

Д-р техн. наук С. Б. Беликов¹, д-р физ.-мат. наук В. П. Силованюк²,
д-р техн. наук И. П. Волчок¹, д-р техн. наук А. А. Митяев¹

¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

² Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

ВЛИЯНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ НА ПРЕДЕЛ УСТАЛОСТИ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ

На основе математической и физической моделей интерметаллидного включения предложены расчетные формулы для определения предела выносливости силуминов в зависимости от размеров и объемного содержания интерметаллидов.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, интерметаллидная фаза, математическая модель.

Введение

Алюминиевые сплавы находят широкое применение в авиации, космической технике, машиностроении и других областях. Производство алюминия и его сплавов в Украине сейчас превышает 200 тыс. тонн в год, из них около 45 % приходится на долю вторичных металлов, которые вырабатываются из лома и отходов производства. В отличие от первичных, вторичные сплавы имеют более низкую себестоимость, технология их производства более чистая, но они загрязнены железом, магнием и другими нежелательными металлами и продуктами распада при плавлении пластмасс и смазочных масел. Вследствие этого в структуре вторичных алюминиевых сплавов формируются интерметаллидные фазы, которые в значительной мере снижают их механические и служебные свойства.

Цель данной работы заключалась в изучении механизмов усталостного разрушения и оптимизации технологий повышения сопротивления усталости вторичных силуминов.

Материал и экспериментальные исследования

Объектом исследований избран сплав АК8МЗ, шихта которого при плавлении в пламенной двухкамерной печи отражающего типа ЕН5000 емкостью 5,5 т состояла целиком из лома и отходов производства. Плавление осуществляли по принятой технологии под покровным флюсом состава 33 % KCl, 67 % NaCl с последующей обработкой расплава универсальным флюсом состава 15 % KCl, 45 % NaCl, 40 % AlF₃.

После расплавления, получения нужной температуры и отбора проб на химический анализ с целью изменения формы интерметаллидных фаз из пластинчатой на компактную и уменьшения их размеров, а также с целью дегазации расплава проводили модифицирование путем вдувания модификатора [1] в возрастающих количествах (0...0,1%) с помощью специального устройства.

По данным металлографического анализа и экспериментальных исследований, модифицирование привело к увеличению прочности на 17 %, пластичности на 80 %, твердости на 23 % и ударной вязкости на 50 % в результате снижения параметра формы интерметаллидных фаз λ (отношение максимального размера к минимальному) с 5,5 до 1,7 (табл. 1, рис. 1).

Анализ микромеханизма разрушения при статическом растяжении плоских образцов-шлифов показал, что первые микротрещины зарождались на интерметаллидных включениях, которые имели пластинчатую форму и большие размеры, а также в местах их сосредоточения (конгломератах) (рис. 2 а, б). При дальнейшей нагрузке микротрещины, которые образовались в интерметаллидах, переходили в металлическую матрицу (рис. 2, в).

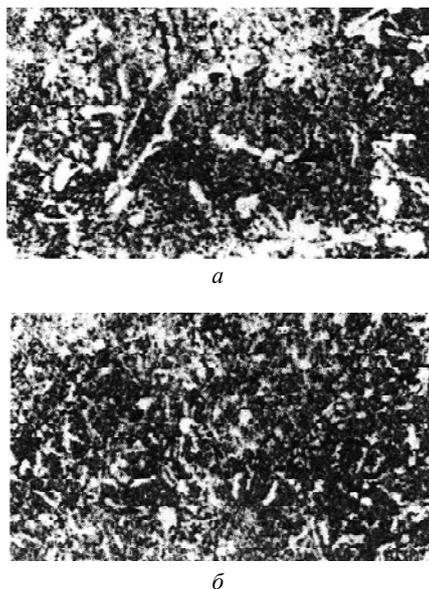
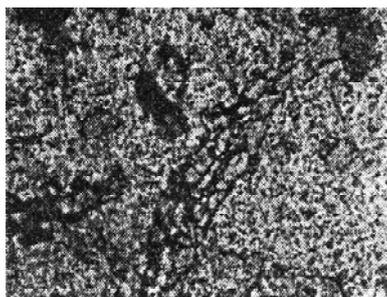


Рис. 1. Влияние модифицирования на структуру сплава АК8МЗ ($\times 200$):

