

УДК 669.715

Д-р техн. наук И. П. Волчок¹, В. В. Клочихин², канд. техн. наук К. Н. Лоза², В. В. Лукинов²,
д-р техн. наук А. А. Митяев¹¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье² АО «Мотор Сич», г. Запорожье

ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, МЕХАНИЧЕСКИХ И СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ

Рассмотрено влияние рафинирующе-модифицирующей обработки, а также термической и лазерной обработки на технологические, механические и служебные свойства силуминов с различным содержанием железа.

Ключевые слова: вторичные силумины, рафинирование, модифицирование, механические свойства.

Постановка проблемы

Благодаря малой плотности, высоким коррозионной стойкости и удельной прочности алюминиевые сплавы среди конструкционных материалов занимают второе место после сплавов на основе железа. В настоящее время применяются два процесса получения алюминия и его сплавов: 1) первичного из глинозема методом электролиза; 2) вторичного из лома и отходов производства методом переплава.

Главным достоинством первого метода является высокое качество металла, главным недостатком – высокий расход электроэнергии (25...35 % от себестоимости) и угольных анодов (около 15 % от себестоимости), а также значительное загрязнение окружающей среды. Несомненным преимуществом второго процесса – рециклинга являются в 25...35 раз меньшие энергетические затраты и нагрузка на окружающую среду, основным недостатком – более низкое качество металла вследствие загрязнения металлическими и неметаллическими примесями и газами.

Для стран, не имеющих собственного производства первичного алюминия, в том числе и для Украины, экономически более целесообразным является метод рециклинга. Следует отметить, что этот процесс применяется и в странах, имеющих мощности по производству первичного алюминия. По данным [1], в Евросоюзе в 2012 г выпуск первичного алюминия составил 5,1 млн. т. и 5,2 млн. т. – вторичного. При этом при производстве литых деталей в 90 % случаев используется вторичный алюминий.

Анализ литературных данных и опыта производства показал, что для достижения необходимого уровня технологических, механических и служебных свойств вторичных алюминиевых сплавов необходимо выполнение определенных технологических операций на всех этапах металлургического передела, начиная от сортировки лома и отходов и заканчивая термической обработкой готовых изделий.

Результаты исследований и их обсуждение

А. А. Митяевым [2] показано, что при сортировке и переплаве лома и отходов производства в соответствии с ГОСТ 3211-95 несоответствие алюминиевых сплавов химическому составу достигало 20 %. Разработка и применение более детального по сравнению со стандартом классификатора позволили ликвидировать брак по несоответствию химсоставу, уменьшить в сплавах содержание железа и повысить их качество. Говоря о стабильности химсостава нельзя не отметить, что допускаемые ГОСТом 1583-93 (ДСТУ 2839-94) слишком большие пределы по содержанию как легирующих, так и посторонних элементов и вредных примесей в литейных сплавах усложняют получение стабильного и высокого уровня механических и служебных свойств. Так, например, в сплаве АК9М2 содержание основных компонентов колеблется в пределах: 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 допустимом содержании: 1,2% Zn; 0,5 % Ni; 0,3% (Pb+Sn); 1,0% Fe.

Вторичные алюминиевые сплавы в сравнении с первичными характеризуются более высоким содержанием интерметаллидных фаз, растворенных газов и неметаллических включений, и вследствие гетерогенной структуры и пористости значительно уступают по качеству первичным сплавам. При этом в наибольшей мере снижению физико-механических свойств алюминиевых сплавов способствуют железосодержащие фазы Al_5SiFe , Al_4Si_2Fe , Al_8SiFe_2 и др., имеющие крупнокристаллическое строение и неблагоприятную (пластинчатую) форму. По данным Б.М. Немененко [3], образующийся при содержании железа более 0,8% интерметаллид Al_5SiFe имеет моноклинную кристаллическую решетку с параметрами $a = b = 0,612$ нм и $c = 4,15$ нм. Вследствие этого его рост при первичной кристаллизации происходит преимущественно вдоль границ, оформленных плоскостями с параметрами a и b , в результате интерметаллид приобретает форму тонких пластин.

