

Расчет температур сольвуса метастабильных фаз в сплавах Al–Mg–Si

© А.А. Васильев, А.С. Груздев, Н.Л. Кузьмин

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: vasilyev_aa@mail.ru

(Поступила в Редакцию 14 февраля 2011 г.)

Изложена процедура самосогласованного расчета температур сольвуса метастабильных фазовых выделений в сплавах Al–Mg–Si и удельной энергии поверхности их раздела с алюминиевой матрицей. Процедура базируется на результатах экспериментального исследования кинетики формирования этих выделений при распаде пересыщенных твердых растворов закаленных сплавов Al–Mg–Si, выполненного методами измерения модуля Юнга и удельного электросопротивления. На основании полученного набора значений температур сольвуса β'' -фазы предложена эмпирическая формула для расчета этой температуры в зависимости от химического состава исходного твердого раствора.

1. Введение

В связи с перспективой широкого применения в автомобильной промышленности дисперсионно-твердеющих сплавов Al–Mg–Si(–Cu) (серия 6XXX) [1–3] последние годы большое внимание уделяется исследованию сложных процессов формирования их микроструктуры, возникающей при распаде пересыщенных твердых растворов (ПТР) [4–13]. Известно, что максимальное упрочнение при искусственном старении закаленных сплавов рассматриваемой группы достигается на стадии образования мелкодисперсных частиц метастабильных $\text{pre-}\beta''/\beta''$ -фаз [10–13]. После штамповки и нанесения лакокрасочного покрытия элементы корпуса автомобиля, изготавливаемые из сплавов 6XXX, подвергаются нагреву до температуры $\sim 170^\circ\text{C}$ и выдержке в течение ~ 30 min, в результате чего происходит затверждение покрытия и значительное дисперсионное упрочнение основного материала [1–3]. Эффект упрочнения обусловлен образованием дисперсной микроструктуры ранней стадии распада ПТР, представляющей собой смесь зон Гинье–Престона (ЗГП) и зародышей частиц $\text{pre-}\beta''/\beta''$ -фаз. Отмеченные моменты демонстрируют практически важную роль, которую играют метастабильные фазовые выделения в формировании потребительских свойств сплавов 6XXX. В связи с этим исследование их микроструктуры, химического состава, механизмов образования и термодинамических свойств представляет интерес.

Количественное термодинамическое описание метастабильных фаз сопряжено с определенными трудностями, что, в частности, обусловлено неопределенностью их химического состава и структуры, которые могут значительно меняться в процессе эволюции выделений фаз такого типа. Эта особенность в полной мере относится к метастабильным фазовым выделениям, возникающим при распаде ПТР рассматриваемых сплавов. Последние годы возрастающее внимание уделяется теоретическому исследованию структуры и энергетических

характеристик различных фаз в системе Al–Mg–Si с применением современных методов атомного моделирования [14–16]. Использование методов, базирующихся на первых принципах, не исключает необходимость развития эмпирических подходов к расчету температур сольвуса и термодинамических движущих сил формирования метастабильных фаз в рассматриваемых сплавах. Эти подходы должны развиваться параллельно, дополняя друг друга. Отметим, что в настоящее время возможность проведения расчетов для метастабильных фаз в системе Al–Mg–Si не обеспечивает ни один из существующих специализированных программных пакетов, включая Thermo-Calc [17]. Последнее связано как с недостаточным развитием соответствующих моделей, так и с отсутствием необходимых опорных баз экспериментальных данных.

В настоящей работе описана процедура самосогласованного расчета температур сольвуса метастабильных фазовых выделений и удельной энергии поверхности их раздела с алюминиевой матрицей в сплавах Al–Mg–Si. Предлагаемая процедура базируется на результатах систематического экспериментального исследования кинетики распада в этих сплавах и их количественного анализа, проведенного авторами в работе [18].

