УДК: 621.74.011 : 669.046.52

# ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК Ті, Sr и В НА ЖИДКОТЕКУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА А356.2 (АК7пч)

© 2022 г. В.Е. Баженов, И.И. Баранов, А.Ю. Титов, А.В. Санников, Д.Ю. Ожерелков, А.А. Лыскович, А.В. Колтыгин, В.Д. Белов

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 02.02.2022 г., доработана 24.04.2022 г., подписана в печать 10.05.2022 г.

Аннотация: В настоящее время сплавы алюминия с кремнием являются одними из наиболее распространенных конструкционных материалов. Для улучшения механических свойств алюминиевых сплавов в основном применяется модифицирование Sr, Ті и В. Однако на предприятиях при использовании возврата собственного производства и вторичных сплавов модифицирующие элементы накапливаются в сплаве в виде интерметаллидных частиц, что может приводить к снижению технологических свойств. Это связано с тем, что используемые модификаторы обладают краткосрочным действием и при переплаве не активируется, а следовательно, приходится их добавлять без учета уже содержащихся частиц интерметаллидных фаз. В данной работе исследовалось влияние добавок Sr, Ті и В на жидкотекучесть алюминиевого сплава А356.2, определенную методом вакуумного всасывания. Показано, что при использовании промышленных лигатур AlSr10 и AlTi5B1 (до 0,3 мас.% Sr и 0,5 мас. % Ті соответственно) снижения жидкотекучести не происходит. Однако при введении такого же количества Ті с помощью лигатуры AlTi4 собственного производства она заметно падает. С помощью сканирующей электронной микроскопии и микроанализа исследованы микроструктуры и фазовый состав лигатур и сплава А356.2 после добавления этих лигатур. Также проведена оценка влияния модифицирующих добавок на фазовый состав сплава и температуры фазовых превращений с помощью программы Thermo-Calc. Установлено, что влияние модифицирования на жидкотекучесть сплава А356.2 связано с формой и размером кристаллов фаз, содержащих модифицирующие элементы, в структуре используемой лигатуры. В случае наличия крупных кристаллов таких фаз возможно неполное их растворение и, как следствие, препятствование свободному течению расплава.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы, жидкотекучесть, A356.2, измельчение зерна, модифицирование эвтектики, вакуумное всасывание, интерметаллические включения.

Баженов В.Е. – канд. техн. наук, доцент кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТиХОМ), НИТУ «МИСиС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Баранов И.И. – учеб. мастер кафедры ЛТиХОМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: baranov.wania@yandex.ru.

Титов А.Ю. – канд. техн. наук, доцент кафедры ЛТиХОМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: titov.andrey90@gmail.com.

Санников А.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры ЛТиХОМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: sannikov@ic-ltm.ru.

**Ожерелков Д.Ю.** – канд. техн. наук, науч. сотрудник лаборатории «Катализ и переработка углеводородов», НИТУ «МИСиС». E-mail: d.ozherelkov@gmail.com.

Лыскович А.А. – исследователь-лаборант кафедры ЛТиХОМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: nastya719ls999@gmail.com.

Колтыгин А.В. - канд. техн. наук, доцент кафедры ЛТиХОМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: misistlp@mail.ru.

Белов В.Д. – докт. техн. наук, зав. кафедрой ЛТиХОМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: vdbelov@mail.ru.

Для цитирования: Баженов В.Е., Баранов И.И., Титов А.Ю., Санников А.В., Ожерелков Д.Ю., Лыскович А.А., Колтыгин А.В., Белов В.Д. Изучение влияния добавок Ті, Sr и B на жидкотекучесть алюминиевого сплава А356.2 (АК7пч). Известия вузов. Цветная металлургия. 2022. Т. 28. No. 4. C. 55–66. DOI: dx.doi.org/10.17073/0022-3438-2021-4-55-66.

# Influence of Ti, Sr and B additions on the fluidity of A356.2 aluminium alloy

#### V.E. Bazhenov, I.I. Baranov, A.Yu. Titov, A.V. Sannikov, D.Yu. Ozherelkov,

A.A. Lyskovich, A.V. Koltygin, V.D. Belov

National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

Received 02.02.2022, revised 24.04.2022, accepted for publication 10.05.2022

Abstract: Nowadays, aluminum alloys with silicon are the most widespread construction materials. To increase the mechanical properties of aluminum alloys, modifying by Sr, Ti, and B are used. However, in the foundries, when using scrap and secondary aluminum alloys, the

modifying elements are accumulated in alloys in the form of intermetallic particles that decrease castability. This is because of the modifiers have a short time effect and are not activated when remelting. Hence it is necessary to add the modifiers without reference to intermetallic particles that are exactly presented in the melt. This work investigated the effect of Sr, Ti, and B additions on A356.2 aluminum alloy fluidity obtained by vacuum fluidity test. It was shown that when AlSr10 and AlTi5B1 commercial master alloys are used (up to 0.3 wt.% Sr and 0.5 wt.%Ti), no fluidity decrease is observed. However, adding the same quantity of Ti with the homemade AlTi4 master alloy leads to a considerable fluidity decrease. With the help of scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS), the microstructure and phase composition of master alloys and A356.2 alloy after the addition of mentioned master alloys were investigated. Additionally, Thermo-Calc software evaluated the influence of modifier additions on alloy phase composition and phase transition temperatures. It was established that the influence of the modifier additions on the fluidity of the A356.2 alloy is connected with the shape and size of crystals that contained modifier elements in the structure of the master alloy. When the coarse crystals of that phases are present, these crystals' incomplete dissolution is possible, inhibiting the free melt flow.

