

# МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО ТА МАШИНОБУДУВАННЯ

УДК 669.018.28.620.17

Г.І. Волкова, В.І. Даниленко, Н.П. Коржова, Т.М. Легка, Ю.М. Подрезов

## ТЕМПЕРАТУРНА ЗАЛЕЖНІСТЬ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЕВТЕКТИЧНИХ ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) СПЛАВІВ

We investigate mechanical properties of complex alloys with eutectic ( $\alpha$ -Al-Mg<sub>2</sub>Si) structure for high-temperature application. Specimens are annealed at the temperature of 300 °C during 5 hours to obtain uniformly distributed dispersed Al<sub>3</sub>(Sc<sub>1-x</sub>Zr<sub>x</sub>) nanoparticles in  $\alpha$ -Al phase. Investigation of mechanical properties of alloys with different content of eutectic component by a tension method is carried out in the interval of temperatures 20–400 °C with speed of 10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>. The content of eutectic compound is determined by metallographic method. The alloys microstructure with different eutectic content is studied and fractography analysis is conducted. We determine the fracture mechanism and main factors that have an influence on strength and plasticity at different temperatures. Experimental results enable to optimize alloys composition and obtain the best combination of strength and plasticity for different applications. Alloys under consideration have yield strength of  $\geq 100$  MPa at the temperature of 400 °C. Alloys that contain more than 30 vol. % of eutectic compound necessary for good casting properties are competitive comparing to the best existing cast aluminum alloys.

### Вступ

Останнім часом при розробленні транспортних засобів нового покоління виникла тенденція заміни сталей і чавуну на легкі сплави, зокрема сплави алюмінію. Серед таких матеріалів, що мають високу питому міцність при підвищених температурах, одними з найбільш поширених є ливарні евтектичні сплави системи Al–Si, леговані Mg, Cu, Zn, Mn, Fe, Ni і Ti та іншими елементами [1–3]. Такі сплави широко застосовуються для двигунів внутрішнього згорання, поршнів, циліндрів, радіаторів й інших навантажених деталей.

Сучасні ливарні сплави вдосконалюються за різними напрямками: оптимізуються їх хімічний і фазовий склад [2–4]; модернізуються існуючі та з'являються принципово нові технології лиття [5–7]; вводяться спеціальні добавки для рафінування розплаву, модифікування структури [8–9] тощо. Проте на сьогодні ресурс високотемпературної міцності цих сплавів, який має безпосередній зв'язок з їх температурою плавлення, практично вичерпано, оскільки при збільшенні числа та кількості легуючих елементів температура плавлення цих сплавів знижується. Ефективним шляхом вирішення проблеми підвищення властивостей алюмінієвих сплавів є вибір іншої базової системи сплавів, у якій одночасно поєднується висока температура плавлення з достатньою об'ємною часткою зміцнювальної фази.

Запропонований спосіб вирішення вказаної вище проблеми можна реалізувати при заміні подвійної системи Al–Si потрібною системою Al–Si–Mg, яка містить частково квазібінарний

перетин евтектичного типу ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) з максимальною температурою плавлення [10].

### Постановка задачі

Метою роботи є дослідження залежності механічних характеристик легованих сплавів на основі системи Al–Si–Mg від вмісту евтектики ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) в широкому інтервалі температур (20–400 °C).

### Попередні відомості про ідею створення сплавів

Раніше [10] було показано, що частково квазібінарний переріз ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) евтектичного типу в системі Al–Si–Mg не збігається із стехіометричним, а зміщений у бік магнієвого кута потрійної діаграми (рис. 1), що обумовлено, зокрема, геометрією відповідних ліквідусів. Температура плавлення евтектики ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si) становить 597 °C, що на 20 °C вище, ніж у евтектики (Al + Si). Для евтектичного сплаву з нульовим температурним інтервалом плавлення ( $e^0$ ) співвідношення концентрацій  $C_{Mg}/C_{Si} = 2,49$ . У сплавів, які перебувають у двофазній області,  $C_{Mg}/C_{Si}$  змінюється в межах від 2,3 до 3 (рис. 2).

