

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.715:539.25

**ВЛИЯНИЕ КАЛЬЦИЯ И КРЕМНИЯ НА ХАРАКТЕР КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
И УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВА Al–8% Zn–3% Mg**

© 2020 г. П. К. Шуркин^а, *, Н. А. Белов^а, А. Ф. Мусин^а, М. Е. Самошина^а

^аНИТУ “МИСЦУ”, Ленинский пр., 4, Москва, 119991 Россия

*e-mail: pa.shurkin@yandex.ru

Поступила в редакцию 11.03.2019 г.

После доработки 29.05.2019 г.

Принята к публикации 06.09.2019 г.

Расчетно-экспериментальными методами исследованы фазовый состав, характер неравновесной кристаллизации, структура и упрочнение сплавов на основе базовой композиции Al–8% Zn–3% Mg (мас. %), совместно и отдельно легированных кремнием и кальцием. В системе Al–Zn–Mg–Ca–Si в равновесии с твердым раствором (Al) могут находиться фазы (Al,Zn)₄Ca, Al₂CaSi₂, Mg₂Si и T (Al₂Mg₃Zn₃). Обоснован режим двухступенчатого отжига для растворения эвтектических включений фаз T и Mg₂Si, образовавшихся при неравновесной кристаллизации. Фаза Al₂CaSi₂ имеет иглообразную морфологию и не способна принимать сферическую форму при нагреве до 520°C включительно. Показано, что при отдельном введении кремния (0.5%) и кальция (1 и 2%) происходит уменьшение эффекта дисперсионного упрочнения при старении. Это обусловлено снижением концентраций магния и цинка в твердом растворе (Al) из-за связывания этих элементов в фазы Mg₂Si и (Al,Zn)₄Ca соответственно. При совместном введении Si и Ca образуется фаза Al₂CaSi₂, что позволяет, в значительной мере, сохранить исходный состав твердого раствора (Al) и, как следствие, эффект дисперсионного упрочнения.

Ключевые слова: система Al–Zn–Mg–Ca–Si, высокопрочные алюминиевые сплавы, фазовый состав, кристаллизация, микроструктура, упрочнение, эвтектика, термообработка

DOI: 10.31857/S0015323020020151

ВВЕДЕНИЕ

Кремний наряду с железом является основной и неизбежной примесью в высокопрочных алюминиевых сплавах 7xxx серии (системы Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu). Даже в электролитическом алюминии его концентрация по данным [1] может достигать 0.15%. В сплавах серии 7xxx примесь кремния приводит к образованию фазы Mg₂Si, которая снижает количество вторичных выделений упрочняющих фаз (а именно метастабильных модификаций фаз M – MgZn₂ и T – Al₂Mg₃Zn₃) [1, 2]. Более того, как показано в исследовании [3], при отжиге слитка сплава 7075, содержащего всего 0.22% Si, частицы фазы Mg₂Si способны вырасти до размера 25 мкм, что приводит к потере пластичности. Несмотря на то, что в некоторых работах указывается на положительное влияние кремния [4, 5], в высокопрочных алюминиевых сплавах 7xxx серии концентрация этого элемента, как правило, сильно ограничена [6–8]. Высокая прочность, достигаемая в сплавах системы Al–Zn–Mg, показывает перспективу разработки новых композиций, например с элементами, которые позволяют связать примесные

элементы в фазы с благоприятной морфологией. В частности много работ посвящено сплавам с добавками никеля и железа, где фаза Al₃FeNi связывает до 0.5% Fe без образования фаз иглообразной морфологии [2, 9, 10]. Привлекательным является легирование другим эвтектикообразующим элементом – кальцием, что достаточно подробно рассмотрено в монографии [11]. Кальций образует с алюминием эвтектическую систему, что уже позволило разработать ряд перспективных композиций, в том числе с добавкой кремния. При совместном введении Ca и Si образуется фаза Al₂CaSi₂, в том числе в результате эвтектической реакции L → (Al) + Al₄Ca + Al₂CaSi₂ [12]. Морфология такой тройной эвтектики, реализуемой в сплаве Al–6% Ca–0.74% Si [13], весьма дисперсна, что позволяет судить о положительном совместном влиянии кремния и кальция также на сплавы 7000 серии. Следует также учитывать факт связывания цинка в фазу (Al, Zn)₄Ca. Это приводит к снижению эффекта дисперсионного упрочнения, что показано в работах по исследованию сплавов системы Al–Zn–Mg–Ca [14, 15]. Мы полагаем, что добавка кремния в сплавы этой системы приведет к формированию допол-

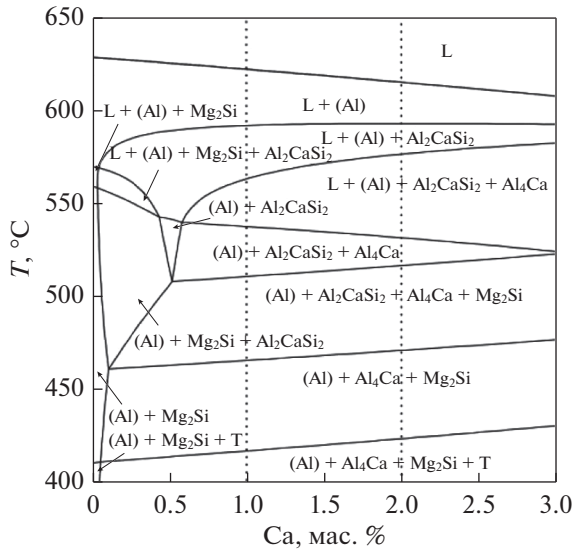


Рис. 1. Политермический разрез системы Al–Zn–Mg–Ca–Si при 8% Zn, 3% Mg, 0.5% Si.