2. Описание подхода к расчету скорости зарождения метастабильных фаз

Процедура расчета температур сольвуса ЗГП и частиц метастабильных $\text{pre-}\beta''/\beta''$ -фаз, описанная в следующем разделе, базируется на использовании уравнения для скорости зарождения этих частиц при распаде ПТР, полученного закалкой. Зарождение частиц будем описывать, полагая их форму сферической. Применимость такого приближения подтверждается ранее полученными результатами моделирования дисперсионного упрочнения сплавов Al–Mg–Si [19,20]. Химический состав

и структура рассматриваемых метастабильных фазовых выделений отличаются от таковых для стабильной β -фазы (Mg_2Si). Известно, что Mg и Si входят в их структуру практически в эквимольном соотношении [7,10–13]. Поэтому максимально возможная объемная доля этих частиц определяется атомной концентрацией легирующего элемента (в исходном твердом растворе), находящегося в недостатке: $C_{Mg-Si} = \min\{C_{Mg}; C_{Si}\}$. Формирование зародышей, происходящее в результате раздельного присоединения к ним атомов Mg и Si (точнее, их комплексов с вакансией), можно рассматривать как процесс объединения „молекул“ Mg–Si, используя при этом в качестве коэффициента их диффузии коэффициент диффузии „медленного“ компонента. Другими словами, распад твердого раствора тройной системы Al–Mg–Si будем описывать как распад бинарного раствора, в котором роль второго компонента выполняют „молекулы“ Mg–Si.

Для расчета скорости стационарного зарождения в начале процесса распада $J_c(t=0, T) \equiv J_c(T)$ используем уравнение классической теории зарождения [21]

$$J_c(T) = N_0 \beta(T) Z(T) \exp \left\{ -\frac{\Delta G_c(T)}{kT} \right\}, \quad (1)$$

где t и T — время и абсолютная температура, N_0 — объемная плотность потенциальных мест зарождения, $\beta(T) = (4\pi/a^4)R_c^2(T)D(T)C_0(T)$ — скорость присоединения „молекул“ Mg–Si (в дальнейшем для краткости „молекулу“ Mg–Si будем называть примесью) к критическому зародышу радиуса R_c , $C_0(T)$ — начальная атомная концентрация примеси в матрице, a — параметр решетки матрицы, $D(T) = D_0 \exp(-Q_I/kT)$ — эффективный коэффициент диффузии атомов примеси, Q_I — энергия активации диффузии, $Z(T) = [\Delta G(T)/3\pi kT n_c^2(T)]^{1/2}$ — фактор Зельдовича, учитывающий возможность флуктуационного растворения зародышей с радиусом больше критического, $n_c(T)$ — число атомов примеси в критическом зародыше, $\Delta G(T)$ — движущая сила, $\Delta G_c(T) = (4\pi/3)\sigma R_c^2(T)$ — термодинамический барьер образования критического зародыша, σ — удельная энергия поверхности раздела частица–матрица.

В рамках используемого бинарного приближения движущую силу зарождения будем рассчитывать по формуле [19,21]

$$\Delta G(T) = -\frac{kT}{\Omega_p} \ln \frac{C(T)}{C_e(T)}, \quad (2)$$

где Ω_p — объем, приходящийся на атом примеси в частицах выделений, $C_e(T) = C_0 \exp\left\{-\frac{Q_s}{k}\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_s}\right)\right\}$ — концентрация твердого раствора, находящегося в термодинамическом равновесии с выделяющейся фазой [19], Q_s — эффективная энергия растворения примеси в алюминиевой матрице, T_s — температура сольвуса рассматриваемой фазы.

Когерентные ЗГП и полукогерентные частицы β - β''/β'' -фаз создают упругие искажения в окружающей матрице. В рассматриваемой модели будем пренебрегать вкладом упругой энергии в термодинамическую

движущую силу образования этих выделений, поскольку по сравнению с „химической“ движущей силой он является малым [21].