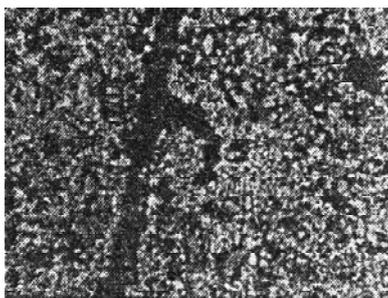
а – без модификатора; б – 0,05 % модификатора

Таблиця 1 – Влияние модификатора [1] на свойства сплава АК8МЗ (термообработка Т5)

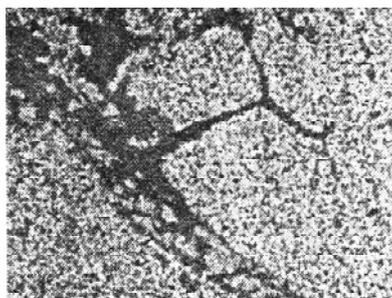
Количество модификатора, масс. %	Средний параметр формы λ интерметаллидных фаз	Количество включений, шт./мм ²	Среднее расстояние между центрами включений, мкм	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
0	5,5	180	74,6	155	0,5
0,025	3,6	206	69,4	17272	0,7
0,05	1,7	240	64,5	182	0,9
0,075	2,1	232	65,8	180	0,9
0,1	2,7	223	67,1	178	0,7



а



б



в

Рис. 2. Зарождение и распространение трещины ($\times 900$)

Основным отличием вторичных алюминиевых сплавов от первичных является повышенное содержание железа и, как следствие, более низкий уровень механических и служебных свойств. Как видно из таблицы 2, с ростом содержания железа интерметаллидные включения укрупнились и их объемная доля возросла, а сопротивление сплава усталостному разрушению снижалось.

Следующий этап работы заключался в получении аналитической зависимости, описывающей влияние интерметаллидных фаз на предел выносливости гетерогенного алюминиевого сплава. Для этого были рассмотрены 2 варианта механизмов разрушения сплава с включениями: 1) первым разрушается включение или граница раздела материалов в результате приложения одноразовой нагрузки растяжением – одного цикла нагружения (рис. 2, а, б); 2) начальная трещина возникает в матрице возле включения под действием циклической нагрузки.

Чтобы определить, какой механизм разрушения имеет место при усталостной нагрузке, необходимо, прежде всего, построить диаграмму деформирования и разрушения материала включения. По данным литературы и металлографического анализа, основными фазами в сплавах типа АК8МЗ являются интерметаллиды Al_5SiFe , Al_7FeCu_2 , Al_2CuMg и прочие. В вакуумной индукционной печи ОКБ-862 была выплавлена по стехиометрическому соотношению элементов фаза Al_5SiFe . Из полученного расплава в вакууме $2 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст. были отлиты образцы для механических испытаний на растяжение. Диаграмма растяжения макрообразца, который моделирует материал включения, изображена на рис. 3.

Таблиця 2 – Влияние железа на интерметаллидные фазы и предел выносливости сплава АК8МЗ

Содержание железа, масс. %	Среднее значение параметра формы λ интерметаллидных фаз	Объемная доля интерметаллидных фаз, %	Среднее расстояние между включениями 1, мкм	σ_{-1} , МПа
0,40	1,71	4,17	57,67	118
0,64	2,11	5,27	49,09	107
0,92	4,40	6,18	36,9	100
1,45	8,64	11,89	23,1	90

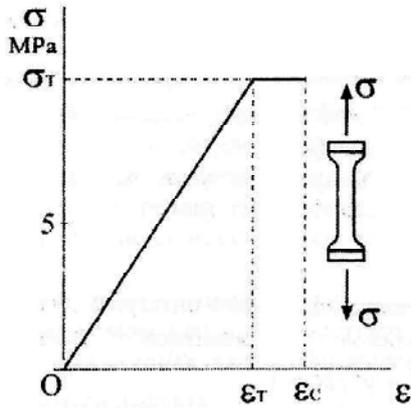


Рис. 3. Диаграмма деформирования и разрушения гладкого образца из интерметаллидной фазы Al_5SiFe

По результатам испытаний, фаза Al_5SiFe имела следующие показатели: $\sigma_B = 10 \pm 0,4$ МПа, модуль Юнга $E = 3 \cdot 10^4$ МПа. Как можно видеть, диаграмма содержит незначительный участок текучести, который составляет приблизительно 10 % от упругой деформации образца. В связи с этим амплитуду нагрузки, при которой включения в матрице разрушатся при первом цикле нагружения, следует устанавливать по деформационному критерию. Согласно этому критерию, материал разрушается, если уровень его деформации достигает предельного.