нительной кальцийсодержащей фазы Al_2CaSi_2 , что может способствовать снижению количества цинка в фазе $(Al, Zn)_4Ca$ и его повышению в твердом алюминиевом растворе (Al). В пользу такого подхода свидетельствуют результаты работы [14], где аналогичным образом оценивалось влияние железа. Учитывая вышеизложенное, были определены цели работы:

1. Расчетно-экспериментальное исследование эволюции фазового состава и характера неравновесной кристаллизации модельного сплава Al–8% Zn–3% Mg вследствие добавок кальция и кремния.
2. Оценка изменения структуры сплава Al–8% Zn–3% Mg вследствие добавок кальция и кремния в литом и термически-обработанном состоянии.
3. Оценка влияния кремния на упрочнение сплавов системы Al–8% Zn–3% Mg–(1–2%) Ca в процессе закалки и старения.

РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg–Ca–Si

С учетом возможного эффекта сверхпластичности, наличие которого доказано в экспериментах на сплавах системы Al–Zn–Ca [16, 17], перспективным является изучение композиций, предназначенных для обработки давлением. Поэтому выбор матричной системы исходил из содержания цинка и магния в наиболее прочных деформируемых сплавах 7000 серии, которыми являются сплавы 7001, 7064, 7149 и 7090. Количество цинка и магния в них в среднем составляет 8 и 3%

соответственно [1], что является основой матричной системы в данной работе.

Первоначальной задачей было определение фазового состава и оптимальных температур термообработки экспериментальных сплавов, для чего был использован метод CALPHAD, который реализуется в программе Thermo-Calc. В пользу такого подхода говорят исследования как российских [2], так и зарубежных исследователей [18, 19], где он применялся для прогнозирования структуры, свойств, а также режима термообработки новых алюминиевых сплавов. С использованием программы Thermo-Calc (база данных TTAL5 Al–Alloys v5.1) [20] был построен политермический разрез (рис. 1), показывающий фазовый состав сплавов, содержащих 0.5% Si в процессе равновесной кристаллизации. Следует отметить, что база данных TTAL5 не учитывает растворимость цинка в фазе Al_4Ca .

При добавлении в базовый сплав более 0.1% Ca кристаллизация заканчивается в области $(Al) + Al_4Ca + Mg_2Si + T$. При этом снижаются температуры ликвидуса и равновесного солидуса. При 0.5% Ca и более ниже равновесного солидуса располагается наиболее благоприятная область $(Al) + Al_4Ca + Al_2CaSi_2$, ширина которой сводится к нулю при концентрации кальция около 3%. Таким образом, для исследования характера кристаллизации с точки зрения взаимодействия кальция и кремния, целесообразно представить влияние добавки 0.5% Si на сплав Al–8% Zn–3% Mg без кальция, с 1 и 2% Ca. Оценка влияния кремния на сфероидизацию эвтектики после термообработки является одной из главных задач исследования. После растворения неравновесной фазы T при температуре 450°C, соответствующая операция в работе [14] проводилась при температуре 500°C, что в данной работе неприемлемо ввиду присутствия неравновесной фазы Mg_2Si . Чтобы попасть в область $(Al) + Al_4Ca + Al_2CaSi_2$ целесообразно проводить обработку при температуре 520°C, которая при 1 и 2% Ca позволит оставить в структуре лишь кальций-содержащие интерметаллиды на фоне пересыщенного твердого раствора (Al). Таким образом, обе ступени отжига предназначены для растворения неравновесных фаз, и, более того, вторая ступень (520°C) должна обеспечить фрагментацию оставшейся эвтектики.

При добавлении в сплав Al–8% Zn–3% Mg–0.5% Si кальция до уровня 0.5% происходит снижение доли фазы Mg_2Si и увеличение доли фазы Al_2CaSi_2 (рис. 2а). Концентрация кальция, при которой достигается максимальное количество этой фазы, зависит от температуры: 0.44% Ca при 500°C и 0.54% Ca при 520°C. Дальнейшее увеличение концентрации кальция при температуре 500°C приводит к снижению доли фазы Al_2CaSi_2 до уровня 0.66% и увеличению доли фазы Mg_2Si до

уровня 1%. При 520°C в интервале 0.49–2.56% Ca фаза Mg_2Si отсутствует. Следует отметить, что доля фазы Al_4Ca значительно возрастает с увеличением содержания кальция и составляет не менее 4% при 1.5% Ca, возрастает до 7% при 2% Ca и до 11% при 3% Ca, что согласуется с данными [21], где при 10% Zn, 3% Mg и 3.5% Ca доля этой фазы после закалки составляла 14.2%. Такое количество эвтектики характерно для двойных сплавов с никелем, кремнием или церием [11] при их концентрации не менее 6%.

