

Структурные и физико-механические свойства направленно закристаллизованных сплавов алюминия с кремнием

© С.П. Никаноров, Л.И. Деркаченко, Б.К. Кардашев, Б.Н. Корчунов, В.Н. Осипов, В.В. Шпейзман

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

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

(Поступила в Редакцию 1 ноября 2012 г.)

Сплавы алюминия с кремнием (от 8 до 25 wt.% Si) получены направленной кристаллизацией профилированных образцов способом Степанова при скорости затвердевания около $10^3 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$. Изучены зависимости микротвердости, модуля Юнга, внутреннего трения, предела текучести и предела прочности от содержания кремния. Показано, что предел прочности имеет максимум, а предел текучести — излом при 15 wt.% кремния, что соответствует эвтектическому составу в использованной скорости затвердевания. С увеличением скорости затвердевания содержание кремния в эвтектике растет. Рост предела прочности объясняется увеличением объемной доли более прочной мелкокристаллической структуры эвтектики в результате уменьшения объемной доли более пластичных дендритов первичных кристаллов α -Al твердого раствора. Уменьшение предела прочности заэвтектического сплава определяется ростом объемной доли хрупких первичных кристаллов кремния разной формы.

1. Введение

В настоящее время в технике широко используются литые сплавы Al–Si. Свойства бинарных эвтектических или почти эвтектических сплавов без модификаторов исследовались во многих работах. Их предел прочности σ_B и предел текучести возрастают до содержания кремния при эвтектическом составе 11.7 wt.% [1–4]. Заэвтектические бинарные сплавы исследованы мало. В [1,2] отмечалась тенденция к понижению прочностных свойств этих соединений. В [5] наблюдалось увеличение σ_B при содержании Si от 7 до 10 wt.%. При 19 wt.% Si σ_B становится меньше. В [6] обнаружен максимум предела текучести при 20 wt.% Si. Выяснено, что это содержание кремния соответствует квазиэвтектическому составу, полученному при скорости охлаждения около 10^4 K/s. Микротвердость α -Al твердого раствора была проанализирована детально в [7]. Было показано, что микротвердость α -Al твердого раствора в гомогенных сплавах становится постоянной, когда содержание кремния достигает насыщенного состояния. Однако во многих случаях микротвердость зависит от содержания кремния. Ее изменение благодаря гетерогенности твердого раствора может быть связана с особенностями механизма кристаллизации. Характер процесса затвердевания может влиять на прочностные свойства сплава. Поэтому нельзя ожидать, что при синтезе сплава разными методами будут получены одинаковые результаты.

В настоящей работе представлены результаты исследований структуры и механических свойств бинарных сплавов алюминия с кремнием до- и заэвтектических составов, полученных одним методом. Использован метод Степанова для направленной кристаллизации профилированных образцов [8]. Этот метод удобен для изучения влияния содержания кремния на механиче-

ские свойства сплавов. Процесс кристаллизации этим методом более устойчив по сравнению с другими жидкофазными методами, например по сравнению с методом Чохральского [9]. Форма и размер поперечного сечения образцов постоянны. Затвердевание происходит при контролируемой фиксируемой скорости. Градиент температуры вблизи границы между жидкой и твердой фазами постоянен, интерфейс имеет устойчивую форму. В результате исследований таких образцов определены оптимальные условия для получения изделий из сплавов алюминия с кремнием высокого качества для практических приложений.

2. Экспериментальные методики

В работе использовались алюминий (99.9 wt.%) и кремний (99.8 wt.%) технической чистоты. Образцы сплавов Al–Si сплавов в форме стержней длиной 2 м с поперечным сечением 10×2 mm были вытянуты из растворов 8, 10, 11.7, 13, 15, 20 и 25 wt.% Si в расплаве Al через формообразователь (метод Степанова [7]) при скорости затвердевания $10^3 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$. Стержни с содержанием Si 11.7 wt.% Si были получены также при скорости затвердевания $10^2 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$. Эти стержни были использованы для изготовления образцов для исследований.

Образцы для испытаний на растяжение имели длину 60 mm, рабочая часть — длину 20 mm и поперечное сечение площадью 6 mm². Образцы для акустических исследований (модуль Юнга и внутреннее трение) длиной 27 mm и сечением 6 mm² вырезались электроискровым методом. Метод Степанова позволял выращивать из расплава через специальный формообразователь образцы с высоким качеством поверхности. Но в случае сплавов с 20 и 25 wt.% Si наблюдался интенсивный

периодический рост первичных кристаллов кремния на поверхности образцов. Мы пытались уменьшить интенсивность этого процесса. Для этого были сделаны специальные формообразователи из высокоуглеродистой стальной проволоки в форме петли с малым тепловым излучением. Но образцы принимали бамбукообразную форму. Утолщения шириной около 1 mm находились на расстоянии около 40 mm. Поэтому рабочая часть образцов для акустических и механических испытаний была между утолщениями.