Принимая во внимание (2), для радиуса критического зародыша запишем [21]

$$R_c(T) = \frac{2\sigma\Omega_p}{kT \ln \frac{C_0(T)}{C_c(T)}}. \quad (3)$$

3. Процедура расчета температур сольвуса метастабильных фаз

Экспериментальное изучение кинетики образования метастабильных фаз при распаде пересыщенных твердых растворов (далее для краткости используется термин „старение“) было проведено для сплавов следующих составов: 0.71Mg–0.72Si (A1), 0.76Mg–0.96Si (A2), 0.73Mg–1.15Si (A3), 1.17Mg–1.17Si (A4) (wt.%) [18]. Перед исследованием старения образцы выдерживали в течение 1 h при 530°C и закаливали в воде комнатной температуры ($\sim 18^\circ C$). В работе [18] показано, что участки экспериментальных кривых изменения модуля Юнга в процессе старения исследованных сплавов, соответствующие различным стадиям процесса, с высокой точностью описываются с помощью уравнения Аврами

$$\delta E(t, T) = \delta E_{\max}(T) \left\{ 1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau(T)}\right) \right\}, \quad (4)$$

где $\delta E_{\max}(T)$ — уровень насыщения прироста модуля на рассматриваемой стадии, а $\tau(T)$ — ее характерная длительность. Полученные ранее [18] наборы значений $\delta E_{\max}(T)$ и $\tau(T)$ используются в рассматриваемой процедуре расчета температур сольвуса метастабильных фаз T_s и эффективной величины удельной энергии поверхности их раздела с алюминиевой матрицей σ . Прежде чем перейти непосредственно к описанию этой процедуры, установим связь между измеряемой величиной относительного прироста модуля Юнга и объемной долей фазы, вызывающей этот прирост.

Пренебрегая влиянием когерентных напряжений, возникающих вокруг частиц выделений, на изменение модуля Юнга при старении, для его относительного прироста в течение времени t при температуре T можно записать (правило смеси)

$$\begin{aligned} \delta E(t, T) &= \frac{E(t, T) - E_{ss}(t, T)}{E_{ss}(t=0)} \\ &= \frac{E_{ph}(t, T) - E_{ss}(t, T)}{E_{ss}(t=0)} f(t, T), \end{aligned} \quad (5)$$

где $f(t, T)$ — объемная доля частиц выделяющейся фазы ($f(t, T) \ll 1$), $E_{ph}(t, T)$ и $E_{ss}(t, T)$ — модули частиц и твердого раствора соответственно, $E_{ss}(t=0, T)$ — модуль твердого раствора сразу после закалки. Дополнительно будем считать, что модули частиц и твердого раствора в процессе старения суще-

ственно не изменяются: $E_{ph}(t, T) \approx E_{ph}(t=0, T) = E_{ph}$, $E_{ss}(t, T) \approx E_{ss}(t=0, T) = E_{ss}$. В этом случае из (5) получим

$$\delta E(t, T) \cong \alpha_E f(t, T), \quad (6)$$

где $\alpha_E = (E_{ph} - E_{ss})/E_{ss}$. Таким образом, в рамках сделанных предположений измеримый относительный прирост модуля Юнга сплава в процессе старения прямо пропорционален объемной доле выделяющейся фазы.

