

PACS numbers: 47.65.-d, 52.75.Fk, 61.25.Mv, 68.70.+w, 81.30.Fb, 83.60.Np, 83.80.Gv

## **Вплив плазмової компоненти на формування структури доевтектичного силуміну в процесі магнетогідродинамічного перемішування розтопу**

В. І. Дубодєлов<sup>1</sup>, В. Є. Панарін<sup>2</sup>, А. В. Нарівський<sup>1</sup>, В. О. Середенко<sup>1</sup>,  
В. М. Фіксен<sup>1</sup>, О. В. Середенко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України,  
бульв. Акад. Вернадського, 34/1,  
03142 Київ, Україна

<sup>2</sup>Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,  
бульв. Акад. Вернадського, 36,  
03142 Київ, Україна

У Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України розроблено технологію перемішування розтопу магнетогідродинамічним методом (МГД) із додаванням газової плазми в об'єм металу. У роботі досліджено вплив МГД-перемішування та газової плазми на структуру та склад доевтектичного силуміну. Показано, що дія плазми на розтоп протягом 5 хв. приводить до фрагментації первинних кристалів твердого розчину на основі алюмінію ( $\alpha$ -Al), зменшення розмірів крупних евтектичних зерен із колоніальною структурою пластинчастих кристалів кремнію та часткового виродження евтектики. Виродження проявляється в тому, що на заміну кооперативного росту евтектичних колоній приходить незалежний ріст складових евтектики, причому алюміній кристалізується на первинних кристалах  $\alpha$ -Al як на підкладинці, а кремній — у вигляді незалежно виникаючих і зростаючих дисперсних кристалів округлої форми. Така форма евтектичних кристалів кремнію є переважною у порівнянні з пластинчастою, оскільки не спричиняє локальних напружень на міжфазній межі з  $\alpha$ -Al. Після припинення дії плазми, через  $\cong 5$  хв. стоп прагне повернутися до вихідної структури з крупними первинними кристалами  $\alpha$ -Al та колоніальної евтектики із плоскими кристалами кремнію. Короткочасну дію плазми порівнюють з модифікуванням розтопу елементами, що підвищують змочування рідиною первинних кристалів  $\alpha$ -Al, але воно не є довготривалим у часі.

Physicotechnological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine developed the technology of mixing the melt by magnetohydrodynamic method (MHD) with the addition of gas plasma

into the bulk of metal. The effect of MHD mixing and gas plasma on the structure and composition of the pre-eutectic silumin is investigated in this paper. As shown, the action of the plasma on melt during 5 minutes leads to the fragmentation of primary crystals of a solid solution based on the aluminium ( $\alpha$ -Al), to reducing size of large eutectic grains with the colonial structure of flat silicon crystals and to partial degeneration of the eutectic. The degeneration is manifested in the fact that, instead of the cooperative growth of eutectic colonies, the independent growth of the components of eutectics comes, with aluminium crystallizing on the primary  $\alpha$ -Al crystals as on the substrate, and silicon in the form of independently emerging and growing dispersed crystals of boll shape. This form of eutectic silicon crystals is preferable with regard to the flat form, since it does not cause local stresses on the interfacial boundary with  $\alpha$ -Al. After stopping the plasma, after  $\cong 5$  minutes, the alloy aspires to return to the original structure with large primary  $\alpha$ -Al crystals and a colonial eutectic with flat silicon crystals. The short-term effects of the plasma are compared with the modification of the melt with elements, which increase the wetting by liquid of the primary  $\alpha$ -Al crystals, but it is not long-term in time.

В Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України розроблена технологія перемішування расплава магнітогидродинамічним методом (МГД) з додаванням газової плазми в об'єм металла. В роботі досліджено вплив МГД-перемішування і газової плазми на структуру і склад дозвтектичного силуміна. Показано, що діяння плазми на расплав в течение 5 мин. приводить к фрагментации первичных кристаллов твёрдого раствора на основе алюминия ( $\alpha$ -Al), уменьшению размеров крупных эвтектических зёрен с колониальной структурой пластинчатых кристаллов кремния и частичному вырождению эвтектики. Вырождение проявляется в том, что на смену кооперативному росту эвтектических колоний приходит независимый рост составляющих эвтектики, причём алюминий кристаллизуется на первичных кристаллах  $\alpha$ -Al как на подложке, а кремний — в виде независимо зарождающихся и растущих дисперсных кристаллов округлой формы. Такая форма эвтектических кристаллов кремния является предпочтительной по сравнению с пластинчатой, поскольку не вызывает локальных напряжений на межфазной границе с  $\alpha$ -Al. После прекращения действия плазмы, через  $\cong 5$  мин. сплав стремится вернуться к исходной структуре с крупными первичными кристаллами  $\alpha$ -Al и колониальной эвтектике с плоскими кристаллами кремния. Кратковременное действие плазмы сравнивают с модифицированием расплава элементами, повышающими смачивание жидкостью первичных кристаллов  $\alpha$ -Al, но оно не является длительным во времени.