А. А. Митяев [2] и А. Е. Островская [4], изучавшие сопротивление вторичных силуминов разрушению, показали, что микротрещины в них под действием статических и циклических нагрузок распространяются по телу интерметаллида Al_5SiFe , обладающего низкой прочностью и склонностью к расслоению. На рис. 1 представлен характерный микродеформационный рельеф сплава АК8МЗ при испытаниях на малоцикловую выносливость. При малой присадке модификатора М интерметаллиды Al_5SiFe имели форму пластин, средний параметр формы (отношение длины к ширине), которых равнялся 62,3. Микротрещины (рис. 1 а, б) при этом распространялись по включениям фазы Al_5SiFe , что резко снижало сопротивление силумина усталостному разрушению. В результате увеличения присадки модификатора до 0,18 % от массы расплава образовались компактные включения интерметаллида $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$, микротрещины стали извилистыми и ветвящимися (рис. 1 в, г), малоцикловая выносливость N возросла в 3,2 раза (рис. 2).

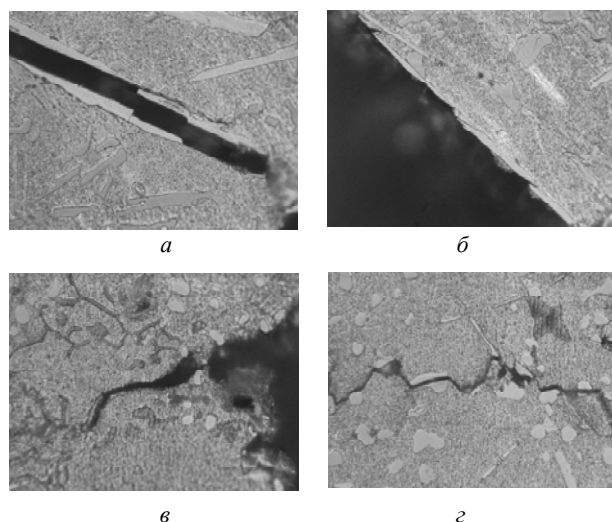


Рис. 1. Микродеформационный рельеф сплава АК8МЗ после усталостного разрушения ($r500$): а, б – 0,06 % М; в, г – 0,18 % М

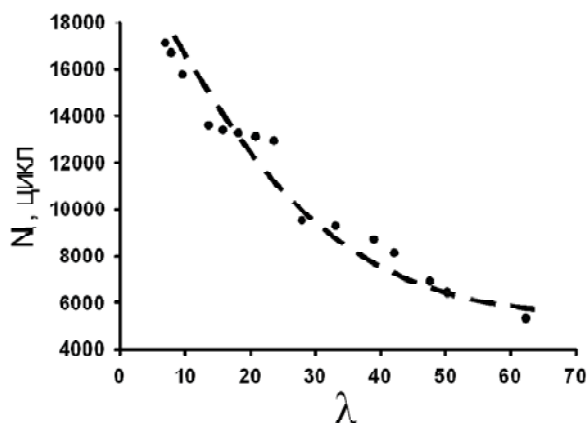


Рис. 2. Зависимость малоциклового выносливости сплава АК8МЗ от параметра формы интерметаллидов λ

Приведенные выше результаты, а также данные В. С. Золотаревского и Н. А. Белова [5], показавшие, что фаза Al_5SiFe в силумине с 1 % Fe практически не изменила своей формы и размеров в процессе отжига при $550\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 10 часов, позволяют сделать вывод о том, что задача нейтрализации отрицательного влияния железосодержащих фаз может быть решена путем рафинирующе-модифицирующей обработки вторичных силуминов в процессе их плавки и разлива.

При разработке рафинирующе-модифицирующих комплексов (флюсов и модификаторов) ставилась задача улучшения качества вторичных силуминов с повышенным содержанием железа в результате увеличения дисперсности и снижения параметра формы структурных составляющих, изменения состава и морфологии железосодержащих фаз, снижения содержания водорода и пористости сплавов. На основании литературных данных и опыта производства в состав флюсов и модификаторов были включены хлориды калия KCl и натрия NaCl, фторид алюминия AlF_3 , карбонаты натрия Na_2CO_3 и стронция $SrCO_3$, тетрафтороборат калия KBF_4 , карбид кремния SiC, титан Ti, сера S и др.