Математическая модель усталостного разрушения материала с включениями

С целью получения математической модели усталости материала с включениями моделируем алюминиевый сплав с интерметаллидными включениями бесконечным упругим телом с эллипсоидальными включениями. В случае небольшого объемного содержания включений их взаимовлиянием можно пренебречь и рассматривать бесконечное тело с одним включением. Установим нагрузку, которая приведет к разрушению включения. В случае взаимодействующих включений эта нагрузка тем более вызовет разрушение включений.

Из решения задачи об эллипсоидальном включении [2] в бесконечном теле известно, что при внешних нагрузках

$$\sigma_a = \frac{\sigma_T (2\lambda \varepsilon (1 - \nu^2) + E(k))}{\varepsilon (E(k) + 2\lambda (1 - \nu^2))}, \quad (1)$$

деформация включения достигнет деформации на пределе текучести

$$\varepsilon_z = \frac{\sigma_T}{E_1}. \quad (2)$$

Здесь σ_T – предел текучести материала включения;

$\lambda = \frac{b}{c}$ – параметр формы эллипсоидального включения;

$\varepsilon = \frac{E_1}{E}$, E, E_1 – модули Юнга материала матрицы и включения;

ν – коэффициент Пуассона материала матрицы;

$E(k)$ – полный эллиптический интеграл второго рода;

$$k = \sqrt{a^2 - b^2} / a;$$

a, b, c – полуоси эллипсоида ($a > b \gg c$).

При дальнейшем возрастании нагрузки реакция включения из реакции Винклеровской основы [3] изменится на такую:

$$\sigma_z = \sigma_T. \quad (3)$$

Это приведет к решению следующего интегрального уравнения относительно перемещений $u_z(x, y)$ берегов «эквивалентной» включению трещины, которая занимает область $S: x^2/a^2 + y^2/b^2 = 1$

$$\nabla_{xy}^2 \iint_S \frac{u_z(\zeta, \eta) d\zeta d\eta}{\sqrt{(x-\zeta)^2 + (y-\eta)^2}} = \frac{4\pi(1-\nu^2)}{E} (\sigma_T - \sigma_a). \quad (4)$$

Его решение имеет вид

$$u_z = \frac{2(\sigma_a - \sigma_T)(1-\nu^2)b}{E \cdot E(k)} \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}. \quad (5)$$

Деформация включения, установленная как

$$\varepsilon_z = (u_z + u_z^0) / c \sqrt{1 - x^2/a^2 - y^2/b^2}, \text{ приобретет вид}$$

$$\varepsilon_z = \frac{\sigma_a (E(k) + 2\lambda(1-\nu^2)) - 2\sigma_T(1-\nu^2)\lambda}{E \cdot E(k)}. \quad (6)$$

$$\text{Здесь учтено, что } u_z^0 = \sigma_c \sqrt{1 - x^2/a^2 - y^2/b^2} / E.$$

Из критериального условия $\varepsilon_z = \varepsilon_c$ и соотношения (6) следует выражение для вычисления величины нагрузки, которая вызовет разрушение включения при первом цикле нагрузки

$$\sigma_{a^*} = \frac{\varepsilon_c E E(k) + 2\sigma_T(1-\nu^2)\lambda}{E(k) + 2\lambda(1-\nu^2)}. \quad (7)$$

Из диаграммы деформирования и разрушения материала включения, приведенной на рис. 3, видно, что

$$\varepsilon_c = 1,2\sigma_T / E_1. \quad (8)$$

Для материалов, которые здесь рассматриваются (алюминиевая матрица и интерметаллидные включения Al_5SiFe), характеристики, которые входят в соотношения (7), (8) принимают значения $\sigma_T \approx 10$ МПа; $E_1 = 3 \cdot 10^4$ МПа; $E = 6 \cdot 10^4$ МПа; $\nu = 0,3$; $k = 0$ – в случае

фероидальных ($a = b$) и $k = 1$ – для включений в виде длинных эллиптических цилиндров.

