

## Структура и физико-механические свойства Al–Si-сплавов

© С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев, Б.Н. Корчунов, В.Н. Осипов, С.Н. Голяндин

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,  
194021 Санкт-Петербург, Россия  
e-mail: s.nikanorov@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 30 июня 2009 г.)

Получены образцы сплава Al–Si с содержанием кремния от 8 до 15 mass.% способом Степанова при скоростях затвердевания  $10^2$  и  $10^3 \mu\text{m/s}$ . Исследована микроструктура образцов, изучены диаграммы деформирования на растяжение и изгиб при скорости деформации около  $10^{-4} \text{s}^{-1}$ . Изучено поведение модуля Юнга, дефекта модуля и затухания ультразвука. Обнаружено повышение содержания кремния в эвтектической структуре сплава при возрастании скорости затвердевания. Предел текучести и прочность растут с увеличением содержания кремния до достижения эвтектического состава. Образцы, полученные способом Степанова, имеют индекс качества, характеризующий прочность и пластичность материала, превышающий индекс традиционных модифицированных отливок.

### Введение

Сплавы состава Al–Si широко используются в различных областях промышленности. Однако влияние кремния на физико-механические свойства бинарных литых сплавов изучено недостаточно в связи с тем, что их свойства зависят от многих факторов. Если у прессованных сплавов предел текучести и прочность растут с увеличением содержания кремния, то в случае литых сплавов прочностные свойства определяются объемной долей кремния, размером частиц кремния и расстоянием между ними. В доэвтектических сплавах (до 11.7 mass.% Si), как правило, имеет место увеличение, а в заэвтектических наблюдается тенденция к снижению прочностных свойств с ростом содержания кремния [1,2]. В [3], однако, отмечался рост предела упругости  $\sigma_{0.2}$  и микротвердости с повышением концентрации кремния и в заэвтектических сплавах. В [4] изучалось влияние Si на структуру, упругость, внутреннее трение и на диаграммы деформирования на изгиб в широкой области составов сплава Al–Si. В этой работе образцы были получены быстрым охлаждением при скорости затвердевания около  $5 \cdot 10^3 \mu\text{m/s}$ . Было показано, что температурный коэффициент модуля Юнга при охлаждении от 500 до 20°C, гистерезис модуля Юнга при нагреве и охлаждении в этой области значений температуры и предел текучести имеют максимум при 20 mass.% Si. Образцы этого состава имели эвтектическую структуру с размером зерна менее  $0.3 \mu\text{m}$ , в них отсутствовали первичные кристаллы обеих компонент. Согласно [5], это соответствует независимому парному росту компонент сплава.

Целью настоящей работы является исследование влияния концентрации Si на структуру, модуль Юнга, внутреннее трение, микро- и макропластичность, а также на прочность сплавов системы Al–Si, получаемых при разных скоростях затвердевания.