Keywords: aluminum alloys, fluidity, A356.2, grain refinement, eutectic modification, vacuum fluidity test, intermetallic inclusions. Bazhenov V.E. – Cand. Sci. (Eng.), Assistant prof., Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Baranov I.I. - Lab. assistant, Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: baranov.wania@yandex.ru.

Titov A.Yu. - Cand. Sci. (Eng.), Assistant prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: titov.andrey90@gmail.com.

Sannikov A.V. - Cand. Sci. (Eng.), Assistant prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: sannikov@ic-ltm.ru.

Ozherelkov D.Yu. - Cand. Sci. (Eng.), Researcher, Catalysis Lab., NUST «MISIS». E-mail: d.ozherelkov@gmail.com.

Lyskovich A.A. - Lab. assistant, Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: nastya719ls999@gmail.com

Koltygin A.V. – Cand. Sci. (Eng.), Assistant prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: misistlp@mail.com

Belov V.D. – Dr. Sci. (Eng.), Head of the Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: vdbelov@mail.ru.

For citation: Bazhenov V.E., Baranov I.I., Titov A.Yu., Sannikov A.V., Ozherelkov D.Yu., Lyskovich A.A., Koltygin A.V., Belov V.D. Influence of Ti, Sr and B additions on the fluidity of A356.2 aluminium alloy. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy).* 2022. Vol. 28. No. 4. P. 55–66 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0022-3438-2021-4-55-66.

### Ведение

Сплавы алюминия и кремния являются одними из наиболее распространенных конструкционных материалов благодаря своим высоким механическим свойствам, низкому удельному весу, высокой коррозионной стойкости и др. Для улучшения механических характеристик литейных алюминиевых сплавов наряду с термообработкой используется модифицирование малыми добавками Ті и В (для измельчения зерна) и Sr (для измельчения эвтектического кремния) [1]. Однако у этого метода есть свой недостаток, связанный с применением возврата собственного производства и вторичных сплавов. Титан и стронций способны накапливаться в сплаве, так как модификаторы обладают краткосрочным действием и при переплавке не активируются, что приводит к необходимости добавлять лигатуры, содержащие Ті и Sr, без учета уже содержащихся в расплаве частиц модифицирующих фаз.

Известно, что модифицирование Ті приводит к увеличению числа центров кристаллизации, а значит, повышает долю твердой фазы в точке когерентности, что, в свою очередь, вызывает рост жидкотекучести сплава [2, 3]. Однако добавки Ті, В и Sr также могут приводить и к снижению жидкотекучести алюминиевых сплавов из-за формирования твердых интерметаллидных частиц в расплаве, приводящих к повышению вязкости, а также увеличению интервала кристаллизации [4—7]. Снижение жидкотекучести становится причиной образования недоливов — дефектов в виде неполного формирования отливки вследствие незаполнения полости литейной формы металлом при заливке.

Одновременное добавление лигатуры, содержащей Ті и В, а также лигатуры со Sr может приводить к снижению их общей эффективности (огрублению зерна) предположительно из-за образования частиц SrB<sub>6</sub>, не являющихся центрами кристаллизации для алюминиевого твердого раствора [8—11]. Но применение двух модификаторов все равно эффективно, так как механические свойства при их одновременном введении гораздо выше, чем при использовании только одного из них [12—14].

В качестве объекта исследования был выбран силумин марки A356.2, который по своему составу близок к сплаву AK7пч, но в отличие от него имеет более строгие ограничения по примесям. При изготовлении колесных дисков сплав A356.2 зачастую одновременно модифицируют Ti, B и Sr. Оценить влияние различных добавок на жидкотекучесть сплава можно с помощью специальных технологических проб [15, 16], которые, однако, очень чувствительны к условиям проведения эксперимента [16]. Для улавливания небольших изменений жидкотекучести можно использовать более точный и воспроизводимый метод ее определения путем вакуумного всасывания [17—22].

Количество Ті, необходимого для модифицирования алюминиевых сплавов, как правило, составляет 0,05-0,25 %<sup>1</sup> [23-25]. Что же касается добавки Sr, то для достижения модифицирующего эффекта в одних работах рекомендуется достаточно высокое его количество (0,06-0,08 % Sr) [23], а в других — гораздо более низкое (0,015—0,02 % Sr) [24, 25]. В связи с этим представляет интерес исследовать влияние многократного (в 3-4 раза) превышения содержания модификаторов (0,5 % Ті и 0,3 % Sr) с целью воспроизвести накопительный эффект и обеспечить формирование интерметаллидных частиц, образуемых модифицирующими добавками. Поскольку в сплаве А356.2 предельное содержание титана составляет 0,2 %, то для этого количества также была исследована жидкотекучесть.

Обычно в промышленной практике для введения в алюминиевые сплавы стронция используют лигатуру Al—10%Sr (далее — AlSr10), а для введения титана — Al—5%Ti—1%B (далее AlTi5B1), так как она более эффективна за счет наличия бора. В то же время ряд предприятий, производящих отливки из алюминиевых сплавов, по сей день используют двойные лигатуры Al—Ti, получаемые путем сплавления алюминия и титановой губки. В связи с этим эксперименты в данной работе проводились с лигатурой Al—4%Ti (далее — AlTi4).