Входящая в состав флюса [6] и модификаторов [7, 8] сера предназначалась, в первую очередь, для изменения формы железосодержащих фаз с пластинчатой и разветвленной на компактную. Б.М. Немененок [3] отмечает, что легирование железосодержащих фаз серой или теллуром приводит к потере направленности связей межатомного взаимодействия и к смене типа связи с ковалентной на металлическую ненаправленную и в результате – к большей компактности интерметаллидных включений (рис. 1, в, г). Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа, под действием серы пластинчатые интерметаллиды Al_5SiFe превращались в компактные $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$. При обработке силуминов газообразная сера (температура кипения $445\text{ }^\circ\text{C}$) способствовала рафинированию расплава от твердых неметаллических включений по флотационному механизму и удалению из него водорода в виде H_2S . Согласно литературным данным [9, 10], сера в силуминах является модификатором кремниевой фазы.

Диссоциация карбонатов натрия и стронция с образованием углекислого газа уменьшала окисление серы и повышала степень рафинирования и модифицирования.

Известно, что наиболее эффективными модификаторами твердого раствора на основе алюминия являются титан, бор и цирконий, которые образуют с алюминием соединения Al_3Ti , Al_2B , Al_3Zr , служащие центрами кристаллизации [9, 10]. Эту роль в разработанных комплексах выполняли титан, мелкодисперсный карбид кремния (6...20 мкм) и алюминид бора Al_2B , образующийся в результате реакции:



Продукция заводов, перерабатывающих лом и отходы алюминия и его сплавов, поставляется в виде чушек. А.А. Митяев [2] исследовал влияние технологии рафинирующе-модифицирующей обработки на качество чушкового силумина АК9М2. Из представленных на рис. 3 данных следует, что выплавка указанного сплава в пламенной печи ЕНВ 5000 емкостью 5,5 т из лома и отходов производства под стандартным покровным флюсом (33 % KCl, 67 % NaCl) с продувкой расплава универсальным флюсом (15 % KCl, 45 % NaCl, 40 % AlF₃) с помощью воздуха (вариант I) и азота (вариант II) не обеспечила требуемого уровня механических свойств. Выплавка под стандартным покровным флюсом с последующей продувкой жидкого металла более совершенным флюсом [6] с помощью воздуха (вариант III) и азота (вариант IV) привели к некоторому повышению механических свойств, но предел прочности как в литом состоянии, так и после термообработки не соответствовал норме ГОСТ 1583-89 (186 и 274 МПа соответственно). На основании полученных результатов А.А. Митяев [2] пришел к выводу о целесообразности двухстадийной рафинирующе-модифицирующей обработки: на стадии получения чушки флюсом [6] и на стадии получения отливки – модификатором [7].

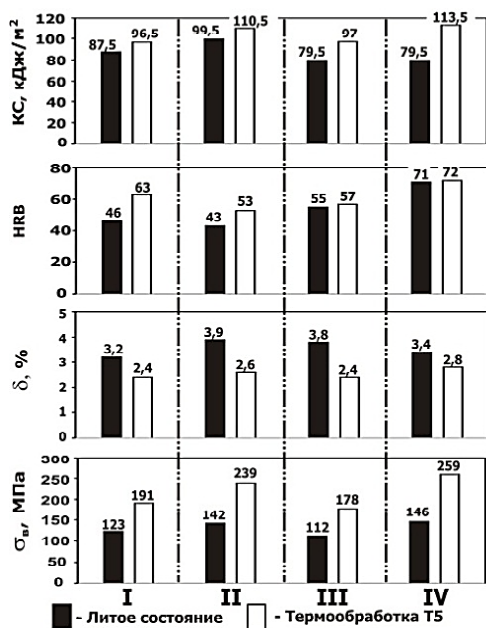


Рис. 3. Механические свойства сплава АК9М2

О. В. Лютова [11] исследовала влияние рафинирующе-модифицирующей обработки флюсом [12] и модификатором [13] на литейные и механические свойства, а также на свариваемость вторичного сплава АК9М2, шихта которого состояла из чушек и до 19 % из стружки этого же сплава. Содержание железа в сплаве изменялось от 0,66 до 2,34 %. Результаты исследований показали, что с увеличением в шихте стружки с 1 до 19 % жидкотекучесть снижалась на 30...35%, линейная усадка и трещиностойкость – на 20...25 %, пористость воз-

