

05

## Влияние стронция на механические свойства сплава алюминия с кремнием

© А.И. Аверкин, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

E-mail: s.nikanorov@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 2 июня 2015 г.

Исследовано влияние стронция на микроструктуру и механические свойства сплава алюминия с 15 wt% кремния, полученного направленной кристаллизацией способом Степанова со скоростью затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ . Структура этого сплава мелкозернистая, эвтектическая. При введении стронция структура становится тоньше, прочность при растяжении и удлинение при разрушении увеличиваются. Эти характеристики выше, чем у эвтектического сплава, полученного литьем в кокиль.

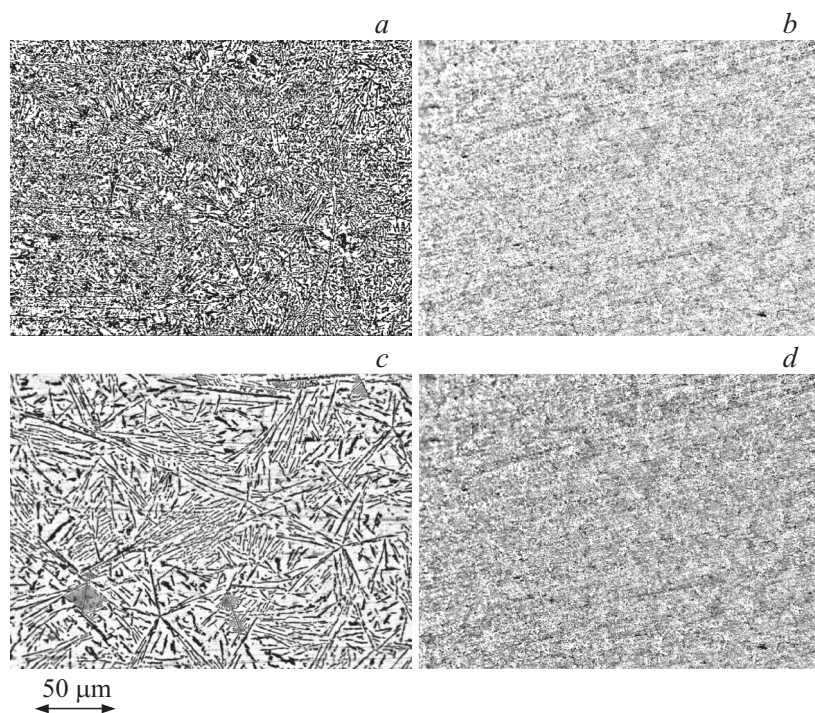
Стронций является эффективным модификатором структуры сплавов алюминия с кремнием. Поэтому влияние стронция на структуру и механические свойства бинарных и многокомпонентных коммерческих сплавов на основе алюминия с кремнием изучалось в ряде работ [1–4]. Механические свойства модифицированного стронцием сплава исследовались на доэвтектических [1] и близких к эвтектике [2] составах. В то же время в [5] было показано, что максимальные значения предельной прочности при растяжении  $\sigma_B$  образцов немодифицированного сплава наблюдаются при эвтектическом составе. Предельную прочность можно повысить, если одновременно согласованно увеличить содержание кремния и скорость затвердевания сплава в соответствии с кривой зависимости эвтектического состава от скорости затвердевания. При этом будет обеспечиваться парный независимый рост компонентов сплава. Это связано с увеличением переохлаждения и наблюдается при скоростях затвердевания выше приблизительно  $480 \mu\text{s}$  [6]. Возникает вопрос, как будет изменяться эффективность модифицирования при эвтектических составах сплава, соответствующих разным скоростям затвердевания.

Задача работы заключалась в исследовании структуры и механических свойств образцов сплава алюминия с кремнием Al–15 wt% Si

с эвтектической структурой, получаемой при скорости затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ , и с доэвтектической структурой при скорости  $10^2 \mu\text{m/s}$ , в зависимости от содержания стронция.

