

согласно закону Гука, напряжения и деформации связаны между собой следующими зависимостями:

$$\sigma_r = \frac{E}{(1-\nu^2)}(\varepsilon_r + \nu\varepsilon_\theta),$$

$$\sigma_\theta = \frac{E}{(1-\nu^2)}(\varepsilon_\theta + \nu\varepsilon_r).$$

Подставляя их в уравнение равновесия:

$$\frac{d}{dr}\left(r \frac{du}{dr} + \nu u\right) - \left(\frac{u}{r} + \nu \frac{du}{dr}\right) = 0,$$

$$\frac{du}{dr} + r \frac{d^2u}{dr^2} + \nu \frac{du}{dr} - \frac{u}{r} - \nu \frac{du}{dr} = 0,$$

или

$$\frac{d^2u}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{du}{dr} - \frac{u}{r^2} = 0.$$

Вышеприведенное уравнение называется уравнением равномерного радиального смещения. Решение вышеуказанного уравнения:

$$u = C_1 r + \frac{C_2}{r},$$

где C_1 и C_2 – постоянные.

Следовательно,

$$\sigma_r = \frac{E}{(1-\nu^2)}\left[C_1(1+\nu) - C_2\left(\frac{1-\nu}{r^2}\right)\right],$$

$$\sigma_\theta = \frac{E}{(1-\nu^2)}\left[C_1(1+\nu) + C_2\left(\frac{1-\nu}{r^2}\right)\right].$$

Константы определяются из граничных условий, когда

$$\begin{aligned} r = a, & \quad \sigma_r = -p_i, \\ r = b, & \quad \sigma_r = -p_0. \end{aligned}$$

Следовательно,

$$\sigma_r = \frac{E}{(1-\nu^2)}(\varepsilon_r + \nu\varepsilon_\theta),$$

$$\sigma_\theta = \frac{E}{(1-\nu^2)}(\varepsilon_\theta + \nu\varepsilon_r).$$

Значит

$$\sigma_r = \left(\frac{a^2 p_i - b^2 p_0}{(b^2 - a^2)}\right) - \left(\frac{(p_i - p_0) a^2 b^2}{(b^2 - a^2) r^2}\right),$$

$$u = \left(\frac{1-\nu}{E}\right) \frac{(a^2 p_i - b^2 p_0) r}{(b^2 - a^2)} + \left(\frac{1+\nu}{E}\right) \frac{(p_i - p_0) a^2 b^2}{(b^2 - a^2) r}.$$

График компонента напряжения σ_r представлен на рис. 2.

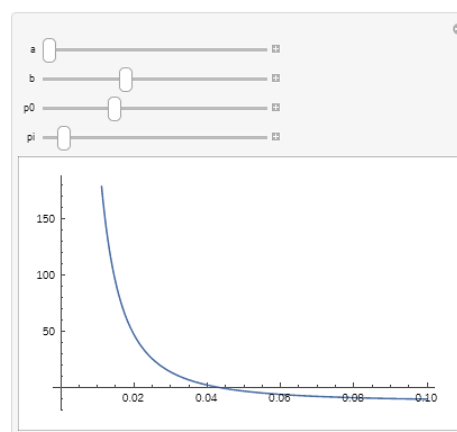


Рисунок 2 – График компонента напряжения σ_r

В условиях квазистатического нагружения разрушение цилиндра происходит в результате развития трещины, распространяющейся в радиальном направлении от внутренней поверхности. Длина участка устойчивого роста трещины оказывается сопоставимой с толщиной цилиндра, поэтому анализ его прочности должен основываться на представлениях механики разрушения. При этом необходимо учесть возможность пластического деформирования.

УДК. 539.216; 539.22

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВА Al-Si ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

Гусакова О.В.¹, Шепелевич В.Г.², Гусакова С.В.²

¹Международный государственный экологический институт им. А.Д.Сахарова БГУ

²Белорусский государственный университет

Минск, Республика Беларусь

Аннотация. Представлены результаты исследования микроструктуры силуминов околоэвтектического состава, полученных при скоростях охлаждения расплава 10^2 К/с и 10^5 К/с. Показано, что повышение скорости затвердевания до 10^5 К/с не приводит к смещению точки эвтектики. Сплав, с концентрацией Si 12,5 мас. % содержит первичные дендриты α -Al, при концентрации кремния 13,6 мас.% наблюдаются первичные кристаллы Si. При высокоскоростном затвердевании наименьший объем фазы α -Al при концентрации Si 12,7 мас.%, что соответствует эвтектике при равновесном затвердевании.

Ключевые слова: алюминий, кремний, эвтектика, высокоскоростное затвердевание.

