

УДК 669.715

**Д-р техн. наук О. А. Мітяєв<sup>1</sup>, д-р техн. наук І. П. Волчок<sup>1</sup>,  
канд. техн. наук К. М. Лоза<sup>2</sup>, О. В. Гнатенко<sup>2</sup>, В. В. Лукінов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Запорізький національний технічний університет, <sup>2</sup>АТ «Мотор Січ»; м. Запоріжжя

## ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ВИСОКОЇ ЯКОСТІ ВТОРИННИХ СИЛУМІНІВ

*Розглянуто проблематику питання покращення якості вторинних силумінів і показано шляхи підвищення їх конструктивної міцності з метою більш широкого застосування у різних галузях.*

**Ключові слова:** алюмінієві сплави, інтерметаліди, рафінування, модифікатор, механічні властивості, термічна обробка, втомне руйнування.

### Проблематика питання

Завдяки малій щільності, високим корозійній стійкості і питомій міцності алюмінієві сплави серед конструкційних матеріалів займають друге місце після сплавів на основі заліза. В даний час застосовуються два процеси одержання алюмінію і його сплавів: 1) первинного із глинозему методом електролізу; 2) вторинного з брухту і відходів виробництва методом переплаву.

Головною перевагою першого методу є висока якість металу, головним недоліком – високі витрати електроенергії (25...35% від собівартості) і вугільних анодів (близько 15% від собівартості), а також значне забруднення навколишнього середовища. Безперечною перевагою другого процесу – рециклінгу, є в 20...30 разів менші енергетичні витрати і навантаження на навколишнє середовище, основним недоліком – більш низька якість металу внаслідок забруднення металевими та неметалевими домішками і газами.

Для країн, що не мають власного виробництва первинного алюмінію, в тому числі і для України, економічно більш доцільним є метод рециклінгу. Слід зазначити, що цей процес застосовується і в країнах, що мають потужності з виробництва первинного алюмінію. За даними [1], в Євросоюзі у 2012 році випуск первинного алюмінію склав 5,1 млн. т і 5,2 млн. т – вторинного. При цьому при виробництві литих деталей в 90% випадків використовується вторинний алюміній.

Аналіз літературних даних і досвіду виробництва показав, що для досягнення необхідного рівня технологічних, механічних та службових властивостей вторинних алюмінієвих сплавів є необхідним виконання певних технологічних операцій на всіх етапах металургійного перероблення, починаючи від сортування брухту та відходів і закінчуючи термічною обробкою готових виробів.

### Результати досліджень та їх обговорення

В роботі [2] показано, що при сортуванні та перепаї брухту та відходів виробництва згідно з вимогами ГОСТ 3211-95 невідповідність алюмінієвих сплавів хімічному складу досягала 20%. Розробка та застосування більш детального, порівняно зі стандартом, класифікатора дозволили ліквідувати невідповідність хімічного складу, зменшити в сплавах вміст заліза і підвищити їх якість. Кажучи про стабільність хімічного складу не можна не відзначити, що ГОСТ 1583-93 (ДСТУ 2839-94) допускаються занадто великі межі за вмістом як легувальних, так і сторонніх елементів і шкідливих домішок в ливарних сплавах, що ускладнює отримання стабільного і високого рівня механічних та службових властивостей. Так, наприклад, в сплаві АК9М2 вміст основних компонентів коливається в межах: 7,5...10,0% Si; 0,5...2,0% Cu; 0,2...0,8% Mg; 0,1...0,4% Mn; 0,05...0,20% Ti; при максимально допустимому вмісті: 1,2% Zn; 0,5% Ni; 0,3% (Pb + Sn); 1,0% Fe.

Вторинні алюмінієві сплави в порівнянні з первинними характеризуються більш високим вмістом інтерметалідних фаз, розчинених газів і неметалевих включень, і внаслідок гетерогенної структури та пористості значно поступаються за якістю первинним сплавам. При цьому в найбільшій мірі зниженню фізико-механічних властивостей алюмінієвих сплавів сприяють залізовмісні фази  $Al_5SiFe$ ,  $Al_4Si_2Fe$ ,  $Al_8SiFe_2$  та інші, що мають грубокристалічну будову і несприятливу (пластинчасту) форму. За даними Б. М. Немененка [3], при вмісті заліза більше 0,8% утворюється інтерметалід  $Al_5SiFe$ , який має моноклінну кристалічну решітку з параметрами  $a = b = 0,612$  нм і  $c = 4,15$  нм. Внаслідок цього його зростання при первинній кристалізації відбувається переважно вздовж границь, оформлених площинами з параметрами  $a$  і  $b$ , в результаті інтерметалід набуває форму тонких пластин.