При легуванні сплавів цього перерізу можна реалізувати комплекс різноманітних механізмів зміцнення, що дає змогу суттєво покращити їх фізико-механічні характеристики при підвищених температурах (> 250 °C). Так, введення Sc і Zr забезпечує реалізацію дисперсійного механізму зміцнення матриці нанодисперсними когерентними частинками фази

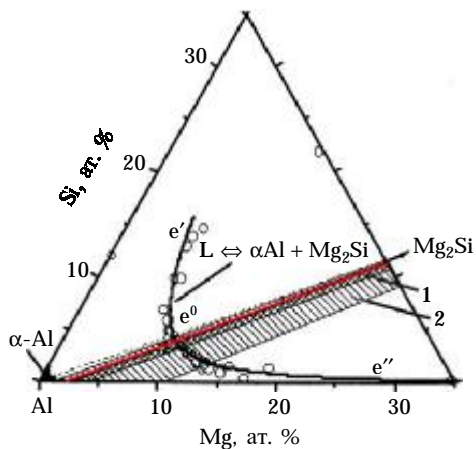


Рис. 1. Алюмінієвий кут потрійної діаграми Al–Si–Mg: --- – стехіометричний переріз; — – квазібінарний переріз; e', e<sup>0</sup>, e'' – експериментальна лінія моноваріантного  $L \leftrightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$  евтектичного перетворення; 1 – двофазна область ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) при кристалізації; 2 – двофазна область ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) після відпалу [10]

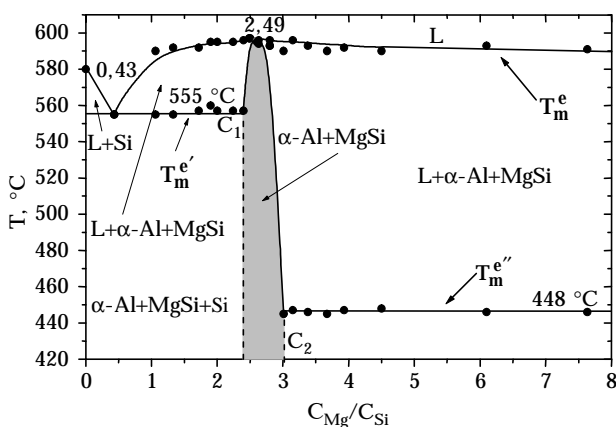


Рис. 2. Умови існування евтектичного перетворення  $L \leftrightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$  в потрійній системі Al–Si–Mg (● – експериментальні дані). Сірим позначено область двофазних при кристалізації ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) сплавів;  $T_m^e$  – температура початку плавлення подвійної  $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$  евтектики;  $T_m^{e'}$  та  $T_m^{e''}$  – температури плавлення потрійних евтектик;  $C_1$ ,  $C_2$  – склад евтектичних сплавів, при кристалізації яких вперше з'являються відповідні потрійні евтектики [10]

$\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ ; Cr, Mn і Ti сприяють реалізації твердорозчинного механізму зміцнення; бор вводиться як модифікувальна добавка.

### Матеріали та методика експерименту

Сплави для дослідження виготовляли в печі опору в тиглях з  $\text{Al}_2\text{O}_3$  під флюсом (75 % LiCl + 25 % LiF). Основні та легуючі елементи вводили у вигляді лігатур або чистих компонен-

тів (Mg). Лігатури (мас. %) Al–3Cr, Al–4Mn і Al–4Zr виготовляли в індукційній печі, Al–10Si – в печі опору. Також у сплав додавали промислові лігатури Al–2Sc і Al–5Ti–1B. Після виготовлення сплави піддавали термообробці: відпал при температурі 300 °C впродовж п'яти годин з наступним охолодженням на повітрі.

