

С.Г. АГБАЛЯН, А.А. ЗАКАРЯН, А.А. ПЕТРОСЯН

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ СПЛАВОВ

На основании научно-экспериментальных комплексных исследований разработана технология получения нового литейного алюминиевого антифрикционного сплава системы Al-Cu-Fe-Si-MoS₂, включающая расплавление исходных материалов, рафинирование и дегазацию расплава, легирование, литье, механическую и термическую обработку изделий.

Ключевые слова: алюминий, антифрикционный сплав, литье, закалка, старение, гетерогенная структура, дисульфид молибдена, трение, износ.

В современной промышленности, в том числе в авиа- и машиностроительной, пищевой, текстильной и т.д., а также в измерительной технике возникает необходимость в таких материалах, которые способны работать в условиях граничного и сухого трений, обладающих высокой удельной прочностью, теплопроводностью и коррозионной стойкостью. С этой точки зрения алюминиевые сплавы представляют большой интерес. Антифрикционные алюминиевые сплавы можно получить литьем и посредством порошковой металлургии. Однако не все алюминиевые сплавы можно получить технологией порошковой металлургии. Основная проблема заключается в том, что порошок алюминия из-за его высокой химической активности значительно окислен и может содержать более чем 20% Al₂O₃. Окисная пленка препятствует взаимодействию алюминия с легирующими элементами и, следовательно, образованию гомогенного сплава. Вследствие этого значительно затрудняется образование интерметаллидных фаз и обеспечение требуемых механических свойств. Это понижает несущую способность антифрикционного сплава. Кроме того, полностью не реализуется смазывающая способность твердой смазки (графит, дисульфид молибдена и т.д.) в отличие от интерметаллидного упрочнения сплава. При получении сплавов литьем вышеизложенная проблема полностью исключается. Поэтому разработка новых литейных антифрикционных алюминиевых сплавов и выбор оптимальных режимов литья и термической обработки являются актуальной задачей.

Целью настоящей работы является разработка технологии получения антифрикционных алюминиевых сплавов, обладающих низким коэффициентом трения, которые способны работать в условиях сухого и граничного трений, и исследование процесса формирования их структуры и свойств.

В области триботехнического материаловедения произведен анализ и выявлена связь между составом и структурой пар трения [1 - 5].

При разработке антифрикционных материалов предложены теории молекулярно-механического и усталостного износа. С этой точки зрения предпочтительными являются антифрикционные материалы с гетерогенной структурой.

Произведен анализ процессов литья и термической обработки алюминиевых сплавов, который показал, что наибольший интерес представляют алюминиевые сплавы, легированные несколькими элементами, в которых упрочнение достигается как образованием твердых растворов, так и выделением интерметаллидов [6 - 10].

В качестве матрицы для алюминиевого антифрикционного сплава выбран сплав марки А5Е (Al=99,5%, Fe=0,35%, Si=0,12%, Cu=0,02%, Zn=0,04%, Ti=0,01%, другие элементы - 0,05%), в качестве легирующего элемента - первичная медь марок М0 или М1, а в качестве твердой смазки - дисульфид молибдена (MoS₂).

При разработке или выборе материалов для узлов трения в качестве основных показателей были выбраны коэффициент трения и износ. Что касается нагрузки, скорости скольжения, температуры, среды и т.д., то они рассматривались в качестве вторичных показателей. Узел трения может работать нормально при низких значениях коэффициентов трения, т.е. когда созданы условия для уменьшения сил трения между соприкасающимися поверхностями. В этом случае износ образуется из-за усталостных напряжений за счет действующих нагрузок, т.е. когда полностью реализовываются потенциальные возможности материала.