### Образцы и методика эксперимента

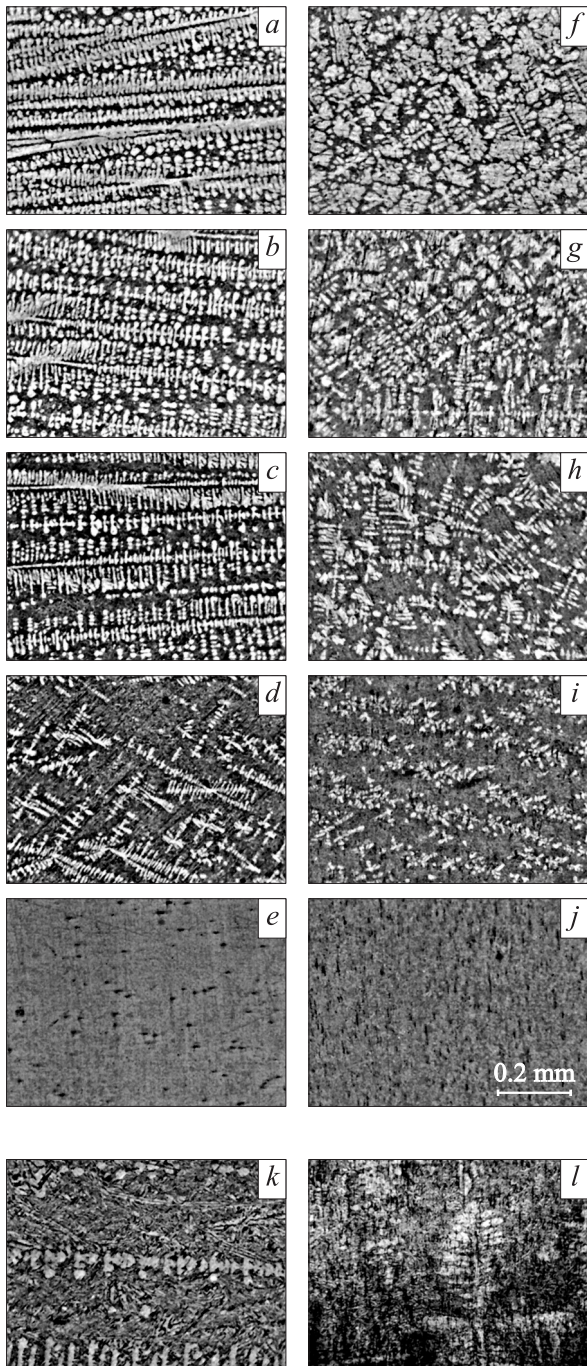
Исходными материалами были алюминий и кремний технической чистоты. Образцы в виде стержней длиной порядка 2 м вытягивались из раствора 8, 10, 11.7, 13 и 15 mass.% Si в расплаве алюминия через формообразователь способом А.В. Степанова [6] при скорости затвердевания порядка  $10^2$  и  $10^3 \mu\text{m/s}$ . Из этих стержней изготавливались образцы для испытаний на растяжение длиной около 90 мм с рабочей частью длиной 40 мм и сечением  $3 \times 3 \text{ mm}$  и для испытаний на трехточечный изгиб длиной около 27 мм и сечением  $2 \times 3 \text{ mm}$ . Микроструктура исследовалась на полированных нетравленых образцах.

Деформационные испытания проводились на машине Инстрон 1341 (Instron 1341). Скорость движения захватов при растяжении была  $1.25 \cdot 10^{-2} \mu\text{m/s}$ , что соответствовало скорости деформации  $3 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ . Испытания на трехточечный изгиб выполнялись при постоянной скорости прогиба около  $0.5 \mu\text{m/s}$ . Это соответствовало скорости деформации внешнего слоя образца примерно  $10^{-4} \text{s}^{-1}$ . Максимальная стрела прогиба  $S$  для всех образцов была около 0.5 мм.

Измерения модуля Юнга  $E$  и логарифмического декремента  $\delta$  проводились резонансным пьезоэлектрическим методом с помощью составного вибратора на частоте продольных колебаний около  $10^5 \text{ Hz}$  при амплитуде относительной колебательной деформации  $\varepsilon$  в области от  $10^{-6}$  до  $3 \cdot 10^{-4}$ .

### Экспериментальные результаты

Микроструктура образцов сплава системы Al–Si разных составов, полученных при скорости затвердевания около  $10^3 \mu\text{m/s}$ , показана на рис. 1, *a–e* для сечения вдоль направления оси вытягивания, а для поперечного сечения — на рис. 1, *f–j*. На рис. 1, *k* и *l* приведена микроструктура продольного и поперечного шлифов образца Al–11.7% Si, полученного при скорости  $10^2 \mu\text{m/s}$ .

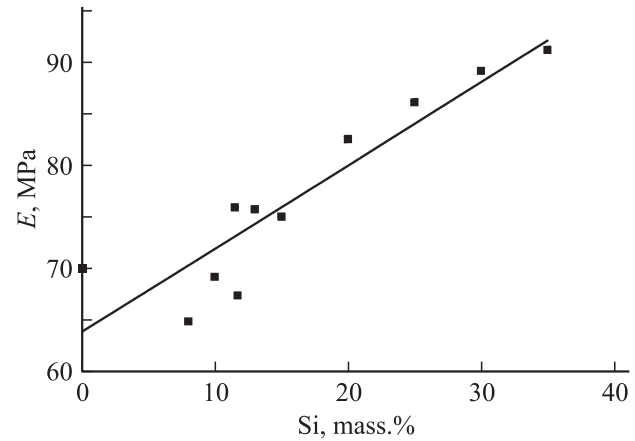


**Рис. 1.** Микроструктура образцов состава Al–Si, полученных при разном содержании кремния в сплаве, mass.%. *a, f* — 8; *b, g* — 10; *c, h* — 11.7; *d, i* — 13; *e, j* — 15 (скорость затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ , *a–e* — продольное сечение, *f–j* — поперечное сечение); *k, l* — 11.7, скорость затвердевания  $10^2 \mu\text{m/s}$ , продольное и поперечное сечения соответственно.