Дослідження структури проводили методом металографічного аналізу на мікроскопі NEOPHOT-32 з використанням комп'ютерної програми “Спеціалізований матеріалознавчий комплекс аналізу зображення структур SIAMS” для визначення об'ємного вмісту фаз. Електронно-мікроскопічний аналіз проводили на мікроскопі GSM-100CX. Механічні дослідження на розтяг здійснювали в інтервалі температур 20–400 °C. Випробування проводили на циліндричних зразках діаметром 3 мм і довжиною робочої частини 18 мм. Швидкість розтягування становила  $10^{-3} \text{с}^{-1}$ . Для дослідження поверхні зламу використовували скануючий електронний мікроскоп Superprob-723.

### Результати експерименту та їх обговорення

За даними попередніх досліджень [10] було визначено склади багатоконпонентних двофазних ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) сплавів політермічного перерізу евтектичного типу з максимальною температурою та мінімальним температурним інтервалом плавлення евтектики, структура яких закономірно змінюється від доевтектичної до заевтектичної при зміні співвідношення Mg та Si (таблиця). Типові структури досліджених сплавів наведено на рис. 3.

Таблиця. Об'ємний вміст евтектичної складової в багатоконпонентних ( $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ ) сплавах

Сплав	Si, ат. %	Mg, ат. %	Об'ємний вміст евтектичної складової, %
1	0,4	2,92	10,4
2	2,2	6,4	39,1
3	3,0	7,95	68,3
4	3,1	8,14	70,1
5	3,2	8,34	71,8
6	3,3	8,92	72,7
7	3,76	9,42	76,8
8	4,22	10,312	77,4

Структура доевтектичних сплавів (рис. 3, а, б) складається з первинних дендритів алюмінію і евтектики. Об'ємна частка евтектики в цих сплавах збільшується з підвищенням вмісту  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Особливістю структури досліджених

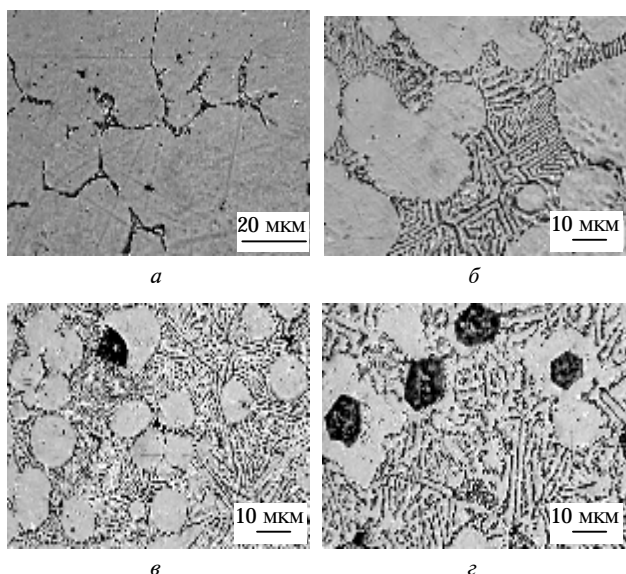


Рис. 3. Мікроструктури ( $\alpha$ -Al +  $Mg_2Si$ ) сплавів з різним вмістом евтектики: *a, б* – доевтектичні сплави 1 та 2; *в* – близький до евтектики сплав 4; *г* – заевтектичний сплав 8

сплавів є наявність структурної аномалії – так званих “обідків”: формування ореолів металічної фази (в нашому випадку  $\alpha$ -Al) навколо первинних кристалів інтерметалідної фази ( $Mg_2Si$ ) (рис. 3, *в, г*). При подальшому збільшенні кількості інтерметалідної фази в структурі сплавів розміри первинних кристалів збільшуються, одночасно зростають і розміри обідків (рис. 3, *г*).