С другой стороны, влияние увеличения количества кремния до 1% было рассмотрено относительно сплава, содержащего 1% Ca (рис. 2б). Показано, что доля фазы Al_4Ca снижается до 0.97% при 500°C и до 0.45% при 520°C. При этом повышается количество фазы Al_2CaSi_2 до уровня более 2.5%. Результаты расчета фазового состава сплавов (табл. 1) показали, что без учета растворимости цинка в фазе Al_4Ca , в случае отсутствия фазы Mg_2Si , весь цинк и магний будет находиться в твердом растворе (Al). Снижение количества фазы Al_4Ca на ~1% вследствие добавки кремния позволяет полагать, что в реальных условиях в случае образования фазы $(Al, Zn)_4Ca$ возможно повышение эффекта дисперсионного упрочнения, что оценивалось экспериментальным методом.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ

Экспериментальные композиции получались сплавлением чистых материалов – алюминия марки А7 (99.7% Al; 0.08% Fe; 0.09% Si), магния марки Mg90, цинка марки Ц0А и лигатур: Al–15% Ca и Al–10% Si, в печи сопротивления Nabertherm K 1/13. Состав сплавов определяли спектральным методом (табл. 2). С помощью программы Thermo-Calc также получали зависимости мольной доли твердых фаз от температуры, по модели Sheil-Goulliver, что приближенно можно назвать моделью неравновесной кристаллизации [22]. Кривые охлаждения строили способом регистрации температуры в ходе кристаллизации расплава прибором АКТАКОМ АТТ-2006 и хро-

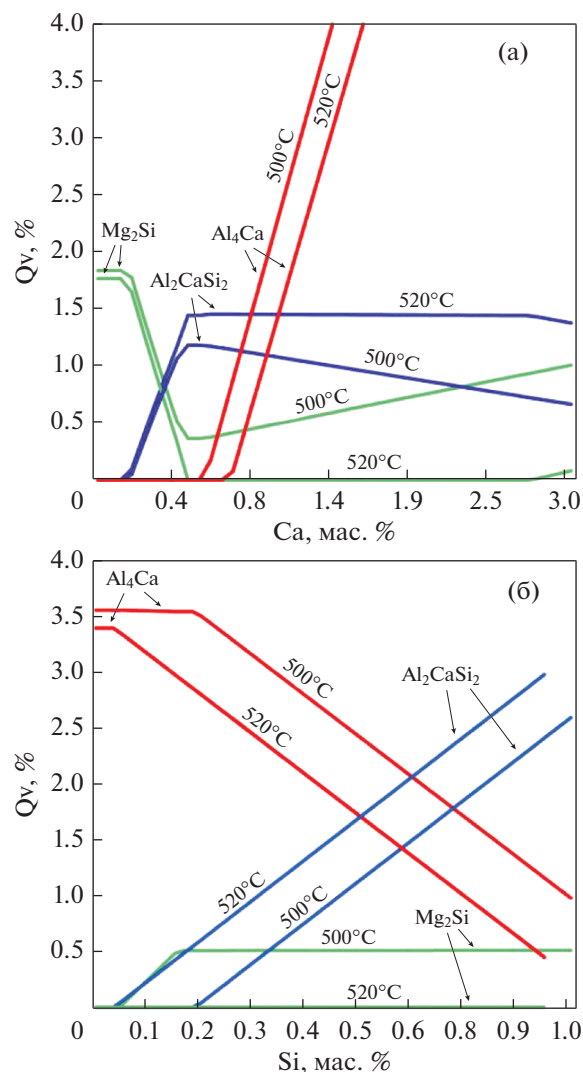


Рис. 2. Зависимость объемной доли фаз от содержания легирующего элемента в сплаве Al–8% Zn–3% Mg: а – зависимость от концентрации кальция при 0.5% Si; б – зависимость от концентрации кремния при 1% Ca.

мель-алюмелевой термопарой. Сплавы исследовались как в литом состоянии, так и после термообработки по режиму 450°C, 3 ч + 520°C,

Таблица 1. Фазовый состав экспериментальных сплавов

| № | Состав сплавов, мас. % ¹ | | Количество фазы при 520°C, мас. % | | | Состав твердого раствора (Al) при 520°C, мас. % | | |
|---|-------------------------------------|------|-----------------------------------|--------------|----------|---|------|------|
| | Ca | Si | Al_4Ca | Al_2CaSi_2 | Mg_2Si | Zn | Mg | Al |
| 1 | – | – | – | – | – | 8.00 | 3.00 | ост. |
| 2 | – | 0.50 | – | – | 1.24 | 8.10 | 2.24 | ост. |
| 3 | 1.00 | – | 2.97 | – | – | 8.24 | 3.09 | ост. |
| 4 | 1.00 | 0.50 | 1.71 | 1.28 | – | 8.25 | 3.09 | ост. |
| 5 | 2.00 | – | 6.70 | – | – | 8.57 | 3.21 | ост. |
| 6 | 2.00 | 0.50 | 5.44 | 1.28 | – | 8.58 | 3.22 | ост. |

¹ Zn – 8 мас. %, Mg – 3 мас. %, Al – остальное.