Автори робіт [2, 4], які вивчали опір вторинних силумінів руйнуванню, показали, що мікротріщини в них під дією статичних та циклічних навантажень поширюються по тілу інтерметаліду  $Al_5SiFe$ , який має низьку міцність і схильність до розшарування. На рисунку 1 представлений характерний мікрореформаційний рельєф руйнування сплаву АК8М3 при випробуваннях на малоциклову витривалість. При малій присадці модифікатора М інтерметаліди  $Al_5SiFe$  мали форму пластин, середній параметр форми  $\lambda$  (відношення максимальної довжини до ширини) яких дорівнював 62,3 (див. рис. 1 а, б, в, г).

Мікротріщини при цьому поширювалися по включенням фази  $Al_5SiFe$ , що різко знижувало опір силуміна втомному руйнуванню. В результаті збільшення присадки модифікатора до 0,18% від

маси розплаву утворилися компактні включення інтерметаліду  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ , мікротріщини зробилися розгалуженими (див. рис. 1 д, е), малоциклова витривалість  $N$  зростає в 3,2 рази (рисунком 2).

Наведені вище результати, а також дані В.С. Золотаревського і Н.А. Белова [5], які показали, що фаза  $Al_5SiFe$  в силуміні з 1% Fe практично не змінила своєї форми і розмірів в процесі відпалу при 550 °С протягом 10 годин, дозволяють зробити висновок про те, що завдання нейтралізації негативного впливу залізовмісних фаз може бути вирішено шляхом рафінувально-модифікувальної обробки вторинних силумінів в процесі їх плавки і розливання.

При розробці рафінувально-модифікувальних комплексів (флюсів та модифікаторів) ставило-

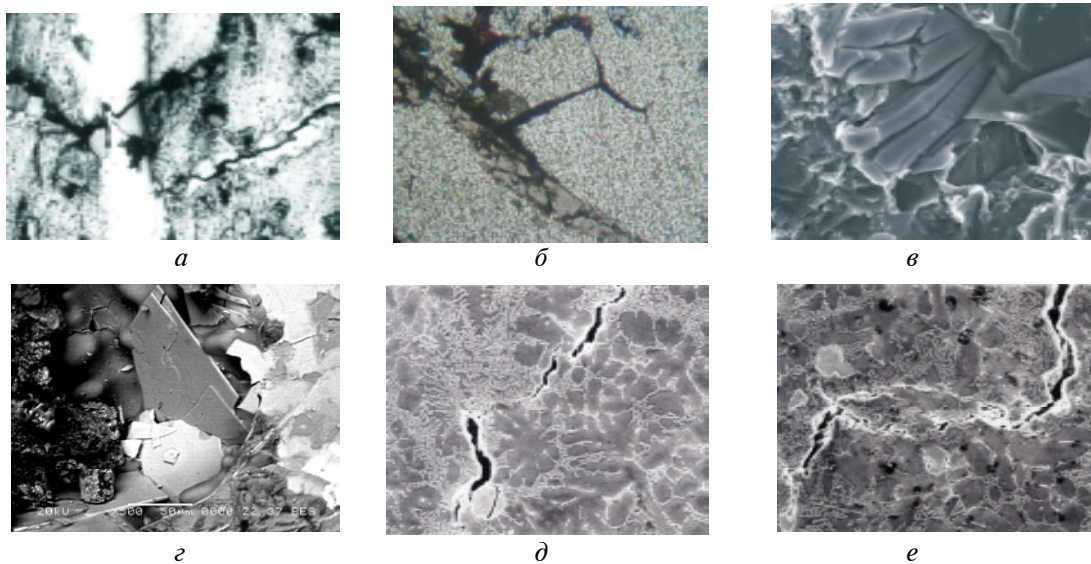


Рис. 1. Мікрореформаційний рельєф сплаву АК8М3 після втомного руйнування ( $\times 500$ ): а, б, в, г – 0,06% М; д, е – 0,18% М