**Ключові слова:** МГД-перемішування, силумін, плазма, диспергування структури.

**Key words:** MHD mixing, silumin, plasma, structure dispersion.

**Ключевые слова:** МГД-перемешивание, силумин, плазма, диспергиро-

вание структуры.

(Отримано 4 липня 2019 р.)

## 1. ВСТУП

Незважаючи на те, що стопи алюмінію з кремнієм (силуміни) відомі ще з вісімнадцятого століття, у зв'язку з широким застосуванням, інтерес до розширення технологій одержання їх та керування їхніми властивостями не згасає і до сьогодні [1]. Останні розробки в області новітніх технологій виготовлення та впливу на формування структури силумінів виконуються в усіх технічно розвинених країнах.

У ФТІМС НАН України розроблено новітню технологію інтенсивного перемішування розтопу металів з використанням гідродинамічного ефекту, що виникає при накладанні потужного електромагнетного поля на рух металу в трубопроводі, який являє собою виток вторинної обмотки трансформатора [2,3]. Одночасно з цим виконуються дослідження впливу МГД-технології та дії плазмової компоненти на формування структури, фазового складу та властивостей стопів, зокрема системи Al-Si [4].

Особливості МГД-технології надають нові можливості впливу на структурно-фазові зміни, а відтак і властивості металу:

- диспергування кластерів у рідині поблизу лінії ліквідус;
- рівномірний розподіл легувальних атомів і твердих частинок по усьому об'єму рідини;
- рафінування, контрольоване видалення розчинених газів;
- висока швидкість охолодження при переході через ліквідус (фіксація нерівноважних станів у твердій фазі);
- фізичні методи дії на розтоп (електричні та магнетні поля, механічні коливання);
- дія високих струмів і частот на розтоп.

У ФТІМС НАН України розроблено також плазмотрон, який уможливорює подавати газову плазму безпосередньо на дзеркало металу або вводити її в об'єм [5]. Введення плазмової компоненти безпосередньо в об'єм розтопу уможливорює:

- легувати стоп активними та легкоплавкими металами в малих кількостях (модифікування), рівномірно розподіляючи їх по усьому об'єму;
- використовувати витратну електроду плазмотрона для введення дисперсних частинок;
- вдування наночастинок вуглецю, кремнію та ін. з використанням реакцій дисоціації вуглецевмісних газів на каталітичних центрах із металів і сполук, що вдуваються;
- використовувати відомі ефекти газової плазми (дисоціація

газу, активація молекул, йонізація атомів, регулювання енергії та густини заряджених частинок).

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

У пропонованій роботі розтоп доевтектичного силуміну складу (ваг.%): 6,53 Si, 1,26 Cu, 9,7 Fe, 0,21 Mn, 0,04 Mg, 0,11 Ti (решта — Al) після розтопу в індукційній печі було піддано інтенсивному позапічному перемішуванню з підігрівом в МГД-установці та тимчасовому (5 хв.) впливу аргонової плазми, ініційованої електричною дугою. Потужність плазмотрону складала 4–6 кВт. Було проведено металографічне дослідження проб стопу, взятих на різних етапах технології оброблення для аналізу структури, тобто до, під час та після дії плазмової компоненти. На рисунку 1 представлено структуру вихідного стопу, що формується в результаті перемішування протягом 20 хв. за МГД-методом.