На начальной стадии распада твердого раствора прирост объемной доли частиц выделений в основном определяется их зарождением. Поэтому для скорости роста объемной доли в начале процесса можно записать

$$\left. \frac{df(t, T)}{dt} \right|_{t=0} = J_c(T) V_c(T), \quad (7)$$

где $V_c(T) = (4\pi/3)R_c^3(T)$ — объем критического зародыша. Используя уравнения (1)–(3), из (7) получим

$$\left. \frac{df(t, T)}{dt} \right|_{t=0} = \frac{A}{\sqrt{T} \left(1 - \frac{T}{T_s}\right)^3} \exp\left(-\frac{Q_I}{kT}\right) \times \exp\left\{-\frac{16\pi\sigma^3\Omega_p^2}{3kTQ_s^2 \left(1 - \frac{T}{T_s}\right)^2}\right\}, \quad (8)$$

где $A = \frac{64\pi\Omega_p^4\sigma^{7/2}}{3a^4Q_s^3\sqrt{k}} N_0 D_0 C_0$. Обозначив $X = \frac{16\pi\sigma^3\Omega_p^2}{3kQ_s^2}$, на основании (6) и (8) запишем

$$\ln \left[\left. \frac{dE(t, T)}{dt} \right|_{t=0} T^{1/2} \right] = \ln A' - 3 \ln \left(1 - \frac{T}{T_s}\right) - \frac{Q_I}{kT} - \frac{X}{T \left(1 - \frac{T}{T_s}\right)^2}, \quad (9)$$

где $A' = A(E_{ph} - E_{ss})$.

В результате, рассчитав производную по времени в левой части (9), используя (4), получим

$$\ln \left[\frac{\delta E_{\max}(T) T^{1/2}}{\tau(T)} \right] = \ln A' - 3 \ln \left(1 - \frac{T}{T_s}\right) - \frac{Q_I}{kT} - \frac{X}{T \left(1 - \frac{T}{T_s}\right)^2}. \quad (10)$$

Для каждой из температур старения левая часть уравнения (10) может быть рассчитана на основе найденных значений $\delta E_{\max}(T)$ и $\tau(T)$. Его правая часть содержит четыре неизвестных параметра: $\ln A'$, Q_I , X и T_s , которые в принципе могут быть определены стандартными методами. Однако возникающая при этом задача оптимизации в силу большого числа варьируемых параметров не имеет однозначного решения.

В работе [18] показано, что благодаря эффекту долгоживущих закалочных вакансий эффективная энергия активации процесса старения рассматриваемых сплавов Al–Mg–Si вплоть до стадии формирования частиц пре- β''/β'' -фаз близка к энергии активации миграции комплекса $v + Mg$, составляющей 0.58 eV. Этот резуль-

тат позволяет зафиксировать один из трех обсуждаемых физических параметров процесса — $Q_I \cong 0.58$ eV, что сводит рассматриваемую задачу к нахождению самосогласованной пары значений X и T_s , обеспечивающих наилучшее согласие с наблюдаемыми скоростями роста объемной доли зародышей рассматриваемых фаз в начале распада пересыщенного твердого раствора.

4. Результаты расчетов и их обсуждение

Рис. 1 иллюстрирует результаты расчетов значений искомых физических параметров, которые показывают, что использованный на этом этапе набор опорных экспериментальных данных можно с хорошей точностью описать при значениях X в интервале от 20 до 30 (К). Из этого рисунка очевидно, что такая неопределенность в основном обусловлена тем, что максимальная температура экспериментального исследования кинетики старения составляла 220°C. Данная температура оказалась недостаточно высокой, чтобы добиться значительного снижения скорости зарождения рассматриваемых фаз.

Отметим, что наблюдаемые скорости роста модуля можно воспроизвести с хорошей точностью, только полагая, что кроме высокотемпературных ЗГП существуют две более стабильные фазы (пре- β'' , β'') с разными температурами сольвуса: $T_s^{\beta''} > T_s^{\text{пре-}\beta''}$ (кривые на рис. 1 пересекают ось температуры в точках $T_s^{\text{пре-}\beta''}$ и $T_s^{\beta''}$ при стремящейся к нулю скорости роста объемной доли соответствующей фазы, см. (8)). Этот момент имеет место для всех исследованных сплавов, но особенно отчетливо выражен в случае сплава А3 с максимальным содержанием избыточного кремния (рис. 1, b).