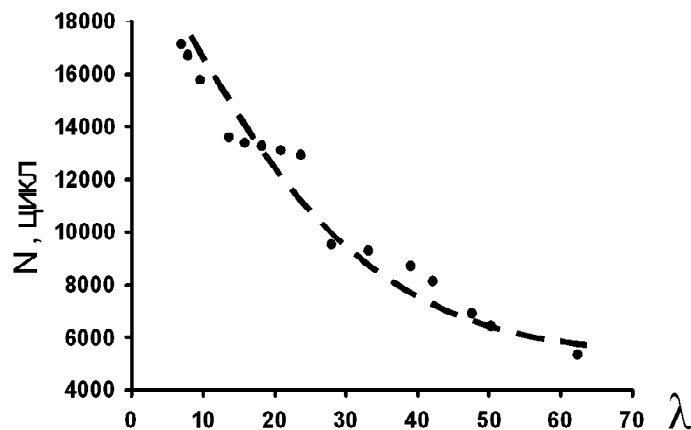


Рис. 2. Залежність опору втомі сплаву АК8М3 від параметра форми інтерметалідів  $\lambda$

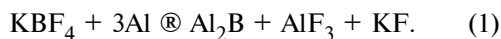
ся завдання поліпшення якості вторинних силумінів з підвищеним вмістом заліза в результаті збільшення дисперсності і зниження параметра форми  $\lambda$  структурних складових, зміни складу і морфології залізвмісних фаз, зниження вмісту водню і пористості сплавів.

На підставі літературних даних і досвіду виробництва до складу флюсів та модифікаторів були включені хлориди калію KCl і натрію NaCl, фторид алюмінію  $AlF_3$ , карбонати натрію  $Na_2CO_3$  і стронцію  $SrCO_3$ , тетрафтороборат калію  $KBF_4$ , карбід кремнію SiC, титан Ti, сірка S і інші компоненти. Сірка, що входила до складу флюсу [6] і модифікаторів [7, 8] призначалася, в першу чергу, для зміни форми залізвмісних фаз з пластинчастої і розгалуженої на компактну. Б. М. Немененко [3] зазначає, що легування залізвмісних фаз сіркою або телуrom призводить до втрати спрямованості зв'язків міжатомної взаємодії і до зміни типу зв'язку з ковалентного на металевий ненаправлений і в результаті – до більшої компактності інтерметалідних включень (див. рис. 1 д, е).

Згідно з даними мікрорентгеноспектрального аналізу, під дією сірки пластинчасті інтерметаліди  $Al_5SiFe$  перетворювалися на компактні  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ . При обробці силумінів газоподібна сірка (температура кипіння  $445^\circ C$ ) сприяла рафінуванню розплаву від твердих неметалевих включень за флотаційним механізмом і видаленню з нього водню у вигляді  $H_2S$ . Згідно з літературними даними [9, 10], сірка в силумінах є модифікатором кремнієвої фази.

Дисоціація карбонатів натрію і стронцію з утворенням вуглекислого газу зменшувала швидкість окислення сірки і підвищувала ступінь рафінування і модифікування.

Відомо, що найбільш ефективними модифікаторами твердого розчину на основі алюмінію є титан, бор і цирконій, які утворюють з алюмінієм сполуки  $Al_3Ti$ ,  $Al_2B$ ,  $Al_3Zr$ , що виступають центрами кристалізації [9, 10]. Цю роль в розроблених комплексах виконували титан, дрібнодисперсний карбід кремнію (6...20 мкм) і алюмінід бору  $Al_2B$ , що утворювався в результаті реакції:



Продукція заводів, які переробляють брухт, відходи алюмінію і його сплавів, постачається до виробника у вигляді чушок. Автор [2] досліджував вплив технології рафінувально-модифікувальної обробки на якість чушкового силуміну АК9М2. З представлених на рисунку 3 даних виходить, що виплавка зазначеного сплаву з брухту і відходів виробництва в полуменевій печі ЕНВ 5000 ємністю 5,5 т під стандартним покривним флюсом (33% KCl, 67% NaCl) з продувкою розплаву універсальним флюсом (15% KCl, 45% NaCl, 40%  $AlF_3$ ) за допомогою повітря (варіант I) і азо-

ту (варіант II) не забезпечила необхідного рівня механічних властивостей. Виплавка під стандартним покривним флюсом з подальшою продувкою рідкого металу більш довершеним флюсом [6] за допомогою повітря (варіант III) і азоту (варіант IV) призвели до деякого підвищення механічних властивостей, але границя міцності як в литому стані, так і після термообробки не відповідала нормі ГОСТ 1583-93 (186 і 274 МПа відповідно). На підставі отриманих результатів зроблено висновок про доцільність двостадійної рафінувально-модифікувальної обробки: на стадії отримання чушок флюсом [6] і на стадії отримання виливок – модифікатором [7].