У вихідній структурі стопу спостерігаються великі за розміром первинні дендрити твердого розчину на основі алюмінію ( $\alpha$ -Al), витягнуті вздовж осі першого порядку, між якими розташовані області з частково вирожденою евтектичною компонентою (рис. 1, а) та великі області евтектичних зерен, що складаються з декількох евтектичних колоній із характерною колоніальною структурою, зумовленою кооперативним ростом фаз, що утворюють евтектику (рис. 1, б) [6]. Середній розмір зерен складає 40 мкм, максимальний — 110 мкм; товщина плоских кристалів кремнію

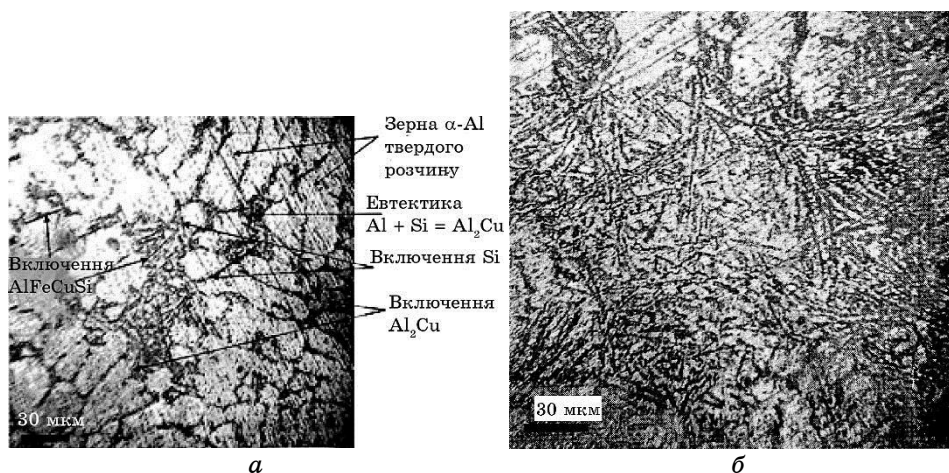
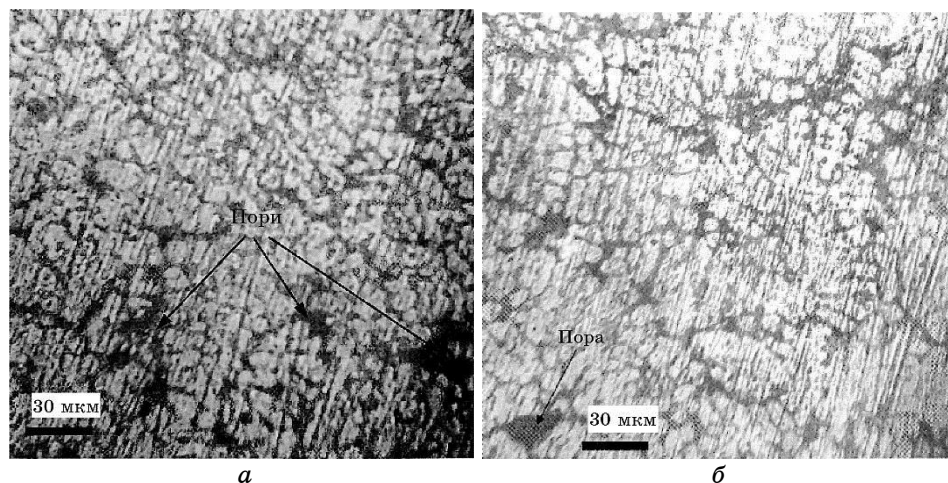


Рис. 1. Структура доевтектичного силуміну до впливу плазмового оброблення. а — первинні дендрити  $\alpha$ -Al; б — великі евтектичні зерна з колоніальною структурою.<sup>1</sup>

завдяки кооперативному росту евтектичних кристалів обох фаз становить (3–7 мкм). У таких евтектичних колоніях фазою, що зароджує та веде кристалізацію, є кремній [6, 7]. Дисперсні вclusions інших складових стопу, за результатами локальної рентгеноспектральної аналізи, представлено на рис. 1, *а*.

Така структура стопу, за аналізою відібраних проб рідкого металу, зберігається протягом усього періоду інтенсивного перемішування (20 хв.) у МГД-ванні та каналах установки, тобто є рівноважною та достатньо стабільною.