Изучены возможные двух- и трехфазные структурные модели материалов, которые обеспечивают минимальные значения коэффициента трения и высокую износостойкость. Показано, что материалы, имеющие двухфазную структуру, в которых первой фазой является матрица, берущая на себя внешнюю нагрузку после приработки, а второй фазой - твердая смазка, обеспечивающая образование вторичных структур на поверхностях трения, целесообразно использовать при средних и легких нагрузках в узлах, работающих в условиях смазки. Для работы в тяжелых условиях (большие нагрузки, скорости, граничное и сухое трение) целесообразно применение трехфазной структурной модели. В этом случае внешнюю нагрузку берет на себя третья фаза (рис.1 а), имеющая наибольшую твердость, под воздействием которой деформируются частицы матрицы, а затем и вторая фаза (рис.1 б). На вторую фазу начинают действовать силы трения, под воздействием которых между трущимися поверхностями образуются вторичные структуры, что обеспечивает положительный градиент механических свойств. Уровень допустимых значений внешних нагрузок в узлах трения зависит от упругих деформаций, т.е. от свойств матрицы, а также от размеров и распределения в ней твердых частиц.

Исследования показали, что сплав будет обладать высокими триботехническими свойствами (f , I), если в его структуре обеспечено оптимальное соотношение между механическими свойствами ($\sigma_{\text{ТЭК}}$, E , t). Выбраны и обоснованы оптимальные режимы литья и химический состав Al-Cu-Fe-Si сплава. Основными параметрами, влияющими на жидкотекучесть и усадку сплавов, являются температура (T , °C) и химический состав (c , %) сплава, а также температура литейной формы (t , °C).

В качестве переменной была выбрана концентрация меди (с, %), поскольку в разработанном сплаве медь является основным упрочняющим элементом. На основании экспериментальных данных произведено математическое планирование эксперимента, где в качестве выходных параметров выбраны жидкотекучесть (λ) и линейная усадка (ϵ) сплава. На основании предварительных экспериментов выбрана следующая математическая модель:

$$\lambda(\epsilon) = K \cdot \left(\frac{T}{10}\right)^{b_1} \cdot (10 \cdot c)^{b_2} \cdot t^{b_3},$$

где K , b_1 , b_2 , b_3 - коэффициенты, значения которых получены при помощи программы C++.

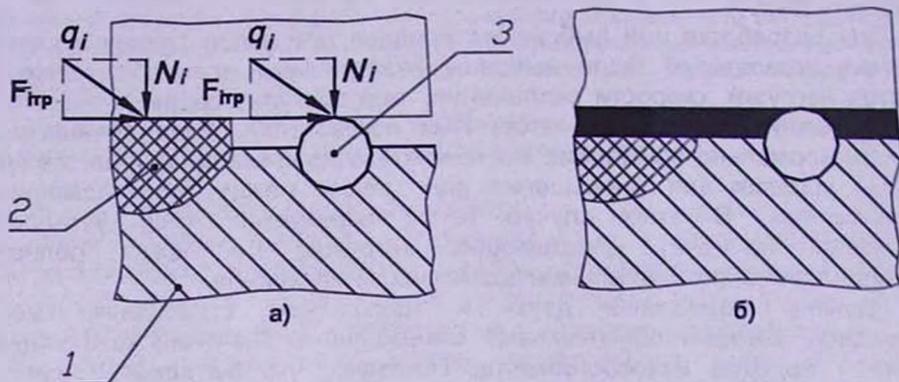


Рис.1. Структурная модель трехфазного материала:
 а – до приработки, б – во время работы;
 1 – первая фаза (матрица), 2 – вторая фаза (твердая смазка),
 3 – третья фаза (твердая частица)

Анализ модели показал, что в выбранном диапазоне переменных жидкотекучесть (линейная усадка) в первую очередь зависит от температуры расплава ($T_{распл}$), затем от температуры литейной формы и концентрации меди.

Экспериментальные параметры задачи совпадают с расчетными данными (рис. 2 – 4), в результате анализа которых выбраны следующие оптимальные режимы: температура расплава $720...730^{\circ}\text{C}$, температура литейной формы $120 \pm 10^{\circ}\text{C}$, концентрация меди 4%.

Одним из важнейших свойств антифрикционных сплавов является их несущая способность (PV), для чего они должны обладать определенными механическими свойствами, необходимый уровень которых можно обеспечить легированием и термической обработкой. Исследование проведено на сплаве системы Al-Cu-Fe-Si, который содержит 4% Cu. Литые образцы подвергались гомогенизационному отжигу ($T_{гом} = 500^{\circ}\text{C}$, $\tau_{выд} = 10$ ч).