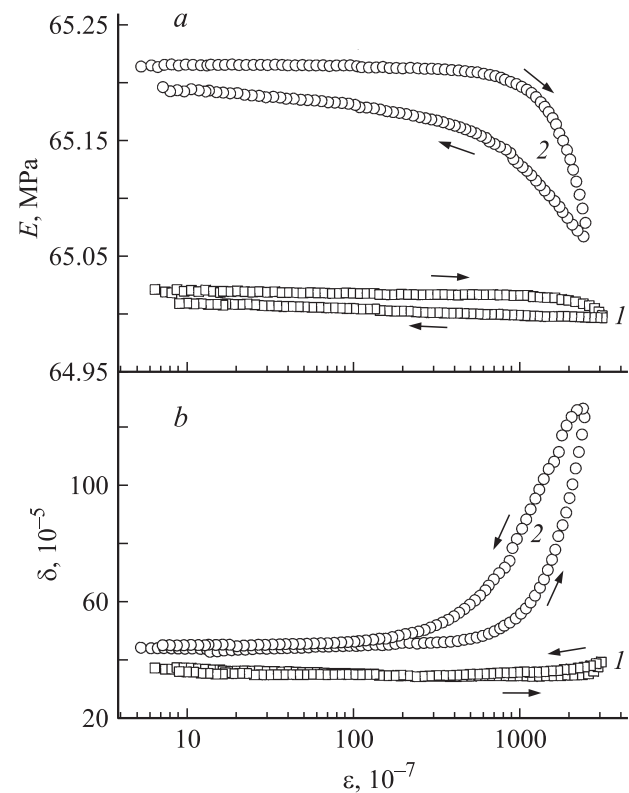
Из рис. 1, *e* и *j* видно, что образец сплава Al–15% Si, выращенный со скоростью  $10^3 \mu\text{m/s}$ , имеет эвтектическую структуру. Размер зерна эвтектики — около  $5 \mu\text{m}$ . При меньшем содержании кремния наблюдаются первичные кристаллы  $\alpha$  твердого раствора. Дендриты  $\alpha$  твердого раствора ориентированы вдоль направления вытягивания из расплава кристаллизующего

стержня. Объемное содержание дендритов уменьшается при приближении содержания кремния к 15%. Сплав Al–11.7% Si, полученный при скорости  $10^2 \mu\text{m/s}$ , как видно из рис. 1, *k* и *l*, имеет структуру, близкую к эвтектической. Наблюдаются отдельные дендриты  $\alpha$  твердого раствора, вытянутые вдоль оси выращивания, но их плотность мала.

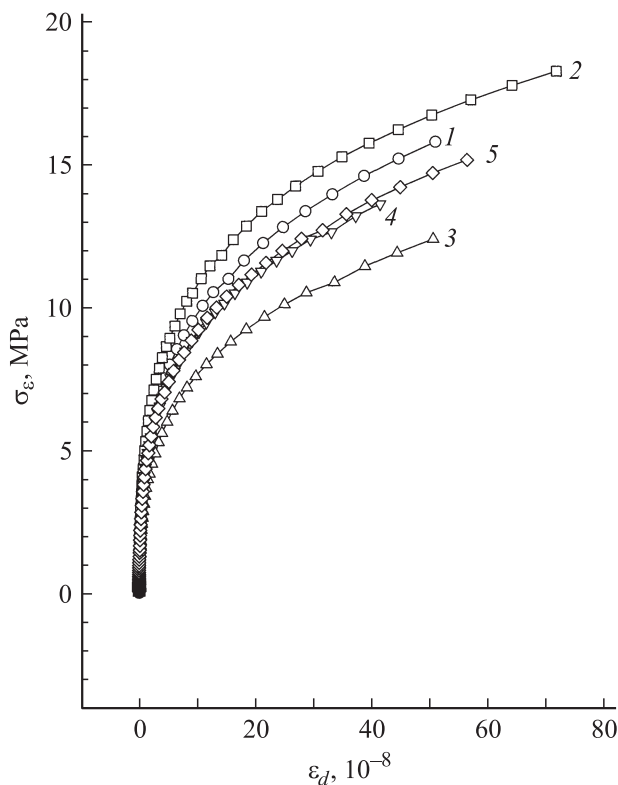
На рис. 2 показана зависимость модуля Юнга от состава сплава, полученная как из наших результатов, так и по результатам исследований [4]. Согласно этим данным,



**Рис. 2.** Зависимость модуля Юнга  $E$  от содержания Si в сплаве (по данным настоящей статьи и работы [4]).



**Рис. 3.** Зависимость модуля Юнга  $E$  (*a*) и логарифмического декремента  $\delta$  (*b*) от амплитуды колебательной деформации  $\epsilon$  для сплава Al–8 mass.% Si.