Состав сплавов контролировался электронным микроскопическим анализатором Cameca Camebax. Различие между содержанием кремния при этих измерениях и начальным содержанием в расплаве не превышало 5%.

Микроструктура и микротвердость по Викерсу H_v изучались на полированных образцах без травления. Величины H_v матрицы из эвтектической смеси α -Al твердого раствора и Si для всех сплавов и H_v дендритных первичных кристаллов α -Al ряда составов были определены прибором РМТ-3. Были использованы нагрузки 10 и 100 g. Максимальная относительная ошибка в измерениях составляла около 10%.

Модуль Юнга E и логарифмический декремент δ (внутреннее трение) были измерены резонансным методом с помощью составного пьезоэлектрического вибратора с частотой продольных колебаний около 10^5 Hz. Амплитуда колебательных деформаций ε составляла от $5 \cdot 10^{-7}$ до $2 \cdot 10^{-4}$. Разброс E для разных образцов одного состава был около 1%. Ошибка измерений E на одном образце (при изменении ε , под влиянием пластического изгиба, тепловой обработки или старения) составляла около $10^{-3}\%$. Относительная ошибка измерений δ не превышала 5%. Для изучения неупругих явлений образцы подвергались изгибу, чтобы ввести свежие дислокации. Трехточечный изгиб производился на машине Инстрон 1341. Скорость изгиба была равна $0.5 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$. Это соответствует скорости деформации $\sim 10^{-4} \text{s}^{-1}$ для внешнего слоя. Стрела максимального изгиба всех образцов была ~ 0.5 mm.

Испытания на растяжение были выполнены на универсальной испытательной машине Инстрон 1342 при скорости зажимов $6 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$. Это соответствует скорости деформации $3 \cdot 10^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$.

Все испытания и измерения проводились на состаренных образцах.

3. Результаты

Продольные и поперечные металлографические сечения образцов, полученных при скорости затвердевания $10^3 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, показаны на рис 1. Из рис. 1, *d* и *i* следует, что сплав Al-15 wt.%Si имеет эвтектическую структуру. Червеобразные кристаллы кремния в α -Al имеют среднюю длину $\sim 15 \mu\text{m}$ и толщину $0.5 \mu\text{m}$. Первичные дендритные кристаллы α -Al присутствуют в образцах с более низким содержанием кремния. Так,