Предварительно из исходных материалов чистотой 99.9% для Al и 99.8% для Si был приготовлен сплав с содержанием кремния в алюминии, равным 15 wt%. Для создания гомогенного сплава расплав выдерживали при  $800^\circ\text{C}$  в течение нескольких часов с периодическими перемешиваниями. Далее был приготовлен предварительный сплав (лигатура) из Al–15 wt% Si и Sr чистотой 99.9% с весовым содержанием стронция, равным 9%. Перед погружением в расплав навеска Sr была запакована в тонкую фольгу из Al (99.9% чистоты), чтобы избежать окисления. Расплав лигатуры выдерживался в течение 3 h при  $800^\circ\text{C}$  с промежуточными перемешиваниями через час. Полученную лигатуру использовали для создания ряда сплавов с различным весовым содержанием стронция в силумине Al–15 wt% Si от 0.0 до 0.06% с шагом, равным 0.005%. Каждый такой расплав выдерживался при  $800^\circ\text{C}$  в течение 3 h с промежуточными перемешиваниями. Непосредственно перед экспериментом по получению образцов с различным содержанием стронция расплав также выдерживали при температуре  $750^\circ\text{C}$  в течение 1 h. Образцы в виде стержней длиной примерно 1 m, сечением  $15 \times 3 \text{ mm}$  получали направленной кристаллизацией при вытягивании из расплава с использованием формирующего устройства в условиях воздушного охлаждения (способ Степанова [7,8]). Опыты проводили при температуре, равной  $660^\circ\text{C}$  (что превышало температуру ликвидуса сплава примерно на  $50^\circ\text{C}$ ). Использовали две скорости вытягивания —  $10^3$  и  $10^2 \mu\text{m/s}$ . Градиент температуры в зоне охлаждения был около  $12 \text{ K/mm}$  [7].

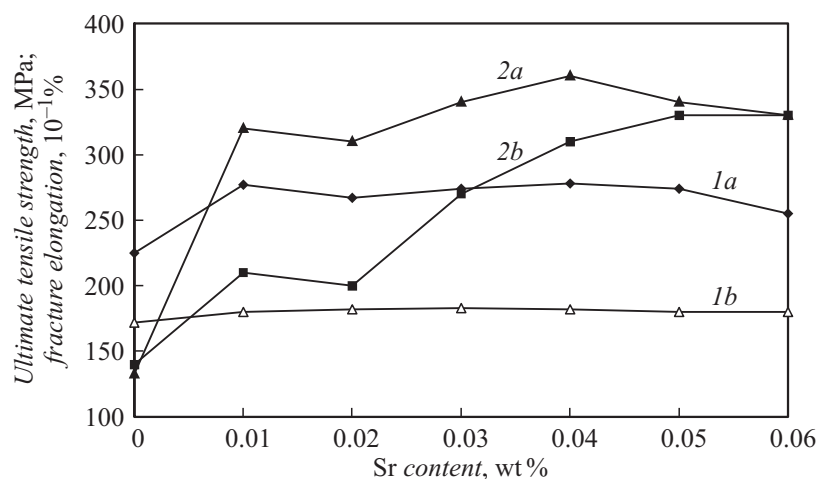
На рис. 1 показаны микрофотографии поперечных сечений образцов немодифицированного сплава Al–15 wt% Si и сплава с 0.06 wt% Sr, полученных при двух скоростях вытягивания. Образец немодифицированного сплава, выращенного при скорости  $10^3 \mu\text{m/s}$ , поперечное сечение которого показано на рис. 1, а, имеет тонкую чешуйчато-волоконистую эвтектическую структуру. Толщина пластинок около  $1 \mu\text{m}$ . Сплав модифицированный 0.06 wt% Sr, выращенный при скорости  $10^3 \mu\text{m/s}$ , имеет волоконистую структуру (рис. 1, б). Толщина волокна около  $1 \mu\text{m}$ . При скорости затвердевания  $10^2 \mu\text{m/s}$  структура немодифицированного сплава имеет чешуйчатую сложнорегулярную структуру, текстурированную



**Рис. 1.** Микроструктура поперечного шлифа сплава Al–15 wt% Si, полученного при скоростях затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$  (*a, b*) и  $10^2 \mu\text{m}^2$  (*c, d*): *a, c* — до модификации; *b, d* — модифицированного 0.06 wt% Sr.

вдоль направления вытягивания образца (рис. 1, *c*). Сплав, модифицированный 0.06 wt% Sr, имеет волокнистую и трехлепестковую тонкую кремниевую структуру с вкраплением первичного кремния (рис. 1, *d*).

Образцы сплавов подвергались испытаниям на растяжение на универсальной испытательной машине Инстрон 1342 при скорости деформации  $3 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ . Результаты представлены на рис. 2. Введение 0.01 wt% Sr вызвало увеличение  $\sigma_B$  образцов с эвтектической структурой, полученных при скорости затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ , на 23%. Максимальная прочность при этом достигла 278 МПа при модификации 0.04 wt% Sr (кривая *1a*).