DETERMINATION OF EUTECTIC COMPOSITION OF Al-Si ALLOY AT HIGH SPEED SOLIDIFICATION

Gusakova O.¹, Shepelevich V.², Husakova S.²

¹International Sakharov Environmental Institute BSU

²Belarusian State University
Minsk, Belarus

Abstract. The results of the study of the microstructure of the silumins of the near-eutectic composition produced at the cooling rates of the melt 10^2 K/s and 10^5 K/s are presented. It is shown that increasing the rate of solidification to 10^5 K/s does not lead to shift of the eutectic point. Alloy, with a concentration of Si 12.5 wt. % Contains primary dendrites α -Al, at a concentration of silicon 13.6 wt.% primary Si crystals are observed. At rapid solidification, the lowest volume of the α -Al phase observed at a concentration of Si 12.7 wt.%, which corresponds to eutectics at equilibrium solidification.

Key words: aluminum, silicon, eutectic, high speed solidification.

Адрес для переписки: Гусакова С.В., пр. Независимости, 4, г. Минск 220030, Республика Беларусь
e-mail: husakova@bsu.by

Сплавы Al-Si отличаются рядом хороших эксплуатационных свойств. Механические свойства силуминов зависят от их состава и микро-структуры, в частности от размеров частиц кремния, для измельчения которого наиболее перспективным считается повышение скорости охлаждения расплава, в том числе при высокоскоростном затвердевании [1]. Существуют работы, в которых указывается, что повышение скорости кристаллизации, а также дополнительное легирование приводит к смещению эвтектической концентрации в сторону более тугоплавкого кремния [2]. Ранее было показано, что большое влияние на характеристики плавления силуминов, полученных высокоскоростным затвердеванием, оказывает легирование медью [3]. При концентрации меди выше 1,3 мас. % температура плавления эвтектического сплава возрастает. Цель настоящей работы исследование влияния скорости охлаждения расплава на микро-структуру близкого по составу к эвтектическому силумина, дополнительно легированного медью.

В работе исследовались сплавы, полученные при средней скорости охлаждения расплава 10^2 и 10^5 К/с. Скорость охлаждения массивных образцов 10^2 К/с достигалась при затвердевании расплава в графитовой изложнице. Фольга толщиной 50–70 мкм получалась методом сверхбыстрой закалки при скорости охлаждения расплава 10^5 К/с. Составы исследуемых сплавов их составы приведены в табл. 1.

Таблица 1. Концентрация элементов в сплавах.

Название сплава	Концентрация, мас. %			
	Al	Si	Cu	Fe
Сплав 1	86,1	12,5	1,2	0,2
Сплав 2	85,9	12,7	1,2	0,2
Сплав 3	85,4	13,6	1,1	0,2

Согласно равновесной диаграмме состояния сплав 1 является доэвтектическим, сплав 2

наиболее близок к эвтектическому, сплав 3 имеет заэвтектический состав.

Общий вид микро-структуры доэвтектического сплава 1 в сечении массивного образца и фольги приведен на рис. 1, а и б. В массивном образце кристаллизация протекает с образованием первичных дендритов твердого раствора на основе α -Al (темные участки). Размеры дендритов достигают 100 мкм, размеры боковых ветвей составляют 10–20 мкм, расстояние между боковыми ветвями находится в пределах 2–5 мкм. В массивном образце интерметаллические выделения располагаются как по границам ветвей дендритов так и в междендритном пространстве.

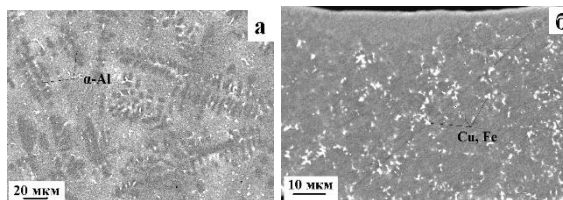


Рисунок 1 – Микро-структуры массивного образца и фольги сплава 1

В микро-структуре фольги выявляются темные участки, оконтуренные светлыми включениями, которые состоят из интерметаллических соединений AlSiCu, AlSiFe и AlSiCuFe.

В заэвтектическом сплаве, содержащем 13,6 мас. % Si первичный кремний присутствует как в массивном образце, так и в фольге, как показано на рис. 2. Повышение скорости охлаждения расплава приводит к измельчению среднего размера частиц первичного Si от 26 мкм до 2,3 мкм, а также к изменению формы частиц от пластинчатой к равноосной.

Методом рентгено-спектрального микроанализа определены средние значения концентрации элементов в ветвях дендрита α -Al и в междендритном пространстве. Результаты исследования приведены в табл. 2.

