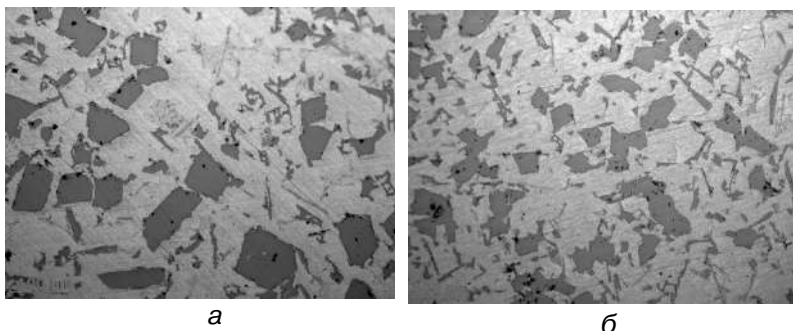


Рис. 3. Структура зразків сплаву A390: модифікованого ККЛ (а); модифікованого ДКЛ (б)

нуклеаторів прямої дії, на кінцевий результат модифікування заевтектичного силуміну, що може слугувати певним резервом для покращення його механічних властивостей. Криві охолодження сплаву (рис. 4) свідчать, що модифікування ДКЛ може також підвищувати температуру початку первинної кристалізації і навіть зменшувати приховану теплоту кристалізації первинних кристалів Si, які утворюються на центрах нуклеації AlP майже за відсутності переохолодження. Натомість, первинна кристалізація сплаву, модифікованого ККЛ, який потребував, але не мав достатнього часу для утворення такої ж кількості нуклеаторів, відбувалась з переохолодженням в 5°C відносно сплаву, модифікованого ДКЛ, і з виділенням зафіксованого термопарою тепла екзотермічної реакції утворення Si. Такий опосередкований вплив структурно-розмірного фактору лігатури на термодинамічні характеристики кристалізаційного процесу також спостерігали автори роботи [12], яким вдалось за допомогою скануючої калориметрії виміряти латентну теплоту первинної кристалізації бінарного заевтектичного сплаву Al–17%Si, що становила відповідно 17,9 Дж/г і 7,7 Дж/г при додаванні однакової кількості ККЛ і ДКЛ.

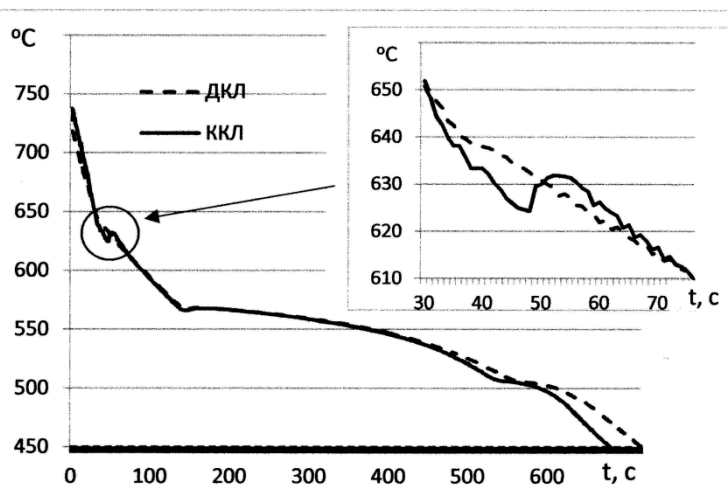


Рис. 4. Криві охолодження сплаву А390

Слід зазначити, що модифікований ДКЛ сплав А390, хоча і має покращену литу структуру і властивості, всеодно не відповідає сучасному рівню вимог, що існують стосовно заевтектичних поршневих силумінів, перш за все, стосовно їх пластичності, яка визначає здатність сплаву до гарячого деформування (кування, штампування). Оскільки пластичність є функцією сукупності взаємопов'язаних характеристик структури і чистоти сплаву, то в ньому не повинно бути газових пор і окисних включень, пластинчастих і розгалужених первинних кристалів Si, грубої пластинчастої евтектики, на кшталт наведеної на рис. 3. Тобто ефективність модифікування структури заевтектичних силумінів буде залежати не лише від використання ДКЛ, але і інших технологічних факторів, перш за все, рафінування розплаву від окисних включень, які в алюмінієвих розплавах, згідно з [13], мають форму подвоєних біплівок і поряд з включеннями AlP, теж можуть слугувати центрами зародкоутворення первинних кристалів Si. В цьому разі атоми Si осідають на протилежних поверхнях біплівки, уздовж яких зростає первинний кристал, набуваючи витягнуту пластинчасту форму, часто з утворенням видимих центральних тріщин, якщо плівка під дією напруг розтягування розгортається. Ймовірна також ситуація, коли в нерафінованих розплавах самі частинки фосфіду AlP осідають на поверхні подвійних оксидних плівок, а потім на них формується пластинчастий кристал Si, поступово розгортаючи оксидну плівку.