растала с 0,5 до 2,5 баллов по шкале ВИАМ. Присадки модификатора в количестве около 0,15 % приводили к повышению жидкотекучести на 10...15 %, линейной усадки на 30...35 % и к снижению пористости в среднем до 0,5 балла. Рост концентрации железа в исследуемых пределах не оказал влияния на пористость, но снижал жидкотекучесть на 20...25 %, линейную усадку и трещиностойкость – на 18...20 %. Механические свойства (предел прочности, относительное удлинение и твердость) соответствовали нормам

ГОСТ 1583-93 (ДСТУ 2839-94) при содержании стружки в шихте до 15 %, железа в сплаве до 1,5 % и при присадке модификатора [13] в количестве 0,12...0,15 % от массы жидкого металла.

Установлено [11], что при аргоно-дуговой сварке силуминов вследствие быстрого охлаждения и измельчения структурных составляющих металл сварного шва имеет более высокие механические свойства, чем основной металл. Зависимости между механическими свойствами литого и сварного металла сплава АК9М2 описывались уравнениями с коэффициентами корреляции *r*:

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{св.м.}} &= 8,1 + 1,41\sigma_{\text{лит.м.}} & r &= 0,97; \\ \delta_{\text{св.м.}} &= 2,98 + 2,64\delta_{\text{лит.м.}} & r &= 0,86; \\ \text{HRB}_{\text{св.м.}} &= 13,32 + 0,89\text{HRB}_{\text{лит.м.}} & r &= 0,63/ \end{aligned}$$

Работа К. Н. Лозы [14] посвящена решению научно-технической и практической задачи – стабилизации при рабочих температурах структуры поршневого сплава АЛ25, полученного из низкосортной шихты, повышению его физико-механических и служебных свойств в результате усовершенствования технологии модифицирования и термической обработки. В работе выполнен анализ зарубежной и отечественной литературы по применению поршневых сплавов, а также технологии производства и качества поршней для маломощных ДВС на АО «Мотор Сич». Установлено, что основными причинами преждевременного разрушения поршней являлись: низкий уровень механических свойств сплава АЛ25 при рабочих температурах и нестабильность его структуры в процессе эксплуатации.

Показано, что наиболее благоприятной для поршневых сплавов является структура каркасного типа, которая состоит из дисперсных равномерно распределенных участков α-твердого раствора кремния в алюминии, окруженных эвтектикой с пластинчатым кремнием размером до 100 мкм и компактными интерметаллидами. Такая структура вследствие торможения диффузионных процессов и препятствия продвижению дислокаций является стабильной и имеет высокий уровень свойств при повышенных температурах.

В работе показана перспективность использования для производства поршней вторичных сплавов.

С целью получения стабильной при рабочих температурах структуры разработан модифицирующий комплекс и технология модифицирования, а также определено рациональное количество МК на уровне 0,15...0,20 масс. %.

Данная технология обеспечивала экспериментальным сплавам 1 балл пористости по ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93), снижение температурного коэффициента линейного расширения на 5,60...5,75% и увеличение времени до разрушения при испытаниях на длительную прочность по ГОСТ 10145-81 в 2,4 раза по сравнению с заводской технологией.

Термическая обработка силуминов, как правило, включает в себя закалку и старение, варьирование температуры и времени выдержки которых позволяет изменять фазовый состав, морфологические параметры структуры и, соответственно, механические и технологические свойства в заданном направлении. Закалка проводится с целью растворения избыточных фаз и получения максимальной пересыщенности твердого раствора. Старение предназначено для последующего выделения компактных интерметаллидов при распаде твердого раствора и упрочнения силуминов по дисперсионному механизму.

Исходя из того, что содержание интерметаллидных фаз во вторичных силуминах значительно выше, чем в первичных, можно предположить, что стандартные режимы термической обработки не являются оптимальными, а их корректировка может служить резервом повышения качества сплавов.