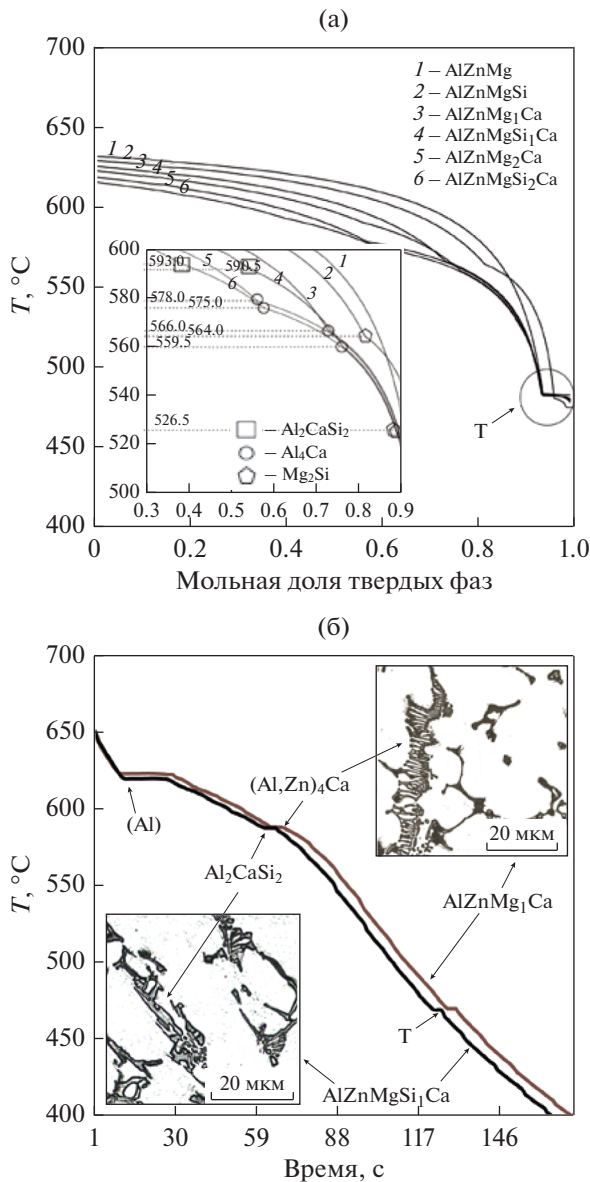


Рис. 3. Характер неравновесной кристаллизации экспериментальных сплавов: а – расчетная зависимость доли твердых фаз (Qs) от температуры (T); б – экспериментальные кривые охлаждения.

3 ч, закалка в воде (состояние T4). Микроструктуру изучали с помощью растровой электронной микроскопии на микроскопе TESCAN VEGA 3, который укомплектован системой локального микроанализа (MPCA) Oxford Instruments. Анализ структуры проводился с использованием программы ImageJ. Упрочнение определяли способом сравнения показателей твердости и удельной электропроводности (УЭП) литых и термически обработанных образцов, в том числе после старения при температурах от 100 до 250 °C с выдержкой в течение 3 ч. Твердость определяли методом Виккерса согласно ГОСТ 2999-75 на установке

DUROLINE MH-6 (нагрузка 1 кгс, выдержка 10 с). УЭП определяли с помощью вихретокового структуроскопа ВЭ-26НП. Стандартное отклонение показателей твердости составляло от 1 до 4 HV, а показателей УЭП от 0.1 до 0.2 МСм/м.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Расчетные модели неравновесной кристаллизации (рис. 3а) были сопоставлены с кривыми охлаждения сплавов фактического состава (рис. 3б). Неравновесная кристаллизация заканчивается образованием фазы Т при температуре 482 °C, которая не зависит от степени легирования кальцием и кремнием, что видно также и на кривых охлаждения. Факт снижения температуры ликвидус с увеличением степени легирования (с 632 °C для сплава AlZnMg до 616 °C для сплава AlZnMgSi₂Ca), позволяет говорить о снижении интервала кристаллизации, что как правило, сопровождается улучшением литейных свойств [2]. Расчетные температуры образования фаз Al₂CaSi₂ и Al₄Ca в сплаве AlZnMgSi₁Ca составляют 590.5 и 559.5 °C соответственно и повышаются в сплаве AlZnMgSi₂Ca до 593 и 575 °C. В этих сплавах температура образования фазы Mg₂Si также не зависит от количества кальция и составляет 526.5 °C.

Экспериментальные результаты выявили растворимость цинка в фазе Al₄Ca с образованием фазы (Al, Zn)₄Ca. Эвтектические включения последней характеризуются скелетообразной морфологией [11], что показано на рис. 3б на примере сплава AlZnMg₁Ca после охлаждения расплава со скоростью не более 0.5 К/с. В сплаве AlZnMgSi₁Ca появилась фаза с грубой морфологией, которая, наиболее вероятно, является фазой Al₂CaSi₂.

Микроструктура сплава AlZnMg (рис. 4а) содержит лишь прожилки фазы Т. Добавка кремния приводит к появлению значительного количества фазы Mg₂Si (рис. 4б), частицы которой имеют морфологию скелетов и прожилок. Даже с учетом

Таблица 2. Фактический состав экспериментальных сплавов¹

| Обозначение | Содержание элементов, мас. % ² | | | |
|--------------------------|---|------|-------|-------|
| | Zn | Mg | Ca | Si |
| AlZnMg | 7.60 | 3.00 | <0.01 | <0.01 |
| AlZnMgSi | 8.50 | 3.10 | <0.01 | 0.60 |
| AlZnMg ₁ Ca | 7.70 | 2.85 | 1.06 | <0.01 |
| AlZnMg ₂ Ca | 7.81 | 3.31 | 1.90 | <0.01 |
| AlZnMgSi ₁ Ca | 8.17 | 3.09 | 0.99 | 0.44 |
| AlZnMgSi ₂ Ca | 8.09 | 3.30 | 1.91 | 0.43 |

¹см. расчетный состав в табл. 1. ²Al – остальное.