Несмотря на то, что в целом влияние модифицирующих добавок на свойства силуминов хорошо изучено, большинство из этих исследований сосредоточены на механических характеристиках сплавов, оставляя литейные свойства без должного внимания. В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение влияния модифицирующих добавок Ti, B и Sr на жидкотекучесть алюминиевого сплава A356.2.

# Материалы и методика исследования

Расчет политермических сечений диаграмм состояния проводили с использованием программы Thermo-Calc 2016a [26] и термодинамической базы TTAL5 (ThermoTech Al-based alloy database, Version 5.0).

В качестве шихты для приготовления сплава A356.2 использовали алюминий A99 (ГОСТ 11069-2019), кремний КР0 (ГОСТ 2169-69) и магний Мг90 (ГОСТ 804-93). Плавку сплава вели в индукционной печи РЭЛТЕК (Россия) в графитошамотном тигле. Масса плавки составила 5 кг. Полученный сплав разливали в стальные изложницы и охлаждали на воздухе. Состав исходного сплава A356.2, определенный с помощью оптического эмиссионного спектрометра Q4 Tasman («Bruker», США), представлен в табл. 1.

Для исследования жидкотекучести расплава была собрана установка, схема которой приведена на рис. 1. Слиток сплава А356.2 расплавлялся в графитошамотном тигле *1* в печи сопротивления *2*. После в расплав вводили Ті и Sr в количестве от



#### **Рис. 1.** Схема установки для определения жидкотекучести

1 – графитошамотный тигель; 2 – печь сопротивления;

3, 4 – вентили; 5 – вакуумный насос; 6 – ресивер; 7 – вакуумметр;
8 – кварцевая трубка; 9 – механизм перемещения;

*10* – стойка-штатив

Fig. 1. The fluidity test installation scheme

- 1 clay-graphite crucible; 2 resistance furnace; 3, 4 valve;
- 5 vacuum pump; 6 tank; 7 vacuum meter; 8 quartz tube;
- 9- transfer mechanism; 10- support stand

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Здесь и далее содержания компонентов приводятся в мас.%, если не указано иное.

Легирующие элементы				Лит.				
Al	Si	Mg	Fe	Cu	Zn	Mn	Ti	источник
Ост.	7,234	0,392	0,04	0,007	0,005	0,002	0,004	Наст. работа
Ост.	6,5-7,5	0,30-0,45	0,12	0,1	0,05	0,05	0,2	[27]

Таблица 1. Состав исходного сплава А356.2, мас.%

Table 1. The A356.2 base alloy composition, wt.%

0,2 до 0,5 %. Для введения Sr использовали лигатуру AlSr10 («КВМ Affilips», Нидерланды), Ті добавляли в виде лигатуры AlTi4 (собственного производства) и AlTi5B1 («КВМ Affilips»). Приготовление лигатуры AlTi4 осуществляли в индукционной печи ИНТЕРСЭЛТ (Россия) в графитошамотном тигле из алюминия А99 и титана BT1-0 (ГОСТ 19807-91). Масса плавки составляла 500 г. В случае совместного введения в сплав двух модификаторов сначала добавляли лигатуру с Ті, а потом — с Sr и после 20-минутной выдержки отливали цилиндрический образец диаметром 50 и высотой 50 мм в стальную изложницу для изучения микроструктуры. Во всех экспериментах лигатуры вводили в сплав при температуре 720±10 °C, которая поддерживалась постоянной и контролировалась с помощью хромель-алюмелевой термопары.

После введения лигатуры через каждые 10 мин осуществлялось измерение жидкотекучести. Для каждого сплава проводилась серия из 8—9 измерений в течение 80—90 мин, после чего ее значение усреднялось. Анализ результатов измерений показал, что связь между временем, прошедшим после введения лигатуры, и жидкотекучестью отсутствует.

Для определения жидкотекучести создавалось разрежение 8 кПа в вакуумной системе, состоящей из вакуумного насоса, ресивера, вакуумметра, вентилей и системы резиновых трубок. В начальном положении вентиль 3 открыт, а вентиль 4 закрыт. Вакуумный насос 5 выкачивает воздух из ресивера 6. Последний необходим для стабилизации разницы между атмосферным давлением и давлением в установке. Из-за того, что объем ресивера намного больше всасываемого объема расплава, обеспечивается практически одинаковая разница давлений на протяжении всего периода всасывания расплава. Контроль этой разницы осуществляется с помощью вакуумметра 7. При достижении необходимого разрежения вентиль 3 перекрывался, и вакуумная система становилась изолированной.

Когда температура расплава достигала определенного значения, кварцевую трубку 8 (длиной 1000 мм, с внутренним диаметром 4 мм и толщиной стенки 1 мм) погружали в расплав на глубину 20 мм с помощью механизма перемещения 9 на стойке-штативе 10. Далее открывали вентиль 4, после чего происходило всасывание расплава в кварцевую трубку. За меру жидкотекучести принималась длина полученного образца после его затвердевания.