На основе приведенных данных нетрудно подсчитать диапазон изменения внешних разрушающих включение нагрузок, если параметр формы интерметаллидных фаз под влиянием модификатора изменяется от 1,7 до 5,5 (см табл. 1). Для $k = 1$ (включения в виде вытянутых цилиндров) σ_{a^*} изменяется от 11,3 до 13,4 МПа. Для $k = 0$ (сфероидальные включения) диапазон изменения σ_{a^*} колеблется в границах от 11,9 до 14,7 МПа. Известно, что предел выносливости конструкционных материалов, как правило, колеблется в пределах $(0,2-0,6) \sigma_B$. Поскольку установленная нами величина изменяется в границах 150–180 МПа (см. табл. 1), то даже напряжение 0,2 значительно превышает амплитуды нагрузок, которые приводят к разрушению включений.

Таким образом установлено, что включения разрушаются при первом цикле нагрузки и на их месте возникают трещины соответствующего размера.

Исследуем, как такие трещины могут влиять на сопротивление материала усталости.

В работах [3, 4] на основе решения задачи про внутреннюю трещину нормального отрыва в бесконечном или поверхностную в полубесконечном теле предложена формула, которая устанавливает зависимость предела выносливости тела с трещиной от размера дефекта

$$\Delta\sigma_R^* = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}}, \quad (9)$$

где ΔK_{th} – пороговый размах коэффициента интенсивности напряжений;

Y – коэффициент, который характеризует геометрию трещины;

$Y = 1$ для сквозных трещин; $Y = 2/\pi$ – для внутренних круговых трещин;

$2a$ – размер трещины (в случае поверхностной трещины размер трещины равняется a).

Из этой зависимости следует соотношение для определения максимального размера трещины, которая не влияет на предел выносливости материала, то есть

$\Delta\sigma_R^* = \Delta\sigma_R$ ($\Delta\sigma_R$ – предел выносливости материала без трещины) [4]

$$a_0 = \frac{\Delta K_{th}^2}{\pi Y^2 \Delta\sigma_R^2}. \quad (10)$$

Для алюминиевых сплавов, не загрязненных интерметаллидными включениями, $\Delta K_{th} \approx 3,5$ МПа,

$\Delta\sigma_R \approx 100$ МПа. Подсчет в соответствии с формулой (10) дает такие значения критического размера трещины, которая не будет влиять на предел выносливости

$$2a_0 = \begin{cases} 0,78 \text{ мм для сквозных трещин} \\ 1,8 \text{ мм для внутренних круговых} \end{cases}$$

Поскольку средний характерный размер интерметаллидных включений, а значит, и трещин, которые в них возникли, колеблется в пределах 30–70 мкм, то это означает, что изолированные включения не могут влиять на предел выносливости материала. Влияние включений на эту характеристику может реализоваться лишь в случае их взаимодействия. Из теории трещин известно, что трещины можно считать не взаимодействующими, если расстояние между ними больше четырех размеров дефектов. Так как взаимодействие трещин прямо связано с объемным содержанием интерметаллидных включений, то можно установить допустимое содержание включений в материале, если его усталостные характеристики не будут ухудшаться присутствием таких примесей.

В случае взаимодействующих трещин предлагается модификация формулы (1). Размах коэффициента интенсивности напряжений для таких трещин можно получить в виде зависимости

$$\Delta K_1 = \Delta\sigma Y\sqrt{\pi\alpha}(1 + F(\alpha/d)), \quad (11)$$

где $F(\alpha/d)$ – функция взаимовлияния трещин;

$2d$ – расстояние между центрами трещин.

Тогда модифицированная формула для определения предела выносливости приобретет вид

$$\Delta\sigma_R^* = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi\alpha}(1 + F(\alpha/d))}. \quad (12)$$

Функцию взаимовлияния устанавливаем для периодической системы коллинеарных (плоская задача) или компланарных (пространственная трехмерная задача) трещин в бесконечном теле, которое подвергнуто растяжению в бесконечности перпендикулярно к плоскости трещин. В этих случаях функция взаимовлияния $F(\alpha/d)$ будет принимать наибольшие значения, а значит, будет иметь место наиболее опасная ситуация с точки зрения разрушения тела.