О. В. Лютова [11] досліджувала вплив рафінувально-модифікувальної обробки флюсом [12] і модифікатором [13] на ливарні і механічні властивості, а також на зварюваність вторинного сплаву АК9М2, шихта якого складалася з чушок і до 19% зі стружки цього ж сплаву. Вміст заліза в сплаві змінювався від 0,66 до 2,34%. Результати досліджень показали, що із збільшенням в шихті стружки з 1 до 19% рідинноплинність знижувалася на 30...35%, лінійна усадка і тріщиностійкість – на 20...25%, пористість зростала з 0,5 до 2,5 балів за шкалою ВІАМ. Присадки модифікатора в кількості близько 0,15% призводили до підвищення рідинноплинності на 10...15%, лінійної усадки на 30...35% і до зниження пористості в середньому до 0,5 балу. Зростання концентрації заліза в досліджуваних межах не впливало на пористість, але знижувало рідинноплинність на 20...25%, лінійну усадку і тріщиностійкість – на 18...20%. Механічні властивості (границя міцності, відносне подовження і твердість) відповідали нормам ГОСТ 1583-93 (ДСТУ 2839-94) при вмісті стружки в шихті до 15%, заліза в сплаві до 1,5% і при присадці модифікатора [13] в кількості 0,12...0,15% від маси рідкого металу.

Термічна обробка силумінів, як правило, включає в себе гартування і старіння, варіювання температури і часу витримки яких дозволяє змінювати фазовий склад, морфологічні параметри структури і, відповідно, механічні і технологічні властивості в заданому напрямку. Гартування проводиться з метою розчинення надлишкових фаз і отримання максимального ступеня пересиченості твердого розчину. Старіння призначене для подальшого виділення компактних інтерметалідів при розпаді твердого розчину і зміцнення силумінів за дисперсійним механізмом. Виходячи з того, що вміст інтерметалідних фаз у вторинних силумінах значно вищий, ніж у первинних, можна припустити, що стандартні режими термічної обробки не є оптимальними, а їх корегування може служити резервом підвищення якості сплавів.