Існує кілька пояснень цього явища [11–13], одним з перших його вивчав А.А. Бочвар [14]. Воно є типовим для систем з ограновано-неогранованою фазою [15] і, за даними [11], пояснюється відмінністю швидкостей росту первинних фаз системи, косиметричним характером області кооперативного росту та наявністю градієнтів концентрацій у розплаві в процесі кристалізації. Для частково квазібінарного перерізу ( $\alpha$ -Al +  $Mg_2Si$ ) область двофазної кооперативної кристалізації зміщена до  $Mg_2Si$ , що зумовлює появу описаної вище структурної аномалії.

Механічні випробування зразків проводили при температурах 20, 200, 330 і 400 °С. Були визначені значення межі плинності та відносного звуження зразка. На основі отриманих даних було побудовано графіки залежності механічних властивостей від об'ємного вмісту евтектики (рис. 4) та від температури (рис. 5).

Як видно, залежність механічних властивостей сплавів з різним вмістом евтектичної складової при всіх температурах має немонотонний характер, що може бути зумовлено особливостями структури.

Найбільший приріст міцності при 20–200 °С спостерігається при істотному збільшенні кількості евтектичної складової фази: від 10 об. % в сплаві, склад якого розміщений на межі розчинності (сплав 1), до 39,1 об. % (сплав 2). У подальшому (до 77 об. %) приріст міцності не такий істотний. При температурах 330 °С спостерігається незначний максимум межі плинності для сплаву з найбільш однорідною структурою (сплав 5, близький до евтектичного). Спостерігається незначне підвищення межі плинності при зростанні частки евтектики.

Залежність пластичності від вмісту евтектики (рис. 4, *б*) відрізняється для низьких (20–200 °С) і високих температур (330–400 °С). В першому випадку пластичність зменшується зі збільшенням об'ємної частки евтектики, наближаючись до дуже малих значень (близько 1 %) для евтектичних і заевтектичних сплавів. Слід зазначити, що сплав 2 (39,1 об. %) при кімнатній температурі має пластичність 3,5 %, а при 200 °С – 15,5 %. Цю відмінність можна по-

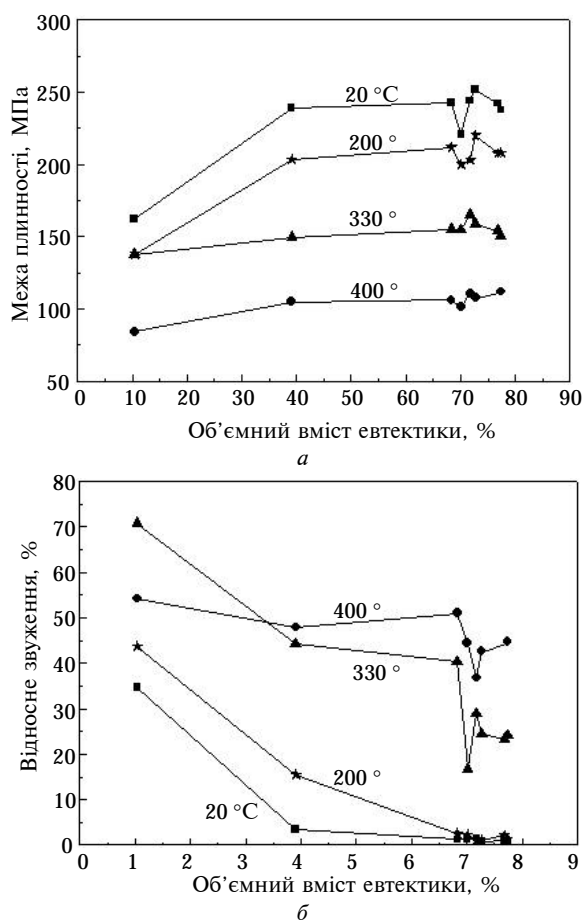


Рис. 4. Вплив об'ємної частки евтектичної складової на межу плинності (*a*) та відносне звуження (*б*) складнолегованих ( $\alpha$ -Al +  $Mg_2Si$ ) сплавів