Таким чином, первинний кремній може приймати дві абсолютно різні форми, які спостерігаються навіть в модифікованих заевтектичних силумінах: форму компактного багатогранника, якщо кристал росте на частинках AlP, і пластинчасту форму, коли зростання йде на плоских елементах, таких як біплівки. Означене стосується і формування кристалів евтектичного Si, який за відсутності модифікатора евтектичної структури (натрію, стронцію) є провідною фазою евтектичної кристалізації.

Рис. 5 (б, в) дає можливість прослідкувати зв'язок пористості і структури сплаву А390, який попередньо перед введенням в розплав ДКЛ було дегазовано і рафіновано різними засобами. Можна бачити, що після обробки розплаву гексахлоретаном крупно-пластинчаста форма Si майже щезає, більш компактної форми набуває евтектичний Si, зменшується кількість відростків, які беруть початок з вершин первинних кристалічних багатогранників, а після 5-хвилинного продування аргонем, що видається найефективнішим засобом очищення, сплав набуває структури класичного композиту – має повністю ізольовані включення посеред тонко-диференційованої евтектичної матриці – і підвищеної пластичності.

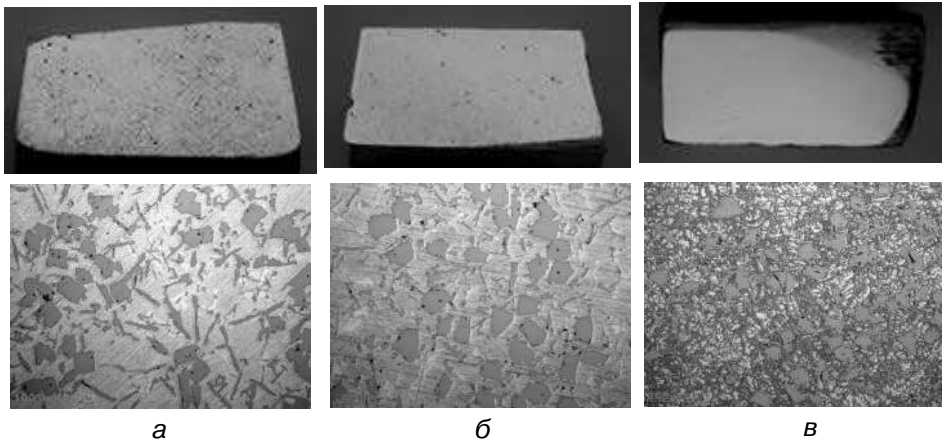


Рис. 5. Структура зразків сплаву А390, модифікованого ДКЛ: без рафінування (а); рафінування таблетками «Дегазер» на основі C_2Cl_6 , $\sigma_B = 190$ МПа; $\sigma_{0,2} = 178$ МПа; $\delta = 1,3$ % (б); продування Ar впродовж 5 хв, $\sigma_B = 197$ МПа; $\sigma_{0,2} = 185$ МПа; $\delta = 2$ % (в)

Висновки

Результатом переплавлення лігатури Al–P в захисній атмосфері, яка запобігає вигорянню фосфору, і швидкісного охолодження розплаву є утворення дрібнокристалічної структури, що складається з мікророзмірних (від 5–10 мкм і менше) кулястих включень фосфіду AlP, рівномірно розподілених в алюмінієвій матриці. Кількість фосфідної фази після переплавлення збільшується. Кристали первинного Si в заевтектичному силуміні А390 після додавання ДКЛ мають в 1,2–2,5 рази менші розміри, порівнюючи зі сплавом, модифікованим промисловою таблетованою лігатурою, а первинна кристалізація починається без переохолодження та проходить без виділення латентної теплоти. Модифікуюча здатність ДКЛ покращується по мірі рафінування розплаву і проявляється не лише стосовно первинного, але і евтектичного Si, хоча окреслені в літературі механізми такого комбінованого впливу ще потребують експериментального вивчення.

