

УДК 669.715:669

**ВЛИЯНИЕ ЖЕЛЕЗА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА СПЛАВА АК9М2**

канд. техн. наук, ст. викл. Лютова О.В.

Запорізький національний технічний університет

Алюминиевые сплавы по объемам производства занимают второе место после сплавов на основе железа - сталей и чугунов. Благодаря высоким технологическим, механическим и служебным свойствам, а также низкой плотности, они успешно конкурируют с черными металлами, обеспечивая снижение удельной металлоемкости узлов, механизмов и конструкций. Так, например, замена чугунных деталей (шкивы, диски, рабочие колеса и лопатки вентиляторов, различного рода крышки и корпуса механизмов, патрубки, коллекторы и т.д.) на алюминиевые приводит к снижению массы деталей, уменьшению инерционных сил и вибраций машин и затрат на механическую обработку [1].

Производство первичного алюминия является высокоэнергетическим и экологически вредным. Единственный в Украине производитель первичного алюминия – Запорожский алюминиевый комбинат фактически прекратил свою работу. Производство вторичного алюминия и его сплавов, в силу меньших энергетических затрат и выбросов в окружающую среду, имеет тенденцию к возрастанию. К 2030 году, согласно прогнозам, выпуск вторичного алюминия в мире может достичь 22...24 млн. т в год [2]. Главными недостатками вторичных алюминиевых сплавов являются низкие технологические и механические свойства, вследствие загрязнения исходной шихты железом, маслами, пластмассами и другими вредными примесями.

В качестве шихты использовали сплав АК9М2 в чушках, полученный из 100 % вторичного сырья в пламенных печах ЕНW5000, и стружку сплава АК9М2 после прокатки и брикетирования на гидравлическом прессе. Плавку осуществляли в печи сопротивления СНЗ-3, в чугунном тигле под покровным флюсом (62 % NaCl, 13 % KCl, 25 % NaF) в количестве 2 % от массы жидкого металла. После расплавления и нагрева металла до 710 ± 5 °С в него вводили порошок железа (содержание железа в сплаве варьировалось от 0,66 % до 2,34 %) и обрабатывали модификатором состава, масс. %: 25...40 Na₂CO₃, 12...20 SiC, 3...8 Ti, остальное - S (патенту № 57584А [3]). Модификатор в количестве 0,12 % от массы жидкого металла вводили в сплав с помощью колокольчика.

Исследования проводились на образцах в литом состоянии, а также на термообработанных по режиму Т6 (закалка 515 ± 5 °С, время выдержки 6 ч; старение 200 ± 5 °С, время выдержки 2 ч) в соответствии с ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93).

Фрактографический анализ выполняли на поверхностях разрушения разрывных образцов. Для этого осуществляли фотографирование поверхности разрушения трех образцов при увеличении 16. На снимках четко выделялись светлые (белые) пятна – включения интерметаллида Al₃SiFe, который, как показал А.А. Митяев [4], имеет низкую прочность и высокую склонность к

расслоению, благодаря моноклинной кристаллической решетке $a=b=0,612$ нм и $c=4,419$ нм. Суммарная площадь подсчета S составляла $3 \cdot 3,14 \cdot 5^2 / 4 = 59$ мм², погрешность подсчета – ± 10 %.

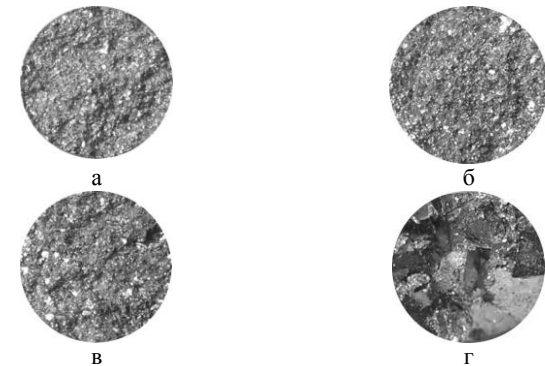
Содержание фазы на поверхности разрушения определяли по методу П, ГОСТ 1778-70, по формуле:

$$F = \frac{\sum_{i=1}^n f_i}{S} \cdot 100\% \quad (1)$$

где f_i – площадь i -ого включения в мм;

n – количество включений, штук на площади трех образцов S , мм².

На рис. 1 представлены снимки изломов разрывных образцов сплава АК9М2.



а – 1,021 % Fe; б – 1,425 % Fe; в – 1,925 % Fe; г – 2,2 % Fe;

Рис. 1. Изломы разрывных образцов ($\times 16$).