Структуру сплавов и содержание элементов в фазах исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Vega SBH3 («Tescan», Чехия) с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford. Размеры фазовых составляющих определяли в программе анализа изображений ImageJ 1.52a («National Institutes of Health», США) с использованием таких параметров, как диаметр Ферета (F) и сферичность (C). Диаметр Ферета представляет собой максимальное расстояние между двумя касательными к контуру измеряемого объекта [28]. Он используется в том случае, когда измеряемые объекты (в данном случае — фазы в микроструктуре сплава) имеют неправильную форму. Сферичность позволяет оценить, насколько близки фазовые составляющие по своей форме к окружности, и вычисляется по уравнению [28]

$$C = 4\pi S/P^2,$$

где *S* и *P* — площадь и периметр объекта.

Чем ближе измеряемый объект к окружности, тем ближе значение сферичности к единице.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены рассчитанные в программе Thermo-Calc политермические сечения, показывающие влияние добавок Ti, Sr и B на ход кристаллизации и фазовый состав алюминиевого сплава A356.2. Его кристаллизация (рис. 2, *a*) начинается с выпадения кристаллов твердого раствора на основе алюминия (Al), далее кристаллизуется двойная эвтектика (Al) + (Si), и завершается процесс образованием тройной эвтектики (Al) + (Si) + +  $\beta$ (AlFeSi). Добавление титана в количестве до 0,3 % не влияет на фазовый состав сплава и лишь повышает температуру ликвидуса на 4 °C. Дальнейшее увеличение содержания титана приводит к формированию первичных кристаллов фазы  $Al_3$ Ti. При этом с ростом количества титана происходит значительное расширение интервала кристаллизации. Так, для сплава A356.2 интервал кристаллизации составляет 50 °C, а при добавлении 0,5 % Ti он увеличивается до 99 °C.

На рис. 2,  $\delta$  показано, как влияет содержание Sr на фазовые превращения и фазовый состав сплава A356.2. Можно видеть, что при содержании Sr до 0,044 % первично кристаллизуется (Al), а фаза Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr образуется ниже температуры ликвидуса



Рис. 2. Политермические сечения: Al–7,234%Si–0,392%Mg–0,04%Fe–X  $a - X = (0 \div 0,5)$ % Ti;  $\delta - X = (0 \div 0,3)$ % Sr; e - X = 0,5%Ti +  $(0 \div 0,3)$ %Sr; e - X = 0,5%Ti + 0,1%B +  $(0 \div 0,3)$ %Sr Fig. 2. The polythermal sections: Al–7.234%Si–0.392%Mg–0.04%Fe–X  $a - X = (0 \div 0.5)$ % Ti;  $\delta - X = (0 \div 0.3)$ % Sr; e - X = 0.5%Ti +  $(0 \div 0.3)$ %Sr; e - X = 0.5%Ti + 0.1%B +  $(0 \div 0.3)$ %Sr

сплава. При более высоких концентрациях Sr фаза  $Al_2Si_2Sr$  кристаллизуется первично, и интервал кристаллизации при этом может расшириться до 120 °C. Влияние совместного введения 0,5 % Ti и до 0,3 % Sr на кристаллизацию сплава A356.2 показано на рис. 2, *в*. При содержании Sr до 0,18 % первично кристаллизуется фаза  $Al_3Ti$ , а при увеличении добавки Sr первично кристаллизуется фаза  $Al_2Si_2Sr$ .

Аналогичное политермическое сечение, но при дополнительном введении 0,1 % В, представлено на рис. 2, *г.* В соответствии с равновесной диаграммой состояния во всех сплавах будет наблюдаться первичная кристаллизация фазы TiB<sub>2</sub>. Температура ликвидуса сплава в этом случае гораздо выше температур проведения плавки (1760 °C). Также можно предположить, что фаза Al<sub>3</sub>Ti при этом не должна сформироваться. Но как будет показано далее, в структуре сплава A356.2 при добавлении лигатуры, содержащей Ti и B, присутствуют как фаза TiB<sub>2</sub>, так и Al<sub>3</sub>Ti. Следует отметить, что реальный процесс кристаллизации далек от истинного равновесия, с чем могут быть связаны различия фазового состава по результатам расчета в сравнении с реальным сплавом.

На рис. 3, а представлена зависимость жидкотекучести сплава А356.2, модифицированного

б



лигатурой AlTi4 собственного приготовления, от содержания титана. Жидкотекучесть исходного сплава A356.2 составляла 182 мм, а после добавления титана в количестве 0,2 и 0,5 % она снизилась до 173 и 168 мм соответственно, т.е. на 5 и 8 %. Результаты аналогичных экспериментов, но при добавке лигатуры AlTi5B1, представлены на рис. 3,  $\delta$ . В этом случае при введении 0,2 и 0,5 % Ti (0,04 и 0,1 % В) жидкотекучесть составила 173 и 183 мм. То есть при малом количестве модификатора она немного (на 5 %) снизилась, а при увеличении добавки осталась неизменной в сравнении с немодифицированным сплавом.

С учетом того что разность между полученными значениями жидкотекучести близка к величине доверительного интервала, четко установить, как конкретные количества вводимых лигатур влияют на жидкотекучесть, достаточно сложно. Тем не менее скорее всего использование лигатуры AlTi4 приводит к снижению жидкотекучести сплава A356.2, а лигатура AlTi5B1 в рассматриваемых количествах практически не влияет на этот показатель.