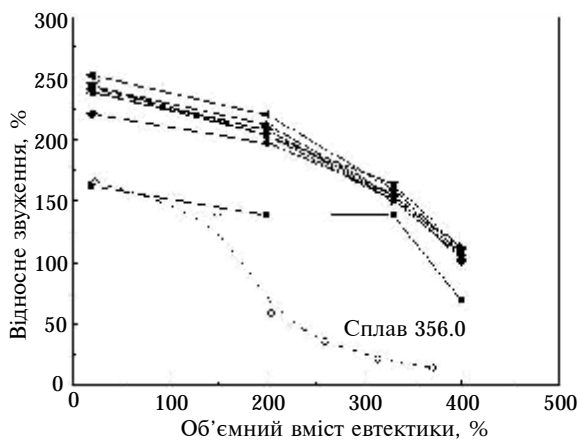


Рис. 5. Температурна залежність межі плинності  $\sigma_{0,2}$  для сплавів з різним вмістом евтектики (див. таблицю) та комерційного сплаву 356.0

яснити тим, що основним механізмом деформації при низькій температурі є дислокаційне ковзання, яке супроводжується концентрацією напруги перед міжфазними границями та, як наслідок, сприяє руйнуванню матеріалу. При підвищенні температури до 200 °C механізм деформації змінюється – збільшується схильність до дислокаційного переповзання, при цьому відбувається релаксація напружень, і деформація в момент руйнування істотно підвищується.

В іншому випадку (330–400 °C) пластичність зберігається на доволі високому рівні (30–70 %) в усьому діапазоні концентрацій евтектичної складової. Слід звернути увагу на існування двох областей концентрацій – до і після появи первинних кристалів  $Mg_2Si$ . Пластичність сплавів дещо вища при відсутності первинних кристалів, що можна пояснити їх внеском в утворення пор при ямковому руйнуванні.

Межа плинності досліджених матеріалів знижується зі збільшенням температури (див. рис. 5), проте це зниження значно менше, ніж у комерційного литого сплаву 356.0 (на рисунку властивості цього сплаву наведені пунктиром) [16].

Навіть сплав із малим вмістом евтектики при підвищених температурах має більш високу межу плинності, ніж сплав 356.0, завдяки виділенню дисперсних частинок  $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$  в первинному дендриті  $\alpha-Al$  (рис. 6, а). Ці частинки когерентні, оскільки вони мають близький період ґратки з алюмінієвою матрицею [16]. Навколо когерентних частинок виникають поля пружних напружень, які добре фіксуються за допомогою електронного мікроскопа (рис. 6, б).

Зазначимо, що до температури  $0,69 T_{пл}$  (330 °C) сплави з достатньою часткою евтектики

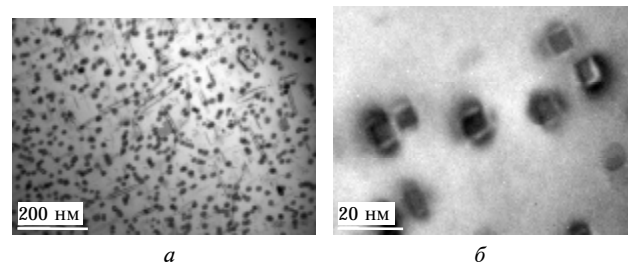


Рис. 6. Електронно-мікроскопічне зображення нанодисперсних частинок  $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$  (а) і поля пружних напружень навколо них (б) у первинному дендриті  $\alpha-Al$

(> 30 об. %) мають значну перевагу за значенням межі плинності, при підвищенні температури випробування до  $0,77 T_{пл}$  (400 °C) ця перевага стає менш значною. За температури 400 °C досліджені сплави мають межу плинності на рівні  $\geq 100$  МПа, що відповідає найкращим показникам серед існуючих ливарних сплавів. З урахуванням необхідної для забезпечення ливарних властивостей об'ємної частки евтектики (> 30 %) ці сплави за сукупністю властивостей є конкурентоспроможними з кращими ливарними сплавами алюмінію.