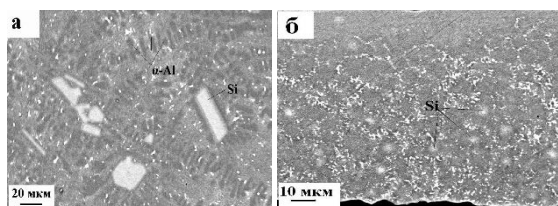


Рисунок 2 – Микроструктуры массивного образца (а) и фольги (б) сплава 2

Таблица 2. Концентрация элементов в дендритах и междендритном пространстве

Сплавы	Концентрация элементов в α -Al, мас. %					
	Массив			Фольга		
	Al	Si	Cu	Al	Si	Cu
1	97,8	1,8	0,3	97,4	2,3	0,5
2	97,7	1,9	0,3	97,5	2,2	0,4
3	9,8	1,8	0,4	97,5	2,1	0,4
	Концентрация элементов в междендритном пространстве, масс. %					
	Al	Si	Cu	Al	Si	Cu
1	82,0	17,1	0,8	82,2	16,9	0,9
2	82,2	17,0	0,7	81,9	17,3	0,8
3	82,1	17,2	0,6	82,1	16,9	1,3

Показано, что при скоростях охлаждения расплава 10^2 и 10^5 К/с растворимость Si в Al составляет 1,8 и 2,2 мас. %, соответственно. Обнаружено, что независимо от скорости охлаждения расплава и от концентрации Si в исходном сплаве его содержание в междендритном пространстве составляет около 17 мас. %.

На рис. 3 приведены карты распределения кремния в фольге сплавов 1, 2 и 3 (а, б и в, соответственно). Установлено, что в сплаве 3, содержащем 13,6 мас. % Si, присутствуют частицы первичного кремния, участки α -Al, а также области смеси пластин Al и Si. Различие в микроструктуре доэвтектического и эвтектического сплавов заключается в уменьшении объемной доли дендритов первичного α -Al и увеличении объемной доли междендритного пространства, представляющего собой смесь пластин алюминия и кремния. Размер пластин кремния в междендритном пространстве слабо зависит от состава сплава, средняя длина пластин составляет 2–3 мкм, а их ширина не превышает 200 нм.

УДК 620.179.14

ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРУТКОВ АРМАТУРЫ ПРИ ОДНОПОЛЮСНОМ И ДВУХПОЛЮСНОМ НАМАГНИЧИВАНИИ ПОСТОЯННЫМ ПОЛЕМ МАГНИТОВ

Гусев А.П., Загорский И.Е., Полоневич А.А.

ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси»
Минск, Республика Беларусь

Аннотация. Выполнено экспериментальное исследование магнитного поля стальных прутков при однополюсном и двухполюсном намагничивании. Получены зависимости магнитной индукции B поля рассеяния от диаметра d прутков в пределах 6–19 мм и от расстояния h между прутком и намагничивающей системой в пределах 2–20 см. Показано, что модуль $|B|$ и степень локализации магнитного поля прутков при однополюсном намагничивании выше, чем при двухполюсном.

Ключевые слова: намагничивание прутков, магнитное поле.

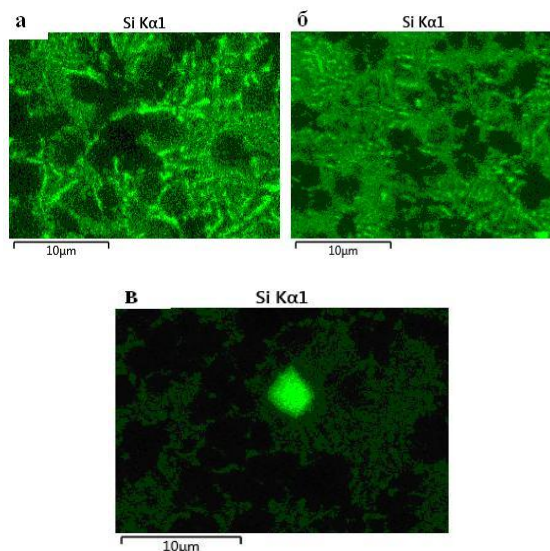


Рисунок 3 – Микроструктура и карта распределения кремния в фольге сплавах 1, 2 и 3

В результате проведенных исследований установлено, что повешение скорости охлаждения расплава до 10^5 К/с не приводит к существенному изменению концентрации компонент эвтектического состава. Микроструктура фольги эвтектического сплава, легированного медью обладает наименьшим объемом фазы α -Al.

Литература

1. Марукович, Е. И. Основные проблемы литья силуминов. Пути решения / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко / Литье и металлургия. – 2016. – № 3. – С. 28–30.
2. Wang, S. Microstructure and Mechanical Properties of Al–12.6Si Eutectic Alloy Modified with Al–5Ti Master Alloy / Shuo Wang [et al.] // Adv. Eng. Mater. – 2017. – P. 1700495–1700500.
3. Влияние меди на микроструктуру и механические свойства силуминов / О. В. Гусакова [и др.] // Приборостроение–2019 : материалы 12 международной науч.-техн. конф., 18–20 ноября 2019 г., Минск, Белорус. нац. техн. ун-т / редкол. : О.К. Гусев [и др.]. – Минск : БНТУ, 2019. – С. 281–283.