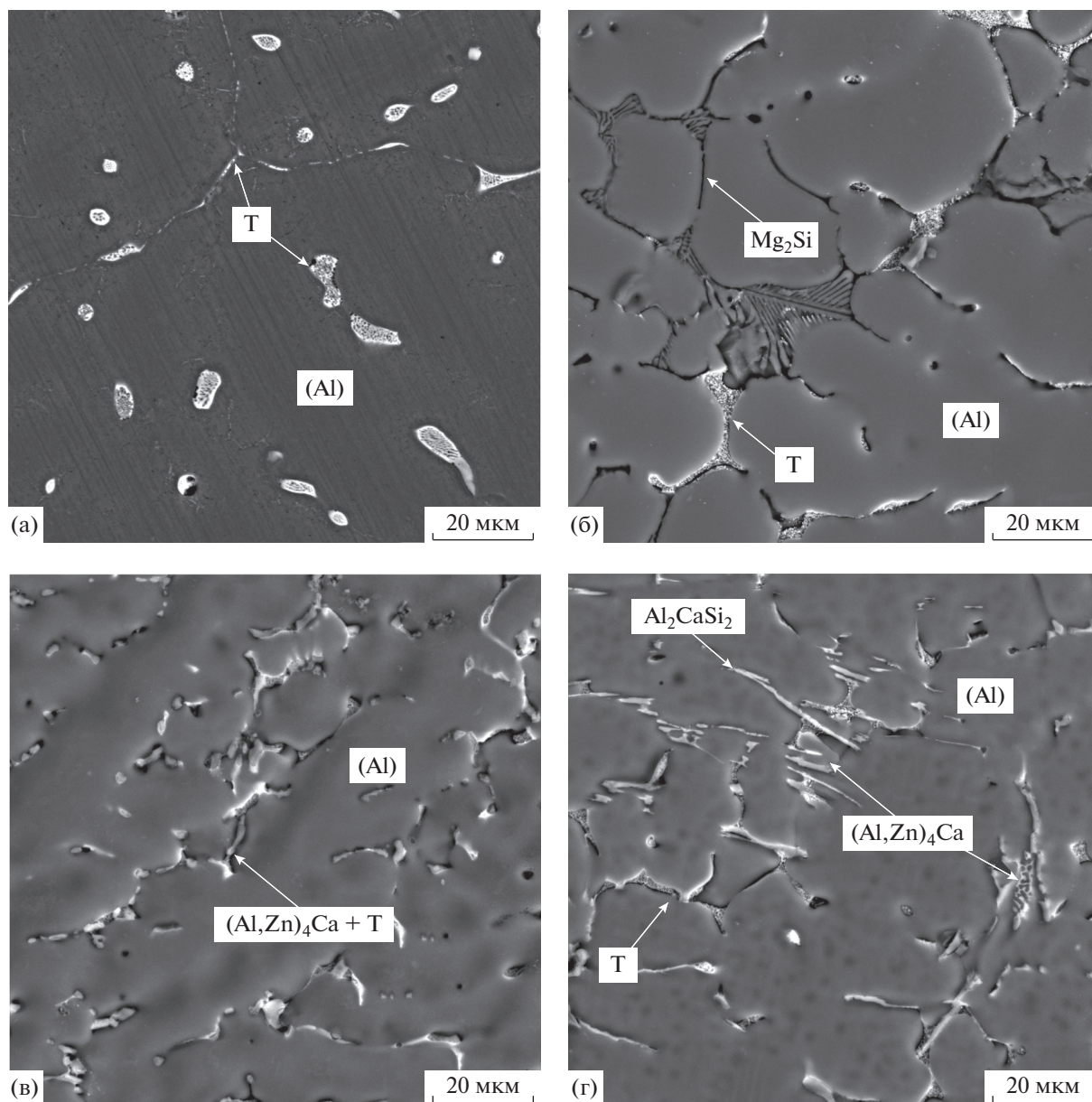


Рис. 4. Микроструктуры сплавов в литом состоянии: а – AlZnMg; б – AlZnMg1Ca; в – AlZnMgSi; г – AlZnMgSi1Ca.

достаточно высокой скорости охлаждения, в некоторых участках размер частиц составляет более 30 мкм. Добавка кремния к сплаву с 1% Ca ощутимо огрубляет структуру. В сплаве AlZnMg1Ca включения фаз $(Al, Zn)_4Ca$ и T достаточно компактны (рис. 4в), а в сплаве AlZnMgSi1Ca дополнительно формируются фазы Mg_2Si и Al_2CaSi_2 (рис. 4г), где последняя имеет игольчатую морфологию. Подобная морфология характерна для фазы Al_5FeSi , включения которой являются известными концентраторами напряжений в алюминиевых сплавах [1].

Ввиду того, что в работе [11] показано, что добавка даже 1% Ca не предотвращает появление

зернограничных цепочек фазы T, а уже при 2% Ca эти цепочки пропадают, именно последнюю концентрацию можно считать более предпочтительной. Однако как показано на рис. 5а, при 2% Ca структура огрубляется еще больше. Конгломераты эвтектических интерметаллидов имеют пластинчатый вид, их линейный размер может составлять 30 мкм, что не позволяет в полной мере достигнуть эффекта сфероидизации. Как видно на рис. 5б, в структуре сплава в состоянии T4 выделяются включения размером более 20 мкм. Определение состава твердого раствора (Al) и эвтектики методом МРСА в сплаве AlZnMgSi2Ca (табл. 3) показало, что термообработка привела к