В связи с этим изучали [15] влияние содержания железа, времени выдержки при закалке и старении на структуру и свойства сплава АК8МЗ, изготовленного из вторичного сырья. Стандартная термическая обработка по режиму Т6 предполагает закалку с $500 \pm 10^\circ\text{C}$, выдержку 5...7 ч, охлаждение в воде и старение при $180 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 5...10 ч. Поскольку температуры термической обработки нормами четко регламентированы, при проведении эксперимента они оставались постоянными.

Исследования проводили согласно плана многофакторного эксперимента второго порядка 2^3 (табл. 1).

В качестве независимых переменных принимали содержание железа в сплаве Fe, время закалки τ_z и время старения $\tau_{ст}$. Функциями отклика являлись предел прочности на растяжение σ_B , относительное удлинение δ и твердость НВ. Обработку жидкого металла проводили флюсом [6] и модификатором [8] в количестве 1 % и 0,1% от массы расплава соответственно.

Методом регрессионного анализа получили систему уравнений второго порядка, с помощью которых

были получены графические зависимости механических свойств от времени выдержки при температурах закалки и старения. Эти зависимости имели вид кривых с максимумами, которые смещались вправо с увеличением в сплавах содержания железа. На основании этих данных были получены графики, позволяющие определить оптимальное время выдержки при закалке и старении в зависимости от содержания в сплаве железа (рис. 4). Необходимость увеличения времени выдержки, на наш взгляд, объясняется ростом количества интерметаллидных фаз, тормозящих диффузионные процессы при закалке и старении.

Механические испытания показали, что увеличение времени выдержки при закалке сплава АК8МЗ, содержащего 1,19 % Fe, с 6 до 8 ч и времени выдержки при старении с 7 до 11 ч привело к повышению пределов текучести и прочности на 7...8 %, предела выносливости на 12%, малоциклового выносливости ($\epsilon = 0,3\%$) на 30 %, твердости НВ на 9 % и относительного удлинения на 10 %.

Основным недостатком алюминиевых сплавов являются малые твердость и коррозионная стойкость в кислых средах. В работах [16, 17] показано, что в результате поверхностной лазерной обработки происходит

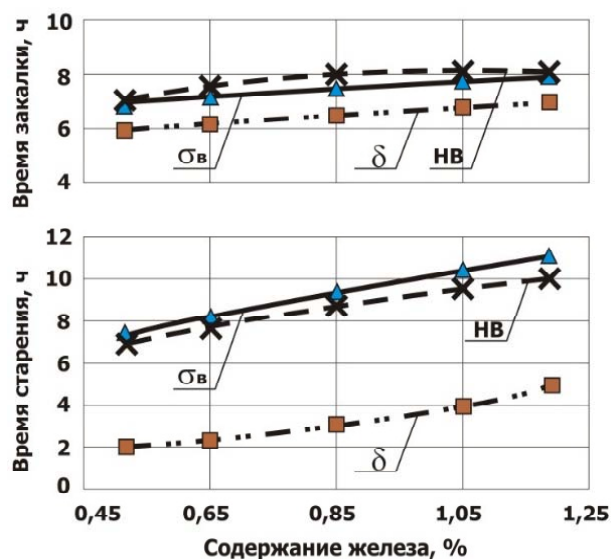


Рис. 4. Зависимость оптимального времени выдержки при закалке и старении от содержания железа в силумине

Таблица 1 – Матрица планирования эксперимента второго порядка 2^3

Интервалы варьирования и уровни факторов		Изучаемые факторы		
		$X_1(\text{Fe, \%})$	$X_2(\tau_z, \text{ч})$	$X_3(\tau_{ст}, \text{ч})$
Нулевой уровень $X_0 = 0$		0,85	6,0	7,0
Интервал варьирования	1,0	0,2	3,0	4,2
	1,682	0,14	2,0	2,8
Нижний уровень	$X = -1,0$	0,65	3,0	2,8
Верхний уровень	$X = +1,0$	1,05	9,0	11,2
Звёздные точки	$X = -1,682$	0,51	1,0	0
	$X = +1,682$	1,19	11,0	14,0