Після плазмового оброблення (глибина занурення плазмотрону в рідкий метал коливалася від 10 до 20 мм), протягом 5 хв., в структурі стопу явно проявляється диференціація первинних дендритів  $\alpha$ -Al, в яких між осями першого порядку з'являються прошарки або окремих евтектичних колоній, або виродженої евтектики (рис. 2). Розміри первинних кристалів  $\alpha$ -Al зменшуються. Таким чином, великі об'єми м'якої  $\alpha$ -Al-матриці, характерні для вихідної структури, після плазмового оброблення зменшуються, що може позитивно відбитися на характеристиках міцності та зносостійкості. Структура стопу стала більш рівномірною, чатування м'яких і твердих областей стало більш регулярним, що, як правило, сприяє підвищенню характеристик міцності. Порушилася також схильність первинних дендритів  $\alpha$ -Al до переважного зростання в напрямку осі першого порядку; вони стали більш рівновісними, їхні середні розміри зменшилися. У структурі стопу з'явилася невелика кількість пор, що може вказувати на газовиділення, спровоковане дією плазми. Вірогідно,



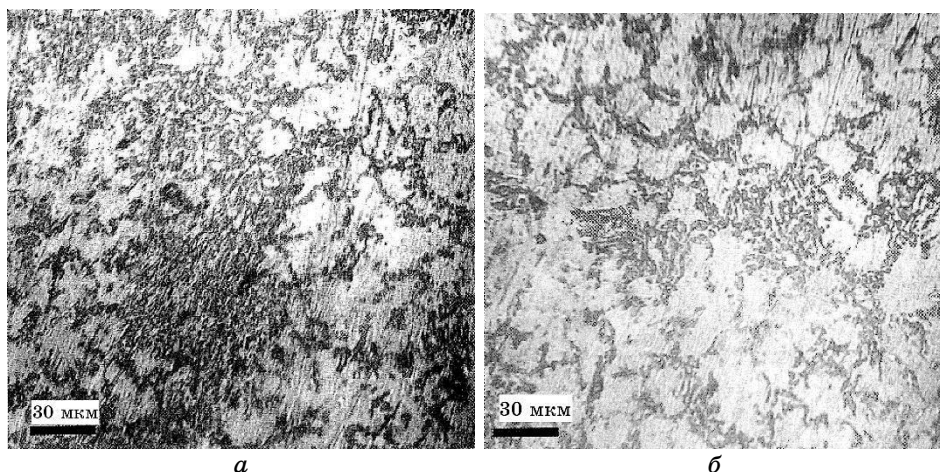
**Рис. 2.** Структура стопу в кінці плазмового оброблення. *а* — проба з глибини у 10 мм, *б* — з глибини у 20 мм.<sup>2</sup>

що зі збільшенням часу плазмового оброблення за 5 хв. газовиділення припиниться, тобто пористість зникне.

Якщо в структурі вихідного стану є достатньо великі за розмірами евтектичні зерна, з явними ознаками кооперативного росту колоній (рис. 1, б), то після плазмового оброблення евтектичні колонії вироджуються, і така структура зберігається протягом усього часу дії плазми (5 хв.). Кристали кремнію у виродженій евтектиці, порівняно з вихідним станом колоній із характерним кооперативним ростом, є більш рівновісними, зникає подовженість у напрямку найбільшої швидкості росту (пласка форма), відсутні місця з малим радіусом кривини (ребра пласких кристалів), які є концентраторами напружень. Така структура кристалів кремнію є більш сприятливою з точки зору механічних властивостей.

Заміну пласких кристалів кремнію в колоніальних структурах до плазмового оброблення, де реалізується композиційне зміцнення, на кристалізацію з виродженою евтектикою, тобто механізм дисперсійного зміцнення, який реалізується після оброблення, не можна оцінити ні як позитивне, ні як негативне явище. Ефективність впливу структури на властивості залежить від багатьох чинників (локального розподілу напружень, власних властивостей кристалів, міжфазної взаємодії тощо); тому прогнози оптимальної структури стають невизначеними, потрібні подальші експериментальні дослідження.

Після закінчення через 10 хв. плазмового оброблення (виключення плазмотрону) та продовження у цей час інтенсивного пе-



**Рис. 3.** Структура стопу через 20 хв. після плазмового оброблення. *а* — великі евтектичні колонії; *б* — первинні дендрити  $\alpha$ -Al.<sup>3</sup>

ремішування розтопу електромагнетним полем з одночасною сепарацією потоку металу за критерієм електропровідності (частинки з більшою електропровідністю переміщуються у бік більшої напруженості поля, а з меншою — у бік меншої) було відібрано пробу для структурної аналізи.