На рис. 3, *в* показано влияние модифицирующих добавок Sr, Ti и B на жидкотекучесть сплава A356.2. При добавлении 0,3 % Sr в составе лигатуры AlSrl0 и совместном введении 0,5%Ti + 0,1%B + + 0,3%Sr с помощью лигатур AlTi5B1 и AlSrl0 значения жидкотекучести составили 184 и 179 мм соответственно, т.е. практически не изменились по отношению к жидкотекучести сплава A356.2 без модифицирующих добавок (182 мм). В то же время совместное введение стронция и титана привело к снижению жидкотекучести до 161 мм, т.е. на 13 %.

Таким образом, добавка Sr практически не влияет на жидкотекучесть сплава, если вводится только она или в паре с лигатурой AlTi5B1. В случае же использования лигатуры AlTi4 добавка Sr приводит к дополнительному снижению жидкотекучести. Полученные результаты подтверждают выдвинутое ранее предположение, что введение Ti с помощью лигатуры AlTi4 способствует снижению жидкотекучести сплава A356.2.

Для того чтобы понять, в чем может заключаться причина различного влияния используемых лигатур на жидкотекучесть сплава, была изучена их микроструктура. Фазовые составляющие в микроструктуре сплавов были идентифицированы с помощью микрорентгеноспектрального анализа и рассчитанных в программе Thermo-Calc политермических сечений диаграмм состояния. На рис. 4, *а* представлена микроструктура лигатуры AlTi4 собственного приготовления, которая характеризуется наличием иглообразных кристаллов фазы Al<sub>3</sub>Ti. В промышленной лигатуре AlTi5B1 (рис. 4,  $\delta$ ) наблюдаются как крупные кристаллы фазы Al<sub>3</sub>Ti, которые имеют компактную форму, так и достаточно мелкие кристаллы фаз Al<sub>3</sub>Ti и TiB<sub>2</sub>.

Известно, что решетка ТіВ<sub>2</sub> некогерентна решетке Al, и частицы фазы TiB2 не способны значимо модифицировать алюминий и его сплавы [29]. В то же время даже при очень небольшом содержании бора в лигатуре Al-Ti-B при температурах ниже 1760 °С появляются частицы ТіВ<sub>2</sub>, которые способствуют формированию большого количества мелких частиц Al<sub>3</sub>Ti, являющихся почти идеальными центрами кристаллизации для алюминия. Также первичные кристаллы фазы Al<sub>3</sub>Ti (крупные) в «промышленной» лигатуре дополнительно измельчаются в процессе горячей экструзии. Лигатура собственного производства изготавливалась методом переплава исходных компонентов в индукционной печи, что приводило к росту очень крупных кристаллов фазы Al<sub>3</sub>Ti.

В микроструктуре лигатуры AlSr10 (рис. 4, *в*) также можно видеть крупные, но в целом достаточно компактные кристаллы фазы Al<sub>4</sub>Sr.

Микроструктура сплава А356.2 в литом состоянии до и после добавления лигатур AlTi4, AlTi5B1 и AlSr10 представлена на рис. 5. В исходном состоянии она представляет собой первичные кристаллы твердого раствора алюминия (Al) и эвтектику (Al) + (Si) (рис. 5, *a*). В случае добавления 0,5 % Ті с помощью лигатуры AlTi4 (рис. 5, б) в сплаве наблюдаются иглообразные кристаллы фазы Al<sub>3</sub>Ti, которые не отличаются от кристаллов этой фазы в лигатуре AlTi4 (см. рис. 4, а). По всей видимости, не все кристаллы фазы Al<sub>3</sub>Ti из лигатуры растворились в расплаве, хотя в соответствии с политермическим сечением (см. рис. 2, a) при t = 720 °С (температура, при которой определяли жидкотекучесть) расплав должен представлять собой однородную жидкость. Возможно, для полного растворения этих кристаллов требуются дополнительное время и более высокая температура.

Микроструктура сплава, в который вводили 0,5 % Ті и 0,1 % В в виде AlTi5B1 представлена на рис. 5, *в*. Можно видеть, что в данном случае фаза Al<sub>3</sub>Ti является более компактной и доля крупных кристаллов невелика, так как в лигатуре основной объем занимают мелкие кристаллы фазы Al<sub>3</sub>Ti.



![](_page_7_Picture_2.jpeg)

![](_page_7_Figure_3.jpeg)

**Рис. 4.** Микроструктура лигатур AlTi4 (*a*), AlTi5B1 (*б*) и AlSr10 (*в*)

**Fig. 4.** Microstructure of AlTi4 (*a*), AlTi5B1 (*δ*) and AlSr10 (*β*) master alloys

Также в структуре сплава по границам дендритных ячеек видны мелкие кристаллы фазы TiB<sub>2</sub>. При добавлении в сплав 0,3 % Sr в составе AlSr10 в его структуре можно наблюдать в основном компактные кристаллы фазы  $Al_2Si_2Sr$  и небольшое количество кристаллов той же фазы, но в виде игл (рис. 5, *г*). Следует отметить, что в самой лигатуре AlSr10 присутствовала другая фаза, а именно  $Al_4Sr$ . Это свидетельствует о том, что при введении лигатуры AlSr10 в расплав происходит ее полное растворение, и кристаллы фазы  $Al_2Si_2Sr$  образуются при кристаллизации модифицированного сплава.