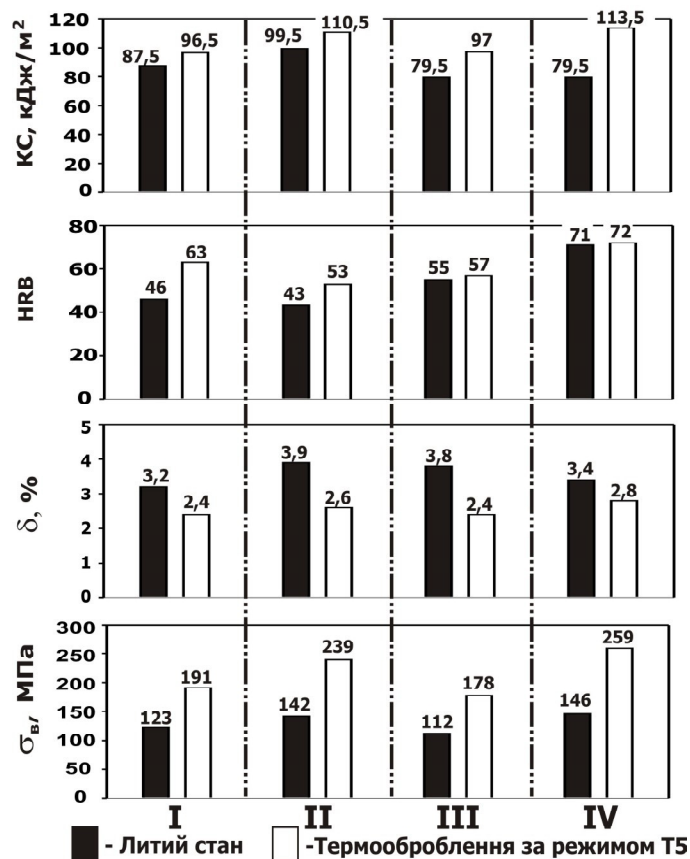


Рис. 3. Механічні властивості сплаву АК9М2

У зв'язку з цим вивчали [14] вплив вмісту заліза, часу витримки при гартуванні й старінні на структуру і властивості сплаву АК8МЗ, що був виготовлений із вторинної сировини. Стандартна термічна обробка за режимом Т6 припускає гартування з  $500 \pm 10$  °С, витримку 5...7 год, охолодження у воді і старіння при  $180 \pm 10$  °С протягом 5...10 год. Оскільки температури термічної обробки нормами чітко регламентовані, при проведенні експерименту вони залишалися постійними.

Дослідження проводили згідно з планом багатofакторного експерименту другого порядку  $2^3$  (табл. 1).

В якості незалежних змінних брали вміст заліза в сплаві Fe, час гартування  $\tau_{гарт.}$  і час старіння  $\tau_{ст.}$ . Функціями відгуку були показники границі міцності на розтяг  $\sigma_b$ , відносьне подовження  $\delta$  і твердість НВ. Обробку рідкого металу проводили флюсом [6] і модифікатором [8] в кількості 1,0% і 0,1% від маси розплаву відповідно.

Методом регресійного аналізу отримали систему рівнянь другого порядку, за допомогою яких були отримані графічні залежності механічних властивостей від часу витримки при температурах гартування і старіння. Ці залежності мали вигляд кривих з максимумами, які зміщувалися вправо із збільшенням в сплавах вмісту заліза.

Таблиця 1 – Матриця планування експерименту другого порядку  $2^3$

Інтервали варіювання і рівні факторів		Досліджувані фактори		
		$X_1$ (Fe, %)	$X_2$ ( $\tau_{гарт.}$ , год)	$X_3$ ( $\tau_{ст.}$ , год)
Нульовий рівень $X_0 = 0$		0,85	6,0	7,0
Інтервал варіювання	1,0	0,2	3,0	4,2
	1,682	0,14	2,0	2,8
Нижній рівень	$X = -1,0$	0,65	3,0	2,8
Верхній рівень	$X = +1,0$	1,05	9,0	11,2
Зоряні точки	$X = -1,682$	0,51	1,0	0
	$X = +1,682$	1,19	11,0	14,0

На підставі цих даних були отримані графіки, що дозволяють визначити оптимальний час витримки при гартуванні і старінні в залежності від вмісту в сплаві заліза (рис. 4). Необхідність збільшення часу витримки, на наш погляд, пояснюється зростанням кількості інтерметалідних фаз, що гальмують дифузійні процеси при гартуванні і старінні.

Механічні випробування показали, що збільшення часу витримки при гартуванні сплаву АК8М3, що містив 1,19% Fe, з 6 до 8 год і часу витримки при старінні з 7 до 11 год призвело до підвищення границь текучості і міцності на 7...8%, границі витривалості на 12%, малоциклової витривалості ( $\epsilon = 0,3\%$ ) на 30%, твердості НВ на 9% і відносного подовження на 10%.

Розроблені та висвітлені підходи були застосовані автором [15] стосовно поршневого сплаву АК12М2МгН (АЛ25). З урахуванням змін структури при високих температурах (~300 °С) розроблено склад модифікувального комплексу [16], який забезпечує отримання при кристалізації комірчастої структури у вигляді рівновісних ділянок  $\alpha$ - твердого розчину на основі алюмінію, оточених пластинчастими включеннями  $\beta$ - Si та компактними включеннями інтерметалідів розмірами до 100 мкм. Каркас із кремнієвої евтектики та інтерметалідів сприяв гальмуванню дифузійних процесів і обмеженню довжини пробігу дислокацій, що позитивно позначилося на стабільності структури і призвело до зниження

температурного коефіцієнта лінійного розширення на 5,60...5,75%.