Встановлено тенденцію повернення структури металу до вихідного стану. Це проявлялося в тому, що виникають області з колоніальною евтектикою, і їхні розміри збільшуються зі збільшенням часу після припинення дії плазми (рис. 3, а). Спостерігається також укрупнення первинних кристалів  $\alpha$ -Al з одночасною тенденцією до витягування в одному напрямку (вірогідно осі першого порядку). Збільшується також неоднорідність у розподіленні евтектики між первинними кристалами. Середній розмір зерна збільшився до 22 мкм (у 1,2 рази). Розміри областей скупчення евтектики стали дорівнювати в середньому 200 мкм, а форма кристалів кремнію почала повертатися до пластинчастої, їх співвідношення до компактних кристалів дорівнює 1:1 (у вихідному стані це співвідношення дорівнювало 1:9). Діапазон розмірів кристалів Si в евтектиці розширився за рахунок максимальних значень і склав 3–14 мкм.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Наведені порівняльні характеристики структур стопів, відібраних у різних часових проміжках до, під час та після впливу плазми показують, що під дією плазми відбувається диференціація первинних кристалів  $\alpha$ -Al, зменшується товщина плоских кристалів кремнію, подрібнюються великого розміру зони евтектичної складової та підвищується регулярність розподілення їх в об'ємі стопу, більш повно проявляється виродження евтектики. Виродження евтектики проявляється в тому, що атоми Алюмінію з рідини евтектичного складу вбудовуються у зростаючий фронт кристалізації первинного кристалу алюмінію як на готову підкладку, а збагачена кремнієм рідина починає кристалізуватися у вигляді самостійно зростаючих кристалів кремнію. Відсутність колоніальної структури евтектики вказує на те, що обидва компоненти кристалізуються самостійно, кооперативний ріст при цьому відсутній.

Наведені вище експериментальні результати можна пояснити наступним чином. Дія плазми на розтоп доевтектичного силуміну, який інтенсивно переміщується МГД-методом, приводить до істотного подрібнення усіх структурних складових стопу: евтектики, первинних кристалів алюмінію та кристалів кремнію в евтектиці. Частково відбувається виродження евтектики з виникненням окремих кристалів кремнію, причому їхня форма з плас-

кої переходить у дрібнодисперсну дендритну. Заміна плоских кристалів кремнію на більш рівновісні кристали з більшими радіусами закруглення ребер потенційно сприяє зменшенню локальних напружень в  $\alpha$ -Al, підвищуючи тим самим характеристики загальної міцності та зносостійкості.

Можна припустити, що описаний механізм виродження евтектики, що розташована між первинними кристалами алюмінію, зумовлений збільшенням змочування рідким металом поверхні кристалу  $\alpha$ -Al, що росте. Вплив плазми приводить до зменшення сил міжатомової взаємодії в рідині — вони стають меншими у порівнянні з силами зв'язку в твердій фазі; тоді атомам Алюмінію, з енергетичної точки зору, легше покинути рідину та вбудуватися у зростаючий фронт кристалізації  $\alpha$ -Al. Тобто дія плазми приводить до полегшеного постачання, «висмоктування» атомів Алюмінію з рідини на фронт кристалізації первинного кристалу. Якщо так, то із зникненням плазми змочування повертається до початкового значення, і з часом первинна структура буде відновлюватися. Проведене плазмове оброблення можна порівняти з дією поверхнево-активних речовин, коли введення їх у рідину в невеликій кількості проявляється на міжфазній межі як змочування.

Вказані позитивні зрушення структури доевтектичного стопу під дією плазми можна вважати нерівноважними, оскільки після припинення дії плазми стоп як термодинамічна система прагне до повернення в попередній, більш рівноважний стан, тобто до дії плазми. Практично усі описані структурні зміни повертаються до характеристик вихідного стану. З цієї точки зору можна вважати проведене плазмове оброблення доевтектичного силуміну аналогічним до дії модифікатора, який змінює змочування на межі рідина–твердий стан і з часом доволіно видаляється (наприклад, випаровується) з розтопу, не залишаючи позитивного впливу. Цю особливість плазмового оброблення треба враховувати у подальших дослідженнях, оскільки дія плазми є тимчасовою і відразу після припинення її дії метал треба швидко кристалізувати для фіксації позитивних структурних зрушень.

#### 4. ВИСНОВКИ

Оброблення рідкого металу аргонною плазмою в умовах МГД-перемішування приводить до істотного диспергування структурних складових доевтектичного силуміну, а також часткового виродження евтектичної складової.

Виродження евтектики в досліджуваному силуміні приводить до зміни механізму зміцнення в межах евтектичної колонії: замість композиційного, характерного для вихідного стану, реалі-



зується механізм дисперсного зміцнення, що сприяє збільшенню пластичности стопу.