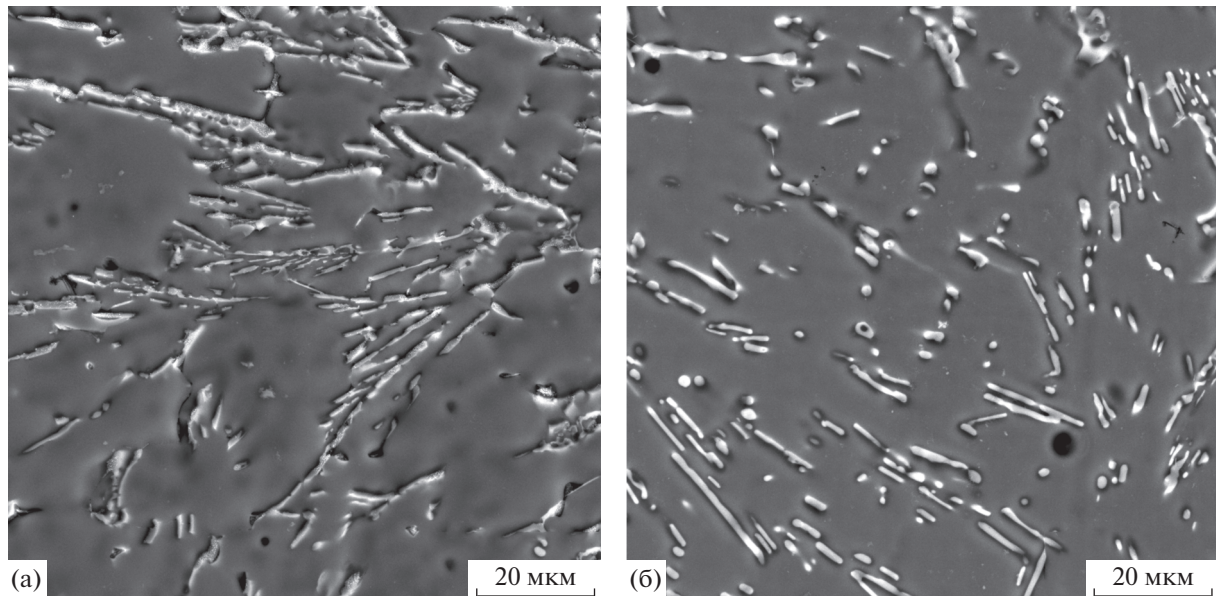


Рис. 5. Микроструктуры сплава $\text{AlZnMgSi}_2\text{Ca}$: а – в литом состоянии; б – в состоянии Т4.

малому росту концентрации цинка в твердом растворе (Al), при том, что концентрация магния в нем возросла примерно в 2 раза. Это свидетельствует о высокой доле цинка в фазе $(\text{Al}, \text{Zn})_4\text{Ca}$, нерастворимой в твердом растворе (Al), а также о растворении фазы Mg_2Si (при 520°C). Отдельно включений фазы Al_2CaSi_2 зафиксировать не удастся из-за сложного строения эвтектики, однако о ее наличии свидетельствует присутствие кремния в эвтектике, что наблюдалось и в сплаве с 1% Ca.

Был проведен анализ микроструктур сплавов AlZnMg_2Ca и $\text{AlZnMgSi}_2\text{Ca}$ в виде оценки распределения частиц по наибольшему линейному размеру (d) и по коэффициенту округлости (K). Значение K равное 1 свидетельствует об идеальной округлости частицы. По итогам анализа было подтверждено увеличение размеров (рис. 6а) и снижение округлости вторых фаз (рис. 6б) вследствие добавки кремния. Более 90% (N_a/N) всех частиц в сплаве без кремния имеют размер не более 5 мкм и отсутствуют включения размером бо-

лее 10 мкм. Напротив, в сплаве с кремнием более 20% частиц имеют размер в диапазоне 6–20 мкм, среди которых не менее 5% превышают 15 мкм. При этом доля частиц с идеальной округлостью в этом сплаве составляет около 7%, что более чем в 3 раза меньше, чем в сплаве без кремния.

Характер структурных изменений в процессе термической обработки рассматривали с точки зрения изменения твердости и образования дисперсоидов, что сопровождается снижением степени легирования твердого раствора (Al) и увеличением УЭП соответственно. Зависимости, представленные на рис. 7, свидетельствуют о сложном характере распада, который наиболее вероятно проходит в последовательности: образование зон Гинье–Престона (в состоянии Т4), метастабильной фазы Т' (после старения при $100\text{--}200^\circ\text{C}$) и стабильной фазы Т (после старения при 225 и 250°C) [15]. Пик твердости для всех сплавов приходится на состояние после старения при температуре 175°C (Т6). Наибольшую твердость имеет сплав $\text{AlZnMg} - 202 \text{ HV}$, а наименьшую имеет сплав $\text{AlZnMgSi} - 171 \text{ HV}$, что показывает на значительное снижение концентрации магния в твердом растворе (Al) вследствие добавки кремния и образования фазы Mg_2Si . Увеличение концентрации кальция с 1 до 2% (в отсутствие кремния) снижает твердость в меньшей степени: с 183 до 176 HV. Добавка 0.5% Si к сплаву с 1% Ca не вызывает значительных изменений в распаде твердого раствора (Al), что подтверждается в том числе и значениями УЭП, разница между которыми достаточно мала. В то же время видно, что сплав, содержащий 0.5% Si и 2% Ca ($\text{AlZnMgSi}_2\text{Ca}$), содержит меньшее количество продуктов распада, о чем

Таблица 3. Результаты МРСА сплава $\text{AlZnMgSi}_2\text{Ca}$

| № ¹ | Среднее содержание элементов, мас. % ² | | | | Фаза ³ |
|----------------|---|------|-------|-------|-------------------|
| | Zn | Mg | Ca | Si | |
| 1 | 4.10 | 1.93 | <0.01 | <0.01 | (Al) |
| 2 | 25.66 | 1.89 | 14.76 | 3.80 | Эвт. |
| 3 | 5.79 | 3.35 | <0.01 | <0.01 | (Al) |
| 4 | 27.16 | 1.05 | 14.26 | 2.58 | Эвт. |

¹1, 2 – литое состояние; 2, 3 – состояние Т4. ²Al – остальное.
³Эвт. – эвтектика.