диспергизация структуры, увеличение количества дефектов кристаллического строения, формирование метастабильных фаз и, как следствие, повышение твердости алюминия и его сплавов. Н.В. Широкобоковой [18, 19] выполнен широкий комплекс исследований по влиянию поверхностной лазерной обработки (ЛО) на механические и служебные свойства силумина АК8МЗ с переменным от 0,40 до 1,45 % содержанием железа. Из представленных в табл. 2 данных видно, что лазерная обработка привела к повышению поверхностной микротвердости в среднем в 1,7 раза по сравнению с микротвердостью твердого раствора на основе алюминия. Этим можно объяснить повышение предела выносливости (после шлифования оплавленного слоя и старения при 170 °С в течение 10 ч) в среднем на 19 %, снижение потерь металла при абразивном изнашивании (кварцевый песок) на 25 %, при трении металл по металлу без смазки – на 41%, при кавитационном изнашивании – на 60 %. Коррозионные испытания в водном растворе 3 % NaCl + 0,1% H₂O₂ в течение 720 ч при температуре 28 °С показали, что число питингов на единице поверхности заметно возрастало с увеличением в сплаве содержания железа, при этом сопротивление сплава питингообразованию в результате лазерной обработки повысилось в 5...8 раз.

Таблица 2 – Влияние содержания железа и лазерной обработки на свойства силумина АК8МЗ

Показатель	Значение показателя при содержании железа, %		
	0,40	0,92	1,45
Микротвердость Нц α-Al, МПа	975	994	1000
Нц упрочненного слоя на расстоянии 25...175 мкм от поверхности, МПа	1600... 1640	1625... 1720	1620... 1735
Предел выносливости σ ₋₁ на базе 10 ⁷ циклов, МПа	68/82*	100/ 108	71/80
Абразивный износ, мг	29,5/ 24,5	31,0/ 22,0	30,0/ 21,0
Износ металл по металлу, г	0,20/ 0,13	0,15/ 0,13	0,31/ 0,13
Кавитационный износ, г	0,14/ 0,11	0,12/ 0,06	0,21/ 0,10
Число питингов / см ² (3% NaCl + 0,1% H ₂ O ₂)	35/5	-	103/22
Скорость коррозии в 10 %-м HCl, г / м ² ·ч	21,1/0,0 2	28,5/0,04	33,6/0,32

* *Примечание: в числителе свойства после термообработки Т6, в знаменателе – после Т6 и ЛО.*

Известно, что алюминий и его сплавы обладают низкой коррозионной стойкостью в кислотах. Представленные в табл. 2 результаты показывают, что лазерная

обработка привела к повышению коррозионной стойкости силумина АК8МЗ в 10 %-м растворе HCl в среднем на 2 порядка, при этом балл коррозионной стойкости сплава по ГОСТ 13819-68 изменился с 10 (нестойкий) на 5...7 (стойкий и пониженностойкий).

Выводы

Результаты проведенных исследований показали, что соответствующая сортировка и подготовка шихтовых материалов, рафинирующе-модифицирующая обработка жидкого металла и термическая обработка с учетом содержания железа позволяют обеспечить высокий уровень технологических, механических и эксплуатационных свойств вторичных силуминов.

Лазерная обработка, обеспечивая существенное повышение твердости, износостойкости и коррозионной стойкости поверхностного слоя, способствует существенному расширению областей применения алюминиевых сплавов.