На фоне изломов наблюдаются белые участки, представляющие собой фазу Al_5SiFe , кристаллическое строение которой способствует ее расслаиванию. С увеличением количества железа площадь белых участков возрастает. Например, их примерно в 2 раза больше в сплаве с содержанием 1,925 % Fe по сравнению со сплавом, содержащим 1,021 % Fe и особенно много при содержании железа в сплаве 2,2 %.

В целом, материалы фраттографического анализа позволяют сделать предположение о том, что хрупкая, склонная к расслоению фаза Al_5SiFe играла, в нашем случае, роль основного фактора, вызывающего охрупчивание сплава. С целью проверки данного предположения был выполнен подсчет количества интерметаллида Al_5SiFe на поверхности изломов и построены графические зависимости механических свойств (σ_B , δ и HRB) нетермообработанного сплава от содержания Al_5SiFe , % в изломе (рис. 2).

Между содержанием интерметаллидной фазы Al_5SiFe , с одной стороны, пределом прочности, относительным удлинением и твердостью, наблюдались достаточно четкие зависимости. С увеличением количества Al_5SiFe в изломе

снижались прочность и пластичность вследствие охрупчивания сплава и повышалась твердость в результате увеличения количества с 1,5 до 8,4 % твердой составляющей – интерметаллида Al_5SiFe (по данным [5] микротвердость этой фазы равна 11240 МПа, то есть на порядок выше микротвердости металлической основы – α (Al)).

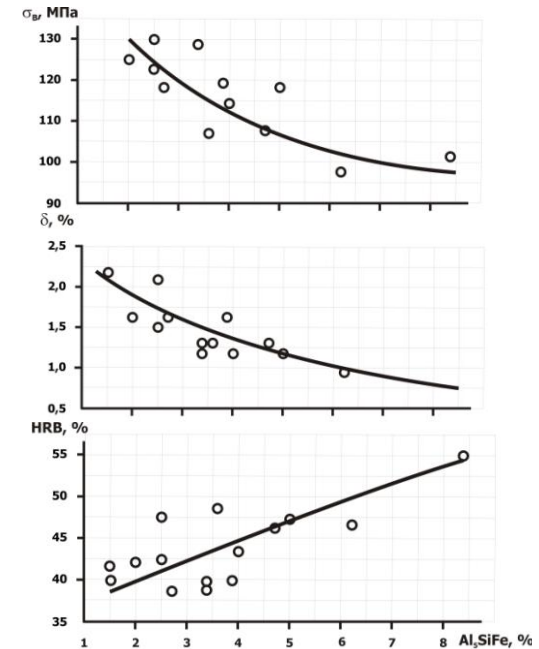
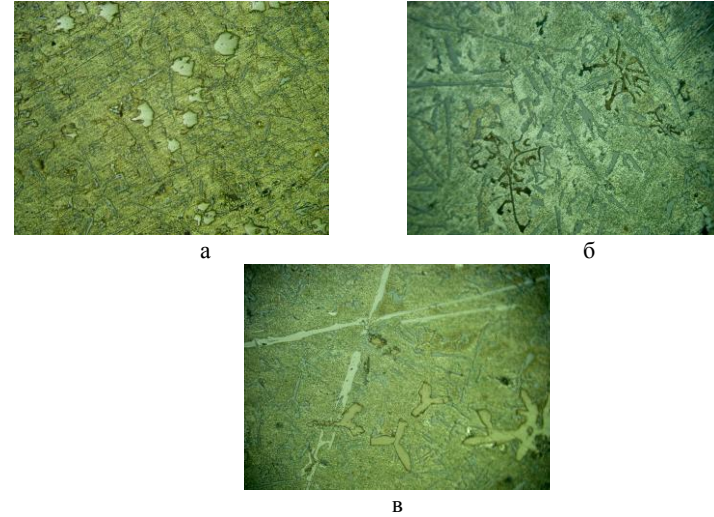


Рис.2. Зависимости механических свойств сплава АК9М2 от количества Al_5SiFe в изломе.

Экспериментальные сплавы имели структуру типичную для доэвтектических сплавов, состоящую из α -твердого раствора кремния и других элементов в алюминии (α -Al) и эвтектики, состоящей из α -Al и частиц разной формы на основе легированного кремния (β -Si), а также интерметаллидных включений (рис. 3 а, б). Частицы кремния имели форму от близкой к глобулярной до пластинчатой. Основными включениями интерметаллидов были железосодержащие фазы, наиболее часто встречалась фаза Al_5SiFe белого цвета, имевшая ярко выраженную пластинчатую форму, наиболее часто она встречалась в сплавах с повышенным содержанием железа (рис. 3 в). Зависимость предела прочности от содержания железа имела вид кривых с максимумами при 1,5 % железа. Полученные результаты исследований подтверждают данные [6] об экстремальной зависимости предела прочности от содержания железа (рис.4).