**Рис. 4.** Зависимость амплитуды колебательных напряжений от амплитуды упругих колебательных деформаций  $\sigma(\varepsilon_d)$  образцов Al–Si сплава с различным содержанием Si, mass.%. 1 — 8; 2 — 10; 3 — 11.7; 4 — 13; 5 — 15 (скорость затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ ).

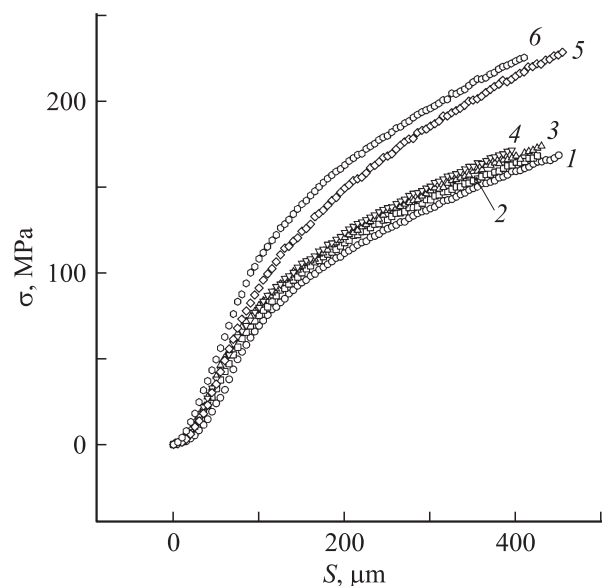
модуль Юнга возрастает линейно с увеличением содержания кремния. Разброс данных не превышает 10%.

На рис. 3 показаны зависимости модуля Юнга  $E$  и логарифмического декремента  $\delta$  от амплитуды колебательной деформации  $\varepsilon$  для сплава Al–8% Si. Эти зависимости качественно имеют такой же характер и для других исследованных составов сплава. Из рис. 3 видно, что в случае исходных образцов зависимость  $E$  и  $\delta$  от  $\varepsilon$  не наблюдается или незначительна (кривые 1). После деформации образца трехточечным изгибом благодаря свежим дислокациям возникает амплитудная зависимость  $E$  и  $\delta$  (кривые 2). Для многих ранее исследованных материалов, обладающих заметной пластичностью, после предварительного пластического изгиба модуль  $E$  в амплитудно-независимой области (малые амплитуды) уменьшается, а декремент  $\delta$  растет [7]. В отличие от этих материалов деформация изгибом образцов сплава Al–Si, исследованных в данной работе, приводила не к уменьшению модуля Юнга, а к его увеличению. Из рис. 3 следует, что это увеличение составляет около 0.03%. Такое изменение модуля Юнга может быть связано с возникновением после деформации изгибом в этих образцах значительных остаточных внутренних напряжений [8].

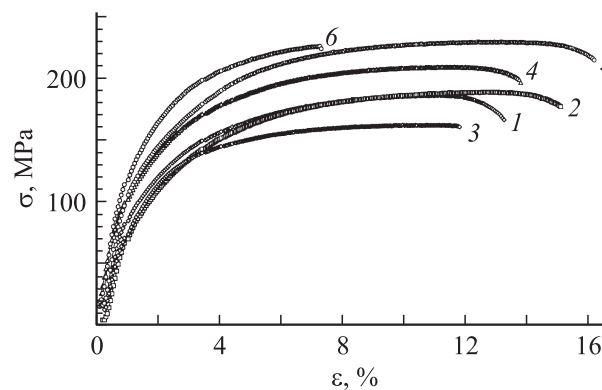
Амплитудные зависимости  $E(\varepsilon)$  были использованы для расчета амплитудных зависимостей дефек-