Список литературы

- Ищенко А. А. Об использовании отходов алюминиевой тары [Текст] / А. А. Ищенко, С. И. Андреев, Д.С. Андреев // *Металлургия машиностроения*. – 2012. – № 5. – С. 18–20.
- Міт'яєв О. А. Науково-технологічні основи формування структури, фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів [Текст]: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д-ра техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О. А. Міт'яєв. – Запоріжжя. – 2008. – 32 с.
- Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов [Текст] / Б. М. Немененок. – Минск : Технопринт, 1999. – 270 с.
- Островская А. Е. Влияние интерметаллидных фаз на сопротивление разрушению алюминиевых сплавов [Текст] / А. Е. Островская, И. П. Волчок // *Вісник ДНУЗТ ім. В. Лазаряна*. – Вип. 34. – Дн-ск : ДНУЗТ, 2010. – С. 211–214.
- Золотаревский В. С. *Металловедение литейных алюминиевых сплавов* [Текст] / В.С. Золотаревский, Н. А. Белов. – М. : МИСиС, 2005. – 376 с.
- Пат. 58793А Україна, МКВ7С22В21/06, С22В9/10. Флюс для обробки алюмінієвих сплавів [Текст] / Волчок І. П., Міт'яєв О. А., Рязанов С. Г.; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 2002108362; заявл. 22.10.2002; опубл. 15.08.2003, Бюл. № 8.
- Пат. 57584А Україна, МКВ С22С 1/06. Модифікатор для алюмінієвих сплавів [Текст] / Волчок І. П., Міт'яєв О. А.; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 2002108343; заявл. 22.10.2002; опубл. 16.06.2003, Бюл. № 6.
- Пат. 42653 Україна, МПК(2009) С22С 1/100. Модифікатор алюмінієвих сплавів [Текст] / Волчок І. П., Міт'яєв О. А., Островська А.Є., Скуйбіда О.Л.; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № u200902454; заявл. 19.03.2009; опубл. 10.07.2009, Бюл. № 13.
- Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов [Текст] / М. В. Мальцев. – М. : *Металлургия*, 1964. – 213 с.

10. Бондарев Б. И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов [Текст] / Б. И. Бондарев, В. И. Напалков, Р. И. Тараторкин. – М. : Металлургия, 1979. – 217 с.
11. Лютова О. В. Підвищення технологічних та механічних властивостей доєвтектичних вторинних силумінів [Текст]: 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 [Текст] / Волчок І. П., Мітяєв О. А.; Лютова О. В. [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 [Текст] / Волчок І.П., Мітяєв О.А.; Лютова О.В. [та ін.]; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 200800105 ; заявл. 02.01.2008 ; опубл. 10.06.2008, Бюл. № 11.
14. Лоза К. М. Вплив модифікування та термічної обробки на формування структури і властивостей вторинного поршневого сплаву АЛ25 [Текст] : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / К. М. Лоза. – Запоріжжя. – 2012. – 17 с.
15. Волчок И. П. Термическая обработка железосодержащих силуминов / И. П. Волчок, Е. Л. Скуйбеда [Текст] // Литье и металлургия. – Минск. – 2012. – № 3. – С. 94–97.
16. Астапчик С. А. Лазерные технологии в машиностроении [Текст] / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Макалов. – Минск : Беларуская наука, 2008. – 252 с.
17. Гиржон В.В. Формирование структуры поверхностных слоев алюминиевых сплавов после импульсной лазерной обработки [Текст] / В. В. Гиржон, И. В. Танцюра // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – т. 27. – № 11. – С. 1519–1528.
18. Волчок І. П. Вплив лазерної обробки на структуру та мікротвердість вторинних алюмінієвих сплавів [Текст] / І. П. Волчок, Н. В. Широкобокова // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2010. – Вып. 55 – С. 15–20.
19. Волчок И. П. Влияние лазерной обработки на циклическую усталость вторичных алюминиевых сплавов [Текст] / И. П. Волчок, Н. В. Широкобокова, С. Е. Бельский // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2011. – Вып. 58 – С. 143–146.

Одержано 11.05.2015

Волчок І.П., Ключихін В.В., Лоза К.М., Лукінов В.В., Мітяєв О.А. Підвищення технологічних, механічних та службових властивостей вторинних силумінів

Розглянуто вплив рафінувально-модифікувальної обробки, а також термічної та лазерної обробки на технологічні, механічні та службові властивості силумінів з різним вмістом заліза.

Ключові слова: *вторинні силуміни, рафінування, модифікування, механічні властивості.*

Volchok I., Klochikhin V., Loza K., Lukinov V., Mityayev A. Increasing of technological, mechanical and service properties of secondary silumins

The influence of refining-modifying, thermal and laser treatments on technological, mechanical and service properties of silumins with different iron content is considered.

Key words: *secondary silumins, refining, modifying, mechanical properties.*