При добавлении в сплав совместно 0.5% Ti + + 0.1%B + 0.3%Sr с помощью лигатур AlTi5B1 и AlSr10 в структуре обнаруживаются только фазы Al<sub>3</sub>Ti и Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr (рис. 5,  $\partial$ ). Возможно, бор вступает во взаимодействие со стронцием с образованием

фазы SrB<sub>6</sub> [8—11]. Данное соединение имеет высокую температуру плавления и, по всей видимости, всплывает и отшлаковывается. Что же касается фаз Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr и Al<sub>3</sub>Ti, то первая имеет достаточно компактную форму, а вторая, несмотря на наличие вытянутых кристаллов, — довольно небольшие размеры.

Для сплава с добавками 0,5%Ti + 0,3%Sr с помощью лигатур AlTi4 и AlSrl0 наблюдается аналогичный фазовый состав (рис. 5, e). Отличие от предыдущего образца заключается в более крупных размерах и значительно более вытянутой форме кристаллов Al<sub>3</sub>Ti, что, как было указано ранее, может быть связано с их неполным растворением при попадании из лигатуры AlTi4 в расплав. При определении жидкотекучести сплава A356.2 с этими добавками на дне тигля был обнаружен каше-

![](_page_8_Figure_1.jpeg)

# Таблица 2. Диаметр Ферета и сферичность фазовых составляющих, образуемых модифицирующими элементами (Ti, B и Sr) при их введении в сплав A356.2

Table 2. Feret diameter and circularity of the phases that formed by the modifying elements (Ti, B and Sr) when they are added into the A356.2 alloy

G	Диаметр Ферета, мкм			Сферичность		
Состав сплава	Al <sub>3</sub> Ti	Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Sr	TiB <sub>2</sub>	Al <sub>3</sub> Ti	Al <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> Sr	TiB <sub>2</sub>
А356.2 + 0,5%Ti (лигатура AlTi4)	59,4	_	_	0,41	_	_
А356.2 + 0,5%Ті + 0,1%В (лигатура АІТі5В1)	16,8	—	0,9	0,53	_	0,83
A356.2 + 0,3%Sr (лигатура AlSr10)	_	15,1	_	-	0,54	_
A356.2 + 0,5%Ti + 0,1%B + 0,3%Sr (лигатуры AlTi5B1 и AlSr10)	12,9	13,9	—	0,52	0,75	_
A356.2 + 0,5%Ti + 0,3%Sr (лигатуры AlTi4 и AlSr10)	53,9	11,9	_	0,40	0,61	_
А356.2 + 0,5%Ti + 0,3%Sr (слив) (лигатуры AlTi4 и AlSr10)	50,5	18,6	_	0,41	0,72	_

образный осадок, содержащий огромную долю кристаллов фазы  $Al_3Ti$ , микроструктура которого представлена на рис. 5,  $\mathcal{M}$ .

В табл. 2 представлены результаты оценки диаметра Ферета и сферичности фаз, образованных элементами, содержащимися в модификаторах. Можно видеть, что диаметр Ферета кристаллов фазы  $Al_3$ Ti составляет примерно 15 мкм в случае использования лигатуры AlTi5B1 и около 55 мкм при введении AlTi4, т.е. больше почти в 4 раза. Также в зависимости от применяемой лигатуры отличается и сферичность кристаллов фазы  $Al_3$ Ti: в случае AlTi5B1 она выше.

Диаметр Ферета частиц фазы Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr мало различается для разных экспериментов и составляет примерно 15 мкм, т.е. достаточно близок к частицам фазы Al<sub>3</sub>Ti при использовании лигатуры AlTi5B1. Сферичность фазы Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr при добавке в сплав только Sr невелика — C == 0,54, так как имеется небольшое количество иглообразных кристаллов. Если же Sr добавляется вместе с лигатурами, содержащими Ті, значение С повышается до 0,6-0,75, что говорит о компактности образующихся фаз и близости их формы к сферической. Минимальный диаметр Ферета и максимальную сферичность, составляющие 0,9 мкм и 0,83 соответственно, имеют частицы фазы TiB<sub>2</sub>. Это связано с тем, что в соответствии с политермическим сечением (см. рис. 2, г) данная фаза не растворяется в сплаве

и имеет те же форму и размеры, что были у нее в лигатуре AlTi5B1 (см. рис. 4,  $\delta$ ).

Изучение микроструктуры сплавов и, в частности, анализ формы и размеров частиц фаз, образуемых элементами модификаторов, позволило установить, что причиной снижения жидкотекучести сплава A356.2 при добавлении титана с помощью лигатуры AlTi4 собственного приготовления является наличие крупных иглообразных частиц фазы Al<sub>3</sub>Ti. В соответствии с политермическим сечением диаграммы состояния Al—Si—Mg—Fe—Ti при температуре 720 °C (см. рис. 2, *a*) сплав должен представлять собой однородную жидкость без кристаллов фазы Al<sub>3</sub>Ti, но, скорее всего, иглообразные частицы не успевают раствориться в расплаве.

Использование промышленных лигатур AlTi5Bl и AlSrl0 не приводит к снижению жидкотекучести сплава A356.2. Отсутствие их влияния можно объяснить следующими причинами. Лигатура AlTi5Bl содержит лишь небольшое количество крупных кристаллов Al<sub>3</sub>Ti, и их форма достаточно компактна. Что же касается лигатуры AlSrl0, то в ее структуре имеются достаточно крупные кристаллы фазы Al<sub>4</sub>Sr. По всей видимости, в расплаве при температуре проведения испытаний на жидкотекучесть фаза Al<sub>4</sub>Sr растворяется полностью. При последующей кристаллизации сплава вместо фазы Al<sub>4</sub>Sr образуется более мелкая и компактная фаза Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr, которая практически не препятствует течению расплава.