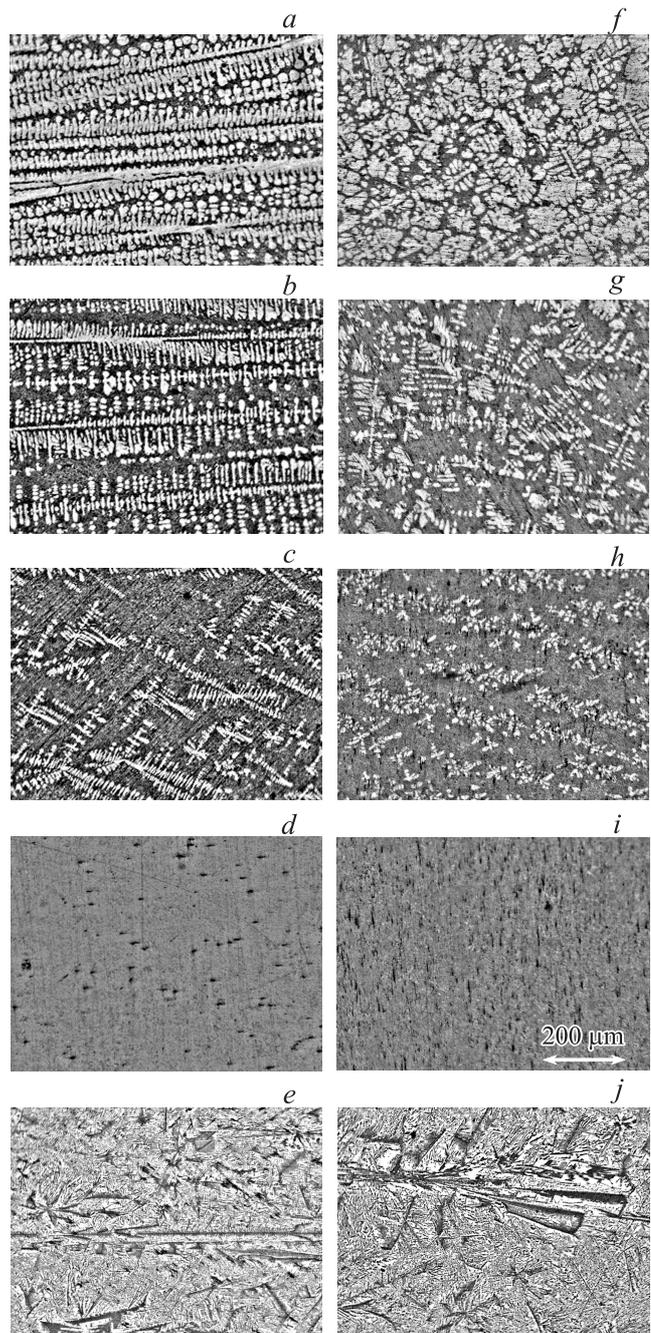


Рис. 1. Микроструктура сплавов Al-Si при содержании Si: 8 (*a, f*), 11.7 (*b, g*), 13 (*c, h*), 15 (*d, i*), 20 (*e*), 25 wt.% (*j*). *a-e*, *g* — продольные сечения, *f-i* — поперечные сечения.

можно видеть дендритные кристаллы α -Al в сплаве с 8 wt.% Si (рис. 1 *a, f*). Они состоят из овальных элементов диаметром $40 \mu\text{m}$, расположенных вблизи от ядра длиной 2–3 mm. Пространство между дендритами α -Al заполнено эвтектикой. Длина кристаллов кремния в эвтектике составляет около 1–1.5 μm , толщина — около 0.3 μm . Дендриты ориентированы большей частью в направлении вытягивания образца из распла-

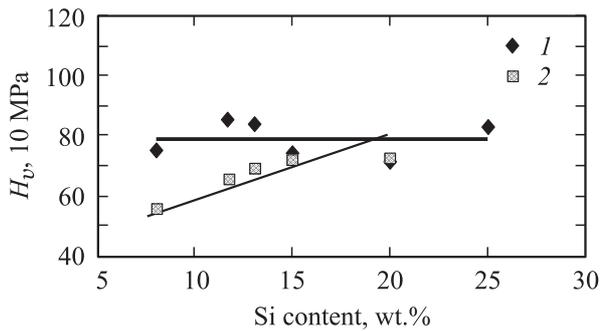


Рис. 2. Зависимость микротвердости по Викерсу для эвтектики α -Al+Si от содержания кремния при нагрузке 10 (1) и 100 г (2).

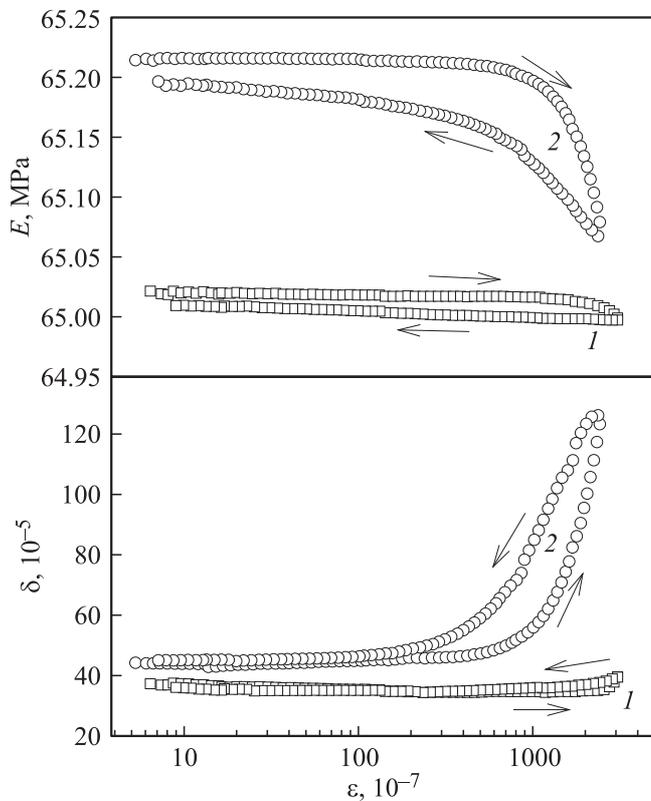


Рис. 3. Амплитудные зависимости модуля Юнга и логарифмического декремента сплава Al-8 wt.% Si. 1 — до деформации, 2 — после трехточечного изгиба.

ва. В образцах с содержанием кремния 20 и 25 wt.% видны дендриты и звездообразные первичные кристаллы кремния (рис. 1, e, j). Их объемная доля возрастает с увеличением содержания кремния.

Микротвердость по Викерсу эвтектической матрицы в различных сплавах показана на рис. 2. Можно видеть, что H_v в случае нагрузки 10 г не зависит от содержания кремния. Однако измерения с нагрузкой 100 г показали рост H_v при увеличении содержания кремния. Это может быть вызвано большей площадью отпечатка в случае нагрузки 100 г по сравнению с 10 г. Отпечаток

индентора при нагрузке 100 г покрывает не только эвтектику сплава Al-8 wt.% Si, но и первичные дендритные кристаллы α -Al. Твердость эвтектики превышает твердость дендритов α -Al. Поэтому результаты измерений H_v эвтектики занижаются. Захват индентором дендритных кристаллов α -Al уменьшается при более высоком содержании Si из-за меньшей объемной доли дендритов α -Al.