В случае системы коллинеарных периодически размещенных трещин длиной $2a$ функция $F(\alpha/d)$ будет такой [6, 7]:

$$F(a/d) = \sqrt{\frac{d}{\pi a} \operatorname{tg} \frac{\pi a}{d}} - 1. \quad (13)$$

Для компланарной системы периодических круговых трещин радиусом a , размещенных в узлах треугольной сетки (как вариант наиболее плотной упаковки), данная функция установлена в работе [5]

$$F(a/d) = 0,91\left(\frac{a}{d}\right)^3 + 0,34\left(\frac{a}{d}\right)^5 + 0(\lambda)^6. \quad (14)$$

На основе соотношений (12)–(14) можем прогнозировать зависимость предела выносливости материала

от объемного содержания интерметаллидной фазы и размеров включений. Укажем, что в случае взаимодействия дефектов, размер включений, которые не влияют на предел выносливости материала, устанавливается из соотношения

$$a_0 = \frac{\Delta K_{th}^2}{\pi Y^2 \Delta \sigma_R^2 (1 + F(a/d))}. \quad (15)$$

По всей видимости, чем большее взаимовлияние включений $F(a/d)$, тем меньший предельный размер включений, которые влияют на предел выносливости

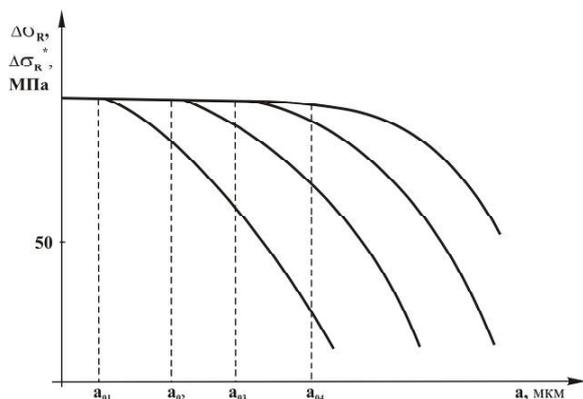


Рис. 4. Зависимость предела выносливости алюминиевого сплава от размеров включений: a_{01}, \dots, a_{04} – размеры включений, которые не влияют на предел выносливости при разном объемном содержании

На рис. 4 изображено влияние размеров и объемного содержания интерметаллидных включений на предел выносливости алюминиевого сплава. Такие диаграммы являются, по сути, обобщением известных диаграмм для образцов с надрезами Китагава-Такахаси [8] на случай концентраторов напряжений технологического типа, которыми являются интерметаллидные и неметаллические включения в сплавах.

Поскольку размер включений $2a$ связан с их формой (под влиянием модификатора объем включения остается постоянным – изменяется лишь форма), то в результате простых расчетов могут быть построены диаграммы зависимостей предела выносливости от формы включений. Такая диаграмма для реального материала с объемным содержанием включений 12% [9] изображена на рис. 5. Точками обозначены экспериментально установленные значения предела выносливости. Как можно видеть, результаты теоретического прогноза и экспериментов удовлетворительно согласуются.

С ростом содержания железа в сплаве возрастает объемная доля включений, их размеры укрупняются (см. табл. 2), что приводит к снижению сопротивления усталости (рис. 6). Была проведена теоретическая проверка данного утверждения, сделанного на основе экспериментальных данных, путем расчета значения предела выносливости при различном содержании железа

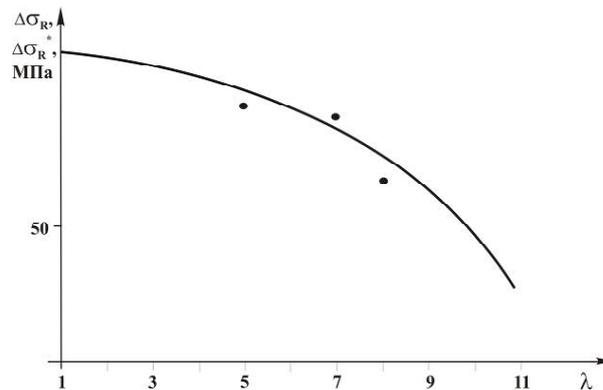


Рис. 5. Диаграмма предела выносливости алюминиевого сплава

по формулам (12)–(14). Расчет проводился для системы коллинеарных периодически размещенных сквозных трещин.

Как видно из полученных графиков, расчетные (теоретические) значения предела выносливости несколько выше экспериментальных данных. Это может объясняться тем, что при проведении эксперимента на его результаты воздействует множество неучитываемых факторов, которые могут приводить к снижению уровня получаемых данных.