Таким образом, применение двойной лигатуры AlTi4 для модифицирования сплава A356.2 в производственной практике нецелесообразно, так как она приводит к формированию крупных кристаллов интерметаллидных фаз, снижающих жидкотекучесть. В то же время использование выпускаемых в настоящее время промышленных лигатур AlSr10 и AlTi5B1 не влияет на данный показатель. При этом снижения жидкотекучести не происходит даже при значительном превышении их содержания над нормативным. Следовательно, в случае применения возврата собственного производства и вторичных сплавов, приводящих к накоплению Ті и Sr, скорее всего не будет наблюдаться ухудшение технологических свойств сплава А356.2.

## Выводы

1. Путем расчета политермических сечений диаграммы Al—Si—Mg—Fe—X (X = Ti, B, Sr) в программе Thermo-Calc показано, что при введении в сплав A356.2 модифицирующих добавок 0,5 % Ti и 0,3 % Sr при кристаллизации формируются фазы Al<sub>3</sub>Ti и Al<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>Sr соответственно. При этом происходит практически двукратное увеличение интервала кристаллизации, но температура ликвидуса остается не выше 683 °C. В случае же добавления бора первичная кристаллизация фазы TiB<sub>2</sub> происходит при t = 1760 °C.

**2.** Методом вакуумного всасывания определена жидкотекучесть сплава A356.2 после введения модификаторов, содержащих Ті, В и Sr. Выявлено, что при использовании промышленных лигатур AlSr10 и AlTi5B1 (добавки до 0,5 % Ті, 0,3 % Sr и 0,1 % В соответственно) жидкотекучесть сплава не изменяется, а введение 0,5 % Ті в составе лигатуры AlTi4 снизило этот показатель на 8 %.

3. Показано, что причина уменьшения жидкотекучести сплава A356.2 при модифицировании лигатурой AlTi4 заключается в особенностях ее микроструктуры. Крупные иглообразные кристаллы фазы Al<sub>3</sub>Ti не полностью растворяются в расплаве и в дальнейшем способны препятствовать движению расплава. В то же время кристаллы фаз Al<sub>3</sub>Ti и TiB<sub>2</sub> в структуре лигатуры AlTi5B1 более мелкие и компактные, в связи с чем легко растворяются в расплаве и в дальнейшем не влияют на его жидкотекучесть. При добавлении лигатуры AlSr10 также происходит полное растворение кристаллов  $Al_4Sr$ , так как после кристаллизации вместо них в структуре сплава A356.2 можно наблюдать мелкие и компактные кристаллы фазы  $Al_2Si_2Sr$ .

# Литература/References

- Han Y., Liu X., Bian X. In situ TiB<sub>2</sub> particulate reinforced near eutectic Al—Si alloy composites. *Compos. Pt. A: Appl. Sci. Manuf.* 2002. Vol. 33. Iss. 3. P. 439–444.
- Dahle A.K., Tuundel P.A., Paradies C.J., Arnberg L. Effect of grain refinement on the fluidity of two commercial Al—Si foundry alloys. *Metall. Mater. Trans. A.* 1996. Vol. 27. P. 2305–2313.
- Dolata-Grosz A., Dyzia M., Šleziona J. Influence of modification on structure, fluidity and strength of 226D aluminium alloy. Arch. Foundry Eng. 2008. Vol. 8. P. 13–16.
- Rao B.V.S., Chennakesava Reddy A. Fluidity of modified and unmodified A1—Si alloys in alumina investment shell moulds. In: Proc. of National Conference on Advances in Design Approaches and Production Technologies (ADAPT-2005) (22—23 August 2005). Hyderabad: JNTU College of Eng., 2005. P. 57—60.
- Abd El Majid S., Bamberger M., Katsman A. Influence of additional elements (Si, Ti and B) on the castability, corrosion and mechanical properties of A201 alloys. In: *TMS 2018: Light Metals 2018.* Cham.: Springer, 2018. P. 259–265.
- Чегодаев Д.А., Антонов М.М. Исследование влияния модифицирование расплава на технологические и механические свойства изделий из сплава АК7пч. В сб.: Сборник материалов международных научно-практических конференций. М.: Maxbook, 2018. С. 349—353.

*Chegodaev D.A., Antonov M.M.* Influence of melt modification on the technological and mechanical properties of AK7pch alloy parts. In: *Sbornik materialov mezhdunarodnykh nauchno-prakticheskikh konferentsii.* Moscow: Maxbook, 2018. P. 349–353 (In Russ.).

 Симонова М.С., Ковалев Д.В. Исследование модифицирования на структуру и жидкотекучесть сплава АК12. В сб.: Тр. XVII Междунар. науч.-техн. Уральской школы-семинара металловедов — молодых ученых (5—9 декабря 2016 г.). Екатеринбург: Изд-во УрФУ, 2016. С. 73—77.

Simonova M.S., Kovalev D.V. Influence of modification on the structure and fluidity of the AK12 alloy. In: *Trudy* XVII Mezhdunar. nauch.-tekhn. Ural'skoi shkoly-seminara metallovedov — molodykh uchenykh (5–9 December 2016). Yekaterinburg: UrFU, 2016. P. 73–77 (In Russ.).