Содержание кремния не влияет на величину H_v дендритных кристаллов. Она равна 637 МПа для сплавов с содержанием кремния от 8 до 13 wt.% с ошибкой около 2.5%. Отношение между величинами H_v первичных кристаллов α -Al и эвтектической матрицы равно 0.8 ± 0.2 для всех исследованных составов.

Модуль Юнга и внутреннее трение в зависимости от амплитуды колебательных деформаций ϵ были измерены до и после пластической деформации образцов. В качестве примера на рис. 3 показана амплитудная зависимость E и δ для сплава Al-8 wt.% Si. Эти зависимости подобны зависимостям для сплавов других составов. Величины E и δ для недеформированных образцов не изменяются в широкой амплитудной области. Амплитудные зависимости возрастают при ϵ выше $\sim 10^{-4}$. Пластический изгиб образцов приводит к увеличению как E (около 0.3%), так и δ и появлению амплитудной

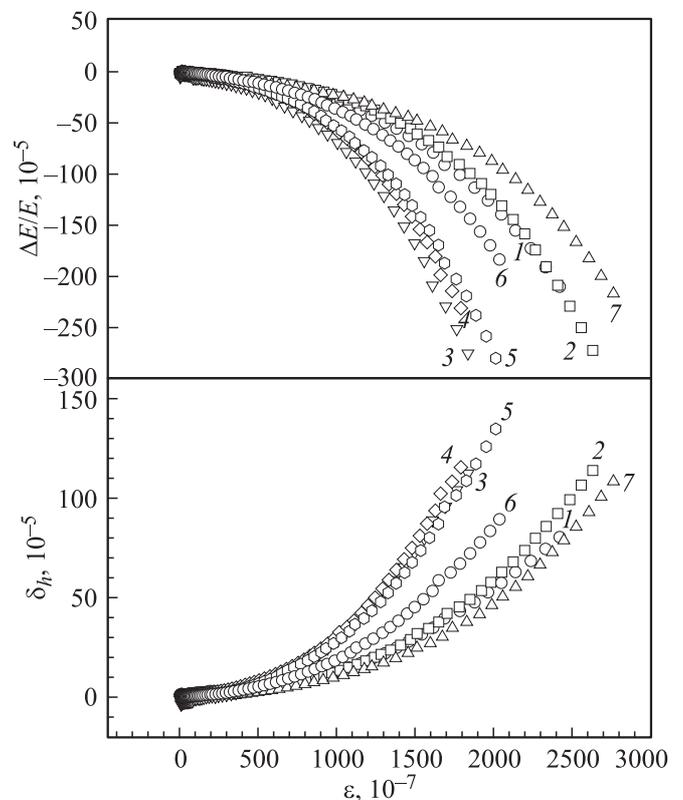


Рис. 4. Изменение амплитудно-зависимой части дефекта модуля Юнга и затухания с увеличением амплитуды колебательной деформации. Концентрация Si, wt.%: 1 — 8, 2 — 10, 3 — 11.7, 4 — 13, 5 — 15, 6 — 20, 7 — 25.

зависимости. Зависимости $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$ имеют гистерезисный характер при высокоамплитудном возбуждении. На рис. 4 представлены амплитудно-зависимые части дефекта модуля Юнга ($\Delta E/E$) и декремента (δ_h) для всех изученных сплавов Al-Si. Эти данные получены из зависимостей $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$, которые показаны только для одного из сплавов на рис. 3. Здесь $\Delta E/E = (E_\varepsilon - E)/E$, где E — модуль, измеренный при низкой ε в амплитудно-независимой области затухания, E_ε — модуль при амплитуде ε . Абсолютные значения $\Delta E/E$ и δ_h при фиксированной ε возрастают только у сплавов с содержанием Si ниже 13–15 wt.%. На рис. 5 приведены две зависимости дефекта модуля Юнга $\Delta E/E$ от содержания Si для образцов, деформированных изгибом. Кривая 1 на рис. 5 показывает $\Delta E/E$ для амплитуды деформаций $2 \cdot 10^{-4}$. Она получена из данных для $\Delta E/E$, представленных на рис. 4. Кривая 2 соответствует другому дефекту модуля Юнга, измеренному при малой амплитуде $\varepsilon = 5 \cdot 10^{-7}$ (в амплитудно-независимой области затухания). Дефект модуля Юнга $\Delta E/E$ в этом случае возникает при низких амплитудах в результате амплитудного гистерезиса (рис. 3) после высокоамплитудного возбуждения ($\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$). Здесь дефект модуля на порядок величины ниже, чем для амплитудно-зависимого $\Delta E/E$ (кривая 1). На рис. 6 показана зависимость δ_h (измеренного при $\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$) от содержания кремния с максимумом в окрестности 15 wt.% Si. Диаграммы испытаний на растяжение приведены на рис. 7. Наблюдается равномерное увеличение напряжения течения с содержанием кремния в сплаве до ~ 15 wt.%, за которым следует резкое уменьшение напряжения. Последнее вызвано разрушением материала. Оптические микрофотографии образцов с 20 и 25 wt.% Si выявляют присутствие первичных кристаллов Si на поверхностях разрушения. В случае сплава Al-15 wt.% Si разрушение при растяжении происходит внутри эвтектики.