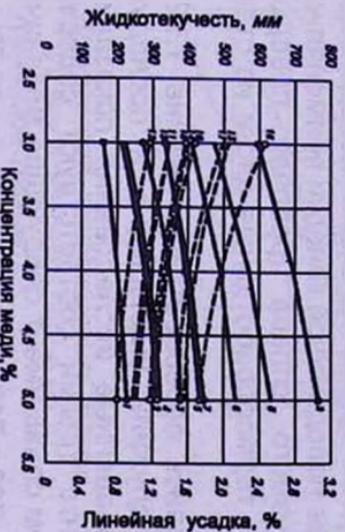


Рис. 4. Зависимость жидкотекучести и линейной усадки от концентрации меди и температуры литейной формы:

жидкотекучесть:

1-1-T_{расп}=680°C, t_{н.ф.}=20°C; 2-1-T_{расп}=680°C, t_{н.ф.}=120°C;
 3-1-T_{расп}=680°C, t_{н.ф.}=220°C; 4-1-T_{расп}=730°C, t_{н.ф.}=20°C;
 5-1-T_{расп}=730°C, t_{н.ф.}=120°C; 6-1-T_{расп}=730°C, t_{н.ф.}=220°C;
 7-1-T_{расп}=780°C, t_{н.ф.}=20°C; 8-1-T_{расп}=730°C, t_{н.ф.}=120°C;
 9-1-T_{расп}=730°C, t_{н.ф.}=220°C

линейная усадка:

10-1-T_{расп}=680°C, t_{н.ф.}=20°C; 11-1-T_{расп}=680°C, t_{н.ф.}=120°C;
 12-1-T_{расп}=680°C, t_{н.ф.}=220°C; 13-1-T_{расп}=730°C, t_{н.ф.}=20°C;
 14-1-T_{расп}=730°C, t_{н.ф.}=120°C; 15-1-T_{расп}=730°C, t_{н.ф.}=220°C;
 16-1-T_{расп}=780°C, t_{н.ф.}=20°C; 17-1-T_{расп}=780°C, t_{н.ф.}=120°C;
 18-1-T_{расп}=780°C, t_{н.ф.}=220°C

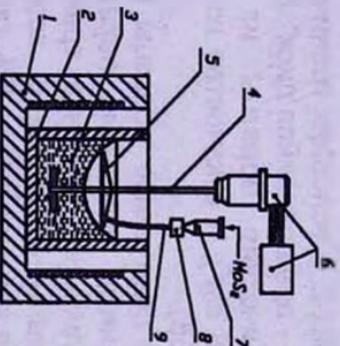


Рис. 5. Установка для получения литейного сплава Al-Si-Fe-Si-Mo₂:

1- печь, 2- тигель, 3- расплав,
 4- вращающаяся ось,
 5- дисковая мешалка, 6- тривод,
 7- бункер, 8- дозатор,
 9- питающая трубка

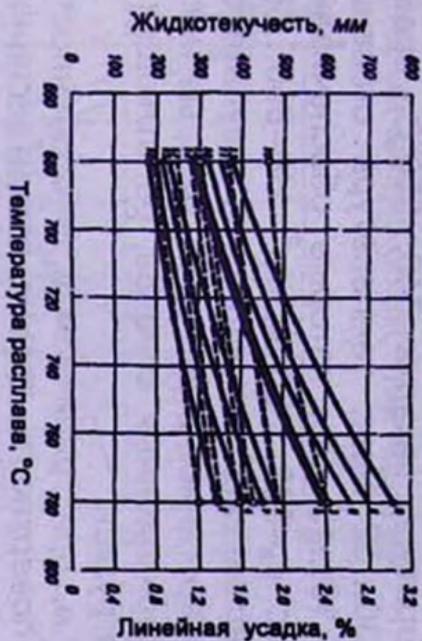


Рис. 2. Зависимость жидкотекучести и линейной усадки от температуры расплава и литейной формы:

жидкотекучесть:

- 1-C=3%, $\lambda_{\text{ж}} = 20^\circ\text{C}$; 2-C=3%, $\lambda_{\text{ж}} = 120^\circ\text{C}$;
 3-C=3%, $\lambda_{\text{ж}} = 220^\circ\text{C}$; 4-C=4%, $\lambda_{\text{ж}} = 20^\circ\text{C}$;
 5-C=4%, $\lambda_{\text{ж}} = 120^\circ\text{C}$; 6-C=4%, $\lambda_{\text{ж}} = 220^\circ\text{C}$;
 7-C=5%, $\lambda_{\text{ж}} = 20^\circ\text{C}$; 8-C=5%, $\lambda_{\text{ж}} = 120^\circ\text{C}$;
 9-C=5%, $\lambda_{\text{ж}} = 220^\circ\text{C}$;
 ----- линейная усадка:
 10-C=3%, $\lambda_{\text{л}} = 20^\circ\text{C}$; 11-C=3%, $\lambda_{\text{л}} = 120^\circ\text{C}$;
 12-C=3%, $\lambda_{\text{л}} = 220^\circ\text{C}$; 13-C=4%, $\lambda_{\text{л}} = 20^\circ\text{C}$;
 14-C=4%, $\lambda_{\text{л}} = 120^\circ\text{C}$; 15-C=4%, $\lambda_{\text{л}} = 220^\circ\text{C}$;
 16-C=5%, $\lambda_{\text{л}} = 20^\circ\text{C}$; 17-C=5%, $\lambda_{\text{л}} = 120^\circ\text{C}$;
 18-C=5%, $\lambda_{\text{л}} = 220^\circ\text{C}$

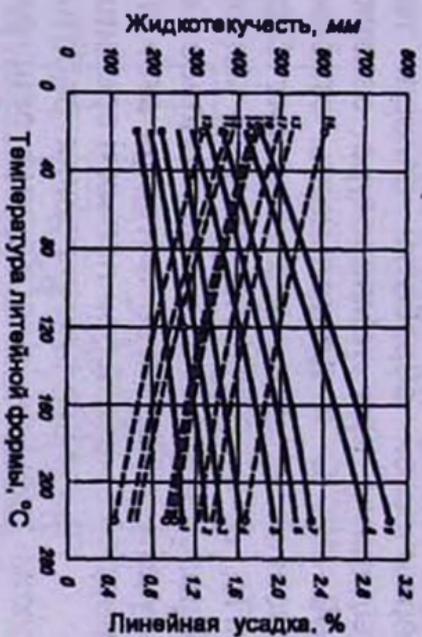


Рис. 3. Зависимость жидкотекучести и линейной усадки от температуры литейной формы и концентрации меди:

жидкотекучесть:

- 1-T_{расп} = 680°C, C=3%; 2-T_{расп} = 680°C, C=4%;
 3-T_{расп} = 680°C, C=5%; 4-T_{расп} = 730°C, C=3%;
 5-T_{расп} = 730°C, C=4%; 6-T_{расп} = 730°C, C=5%;
 7-T_{расп} = 780°C, C=3%; 8-T_{расп} = 730°C, C=4%;
 9-T_{расп} = 730°C, C=5%;
 ----- линейная усадка:
 10-T_{расп} = 680°C, C=3%; 11-T_{расп} = 680°C, C=4%;
 12-T_{расп} = 680°C, C=5%; 13-T_{расп} = 730°C, C=3%;
 14-T_{расп} = 730°C, C=4%; 15-T_{расп} = 730°C, C=5%;
 16-T_{расп} = 730°C, C=3%; 17-T_{расп} = 730°C, C=4%;
 18-T_{расп} = 730°C, C=5%

Экспериментальным путем были выбраны оптимальные режимы термической обработки сплава: температура закалки 540...550°C, время выдержки при температуре закалки 30...32 мин., температура старения 100...120°C и длительность старения 10...15 час, которые обеспечивают высокий уровень механических свойств: $\sigma_b=325...330 \text{ МН/м}^2$, $\text{НВ}=850...860 \text{ МПа}$, $\delta=3...3,5\%$. Полученные механические свойства являются результатом образования алюминиевых сплавов с гетерогенной структурой, которые могут служить в качестве матрицы для антифрикционных сплавов, работающих с твердой смазкой при легких и средних нагрузках.