- Li J.G., Zhang B.Q., Wang L., Yang W.Y., Ma H.T. Combined effect and its mechanism of Al-3wt.%Ti-4wt.%B and Al-10wt.%Sr master alloy on microstructures of Al-Si-Cu alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2002. Vol. 328. Iss. 1–2. P. 169–176.
- Lu L., Dahle A.K. Effects of combined additions of Sr and AITiB grain refiners in hypoeutectic A1—Si foundry alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2006. Vol. 435-436. P. 288—296.
- Liao H., Sun G. Mutual poisoning effect between Sr and B in Al—Si casting alloys. Scripta Mater. 2003. Vol. 48. Iss. 8. P. 1035–1039.
- Samuel A.M., Doty H.W., Valtierra S., Samuel F.H. A Metallographic study of grain refining of Sr-modified 356 alloy. Inter. J. Metalcast. 2017. Vol. 11. P. 305–320.
- Mallapur D.G., Kori S.A., Rajendra Udupa K. Influence of Ti, B and Sr on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy. J. Mater. Sci. 2011. Vol. 46. P. 1622– 1627.
- Kori S.A., Murty B.S., Chakraborty M. Development of an efficient grain refiner for Al—7Si alloy and its modification with strontium. *Mater. Sci. Eng. A.* 2000. Vol. 283. Iss. 1–2. P. 94–104.
- Tahiri H., Mohamed S.S., Doty H.W., Valtierra S., Samuel F.H. Effect of Sr—Grain refining—Si interactions on the microstructural characteristics of Al—Si hypoeutectic alloys. Inter. J. Metalcast. 2018. Vol. 12. P. 343—361.
- Venkateswaran S., Mallya R.M., Seshadri M.R. Effect of trace elements on the fluidity of hypereutectic aluminium silicon alloy using the vacuum suction technique. *Cast. Met.* 1992. Vol. 5. P. 2–5.
- Di Sabatino M. Fluidity of aluminium foundry alloys: Dissertation for degree of PhD. Trondheim: Norwegian University of Science and Technology (NTNU), 2005.
- Han Q.Y., Xu H.B. Fluidity of alloys under high pressure die casting conditions. *Scripta Mater.* 2005. Vol. 53. P. 7–10.
- Sweatman K., Nishimura T. The fluidity of the Ni-modified Sn-Cu eutectic lead free solder. In: *IPC Printed Circuits Expo, APEX and the Designers Summit.* Osaka: IPC, 2006. S. 14-02-1–14-02-6.
- Hua Q., Gao D., Zhang H., Zhang Y., Zhai Q. Influence of alloy elements and pouring temperature on the fluidity of cast magnesium alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. Vol. 444. P. 69–74.
- 20. Akhaze M.N. Comparative studies of the fluidity of some

selected non-ferrous metals and alloys. J. Ener. Techn. Policy. 2012. Vol. 2. Iss. 5. P. 15–19.

- Di Sabatino M., Syvertsen F., Arnberg L., Nordmark A. An Improved method for fluidity measurement by gravity casting of spirals in sand moulds. *Inter. J. Cast. Met. Res.* 2005. Vol. 18. P. 59–62.
- Герасимов С.П., Титов А.Ю., Палачев В.А. Применение способа определения жидкотекучести вакуумным всасыванием для оптимизации составов сплавов на основе меди. В сб.: *Тр. VIII Междунар. науч.-практ.* конф. «Прогрессивные литейные технологии» (16— 20 ноября 2015 г.). М.: МИСиС, 2015. С. 119—122. *Gerasimov S.P., Titov A.Yu., Palachev V.A.* Application of the vacuum fluidity test to optimize the compositions of copper-based alloys. In: *Trudy VIII Mezhdunar. nauch.prakt. konf. «Progressivnye liteinye tekhnologii»* (16— 20 November 2015). Moscow: MISIS, 2015. P. 119—122 (In Russ.).
- Курдюмов А.В., Белов В.Д., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Герасимов С.П., Моисеев В.С. Производство отливок из сплавов цветных металлов: Учеб., 3-е изд., перераб. и доп. М.: НИТУ «МИСиС», 2011. Kurdyumov A.V., Belov V.D., Pikunov M.V., Chursin V.M.,

*Gerasimov S.P., Moiseev V.S.* Production of castings from non-ferrous alloys: Textbook. Moscow: MISIS, 2011 (In Russ.).

- 24. *Polmear I.J.* Light Alloys, fourth ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005.
- ASM International Handbook Committee. ASM Handbook Vol. 15: Casting. 10 th ed. Ohio: ASM International, 1998.
- Andersson J.O., Helander T., Huglund L., Shi P.F., Sundman B. Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science. *CALPHAD*. 2002. Vol. 26. P. 273–312.
- ASM International Handbook Committee. ASM Handbook Vol. 2: Properties and Selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials. 10th ed. Ohio: ASM International, 1992.
- Image processing and analysis in Java. URL: https:// imagej.nih.gov/ij/docs/menus/analyze.html (accessed: 2.01.2022).
- 29. *Davies I.G., Dennis J.M., Hallawell A.* The nucleation of aluminum grains in alloys of aluminum with titanium and boron. *Metal. Trans.* 1970. Vol. 1. P. 275–280.