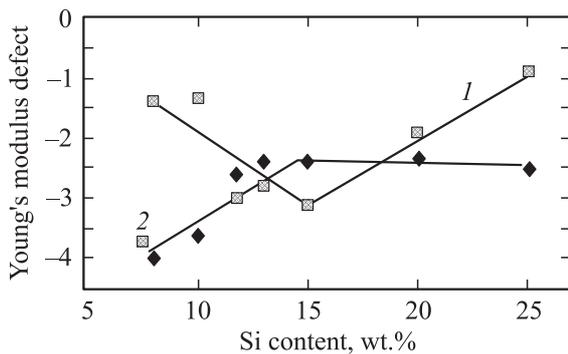


Рис. 5. Дефект модуля Юнга в зависимости от содержания Si. 1 — амплитудно-зависимый $\Delta E/E$ (в единицах $10^{-1}\%$), полученный при амплитуде колебательных деформаций $2 \cdot 10^{-4}$, 2 — $\Delta E/E$ (в единицах $10^{-2}\%$), измеренный при амплитуде $5 \cdot 10^{-7}$ после прямого и обратного изменения амплитуды до $\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$.

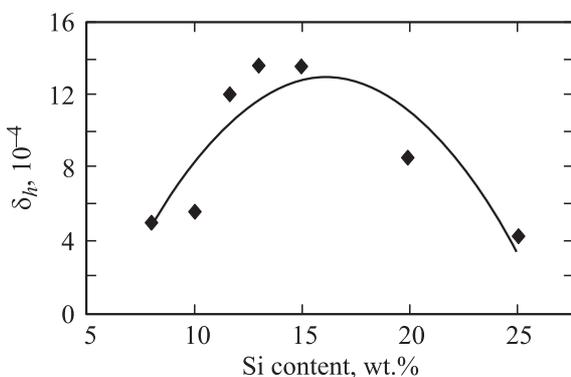


Рис. 6. Амплитудно-зависимая часть декремента δ_h в зависимости от содержания Si при амплитуде колебательных деформаций, равной $2 \cdot 10^{-4}$.

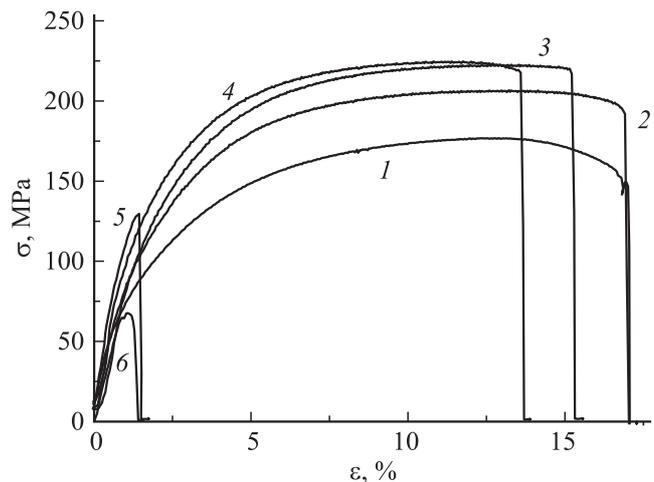


Рис. 7. Диаграммы растяжения сплавов Al-Si с содержанием Si 8 (1), 11.7 (2), 13 (3), 15 (4), 20 (5) и 25 wt.% (6).

зиса (рис. 3) после высокоамплитудного возбуждения ($\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$). Здесь дефект модуля на порядок величины ниже, чем для амплитудно-зависимого $\Delta E/E$ (кривая 1). На рис. 6 показана зависимость δ_h (измеренного при $\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$) от содержания кремния с максимумом в окрестности 15 wt.% Si. Диаграммы испытаний на растяжение приведены на рис. 7. Наблюдается равномерное увеличение напряжения течения с содержанием кремния в сплаве до ~ 15 wt.%, за которым следует резкое уменьшение напряжения. Последнее вызвано разрушением материала. Оптические микрофотографии образцов с 20 и 25 wt.% Si выявляют присутствие первичных кристаллов Si на поверхностях разрушения. В случае сплава Al-15 wt.% Si разрушение при растяжении происходит внутри эвтектики.