та модуля Юнга  $\Delta E/E_i$ . Здесь  $\Delta E = E_h - E_i$ , где  $E_i$  и  $E_h$  — значения модуля Юнга соответственно в амплитудно-независимой (малые амплитуды) и амплитудно-зависимой области  $\varepsilon$  (см. рис. 3). Зная  $\Delta E$ , можно определить величину дислокационной неупругой (микропластической) деформации  $\varepsilon_d \approx \varepsilon \Delta E/E$  при любой  $\varepsilon$ . По данным рис. 3 и аналогичным данным для других составов сплава Al–Si были построены кривые  $\sigma_\varepsilon(\varepsilon_d)$  — зависимости амплитуды колебательных напряжений  $\sigma = E\varepsilon$  (закон Гука) от амплитуды неупругой деформации. Эти зависимости для всех исследованных в настоящей работе сплавов показаны на рис. 4.

На рис. 5 приведены зависимости напряжения от стрелы прогиба образца  $S$  при трехточечном квази-



**Рис. 5.** Зависимости напряжения от стрелы прогиба при трехточечном квазистатическом изгибе образцов Al–Si сплава с различным содержанием Si, mass.%. 1 — 8; 2 — 10; 3 — 11.7, скорость затвердевания  $10^2 \mu\text{m/s}$ ; 4 — 11.7; 5 — 13; 6 — 15 (1, 2, 4, 5, 6 — скорость затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ ).



**Рис. 6.** Диаграмма деформирования на растяжение образцов Al–Si сплава с различным содержанием Si, mass.%. 1 — 8; 2 — 10; 3 — 11.7, скорость затвердевания  $10^2 \mu\text{m/s}$ ; 4 — 11.7; 5 — 13; 6 — 15 (1, 2, 4, 5, 6 — скорость затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ ).



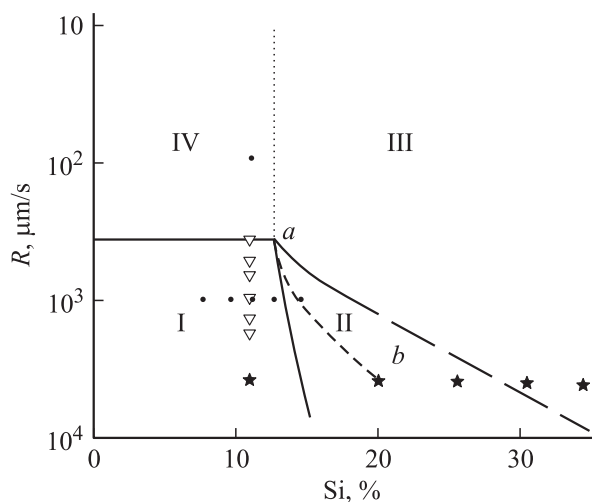
статическом изгибе. Эти испытания проводились после измерений  $E$  и  $\delta$  в зависимости от  $\varepsilon$  на исходных образцах (кривые 1 на рис. 3). После деформации были получены зависимости  $E(\varepsilon)$  и  $\delta(\varepsilon)$  для изогнутых образцов (кривые 2 на рис. 3).

Диаграммы деформирования на растяжение показаны на рис. 6. Характер зависимостей напряжения от деформации и увеличение напряжения течения при заданной деформации аналогичны зависимостям, представленным на рис. 5 для трехточечного изгиба.

## Обсуждение результатов

Структура изученных сплавов согласуется в основном с результатами исследования структуры в [5]. Диаграмма структуры сплава Al–Si в координатах „состав–скорость затвердевания“, приведенная в [5] и расширенная в [4], показана на рис. 7. Область I соответствует волокнистой структуре с первичными кристаллами  $\alpha$  твердого раствора. Область II соответствует мелкозернистой эвтектикоподобной структуре. В области III наблюдается слоистая структура с первичными кристаллами кремния. В области IV при скорости затвердевания до  $480 \mu\text{m/s}$  независимо от содержания кремния сплав имеет эвтектическую структуру пластинчатого характера с дендритами первичных кристаллов  $\alpha$  твердого раствора. На этой диаграмме показаны сплавы, полученные в настоящей работе: точка, соответствующая 11.7 mass.% кремния и скорости затвердевания  $10^2 \mu\text{m/s}$ , и точки для сплавов, затвердевших при скорости  $10^3 \mu\text{m/s}$ . Метками в виде треугольников показаны литейные двойные сплавы Al–11.7 mass.% Si, выращенные способом Степанова в [9] на установке, использованной и в настоящей работе, при скорости затвердевания в области от 480 до  $1890 \mu\text{m/s}$ .