**Рис. 2.** Временный предел прочности  $\sigma_B$  и удлинение разрушения  $\epsilon$  при растяжении сплавов в зависимости от величины добавки стронция:  $\sigma_B$  сплава Al–15 wt% Si, закристаллизованного при скорости  $10^3 \mu/s$  (кривая 1a) и при скорости  $10^2 \mu/s$  (кривая 1b); 2)  $\epsilon$  сплава Al–15 wt% Si, закристаллизованного при скорости  $10^3 \mu/s$  (кривая 2a) и при скорости  $10^2 \mu/s$  (кривая 2b).

В случае образцов, полученных при затвердевании со скоростью  $10^2 \mu/s$ , увеличение  $\sigma_B$  не превышало 5% (1b). При дальнейшем увеличении количества стронция до 0.06 wt% предельная прочность  $\sigma_B$  заэвтектического сплава была в среднем около 180 МПа.

Измерения показали также, что условный предел текучести при остаточной деформации 0.2%  $\sigma_{0.2}$  у образцов, полученных с большей скоростью, изменялся в пределах от 115 до 125 МПа, а с меньшей скоростью — от 98 до 112 МПа.

Модифицирование стронцием вызвало резкий рост пластичности сплавов обоих типов (рис. 2). Введение 0.01% стронция вызвало увеличение удлинения при разрушении образца  $\epsilon$ , затвердевшего с большей скоростью  $10^3 \mu/s$ , на 137% (2a), а для сплава с меньшей скоростью затвердевания на 50% (2b). Дальнейшее увеличение содержания стронция до 0.06% привело к росту  $\epsilon$  до 33% в обоих сплавах (зависимости 2a и 2b).

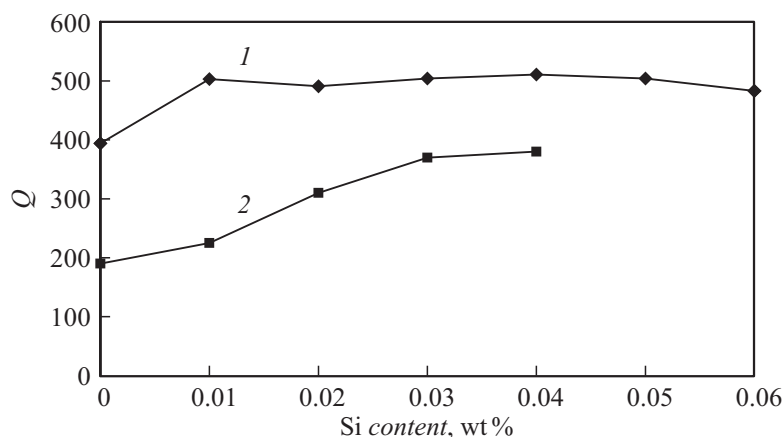
Следует отметить, что при испытании образцов сплава Al–15 wt % Si, полученных при меньшей скорости, на отдельных образцах наблюдались диаграммы хрупкого типа разрушения с более низкими значениями прочности и остаточной деформации. Такое же поведение наблюдалось на одном из образцов немодифицированного сплава, полученного при большой скорости. В таких случаях на изломе можно было заметить дефекты. Проявления большей хрупкости можно было ожидать на образцах, полученных с меньшей скоростью, так как они имеют заэвтектическую структуру, а согласно [5] эвтектический состав соответствует точке вязкохрупкого перехода. С этим согласуются наблюдения, показавшие, что у образцов с большим содержанием стронция (0.05–0.06%) разрыв происходил срезом под углом  $\sim 45^\circ$ , для остальных — отрывом по плоскости, перпендикулярной оси образца.

Образцы сплава Al–15 wt % Si с эвтектической структурой, полученной направленной кристаллизацией при скорости  $10^3 \mu\text{m/s}$ , превышают по прочности образцы сплава Al–11.6 wt % Si–0.15 wt % Fe с почти эвтектической структурой, полученного литьем в форму [2]: 225 и 160 МПа до модифицирования, 277 и 220 МПа после модификации стронцием соответственно. Еще большее различие в пластичности. Удлинение при разрушении по данным настоящей работы и [2] равно 13.5 и 2% до модификации, 36 и 13% после модификации соответственно.