4. Обсуждение результатов

Затвердевание сплава с 15 wt.% Si при скорости около $10^3 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ дает эвтектическую структуру без первичных кристаллов (рис. 1). Структура образцов, полученных методом Степанова при скорости затвердевания $\sim 10^2 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, проявляется немного выше 11.7 wt.% Si. Эвтектическая структура сплавов, полученных ранее [6] при скорости затвердевания в медной форме $\sim 5 \cdot 10^3 \text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, соответствовала 20 wt.% Si. По этим данным построена скоростная зависимость эвтектического состава сплава Al-Si на рис. 8. Ранее указывались широкие области скоростей затвердевания, соответствующие эвтектическому составу [2,10]. Сплав такого состава имеет тонкую волокнистую структуру без первичных кристаллов. Согласно [10], эта структура формируется при независимом парном росте обоих компонентов сплава.

Постоянство H_v эвтектики сплавов с содержанием кремния до 15 wt.% (рис. 2) и дендритов α -Al показывает, что увеличение содержания кремния вплоть до

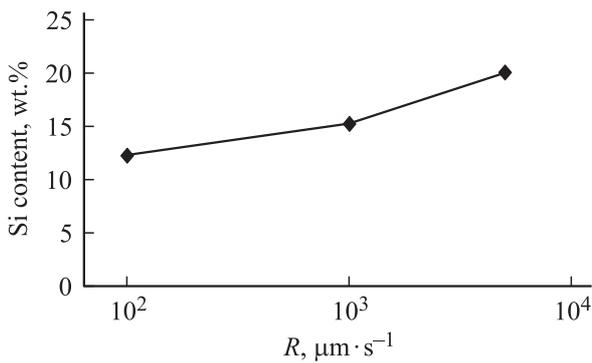


Рис. 8. Содержание кремния при эвтектическом составе в зависимости от скорости затвердевания.

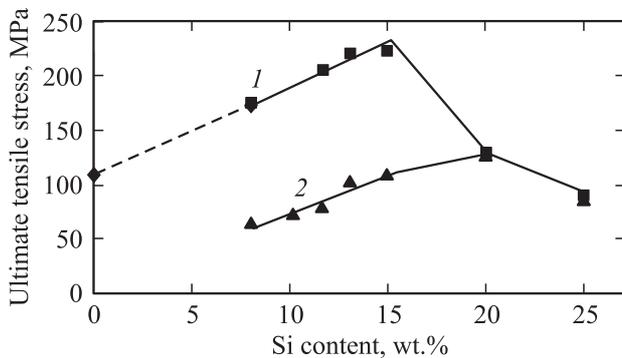


Рис. 9. Зависимости от содержания Si предела прочности и предела текучести при остаточном удлинении 0.2% при растяжении. 1 — σ_B , штриховая линия — экстраполяция от 8 к 1.6 wt.% Si, 2 — σ_{02} .

эвтектического состава приводит к перераспределению объемных долей первичных дендритных кристаллов α -Al и эвтектики. Структура обоих компонентов не изменяется до 15 wt.% Si, но может происходить некоторое увеличение длины эвтектических волокон. Это было указано выше при описании оптических микрофотографий образцов (рис. 1). Структура со звездоподобными и пластинчатыми первичными кристаллами кремния в эвтектической матрице формируется, когда содержание кремния превышает 15 wt.%. Это может обуславливать различие концентрационных зависимостей предела прочности при растяжении σ_B и предела текучести до- и заэвтектических сплавов.

Зависимость σ_B от содержания кремния показана на рис. 9. Данные были получены из диаграммы растяжения (рис. 7). Эта зависимость для доэвтектических сплавов описывается правилом смеси

$$\sigma_B = \sigma_\alpha V_\alpha + \sigma_e V_e, \quad (1)$$

где V_α — объемная доля первичных дендритных кристаллов α -Al твердого раствора, $V_e = 1 - V_\alpha$ — объемная доля эвтектики. Эти величины могут быть найдены из фазовой диаграммы по правилу рычага. Величи-

на σ_α равна пределу прочности σ_B дендритных волокон α -Al твердого раствора. Она может быть найдена экстраполяцией экспериментальной зависимости σ_B от содержания Si к предельной концентрации насыщения α -Al твердого раствора. Величина σ_e равна пределу прочности σ_B эвтектики (для 15 wt.% Si). Расчетная зависимость σ_B от содержания Si показана на рис. 9 для случая $\sigma_\alpha = 110$ МПа и $\sigma_e = 230$ МПа и хорошо согласуется с экспериментом.

При содержании кремния ~ 15 wt.% происходит переход от пластичного к хрупкому разрушению. У заэвтектических сплавов разрушение определяется хрупкими первичными кристаллами кремния. Возможно, морфология первичных кристаллов кремния также вносит вклад в разрушение, так как она должна влиять на концентрацию внутренних напряжений.