Кроме того, на рис. 7 отмечены звездочками составы сплавов Al–Si, полученные в [4] при скорости затверде-



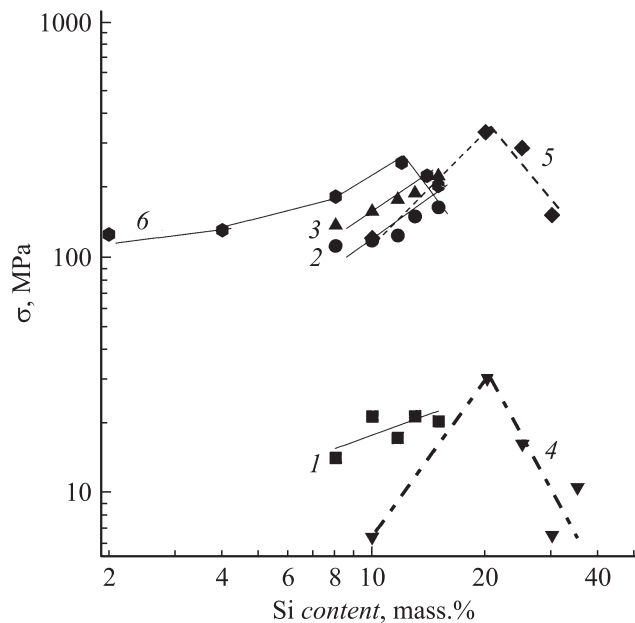
**Рис. 7.** Диаграмма структуры сплава Al–Si в координатах „состав–скорость затвердевания“ из [5] с данными из [4] (\*), [9] ( $\Delta$ ) и настоящей работы ( $\bullet$ ).

вания около  $5 \cdot 10^3 \mu\text{m/s}$ . Сплавы в [4] при высокой скорости затвердевания были получены не при направленной кристаллизации, а литьем расплава, находившегося в состоянии левитации, в медную форму.

На фотографии образца сплава с 11.7% Si, выращенного способом Степанова при скорости затвердевания  $10^2 \mu\text{m/s}$ , видна структура, близкая к эвтектической (рис. 1,  $k$  и  $l$ ). На шлифах наблюдались очень редкие дендриты  $\alpha$  твердого раствора. Размер зерна эвтектики был порядка  $50 \mu\text{m}$ . На фотографиях образцов, полученных при скорости затвердевания около  $10^3 \mu\text{m/s}$  (рис. 1,  $a-j$ ), видны первичные дендриты  $\alpha$  твердого раствора и мелкозернистая эвтектика, состоящая из  $\alpha$  твердого раствора и кремния. Объем, занимаемый дендритами в образце, уменьшается с увеличением процентного содержания кремния. Полностью эвтектическая мелкозернистая структура была получена только при 15% кремния в алюминии (рис. 1,  $e$  и  $j$ ). Размер эвтектических зерен был около  $5 \mu\text{m}$ . Ранее в [4] было показано, что при скорости затвердевания около  $5 \cdot 10^3 \mu\text{m/s}$  структура, близкая к эвтектической, наблюдалась при 20% кремния. Размер эвтектического зерна при этом был менее  $0.3 \mu\text{m}$ . При меньшем содержании кремния наблюдаются дендриты  $\alpha$  твердого раствора, при большем содержании кремния образуются дендриты первичного кремния. При выращивании сплава с 11.7% кремния при разных значениях скорости затвердевания наблюдается уменьшение размера дендритов с увеличением скорости. При этом относительный объем дендритов остается приблизительно постоянным [9]. Это можно объяснить тем, что с ростом скорости затвердевания и соответственно переохлаждения растет скорость образования центров зарождения первичных кристаллов  $\alpha$  твердого раствора, но уменьшается время их роста, так как уменьшается время нахождения сплава в двухфазном состоянии.