Присадки модифікувального комплексу [16] в кількості 0,15...0,20%, який разом з модифікувальним має високий рафінувальний ефект, дозволили замість первинної використовувати дешеву вторинну шихту, збільшити час до руйнування при  $\sigma = 50$  МПа та  $T = 300$  °С в 2,4 рази в порівнянні із заводською технологією і досягти при цьому зниження пористості сплаву з 2...3 до 1 балу за ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93).

Результати лабораторних і промислових випробувань показали, що термічна обробка Т1 (штучне старіння) забезпечує більш високу стабільність структури при температурах експлуатації поршнів, ніж обробка Т5 (гартування + штучне старіння) при рівні властивостей:  $\sigma_B \geq 200$  МПа, НВ  $\geq 1120$  МПа, що перевищує вимоги ДСТУ 2839-94 ( $\sigma_B \geq 190$  МПа, НВ  $\geq 900$  МПа).

Експериментально показано, що ефективними і надійними критеріями жароміцності поршневих сплавів є: стабільність структури при робочих температурах, знижені значення температурного коефіцієнта лінійного розширення (на 5,60...5,75%) і час до руйнування (> 400 годин) при заданих напруженні та робочій температурі.

Результати стендових випробувань на АТ «Мотор Січ» і промислових випробувань у лісових господарствах України показали відсутність передчасного виходу з ладу поршнів протягом гарантійного строку роботи (800 мотогодин),

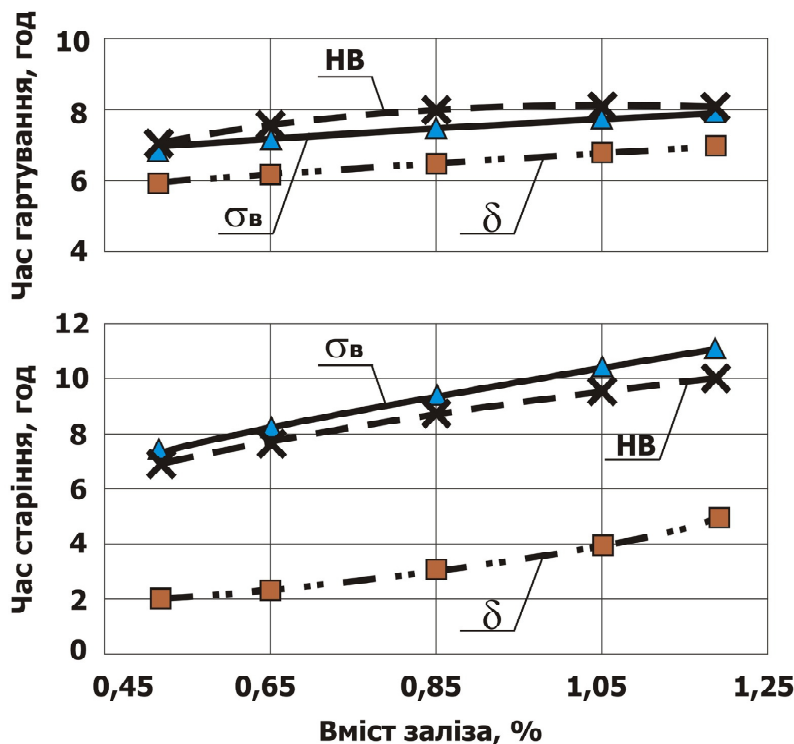


Рис. 4. Залежність оптимального часу витримки при гартуванні й старінні від вмісту заліза в силуміні АК8М3

високу надійність і довговічність виготовлених за новою технологією поршнів. Впровадження результатів роботи у виробництво дозволило знизити собівартість поршнів з 23,40 до 7,58 грн/шт.

Основним недоліком алюмінієвих сплавів є малі твердість і корозійна стійкість в кислих середовищах. В роботах [7, 8] показано, що в результаті поверхневої лазерної обробки відбувається диспергізація структури, збільшення кількості дефектів кристалічної будови, формування метастабільних фаз і, як наслідок, підвищення твердості алюмінію і його сплавів. Н. В. Широкобковою зі співавторами [19–21] виконано широкий комплекс досліджень з впливу поверхневої лазерної обробки на механічні та службові властивості силуміну АК8М3 із змінним від 0,40 до 1,45% вмістом заліза. З представлених у таблиці 2 даних видно, що лазерна обробка призвела до підвищення поверхневої мікротвердості в середньому в 1,7 рази в порівнянні з мікротвердістю твердого розчину на основі алюмінію. Цим можна пояснити підвищення границі витривалості (після шліфування оплавленого шару і старіння при 170 °С протягом 10 год) в середньому на 19%, зниження втрат металу при абразивному зношуванні (кварцовий пісок) на 25%, при терті метал по металу без змащення – на 41%, при кавітаційному зношуванні – на 60%. Корозійні випробування у водному розчині 3% NaCl + 0,1% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> протягом 720 годин при температурі 28 °С показали, що число пітингів на одиниці поверхні помітно зросло із збільшенням в сплаві вмісту заліза, при цьому опір сплаву пітингоутворенню в результаті лазерної обробки підвищився в 5...8 разів.