В доэвтектических сплавах зависимость предела текучести σ_{02} от содержания кремния является возрастающей и также близка к линейной (рис. 9). Она остается возрастающей, и когда содержание кремния превышает 15 wt.%, однако при этом значении в линейной зависимости наблюдается излом. Очевидно, что этот излом определяется деформацией эвтектики.

Амплитудные зависимости E для разных составов сплава можно использовать для определения колебательного предела текучести σ_y (при фиксированной неупругой деформации $\tilde{\epsilon}$) в зависимости от содержания кремния. Действительно, неупругая деформация определяется выражением $\tilde{\epsilon} = (\Delta E/E)\epsilon$, а величина σ — законом Гука: $\sigma = E\epsilon$. Минимум акустического предела текучести σ_y наблюдается вблизи эвтектического состава сплава Al-Si (рис. 10).

Увеличение σ_{02} при росте содержания кремния в области от 8 до 15 wt.% Si может быть вызвано дву-

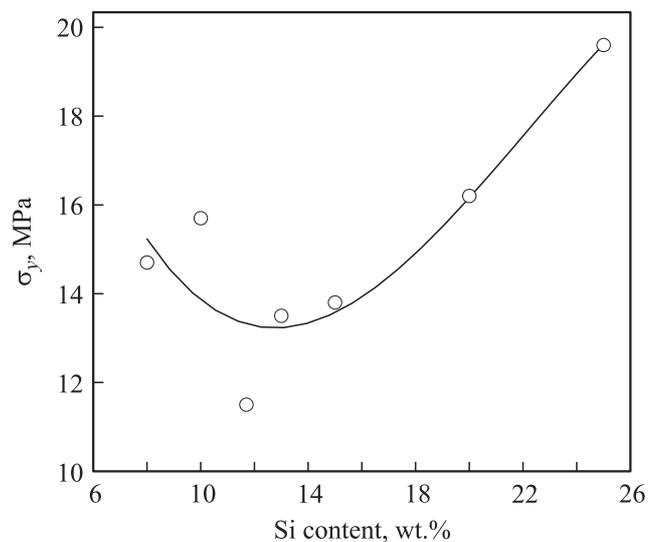


Рис. 10. Условный предел текучести σ_y при микропластической деформации для амплитуды неупругих колебательных деформаций, равной 10^{-8} .

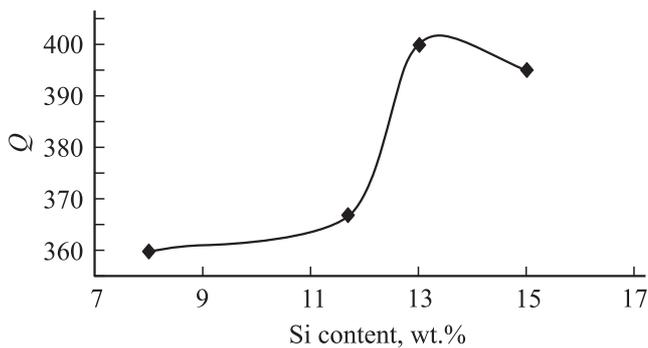


Рис. 11. Зависимость индекса качества от содержания Si.

мя обстоятельствами. Одно из них связано с ростом сопротивления движению дислокаций при увеличении содержания эвтектического кремния. Второе может быть обусловлено увеличением общей площади границ зерен: объемная доля жесткой мелкозернистой эвтектики возрастает в результате равного уменьшения объемной доли больших первичных пластичных дендритов α -Al твердого раствора. Иное поведение σ_y объясняется малыми смещениями дислокаций при акустическом нагружении. Дислокационные смещения порядка $10^{-1} \mu\text{m}$ могут тормозиться зонами Гинье–Престона. При возрастании содержания кремния в области от 8 до 15 wt.% объемная доля первичных дендритных кристаллов пересыщенного α -Al твердого раствора понижается, и вклад зон Гинье–Престона (возникающих во время старения) в торможение дислокаций уменьшается. Это приводит к уменьшению σ_y , а также к увеличению абсолютной величины $\Delta E/E$ и δ_n при росте содержания кремния до 15 wt.%.

На основании данных этого исследования и более ранних работ [2,3,6] можно считать, что максимум σ_B наблюдается при эвтектическом составе сплава алюминия с кремнием, а содержание кремния в эвтектическом составе зависит от скорости затвердевания, как было показано на рис. 8. Предел прочности при растяжении для разных скоростей затвердевания показан в таблице. Образцы, полученные способом Степанова, имеют большее значение σ_B , чем образцы, полученные отливкой в

Предел прочности σ_B сплава Al-Si эвтектического состава, полученного при разных скоростях затвердевания

R , $\mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$	Содержание Si, wt.%	σ_B , МПа	Метод
—	~ 12.1	140*	Литье в песок
10^2	12.1	160	Направленная кристаллизация методом Степанова
10^3	15	225	То же
$5 \cdot 10^3$	20	~ 380**	Литье в медную форму

* Данные [2].