Из данных, приведенных на рис. 1 и в работе [4], следует, что состав сплава, соответствующий эвтектической мелкозернистой структуре, в которой первичные кристаллы  $\alpha$  твердого раствора и кремния отсутствуют или занимают относительно малый объем, смещается в сторону увеличения содержания кремния при увеличении скорости затвердевания выше  $480 \mu\text{m/s}$ . При увеличении содержания кремния в эвтектическом составе, обусловленном увеличением скорости затвердевания, уменьшается размер зерна эвтектики. Изменение состава сплава с эвтектической структурой в зависимости от скорости затвердевания показано на рис. 7 (кривая  $ab$ ). Результаты исследования структуры сплавов в настоящей работе отличаются от данных [5] тем, что дендриты первичных кристаллов отсутствуют не во всей области II, а только при эвтектических составах.

На рис. 8 приведены зависимости условного предела текучести  $\sigma_y$  от содержания кремния при заданных величинах деформации. Эти зависимости построены по экспериментальным диаграммам деформирования образцов, полученных акустическим методом в области микропластической деформации (рис. 4), квазистатическим



**Рис. 8.** Зависимости условного предела текучести  $\sigma_y$  от содержания кремния при заданных величинах деформации: 1 — из данных акустических измерений; 2, 3 — из данных испытаний образцов на изгиб и растяжение соответственно; 4, 5 — по данным из [4]; 6 — предел прочности  $\sigma_B$  по данным из [1].

трехточечным изгибом (рис. 5) и растяжением (рис. 6). Зависимости условного предела текучести от содержания кремния, полученные акустическим методом при деформации около  $4 \cdot 10^{-6}\%$ , при испытаниях на изгиб для деформации крайнего слоя стержня 0.2% и при испытании на растяжение для деформации 0.5%, имеют одинаковый характер. Рост условного предела текучести, наблюдающийся в широком диапазоне составов сплава до его эвтектического состава, может быть связан как с ростом содержания более прочной компоненты сплава, так и с увеличением дисперсности структуры в связи с уменьшением доли дендритов  $\alpha$  твердого раствора и соответственно ростом доли мелкозернистой эвтектики.

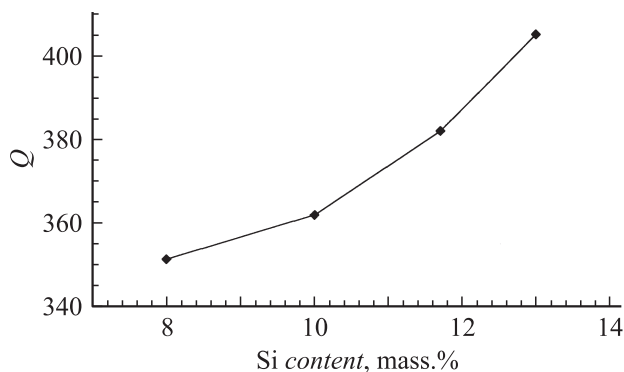
На рис. 8 кривыми 4 и 5 показаны также зависимости условного предела текучести на изгиб от содержания кремния для образцов, полученных литьем со скоростью затвердевания  $5 \cdot 10^3 \mu\text{m/s}$ , в более широкой области изменения состава [4]. Видно, что эта зависимость имеет максимум вблизи эвтектического состава, соответствующего примерно 20% Si при такой скорости затвердевания. Рост предела текучести с увеличением содержания кремния для образцов, затвердевших при скорости  $10^3 \mu\text{m/s}$ , наблюдается в настоящей работе в доэвтектическом составе сплава, так как при использованной скорости затвердевания эвтектический состав равен 15% Si. Можно предполагать, что в области заэвтектических составов будет наблюдаться уменьшение предела текучести с увеличением содержания кремния. На рис. 8 приведена, кроме того, зависимость предела прочности  $\sigma_B$  немодифицированного бинарного силуми-

на при литье в кокиль с высокой скоростью затвердевания [1]. Следует отметить, что предел прочности силуминов в среднем выше предела текучести приблизительно на 15–20%. Здесь также наблюдается максимум при эвтектическом составе сплава. Это позволяет считать, что основной вклад в увеличение предела текучести связан с дисперсностью и повышением относительного объема эвтектической структуры в сплаве, и максимум наблюдается при эвтектическом составе.

Размер зерна эвтектики в сплавах эвтектического состава, полученных при разных скоростях затвердевания, определяет величину предела прочности. Это следует из диаграмм деформации на растяжение (рис. 6). Предел прочности  $\sigma_B$  для эвтектического сплава с 11.7% Si, полученного при скорости затвердевания  $10^2 \mu\text{m/s}$ , равен 160 МПа, а для сплава эвтектического состава с 15 mass.%, полученного при скорости  $10^3 \mu\text{m/s}$ , равен 225 МПа. Кроме того, из рис. 3 и 5 видно, что условный предел текучести при испытаниях на изгиб образцов эвтектического состава с 11.7, 15 и 20% кремния, полученных при возрастающих скоростях затвердевания, равен соответственно 90, 120 и 350 МПа.