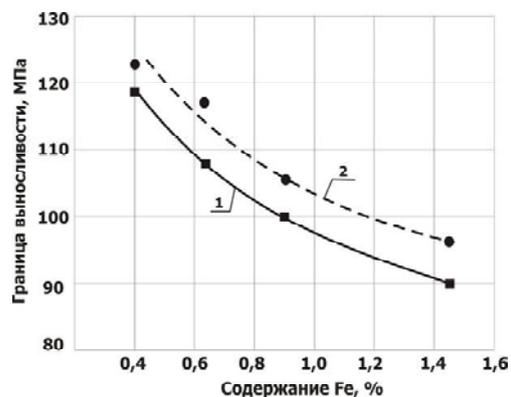


Рис. 6. Зависимость предела выносливости сплава АК8МЗ от содержания железа:

1 – экспериментальные данные, 2 – расчетные данные

Из приведенных результатов следует, что есть два пути улучшения служебных свойств вторичных алюминиевых сплавов:

- 1) снижение объемного содержания интерметаллидных включений;
- 2) изменение формы включений введением модификаторов.

Выводы

На основе математической и физической моделей интерметаллидного включения установлено, что при амплитуде нагрузок на уровне предела выносливости

включення руйнуються уже при перших циклах навантаження.

Установлено, що існують предельні розміри і об'ємне вміщення інтерметалічних включень, які не знижують межі виходності алюмінієвих сплавів. Показано, що предельні розміри включень зменшуються з збільшенням їх об'ємного вміщення.

Отримано інженерна залежність для прогнозування межі виходності матеріалу від розмірів і об'ємного вміщення включень.

Експериментальними дослідженнями і теоретичними розрахунками показано, що ефективним методом підвищення опору алюмінієвих сплавів є введення модифікаторів, які дозволяють змінити форму включень з пластинчастої на глобулярну.

Список літератури

1. Пат. 57584А Україна, МКИ С22С1/06. Модифікатор для алюмінієвих сплавів / І.П. Волчок, О.А. Мітяєв (Україна). – № 2002108343 ; заявл. 22.10.2002 ; опубл. 16.06.2003. Бюл. №6.
2. Панасюк В. В. Пространственные задачи теории трещин : (Обзор) / Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Стадник М. М. // Физ.-хим. механика материалов. – 1979. – № 4. – С. 39–55; № 5. – С. 45–65; №6. – С. 17–26.
3. Smith R. A. Prediction of fatigue regimes in notched components / Smith R. A., Miller K. J. // Int.J. Mech. Sci., 20. – P. 201–206.
4. El Haddad M.H. Prediction of non propagating crack / El Haddad M.H., Topper T.H. and Smith K.N. // Eng. Fract. Mech., 1979, 11, P. 573–584.
5. Панасюк В. В. напряжений в трьохмерних тілах з тонкими включеннями / Панасюк В. В., Стадник М. М., Силованюк В. П. – К.: – Наук. думка, 1986. – 214 с.
6. Irwin G.R. Analysis of stresses and strain near the end of crack traversing a plate./ Irwin G.R. // Journal of Appl. Mech., 1957, 24. – № 3. – P. 361–364.
7. Koiter W. T. An infinite row of collinear cracks in an infinite elastic sheet / Koiter W. T. // Ing. Arch. – 1959, 28. – № 3. – P. 168–172.
8. Kitagawa H. Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the early stage / Kitagawa H., Takahashi S. // Proc. of the 2nd International conference on the mechanical behaviour of materials. 1976, Boston, MA. – P. 672–631.
9. Вплив інтерметалічних включень на міцнісні властивості алюмінієвих сплавів / [Волчок І. П., Силованюк В. П., Мітяєв О. А., Івантишин Н. А.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 17–21.

Одержано 03.06.2015

Беліков С.Б., Силованюк В.П., Волчок І.П., Мітяєв О.А. Вплив інтерметалічних фаз на межі втоми вторинних силумінів

На основі математичної та фізичної моделей інтерметалічного включення запропоновано розрахункові формули для визначення межі втоми силумінів залежно від розмірів та об'ємного вмісту інтерметалідів.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, інтерметалічна фаза, математична модель.

Byelikov S., Sylovaniuk V., Volchok I., Mityayev O. Influence of intermetallic phases on the secondary silumins' fatigue limit

Using the mathematical and physical models of the intermetallic inclusion the calculating formulas are suggested for determination of the fatigue limit of silumins depending on the sizes and volume of intermetallic compounds.

Key words: aluminum alloy, intermetallic phase, mathematical model.