Список літератури

- 1 Campbell, J., Tiryakioglu M. Review of effect of P and Sr on modification and porosity development in Al–Si alloys. *Materials Science and Technology*. 2010. Vol. 26 (3). P. 262–268.
- 2 Liang, S. M., Schmid-Fetzer R. Phosphorus in Al–Si cast alloys: Thermodynamic prediction of the AlP and eutectic (Si) solidification sequence validated by microstructure and nucleation undercooling data. *Acta Materialia*. 2014. Vol. 72. P. 41–56.
- 3 Li, J., Hage, F.S., Liu, X., Ramasse, Q. & Schumacher P. Revealing heterogeneous nucleation of primary Si and eutectic Si by AlP in hypereutectic Al–Si alloys. *Scientific Reports* 6, article number: 25244; doi: 10.1038/srep25244 (2016).
- 4 Белов М. В. Исследование процесса кристаллизации Al–Si сплавов и разработка легкоплавких фосфорсодержащих лигатур с целью повышения качества литых поршневых заготовок. / Автореферат дисс... канд. техн. наук. Государственный технологический университет «Московский институт стали и сплавов», 2007. 26 с.
- 5 Zuo, M., Liu, X. F., Dai, H. S. & Liu, X. J. Al–Si–P master alloy and its modification and refinement performance on Al–Si alloys. *Rare Metals*. 2009. Vol. 28. P. 412–417.
- 6 Zuo, M., Liu, X. Series of Al–P Master Alloy and excellent refining performance on hypereutectic A390 Alloys. *Advanced Materials Research*. 2011. Vol. 306–307. P. 613–616.
- 7 Никитин В. И., Никитин К. В. Развитие и применение явления структурной наследственности в алюминиевых сплавах. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*. 2014. Vol. 4 (7). P. 424–429.
- 8 Никитин К. В., Тимошкин И. Ю. Наследственное влияние чушковых сплавов на свойства отливок из силуминов. *Литейное производство*. 2011. № 7. С. 19–22.
- 9 Zhang, J., Kang, S. B., Yu, H. S., Cho, J. H., Min, G. H, Stetsenko, V. Y. Effect of fine-grained raw material addition on microstructure refinement and tensile properties in horizontal continuous casting Al–12%Si alloy billets. *Materials & Design*. 2011. Vol. 32. P. 3566–3569.
- 10 Белов, В. Д., Нгуен К. Х. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации сплава медь–фосфор на его способность измельчать первичный кремний в заэвтектических силуминах. *Литейщик России*. 2018. № 11. С. 18–22.
- 11 Zuo, M., Liu, X. F., Sun, Q. Q. & Jianga, K. Effect of rapid solidification on the microstructure and refining performance of an Al–Si–P master alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2009. Vol. 209. P. 5504–5508.
- 12 Jing Zhang, Hongmei Chen, Hui Yu, & Yunxue Jin. Study on Dual Modification of Al–17%Si Alloys by Structural Heredity. *Metals*. 2015. Vol. 5. P. 1112–1126.
- 13 Campbell, J. Complete Casting Handbook. Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design. Published by Elsevier Ltd., 2015. –1054 p.

Надійшла 21.10.2021

References

- 1 Campbell, J. & Tiryakioglu, M. (2010). Review of effect of P and Sr on modification and porosity development in Al–Si alloys. *Materials Science and Technology*, Vol. 26 (3), pp. 262–268 [in English].
- 2 Liang, S. M. & Schmid-Fetzer, R. (2014) Phosphorus in Al–Si cast alloys: Thermodynamic prediction of the AlP and eutectic (Si) solidification sequence validated by microstructure and nucleation undercooling data. *Acta Materialia*, Vol. 72, pp. 41–56 [in English].
- 3 Li, J., Hage, F. S., Liu, X., Ramasse, Q. & Schumacher P. (2016) Revealing heterogeneous nucleation of primary Si and eutectic Si by AlP in hypereutectic Al–Si alloys. *Scientific Reports* 6, article number: 25244; doi: 10.1038/srep25244 [in English].
- 4 Belov, M. V. (2007) Issledovanie protsessa kristallizatsii Al–Si spлавov i razrabotka legkoplavkih fosforsoderzhashchih ligatur s tsel'yu povysheniya kachestva litih porshnevihi zagotovok. Avtoref. diss...kand. tehn. nauk. Moscow: Gosudarstvenniy Tehnologicheskiy Universitet «Moskovskiy institute stali i spлавov», 26 p. [in Russian].
- 5 Zuo, M., Liu, X. F., Dai, H. S. & Liu, X. J. (2009) Al–Si–P master alloy and its modification and refinement performance on Al–Si alloys. *Rare Metals*, Vol. 28, pp. 412–417 [in English].