Так, при кімнатній температурі руйнування відбувається як по межі дендрит–евтектика, так і по евтектичній складовій. При збільшенні вмісту зміцнювальної фази зростає частка руйнування сколюванням (рис. 7, а), але, разом з тим, матриця руйнується пластично, про що свідчать гребені

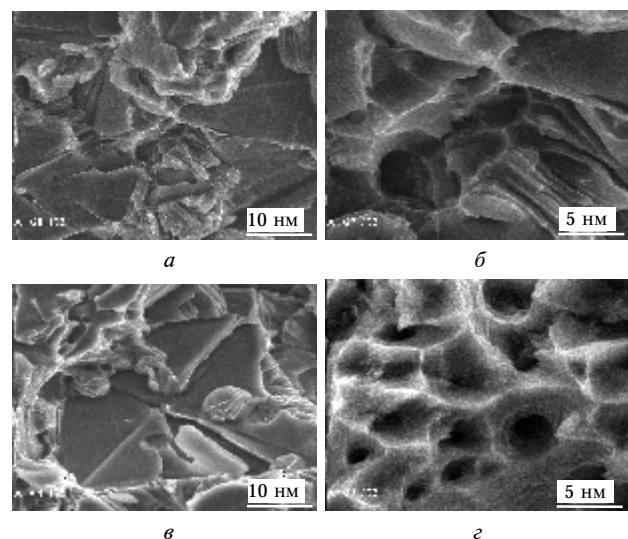


Рис. 7. Поверхня руйнування сплавів після випробування на розтягування при 20 °C (а, б, в) та 330 °C (г) сплавів 3 (а, б), 7 (в) та 1 (г)

\* Автори вдячні співробітнику кафедри ливарного виробництва чорних та кольорових металів інженерно-фізичного факультету НТУУ "КПІ", доктору технічних наук К.В. Міхаленкову за отримані методом ПЕМ мікрофотографії структури сплавів.

відриву (рис. 7, б). Наявність первинних кристалів  $Mg_2Si$  й “обідків” знаходить відображення в зменшенні пластичної деформації заевтектичних сплавів (див. рис. 5, б), а самі первинні кристали  $Mg_2Si$  є джерелами передчасного руйнування сплаву (рис. 7, в). Збіг розмірів мікрорельєфу поверхні руйнування з відстанню між пластинами зміцнювальної фази в евтектиці свідчить про те, що ці пластини одночасно є бар’єрами, які обмежують ріст мікротріщин (рис. 7, б). Магістральна тріщина росте шляхом руйнування перемичок між окремими мікротріщинами.

При температурах  $> 200$  °C поверхня зламу має ямковий характер, що характерно для в’язкого руйнування (рис. 7, в).

### Висновки

Дослідження механічних властивостей складнолегованих евтектичних ( $\alpha-Al + Mg_2Si$ ) сплавів системи Al–Si–Mg виявило, що залежність межі плинності сплавів від вмісту евтектичної складової має немонотонний характер, який істотно прояв-

ляється в інтервалі температур випробувань 20–200 °C. Так, при кімнатній температурі при збільшенні об’ємного вмісту евтектики від 10 до 39,1 % ця характеристика збільшується в 1,5 разу та залишається на тому ж рівні до 77 %. При підвищенні температури до 400 °C цей ефект практично нівелюється.

До температури  $0,69 T_{пл}$  евтектики (330 °C) значну перевагу за значенням межі плинності мають сплави з достатньою часткою евтектики ( $> 30$  об. %), при підвищенні температури випробування до  $0,77 T_{пл}$  (400 °C) ця перевага стає менш значною. При такій температурі межа плинності  $\geq 100$  МПа, що робить ці сплави конкурентоспроможними із сучасними комерційними ливарними сплавами алюмінію.