При тяжелых условиях работы, т.е. при граничном и, в особенности, сухом трении, необходимо защитить поверхность трения от интенсивного износа и разрушения. Для этой цели широкое применение получили твердые смазки, разновидностью которых является дисульфид молибдена с низким коэффициентом трения $f=0,017...0,047$. Однако введение MoS_2 в алюминиевый расплав затруднено тем, что он обладает большим удельным весом, чем алюминий ($\rho=4,8...5,16 \text{ г/см}^3$), и, кроме того, алюминиевый расплав имеет довольно высокую химическую активность, что может привести к частичному разложению MoS_2 , если последний длительное время будет находиться в расплаве. Поэтому введение дисульфида молибдена в алюминиевый расплав было осуществлено с помощью изготовленного нами устройства (рис.5). При этом расплав непрерывно перемешивался и быстро охлаждался в кокиле.

Исследование антифрикционных свойств сплавов проводилось на машине СМЦ-2 в условиях граничного и сухого трений по схеме "неподвижная колодка - вращающийся диск". В качестве неподвижной колодки применялись цилиндрические образцы из исследуемого сплава (рабочая поверхность $S=0,28 \text{ см}^2$), а в качестве контртела - термообработанные диски из стали 45 (HRC55).

Испытуемые образцы подвергались переработке в течение 1...2 час. Условиями окончания переработки служили уменьшение и последующая стабилизация момента трения. Проведенные исследования показали, что минимальные значения коэффициента трения соответствуют содержанию MoS_2 в количестве 4...5%, при котором сплав имеет следующие механические свойства: $\sigma_b=240...245 \text{ МН/м}^2$, $\text{НВ}=700...710 \text{ МПа}$, $\delta=11,5...13,5\%$. При увеличении содержания MoS_2 происходило постепенное увеличение коэффициента трения. Это объясняется частичным взаимодействием MoS_2 с матрицей, что приводит к структурным изменениям на поверхности трения.

В результате экспериментов (рис. 6 - 8) были выявлены оптимальные параметры трения. Макроструктуры поверхностей трения при сухом и граничном трении приведены соответственно на рис. 9 и 10.

На основании проведенных научно-экспериментальных комплексных исследований разработана технология получения нового литейного алюминиевого антифрикционного сплава системы Al-Cu-Fe-Si-MoS₂, включающая расплавление сплава А5Е, рафинирование расплава флюсами, перегрев расплава до 730°C и легирование медью, дегазацию и рафинирование полученного расплава введением MoS_2 , быстрое и

интенсивное перемешивание расплава, литье (под давлением), механическую и термическую обработку изделий.

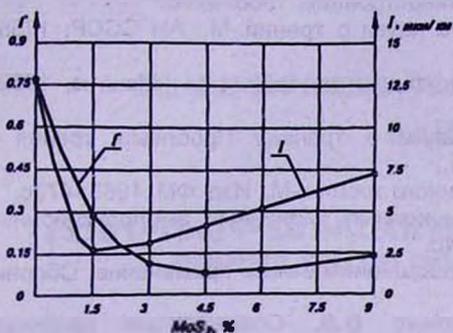


Рис.6. Зависимость коэффициента трения и износа от содержания MoS₂ ($v=1,2$ м/с), сухое трение

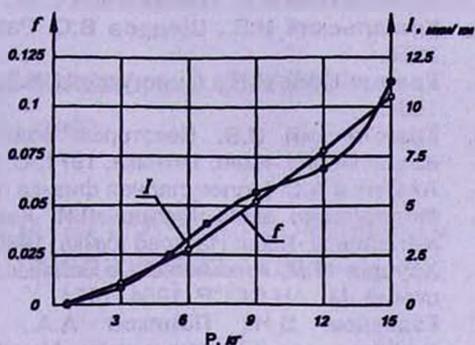


Рис.7. Зависимость коэффициента трения и износа нагрузки ($v=1,2$ м/с), граничное трение

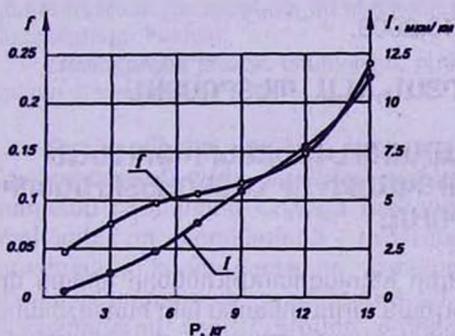


Рис.8. Зависимость коэффициента трения и износа нагрузки ($v=2,4$ м/с), граничное трение