- 6 Zuo, M., Liu, X. (2011) Series of Al–P Master Alloy and excellent refining performance on hypereutectic A390 Alloys. *Advanced Materials Research*, Vols. 306–307, pp. 613–616 [in English].
- 7 Nikitin, V. I., Nikitin, K. V. (2014) Development and application of structure heredity in aluminum alloys. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, Vol. 4 (7), pp. 424–429 [in Russian].
- 8 Nikitin, K. V., Timoshkin, I. Yu. (2011). Hereditary effect of pig alloys on the properties of siluminum castings. *Liteynoe proizvodstvo*, no 7, pp. 19–22 [in Russian].
- 9 Zhang, J., Kang, S. B., Yu, H. S., Cho, J. H., Min, G. H., Stetsenko, V. Y. (2011) Effect of fine-grained raw material addition on microstructure refinement and tensile properties in horizontal continuous casting Al–12%Si alloy billets. *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 3566–3569 [in English].
- 10 Belov, V. D., Nguen, K. X. (2018) Effect of cooling rate during crystallization copper-phosphorus alloy for its ability to refine primary silicon of hypereutectic silumins. *Liteischik Rossii*, no 11, pp. 18–22 [in Russian].
- 11 Zuo, M., Liua, X. F., Sun, Q. Q. & Jianga, K. (2009) Effect of rapid solidification on the microstructure and refining performance of an Al–Si–P master alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, pp. 5504–5508 [in English].
- 12 Jing Zhang, Hongmei Chen, Hui Yu, & Yunxue Jin (2015) Study on Dual Modification of Al–17%Si Alloys by Structural Heredity. *Metals*, Vol. 5, pp. 1112–1126 [in English].
- 13 Campbell, J. (2015) Complete Casting Handbook. Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design. Published by Elsevier Ltd., 1054 p. [in English].

Received 21.10.2021

A. V. Sinchuk, PhD (Engin.), Senior Researcher;

e-mail: Synchuk.A.V@nas.gov.ua

A. E. Merkulov*, Dr. Sci. (Engin.), Senior Researcher;

e-mail: merkulov1@ukr.net

Institute of Pulse Processes and Technologies of the NAS of Ukraine (Mykolaiv, Ukraine)

*Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov of the NAS of Ukraine (Dnipro, Ukraine)

EFFICIENCY OF MODIFYING A HYPEREUTECTIC SILUMIN BY MEANS OF A FINE-CRYSTALLINE AL–P MASTER ALLOY

Comparative results of modifying the hypereutectic A390 silumin by means of a binary Al–3P master alloy having different structural and dimensional state are presented. Fine-crystalline master alloy with phosphide inclusions evenly distributed within the aluminum matrix and sized of 5–10 μm and less was obtained shaped in thin plates after remelting under a protective atmosphere and rapid cooling a commercial coarse-grained tablet master alloy, which contained individual particles and their conglomerates larger than 200 μm alongside the dispersed inclusions. Remelting also contributed to the more numerous phosphide inclusions, probably, due to chemical reactions involving residual elemental phosphorus of the commercial master alloy. Primary Si crystals in A390 alloy after modification with the fine-crystalline master alloy are crushed 1.2–2.5 times and its mechanical properties are improved in comparison with the alloy modified with the large-crystalline one. It was determined, according to the cooling curves that primary crystallization of the silumin modified with the fine-grained master alloy takes place without the latent heat release and starts at the temperature 5 °C higher than the onset crystallization temperature for A390 alloy which the coarse-grained master alloy was added to. It is also shown the dispersion of the cast structure of A390 alloy, including eutectic one, modified with the fine-crystalline master alloy increases, and the elongation rises up to 2 % in sequence "unrefined alloy" – "alloy refined with hexachloroethane" – "alloy refined by Ar purging."

Keywords: hypereutectic silumin; modifying; coarse-grained (fine-grained) master alloy; aluminum phosphide; primary silicon; purification.