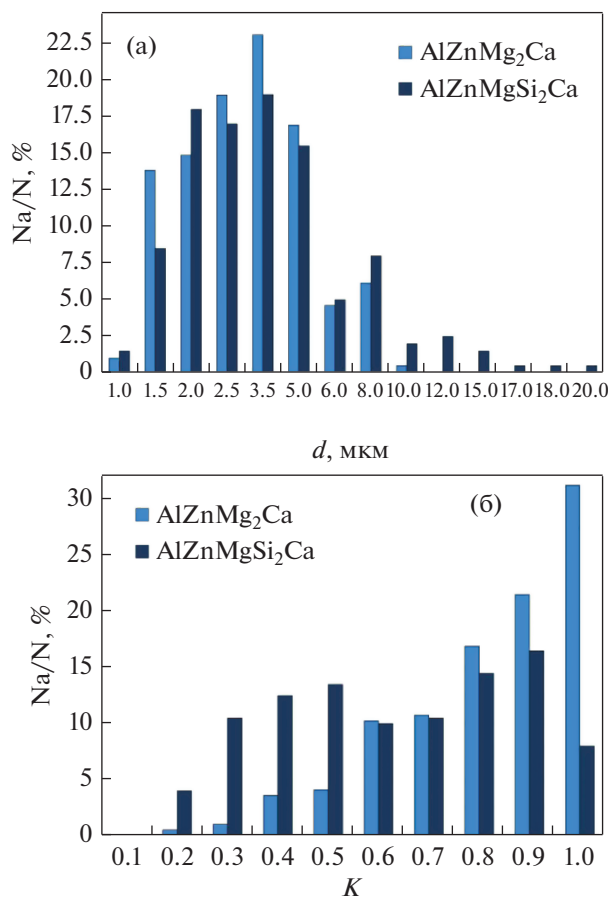


Рис. 6. Сравнение характеристик структуры сплавов AlZnMg_2Ca и $\text{AlZnMgSi}_2\text{Ca}$: а – распределение частиц по наибольшему линейному размеру (d); б – распределение частиц по коэффициенту округлости (K).

свидетельствуют наименьшие значения УЭП среди всех сплавов. При этом, в состоянии Т6 он имеет аналогичную твердость на уровне 183 HV, что может быть следствием большего количества интерметаллидных включений. На рис. 7а видно, что в аналогичном состоянии (Т6) сплав без кремния с 2% Ca (AlZnMg_2Ca) имеет твердость меньше на 7 единиц.

ВЫВОДЫ

1. Расчетно-экспериментальными методами изучено изменение характера кристаллизации сплава $\text{Al}-8\% \text{Zn}-3\% \text{Mg}$ с добавками кальция и кремния. Показано, что в сплавах, совместно легированных 1–2% Ca и 0.5% Si, после твердого раствора (Al) образуется фаза Al_2CaSi_2 , а затем фазы $(\text{Al,Zn})_4\text{Ca}$ и Mg_2Si . Включения фазы Mg_2Si возможно растворить при температуре $\sim 520^\circ\text{C}$ при содержании кальция до 3%.

2. Добавка 0.5% Si существенно изменяет морфологию кальцийсодержащей эвтектики. Вклю-

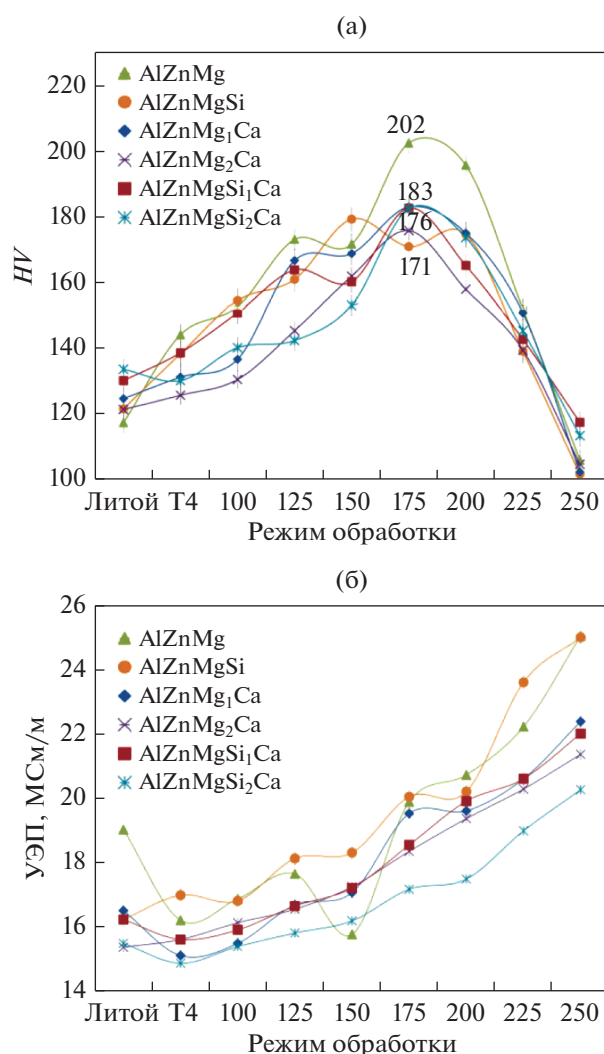


Рис. 7. Кривые зависимостей твердости и УЭП от состояния обработки: а – твердость; б – УЭП.

чения фазы Al_2CaSi_2 имеют грубую иглообразную морфологию и не способны сфероидизироваться в ходе отжига при 520°C .