а – 1,021 % Fe; б – 1,488 % Fe; в – 2,2 % Fe;

Рис. 3. Микроструктуры ($\times 500$) сплава АК9М2 в нетермообработанном состоянии.

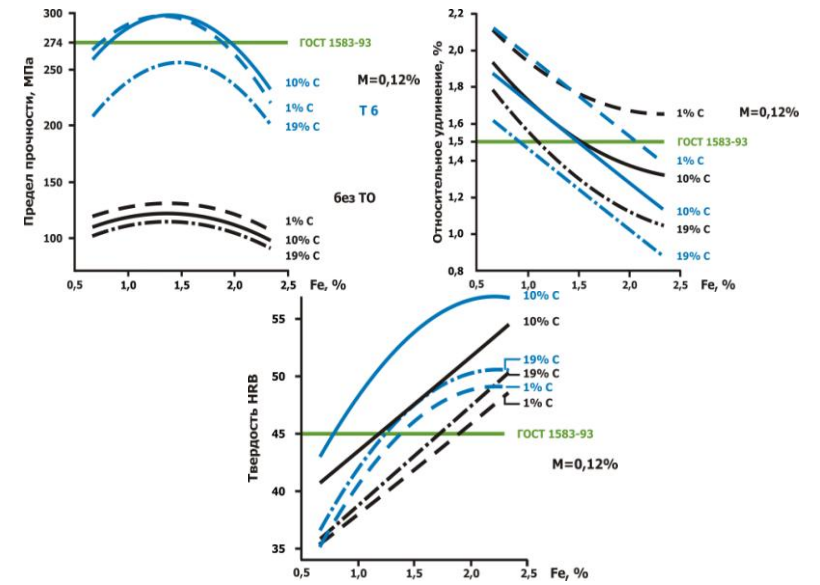


Рис. 4. Зависимости механических свойств от содержания железа в сплаве.

С ростом содержания железа до определенного предела (около 1,5 %) увеличивалось количество интерметаллидных фаз, которые играли роль барьеров для дислокаций и таким образом способствовали упрочнению сплава.

При более высоком содержании интерметаллидных фаз образовывалась практически замкнутая сетка из интерметаллидов, охрупчивающая сплав.

С ростом концентрации железа в сплаве происходило монотонное снижение пластичности (рис. 4), что можно объяснить загрязнением сплава и увеличением в нем количества интерметаллидных железосодержащих фаз (рис 3).

С увеличением содержания железа, независимо от содержания стружки и термической обработки, происходило повышение твердости сплава, вследствие увеличения в нем количества твердых интерметаллидных фаз.

В целом, результаты проведенных исследований показали, что применение рафинирующе-модифицирующей технологии обработки жидкого расплава, позволяет получить уровень механических свойств алюминиевых сплавов, соответствующий ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93), при содержании железа в сплаве до 1,8...2,0 %.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Лебедев, В.М. Применение литейных алюминиевых сплавов в сельском хозяйстве [Текст] / В.М. Лебедев // Литейное производство. – 1991. – № 3. – С. 5-6.
2. Гель, В. О повышении эффективности производства вторичных алюминиевых сплавов [Электронный ресурс] / Виталий Гель. – Режим доступа: <http://www.recyclers.ru/modules/section/article.php?articleid=114>
3. Пат. 57584А Україна, МКВ С22С1/06. Модифікатор для алюмінієвих сплавів / І.П. Волчок, О.А. Мітяєв (Україна); заявник і патентотримувач Запорізький національний технічний ун-т. – № 2002108343; заявл. 22.10.2002; опубл. 16.06.2003, Бюл. № 6. – 4с.
4. Mityayev, A. The role of intermetallic phases in fracture of aluminium alloys [Текст] / A. Mityayev, S. Belikov, K. Loza // Problems of modern techniques in engineering and education 2009. – Cracow, 2009. – P. 59-66.
5. Белов, Н.А. Фазовая диаграмма системы Al-Cu-Fe-Mg-Si в области Al-Cu-сплавов [Текст] / Н.А. Белов, А.В. Кольцов // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2002. – № 2. – С. 37-48.
6. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов [Текст] / Мондольфо Л.Ф.; [Пер. с англ. Л. Лещинер, В. Сандлер, С. Старина, Е. Ткаченко] – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.