** Грубая оценка, полученная на основе испытаний на изгиб [6].

песок. Величина σ_B существенно растет со скоростью охлаждения. Но образцы, полученные направленной кристаллизацией по способу Степанова, имеют как высокий предел прочности σ_B , так и большое относительное удлинение при разрушении ψ . Обобщенная оценка механических свойств была дана в [11]. Индекс качества Q учитывает предел прочности и относительное удлинение

$$Q = \sigma_B + k \lg \psi. \quad (2)$$

Здесь $k = 150$ для сплавов кремния с алюминием согласно [12]. Зависимость Q от содержания кремния для образцов, полученных методом Степанова при скорости охлаждения $5 \cdot 10^3 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, показана на рис. 11. Индекс качества изученных сплавов намного выше, чем для сплавов, полученных традиционным литьем. Так, Q для сплава Al-11.7 wt.% Si почти вдвое выше, чем в случае немодифицированного сплава. Величина Q для сплава Al-13 wt.% Si выше, чем для сплава Al-11.6 wt.% Si, модифицированного Sr [13]. Высокое значение Q для образцов, полученных методом Степанова, отмеченное также в [14], может быть вызвано как более тонкой структурой, обусловленной более высокой скоростью охлаждения, так и текстурой, связанной с направленной кристаллизацией. Помимо этого преимущества метод позволяет получать образцы определенной формы без механической обработки.

5. Выводы

1. Предел прочности и предел текучести сплавов алюминия с кремнием возрастают с содержанием кремния. Это обусловлено перераспределением объемных долей первичных дендритных кристаллов α -Al твердого раствора и эвтектики. Максимум σ_B соответствует эвтектическому составу.

2. Содержание кремния в эвтектическом составе сплава и σ_B растут с увеличением скорости охлаждения.

3. Содержание кремния оказывает разное влияние на макропластический и микропластический пределы текучести. Это связано с различным характером динамики дислокаций при разных масштабах смещений.

4. Индекс качества образцов, полученных направленной кристаллизацией способом Степанова, много выше, чем при традиционном литье. Это может иметь практическое приложение.

Авторы признательны С.Г. Конникову и Т.В. Поповой за помощь при контроле состава сплавов.

Список литературы

- [1] L.F. Mondolfo. Aluminum alloys: structure and properties. Butterworths, London (1976). [Р.Ф. Мондольфо. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Металлургия, М. (1979). 639 с.]
- [2] Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. Сплавы алюминия с кремнием. Металлургия, М. (1977). 271 с.

- [3] M. Warmuzek. Aluminum-silicon casting alloys. Atlas of microfractographs. ASM International, Materials Park, OH (2004). Ch. I. P. 8.
- [4] M. Tiryakioglu, J.T. Staley. In: Handbook of aluminum. V. 1. Physical metallurgy and processes / Eds G.E. Totten, D.S. MacKenzie. Marcel Dekker, N.Y.–Basel (2003). P. 81.
- [5] M. Gupta, S. Ling. J. Alloys Comp. **287**, 284 (1999).
- [6] С.П. Никаноров, М.П. Волков, В.Н. Гурин, Л.И. Деркаченко, Б.К. Кардашев, Л.И. Регель, В.Р. Вилкокс. Mater. Sci. Eng. A **390**, 63 (2005).
- [7] В.М. Глазов, В.Н. Вигдорович. Микротвердость металлов. Гос. науч.-техн. изд-во лит. по чер. и цв. металлургии, М. (1962). 224 с.
- [8] S.P. Nikanorov, V.V. Peller. In: Handbook of aluminum. V. 1. Physical Metallurgy and processes. / Eds G.E. Totten, D.S. MacKenzie. Marcel Dekker, N.Y.–Basel. (2003). P. 695.
- [9] V.A. Tatarchenko. In: Handbook of crystal growth. V. 2 / Ed. D.T.G. Hurle. North-Holland, Amsterdam–London–N.Y.–Tokio (1994). P. 1011.
- [10] D.C. Jenkinson, L.M. Hogan. J. Cryst. Growth **28**, 171 (1975).
- [11] M. Drouzy, S. Jacob, M. Richard. AFS Int. Cast. Met. J. **5**, 43 (1980).
- [12] A.M. Samuel, J. Gauthier, F.H. Samuel. Met. Mater. Trans. A **27**, 1785 (1996).
- [13] Hengcheng Liao, Yu Sun, Guoxiong Sun. Mater. Sci. Eng. A **335**, 62 (2002).
- [14] В.Ю. Федоров, С.В. Кустов, Р. Шаллер. Изв. РАН. Сер. физ. **68**, 976 (2004).