Образцы сплава с содержанием кремния от 11.7 до 15%, полученные способом Степанова, имеют не только высокий предел прочности, но и высокое относительное удлинение при разрушении. В [10] была предложена обобщенная оценка механических свойств, учитывающая прочность и удлинение при разрушении, с помощью индекса качества  $Q = \sigma_B + k \log \delta$ , где  $\sigma_B$  — прочность,  $\delta$  — удлинение при разрушении,  $k$  — постоянная. Согласно [11], для сплавов Al–Si использовано значение  $k = 150$ .

На рис. 9 по данным диаграмм растяжения (рис. 6) построена зависимость  $Q$  от содержания кремния для образцов, полученных при скорости затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ . Индекс качества изменяется от 350 до 420. У образцов с 11.7% кремния, полученных со скоростью затвердевания  $10^2 \mu\text{m/s}$ , индекс качества был равен 322, что намного превышает индекс качества литого сплава Al–11.6% Si–0.16% Fe до модификации, у которого  $Q = 190$  [12]. Индекс качества сплава Al–13% Si, полученного при скорости затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ , превосходит его максимальное значение



**Рис. 9.** Зависимость индекса качества  $Q$  от содержания кремния (скорость затвердевания  $10^3 \mu\text{m/s}$ ).

для сплава Al–11.6% Si–0.16% Fe, модифицированного стронцием, у которого  $Q = 390$ . Высокие значения прочности и пластичности изделий из немодифицированного эвтектического силумина, выращенных способом Степанова, отмечались и ранее [13], что связывалось с высокой дисперсностью частиц кремния в эвтектике.

## Заключение

Показано, что предел текучести и прочность сплавов Al–Si возрастают с содержанием кремния в широкой области до эвтектического состава. Эвтектический состав зависит от скорости затвердевания и растет, начиная от скорости выше приблизительно  $480 \mu\text{m/s}$ .

Образцы, выращенные способом Степанова, имеют индекс качества, определяющий прочность и пластичность материала, превышающий характеристики традиционных модифицированных отливок.

## Список литературы

- [1] *Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б.* Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977.
- [2] *Mondolfo L.F.* Aluminum Alloys: Structure and Properties. London–Boston: Butterworths, 1976.
- [3] *Gupta M., Ling S.* // J. Alloys and Compounds. 1999. Vol. 287. P. 284–294.
- [4] *Nikanorov S.P., Volkov M.P., Gurin V.N., Burenkov Yu.A., Derkachenko L.I., Kardashev B.K., Regel L.L., Wilcox W.R.* // Mat. Sci. Eng. A. 2005. Vol. 390. P. 63–69.
- [5] *Jenkinson D.C., Hogan L.M.* // J. Crystal Growth. 1975. Vol. 28. P. 171–187.
- [6] *Антонов П.И., Затуловский Л.М., Костыгов А.С.* и др. Получение профилированных монокристаллов и изделий способом Степанова. Л.: Наука, 1981.
- [7] *Никаноров С.П., Кардашев Б.К.* Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М.: Наука, 1985. 254 с.
- [8] *Chernov V.M., Kardashev B.K., Krjukova L.M., Mamaev L.I., Plaksin O.A., Rusanov A.E., Solonin M.I., Stepanov V.A., Votinov S.N., Zaviatsky L.P.* // J. Nucl. Mater. 1998. Vol. 257. P. 263–273.
- [9] *Федоров В.Ю.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2004. Т. 68. С. 859–864.
- [10] *Drouzy M., Jacob S., Richard M.* // AFS Int. Cast. Metals J. 1980. Vol. 5. P. 43.
- [11] *Samuel A.M., Gauthier J., Samuel F.H.* // Metal. Mater. Trans. A. 1996. Vol. 27A. P. 1785.
- [12] *Liao Hengcheng, Sun Yu, Sun Gioxiang* // Mat. Sci. Eng. 2002. Vol. 335A. P. 62–66.
- [13] *Федоров В.Ю., Кустов С.Б., Шаллер Р.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2004. Т. 68. С. 865–969.