Высокие значения прочности и удлинения при разрушении наблюдались также в работе [9], где исследовалось влияние скорости затвердевания на свойства сплава Al–12 wt % Si при направленном затвердевании методом Бриджмена. Это дает основания полагать, что высокие прочность и удлинение при разрушении в данной работе обусловлены особенностями структуры при направленном затвердевании методом Степанова при повышенной скорости затвердевания: ориентированность и регулярность волокнистой структуры, большое отношение длины волокна к диаметру, образующееся при парном росте компонентов сплава при большей скорости затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ , чем при традиционном литье.

На рис. 3 показана зависимость индекса качества  $Q$  от содержания стронция, предложенного в [10] для совместного учета прочности и пластичности материала и определенного как

$$Q = \sigma_B + k \log \varepsilon.$$



**Рис. 3.** Зависимость индекса качества  $Q$  от содержания стронция для сплава с эвтектической структурой: 1 — сплав Al–15 wt% Si, направленное затверждение со скоростью  $10^3 \mu\text{m/s}$ ; 2 — сплав Al–11.6 wt% Si–0.15 wt% Fe, литые в форму (по данным [2]).

Согласно [11], для сплавов Al–Si постоянная  $k = 150$ . Видно, что индекс качества сплава Al–15 wt.% Si с эвтектической структурой, полученной при направленном затверждении сплава со скоростью  $10^3 \mu\text{m/s}$ , выше  $Q$  сплава Al–11.6 wt % Si–0.15 wt % Fe с почти эвтектической структурой, полученного литьем в форму, на 107%. Еще большая разница — 123% наблюдается для сплавов, модифицированных 0.01 wt % Sr. Индекс качества изделия из сплава Al–15 wt% Si с эвтектической структурой, полученной при направленном затверждении сплава со скоростью  $10^3 \mu\text{m/s}$  способом Степанова, превышает индекс качества литых высокопрочных силуминов, а также порошковых и гранулированных силуминов.

Модификация стронцием сплава Al–15wt.% Si с эвтектической структурой, полученной при направленном затверждении сплава со скоростью  $10^3 \mu\text{m/s}$  способом Степанова, оптимальна при введении в расплав 0.01 wt% Sr. При этом достигается высокая предельная прочность при растяжении и рекордно высокое удлинение при разрушении. Индекс качества изделия из сплава или превосходит индекс качества литых высокопрочных, а также порошковых и гранулированных силуминов, или близок к нему.

## Список литературы

- [1] *Fat-Halla N., Secordel P., Suery M.* // J. Mater. Sci. 1988. V. 23. P. 2419.
- [2] *Hengcheng Liao, Yu Sun, Guoxiong Sun* // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 335. P. 62.
- [3] *McDonald S.D., Dahle A.K., Taylor John A., StJohn D.H.* // Metall. Mater. Trans. A. 2004. V. 35A. P. 1829.
- [4] *Hedge S., Prabhu K.N.* // J. Mater. Sci. 2008. V. 43. P. 3009.
- [5] *Никаноров С.П., Деркаченко Л.И., Кардашев Б.К., Корчунов Б.Н., Осипов В.Н., Шнейзман В.В.* // ФТТ. 2013. Т. 55. С. 1119. (Phys. Solid State. 2013. V. 5. P. 1207).
- [6] *Jenkinson D.C., Hogan L.M.* // J. Cryst. Growth. 1975. V. 28. P. 171.
- [7] *Антонов П.И., Затуловский Л.М., Костыгов А.С., Левинзон Д.И., Никаноров С.П., Пеллер В.В., Татарченко В.А., Юфрегов В.С.* Получение профилированных монокристаллов и изделий способом Степанова. Л.: Наука, 1981. 280 с.
- [8] *Nikanorov S.P., Peller V.V.* // Handbook of Aluminum. V. 1: Physical Metallurgy and Processes. Eds G.E. Totten, D.S. MacKenzie. N.Y.: Marcel Dekker, 2003. P. 695.
- [9] *Hosch T., Napolitano R.E.* // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 528. P. 226.
- [10] *Drouzy M., Jakob S., Richard M.* // AFS Int. Cast Metals Jnl. 1980. V. 5. P. 43.
- [11] *Samuel A.M., Gauthier J., Samuel F.H.* // Metall. Mater. Trans. A. 1996. V. 27A. P. 1785.