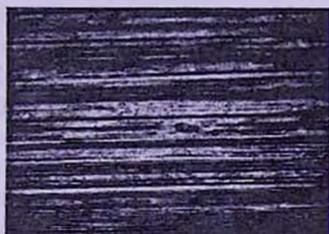


Рис.9. Макроструктура алюминиевого антифрикционного сплава (x50): P=5 кг, V=1,2 м/с (500 об/мин), сухое трение



Рис.10. Макроструктура алюминиевого антифрикционного сплава (x50): P=5 кг, V=1,2 м/с (500 об/мин), граничное трение

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крагельский И.В. Трение и износ.-М.: Машиностроение, 1968.-478с.
2. Крагельский И.В., Щедров В.С. Развитие науки о трении.-М.: АН СССР, 1956.-235с.
3. Крагельский И.В., Виноградов И.Э. Коэффициенты трения.-М.: Машгиз, 1962.-186с.
4. Крагельский И.В. Некоторые задачи науки о трении// Проблемы трения и изнашивания.-Киев: Техника, 1971.-С.11-16.
5. Ахматов А.С. Молекулярная физика граничного трения.-М.: Изд. ФМ, 1963.-472с.
6. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы.-Киев: Наукова думка, 1980.-404с.
7. Хрущев М.М. Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение: Сборник статей.-М.: АН СССР, 1954.-147с.
8. Гаркунов Д.Н., Поляков А.А., Семенов В.Я. Современные проблемы триботехники // Трение и износ.-Минск: Наука и техника, 1980.-Т.1, N 3.-С.393-402.
9. Буйнов Н.Н., Мальцев М.В., Фридляндер И.Н. Металловедение алюминия и его сплавов. 2-е изд., перераб. и доп.-М.: Металлургия, 1983.- 280 с.
10. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов.-М.: Металлургия, 1979.-640с.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 30.10.2008.

Ս.Գ. ԱԴԲԱԼՅԱՆ, Ա.Կ. ԶԱԵՐԿՅԱՆ, Ա.Ա. ՊԵՏՐՈՍՅԱՆ

ԱՅՈՒՄԻՆԱՅԻՆ ԿԱԿԱՇՓԱԿԱՆ ԿԱՍՆԱՉՈՒԿԱԾԵԼՆԵՐԻ ԶՈՒՄԱՆ ՏԵՆՆՈԼՈԳԻԱՅԻ ՄՇԱԿՈՒՄԸ ԵՎ ԿԱՌՈՒԹՎԱԾԵՐ ՈՒ ԿԱՏԿՈՒԹՅՈՒՆՆԵՐԻ ԶԵՎԱԿՈՐՈՒՄԸ

Կատարված գիտափորձնական համալիր հետազոտությունների հիման վրա մշակվել է Al-Cu-Fe-Si-MoS₂ համակարգի ծուլման այրումինային նոր հակաշփական համաձուլվածք, որը ներառում է ելանյութերի հալման, հալույթի ռաֆինացման և զազազերծման, լեգիրման, ծուլման, ծուլվածքների ջերմային և մեխանիկական մշակման գործընթացները:

Առանցքային բառեր. այրումին, հակաշփական համաձուլվածք, ծուլում, մխում, ժերացում, հետերոգեն կառուցվածք, մոլիբդենի դիսուլֆիդ, շփում, մաշում:

S.G. AGHBALYAN, A.H. ZAKARYAN, A.A. PETROSYAN

MOULDING TECHNOLOGY WORKING OUT AND STRUCTURE FORMATION OF PROPERTIES AND ALUMINIUM ANTIFRICTIONAL ALLOYS

On the basis of the spent scientific-experimental complex researches reception technology of a new foundry aluminium antifrictional alloy of system Al-Cu-Fe-Si-MoS₂, which includes fusion of initial materials, refinement and decontamination of flux, alloy addition, moulding, mechanical and thermal processing of products is developed.

Keywords: aluminium, antifrictional alloy, moulding, training, ageing, heterogeneous structure, disulfide of molybdenum, friction, deterioration.