Дія плазми впливає на структуру тимчасово і з часом припиняється після її скасування; при цьому структура стопу прагне повернутися до первинного стану. Відтак, встановлені структурні зміни в досліджуваному стопі під дією плазми є нерівноважними, але можуть бути стабільними в часі після кристалізації.

Встановлений в роботі вплив плазми на структуру досліджуваного доевтектичного силуміну пояснюється зміною змочування розтопом поверхні твердої фази.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Г. Ф. Шеметев, *Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение: Учебное пособие по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов» (Электронный ресурс)* (Санкт-Петербург: 2012), ч. I.
2. В. И. Дубоделов, М. С. Горюк, *XVII Международный промышленный форум «Оборудование и инструмент» (20–23 ноября 2018 г., Киев, Украина)*.
3. Г. К. Смолин, Е. Д. Шабалдин, *Материалы I Международной научно-практической конференции* (Пермь: Издательство Пермского национального исследовательского университета: 2015), с. 216.
4. В. І. Дубоделов, М. С. Горюк, *Наука про матеріали: досягнення та перспективи (Національна академія наук України. Відділення фізико-технічних проблем матеріалознавства)* (Київ: Академперіодика: 2018), т. 2, с. 24.
5. В. Л. Найдек, А. В. Наривский, *Повышение качества отливок из алюминиевых и медных сплавов плазмореагентной обработкой их расплава* (Киев: Наукова думка: 2008).
6. Ю. Н. Таран, В. И. Мазур, *Структура эвтектических сплавов* (Москва: Металлургия: 1978).
7. Ю. П. Скоробагатько, *Металл и литье Украины*, 9: 19 (2009).

## REFERENCES

1. G. F. Shemetev, *Aluminum Alloys: Compositions, Properties, Applications: A Study Guide for the Course «Production of Castings from Colored Alloy Metals» (Electronic Resource)* (Saint Petersburg: 2012), Ch. I (in Russian).
2. V. I. Dubodelov and M. S. Goryuk, *XVII Mezhdunarodnyy Promyshlenny Forum «Oborudovanie i Instrument» (20–23 November 2018, Kyiv, Ukraine)* (in Russian).
3. G. K. Smolin and E. D. Shabaldin, *Materials I Mezhdunarodnoy Nauchno-Prakticheskoy Konferentsii* (Perm': Izdatel'stvo Permskogo Natsionalnogo Issledovatel'skogo Universiteta: 2015), p. 216 (in Russian).
4. V. I. Dubodielov, M. S. Horyuk, *Nauka pro Materialy: Dosyahnennya ta Perspektyvy (Natsionalna Akademiya Nauk Ukrainy. Viddilennya Fizyko-Tekhnichnykh Problem Materialoznavstva)* (Kyiv: Akademperiodyka: 2018), vol. 2, p. 24 (in Ukrainian).

5. V. L. Naydek and A. V. Narivskiy, *Povyshenie Kachestva Otlivok iz Alyuminievykh i Mednykh Splavov Plazmoreagentnoy Obrabotkoy Ikh Rasplava* (Kyiv: Naukova Dumka: 2008) (in Russian).
6. Yu. N. Taran and V. I. Mazur, *Struktura Ekvtekticheskikh Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1978) (in Russian).
7. Yu. P. Skorobogat'ko, *Metall i Lit'yo Ukrainy*, **9**: 19 (2009) (in Russian).

---

<sup>1</sup>*Physicotechnological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,  
34, Academician Vernadsky Blvd.,  
UA-03142 Kyiv, Ukraine*

<sup>2</sup>*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,  
36, Academician Vernadsky Blvd.,  
UA-03142 Kyiv, Ukraine*

<sup>1</sup> Fig. 1. The structure of pre-eutectic silumin before the influence of the plasma treatment.  $\alpha$ —the primary dendrites of  $\alpha$ -Al, and  $\sigma$ —large eutectic grains with a colonial structure.

<sup>2</sup> Fig. 2. The structure of the alloy at the end of the plasma processing.  $\alpha$ —a sample from depth 10 mm;  $\sigma$ —from a depth 20 mm.

<sup>3</sup> Fig. 3. The structure of the alloy after 20 min plasma treatment.  $\alpha$ —large eutectic colonies;  $\sigma$ —the primary  $\alpha$ -Al dendrite.