Відомо, що алюміній і його сплави мають низьку корозійну стійкість в кислотах. Представлені в таблиці 2 результати показують, що лазерна обробка призвела до підвищення корозійної стійкості силуміну АК8М3 в 10%-му водному розчині HCl в середньому на 2 порядки, при цьому бал корозійної стійкості сплаву за ГОСТ 13819-68 змінився з 10 (нестійкий) на 5...7 (стійкий і зниженостійкий).

## Висновки

Результати проведених досліджень показали, що відповідні сортування й підготовка шихтових матеріалів, рафінувально-модифікувальна обробка рідкого металу і термічна обробка з урахуванням вмісту заліза дозволяють забезпечити високий рівень технологічних, механічних та експлуатаційних властивостей вторинних силумінів.

Лазерна обробка забезпечує істотне підвищення твердості, зносостійкості і корозійної стійкості поверхневого шару та сприяє суттєвому розширенню галузей застосування алюмінієвих сплавів.

## Список літератури

1. Ищенко А. А. Об использовании отходов алюминиевой тары / А. А. Ищенко, С. И. Андреев, Д. С. Андреев // *Металлургия машиностроения*. – 2012. – № 5. – С. 18–20.
2. Мітяєв О. А. Науково-технологічні основи формування структури, фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д-ра техн. наук : спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О. А. Мітяєв. – Запоріжжя. – 2008. – 32 с.
3. Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б. М. Немененок. – Минск : Технопринт, 1999. – 270 с.
4. Островская А. Е. Влияние интерметаллидных фаз на сопротивление разрушению алюминиевых сплавов / А. Е. Островская, И. П. Волчок // *Вісник ДНУЗТ ім. В. Лазаряна*. – Вип. 34. – Дн-ск : ДНУЗТ, 2010. – С. 211–214.
5. Золотаревский В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В. С. Золотаревский, Н. А. Белов. – М. : МИСиС, 2005. – 376 с.
6. Пат. 58793А Україна, МКВ7С22В21/06, С22В9/10. Флюс для обробки алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, О. А. Мітяєв, С. Г. Рязанов; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн.

**Таблиця 2** – Вплив вмісту заліза та лазерної обробки на властивості силуміну АК8М3

Показник	Значення показника при вмісті заліза, %		
	0,40	0,92	1,45
Мікротвердість Н <sub>ц</sub> α-Al, МПа	975	994	1000
Н <sub>ц</sub> зміцненого шару на відстані 25...175 мкм від поверхні, МПа	1600...1640	1625...1720	1620...1735
Границя витривалості σ <sub>1</sub> на базі 10 <sup>7</sup> циклів, МПа	68 / 82*	100 / 108	71 / 80
Абразивний знос, мг	29,5 / 24,5	31,0 / 22,0	30,0 / 21,0
Знос метал по металу, г	0,20 / 0,13	0,15 / 0,13	0,31 / 0,13
Кавітаційний знос, г	0,14 / 0,11	0,12 / 0,06	0,21 / 0,10
Число пітингів / см <sup>2</sup> (3 % NaCl + 0,1 % H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> )	35 / 5	–	103 / 22
Швидкість корозії в 10 %-му водному розчині HCl, г/м <sup>2</sup> ·год	21,1 / 0,02	28,5 / 0,04	33,6 / 0,32

Примітка: \* – у чисельнику властивості після термообробки Т6, в знаменнику – після Т6 і лазерної обробки.