3. Раздельное введение кремния и кальция снижает эффект упрочнения из-за формирования фаз $(\text{Al,Zn})_4\text{Ca}$ и Mg_2Si . Совместное легирование этими элементами позволяет сохранить значительное количество цинка и магния в твердом растворе (Al), что восстанавливает эффект упрочнения. Тем не менее, добавка более 1% Ca вызывает снижение эффекта упрочнения, а высокие требования многих методов обработки давлением к качеству структуры, приводят к необходимости ограничения концентрации кремния до 0.2%.

Статья подготовлена при поддержке Задания № 11.2072.2017/4.6.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Энтони У.У., Элиот Ф.Р., Болл М.Д.* Алюминий. Свойства и физическое металловедение / Справоч. изд. Под ред. Дж. Е. Хэтча. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1989. 324 с.
2. *Белов Н.А.* Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010. 511 с.
3. *Zou X., Yan H., Chen X.* Evolution of second phases and mechanical properties of 7075 Al alloy processed by solution heat treatment // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 2017. V. 27. №10. P. 2146–2155.
4. *Vojtěch D., Šerák J., Eckert O., Kubatík T., Barta Č., Barta Č., Tagiev E.* High strength Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Si alloy with improved casting properties // *Mat. Sci. Tech.* 2003. V. 19. № 6. P. 757–761.
5. *Gong B.S., Liu Z.J., Wang Y.L., Zhang Z.J., Zhang P., Jiang H.C., Rong L.J., Zhang Z.F.* Improving the fatigue strength of A7N01 aluminum alloy by adjusting Si content // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2019. V. 19. P. 15–22.
6. *Mondal C., Mukhopadhyay A.K., Raghu T., Varma V.K.* Tensile properties of peak aged 7055 aluminum alloy extrusions // *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. V. 454–455. P. 673–678.
7. *Senatorova O.G., Bronz A.V., Cheverikin V.V., Somov A.V., Blinova N.E.* Study of the Structure and Properties of Especially Strong Aluminum Alloys of the Al–Zn–Mg–Cu System // *Metallurgist.* 2017. V. 60. № 9–10. P. 978–982.
8. *Chen Z., Mo Y., Nie Z.* Effect of Zn Content on the Microstructure and Properties of Super-High Strength Al–Zn–Mg–Cu Alloys // *Metall. Mater. Trans. A.* 2013. V. 44. № 8. P. 3910–3920.
9. *Белов Н.А., Шуркин П.К., Акоюян Т.К.* Структура и свойства деформированных полуфабрикатов из высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe // *Цветные металлы.* 2016. № 11. С. 98–103.
10. *Акоюян Т.К., Белов Н.А., Aleshchenko A.S., Galkin S.P., Gamin Y.V., Gorshenkov M.V., Cheverikin V.V., Shurkin P.K.* Formation of the gradient microstructure of a new Al alloy based on the Al–Zn–Mg–Fe–Ni system processed by radial-shear rolling // *Mater. Sci. Eng. A.* 2019. V. 746. P. 134–144.
11. *Белов Н.А., Наумова Е.А., Акоюян Т.К.* Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. М.: ИД “Руда и металлы”, 2016. 256 с.
12. *Belov N.A., Aкоюян Т.К., Mishirov S.S., Korotkova N.O.* Effect of Fe and Si on the microstructure and phase composition of the aluminium-calcium eutectic alloys // *Non-ferrous Metals.* 2017. № 2. P. 37–42.
13. *Belov N.A., Naumova E.A., Doroshenko V.V., Bazlova T.A.* Effect of scandium on the phase composition and hardening of casting aluminum alloys of the Al–Ca–Si system // *Russ. J. Non-ferrous Metals.* 2016. V. 57. № 7. P. 695–702.
14. *Шуркин П.К., Долбачев А.П., Наумова Е.А., Дорошенко В.В.* Влияние железа на структуру, упрочнение и физические свойства сплавов системы Al–Zn–Mg–Ca // *Цветные металлы.* 2018. № 5. С. 69–77.
15. *Naumova E.A., Belov N.A., Bazlova T.A.* Effect of Heat Treatment on Structure and Strengthening of Cast Eutectic Aluminum Alloy Al₀Zn₄Ca₃Mg // *Met. Sci. Heat Treat.* 2015. V. 57. № 5–6. P. 274–280.
16. *Ramírez P., Alday F.G., Adabbo H.E., Ruano O.A.* Superplastic behaviour of Al–5 wt % Ca–5 wt % Zn alloy // *Mater. Sci. Eng.* 1987. V. 93. P. L11–L15.
17. *Kohno N., Sakuma T., Watanabe H., Muromachi S.* Superplastic deformation of Al–Ca–Zn eutectic alloys // *J. Japan Inst. of Light Met.* 1988. V. 38. № 4. P. 197–201.
18. *Jung J., Cho Y., Lee J., Kim H., Euh K.* Designing the composition and processing route of aluminum alloys using CALPHAD: Case studies // *Calphad.* 2019. V. 64. P. 236–247.
19. *Shi R., Luo A.A.* Applications of CALPHAD modeling and databases in advanced lightweight metallic materials // *Calphad.* 2018. V. 62. P. 1–17.
20. Thermo-Calc Software TTAL5 Al-Alloys. URL: www.thermocalc.com (дата обращения: 17.02.2019)
21. *Naumova E.A.* Use of Calcium in Alloys: From Modifying to Alloying // *Russ. J. Non-ferrous Metals.* 2018. V. 59. № 3. P. 284–298.
22. *Pelton D., Eriksson G., Bale C.W.* Scheil–Gulliver Constituent Diagrams // *Metall. Mater. Trans. A.* 2017. V. 48. № 6. P. 3113–3129.