Подальше вдосконалення структури складнолегованих евтектичних ( $\alpha-Al + Mg_2Si$ ) сплавів для отримання високої міцності при підвищених температурах передбачає аналіз структури алюмінієвої матриці та евтектичної складової з використанням методів прямого розділення ґратки.

1. Aluminum and Aluminum Alloys, ASM Int. Materials Park, USA, 1993, 784 p.
2. V. Zolotarevsky et al., “Casting Aluminum Alloys”, Elsevier, 2007, 530 p.
3. Золоторевский В.С. Разработки новых литейных алюминиевых сплавов на кафедре металловедения цветных металлов МИСИС // Всерос. мол. шк.-конф. “Сов. пробл. металловед.”: Сб. лекций. – М.: МИСИС, Пичунда, Абхазия, 18–22 мая 2009. – 68 с.
4. R. France et al., “Progress in Ductile Aluminium High Pressure Die Casting Alloys for the Automotive Industry”, La Metallurgia Italiana, Maggio, pp. 21–26, 2007.
5. Sushanta Kumar Panigrahi and R. Jayaganthan, “Development of Ultrafine Grained Al–Mg–Si Alloy with Enhanced Strength and Ductility”, J. of Alloys and Compounds, vol. 470, no. 1-2, pp. 285–288, 2009.
6. S. Tahaman, A Favadi Boostani, “Microstructural Characteristics of Thixoformed A356 Alloy in Mushy State”, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 20, pp. 781–787, 2010.
7. S. Tahamtan et al., “Mechanical Properties and Fracture Behavior of Thixoformed, Rheocast and Gravity–Cast A356 Alloy”, J. of Alloys and Compounds, vol. 468, no. 1-2. – pp. 107–114, January 22, 2009.
8. Shahrooz Nafisi 1, Reza Ghomashchi, “Combined Grain Refining and Modification of Conventional and Rheocast A356 Al–Si Alloy”, Materials Characterization, vol. 57, no. 4-5, pp. 371–385, 2006.
9. G.S. Vinod Kumar et al., “Grain Refinement Response of LM25 Alloy Towards Al–Ti–C and Al–Ti–B Grain Refiners”, J. of Alloys and Compounds, vol. 472, no. 1-2, pp. 112–120, 2009.
10. O.M. Barabash et al., “Experimental Analysis and Thermo–Dynamic Calculation of the Structural Regularities in the Fusion Diagram of the System of Alloys of Al–Mg–Si”, J. Phase Equilibria, vol. 22, no. 1, pp. 5–11, 2001.
11. Гречный Я.В. О квазиэвтектических и квазиэвтектоидных структурах // Изв. АН СССР. Отд. техн. наук. – 1956. – № 3. – С. 77–91.
12. G. Lesoult, “Solidification Orientée des Systèmes Eutectiques Binaires: Aspects Fondamentaux”, Ann. Chim. Fr, vol. 5, no. 2-3, pp. 154–184, 1980.
13. Сомов А.И., Тихоновский М.А. Эвтектические композиции. – М.: Металлургия, 1975. – 304 с.
14. Бочвар А.А. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа. – М. – Л: Глав. ред. лит. по цвет. металлургии, 1935. – 116 с.
15. Шурип А.К., Барабаш О.М., Дмитриева Г.П. и др. Образование ободков в эвтектических квазибинарных сплавах переходных металлов с фазами внедрения // Металлофизика. – 1975. – Вып. 59. – С. 83–91.
16. Yu.V. Milman et al., “Sc Effect” of Improving Mechanical Properties in Aluminium Alloys”, Mater. Sci. Forum, vol. 331–337, Part 2, pp. 1107–1112, 2000.