- ун-т. — № 2002108362; заявл. 22.10.2002; опубл. 15.08.2003, Бюл. № 8.
7. Пат. 57584A Україна, МКВ С22С 1/06. Модифікатор для алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, О. А. Мітяєв; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. — №2002108343; заявл. 22.10.2002; опубл. 16.06.2003, Бюл. №6.
  8. Пат. 42653 Україна, МПК (2009) С22С 1/100. Модифікатор алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, О. А. Мітяєв, А. Є. Островська, О. Л. Скуйбіда; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. — № u200902454; заявл. 19.03.2009; опубл. 10.07.2009, Бюл. №13.
  9. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов / М. В. Мальцев. — М.: Металлургия, 1964. — 213 с.
  10. Бондарев Б. И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов / Б. И. Бондарев, В. И. Напалков, Р. И. Тараторкин. — М.: Металлургия, 1979. — 217 с.
  11. Лютова О. В. Підвищення технологічних та механічних властивостей доевтектичних вторинних силумінів : автореферат дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О.В. Лютова. — Запоріжжя. — 2012. — 17 с.
  12. Пат. 31862 Україна, МПК(2006) С22В21/00 С22В9/00. Флюс для оброблення алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, О. А. Мітяєв, О. В. Лютова [та ін.]; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. — №200713840; заявл. 10.12.2007; опубл. 25.04.2008, Бюл. №8.
  13. Пат. 32929 Україна, МПК(2006) С22С1/00. Модифікатор для алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, О. А. Мітяєв; О. В. Лютова [та ін.]; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. — №200800105; заявл. 02.01.2008; опубл. 10.06.2008, Бюл. №11.
  14. Волчок И. П. Термическая обработка железосодержащих силуминов / И. П. Волчок, Е. Л. Скуйбеда // Литье и металлургия. — Минск. — 2012. — №3. — С. 94—97.
  15. Лоза К. М. Вплив модифікування та термічної обробки на формування структури і властивостей вторинного поршневого сплаву АЛ25 : автореферат дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / К. М. Лоза. — Запоріжжя. — 2012. — 17 с.
  16. Пат. 46094 Україна, МПК (2009) С22С1/00. Модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів / К. М. Лоза, О. А. Мітяєв, І. П. Волчок; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. — № u200905914; заявл. 09.06.2009; опубл. 10.12.2009, Бюл. №23.
  17. Астапчик С.А. Лазерные технологии в машиностроении / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. — Минск : Беларуская наука, 2008. — 252 с.
  18. Гиржон В. В. Формирование структуры поверхностных слоев алюминиевых сплавов после импульсной лазерной обработки / В. В. Гиржон, И. В. Танцюра // Металлофизика и новейшие технологии. — 2005. — т. 27. — №11. — С. 1519—1528.
  19. Волчок І. П. Вплив лазерної обробки на структуру та мікротвердість вторинних алюмінієвих сплавів / І. П. Волчок, Н. В. Широкобокова // Строительство, материаловедение, машиностроение. — 2010. — Вып. 55 — С. 15—20.
  20. Волчок И. П. Лазерная обработка алюминиевых сплавов / И. П. Волчок, Н. В. Широкобокова, А. А. Митяев // Литье и металлургия. — 2010. — №3. — С. 30—32.
  21. Волчок И. П. Влияние лазерной обработки на циклическую усталость вторичных алюминиевых сплавов / И. П. Волчок, Н. В. Широкобокова, С. Е. Бельский // Строительство, материаловедение, машиностроение. — 2011. — Вып. 58 — С. 143—146.

Поступила в редакцию 01.11.2013

**Митяев А.А., Волчок И.П., Лоза К.Н., Гнатенко О.В., Лукинов В.В. Обеспечение высокого качества вторичных силуминов**

*Рассмотрена проблематика вопроса улучшения качества вторичных силуминов и показаны пути повышения их конструктивной прочности с целью более широкого применения в разных отраслях.*

**Ключевые слова:** *алюминиевые сплавы, интерметаллиды, рафинирование, модификатор, механические свойства, термическая обработка, усталостное разрушение.*

**Mityayev O., Volchok I., Loza K., Gnatenko O., Lukinov V. Providing of high quality of secondary silumins**

*The problematic issue of quality improving of secondary silumins has been considered and the ways of increasing of their constructive strength with the purpose of wider application in different branches have been shown.*

**Key words:** *aluminium alloys, intermetallides, refining, modifier, mechanical properties, heat treatment, fatigue fracture.*