Для минимизации отмеченной неопределенности расчета было проведено дополнительное исследование кинетики старения сплава А3 при температуре $\sim 258^\circ\text{C}$ методом измерения модуля Юнга (методика этих измерений описана в [18]). С использованием полученных новых данных пара согласованных значений X и T_s для сплава А3 определяется однозначно (рис. 2). Найденные значения этих параметров для частиц β'' -фазы составили $X = 23.8$, $T_s^{\beta''} = 319^\circ\text{C}$. Окончательные расчеты температур сольвуса обсуждаемых фаз для всех сплавов были проведены при $X = 23.8$.

Температуры сольвуса β'' -фазы для сплавов А1, А2, А3 и А4 оказались равными 310, 324, 319 и 324°C соответственно. Температура сольвуса пре- β'' -фазы определена с хорошей точностью только в случае сплава А3, для которого были проведены дополнительные исследования кинетики старения при температурах 138 и 176°C (рис. 1, b). Найденное значение температуры сольвуса этой фазы для сплава А3 составляет 248°C. При этом температура сольвуса высокотемпературных ЗГП, вычисленная для сплава А4, оказалась даже несколько более высокой (252°C) (рис. 1, c). Последнее свидетельствует о том, что по своим структуре и свойствам высокотемпературные ЗГП весьма близки к частицам пре- β'' -фазы.

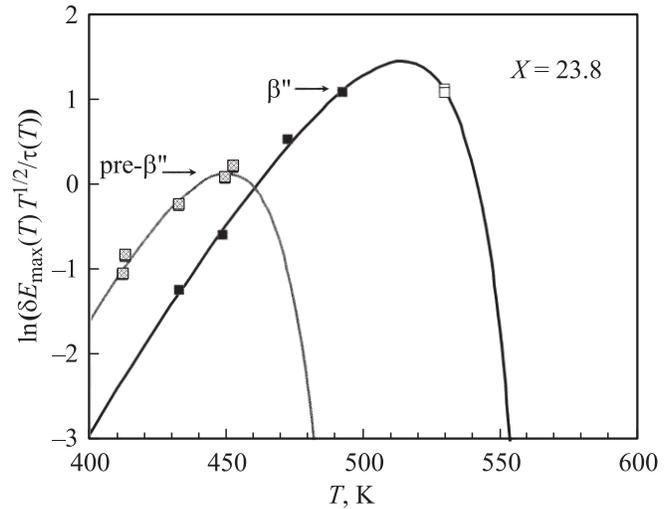
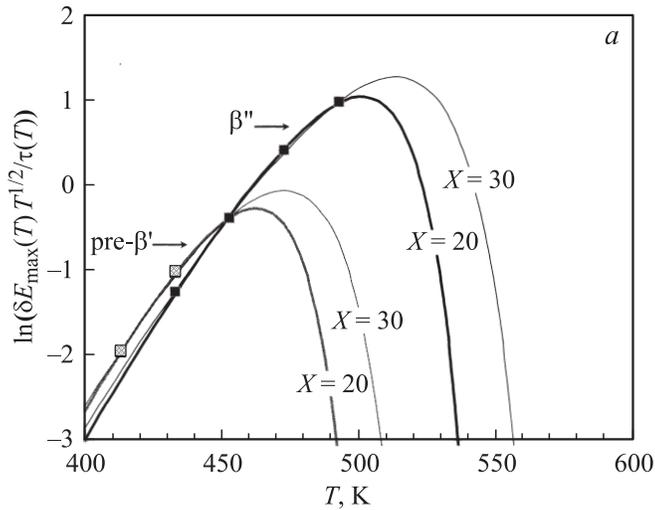


Рис. 2. Однозначное определение параметров X и $T_s^{\text{pre-}\beta''}$, $T_s^{\beta''}$ для сплава А3 с использованием расширенного набора экспериментальных данных. Дополнительные данные отмечены светлыми символами.

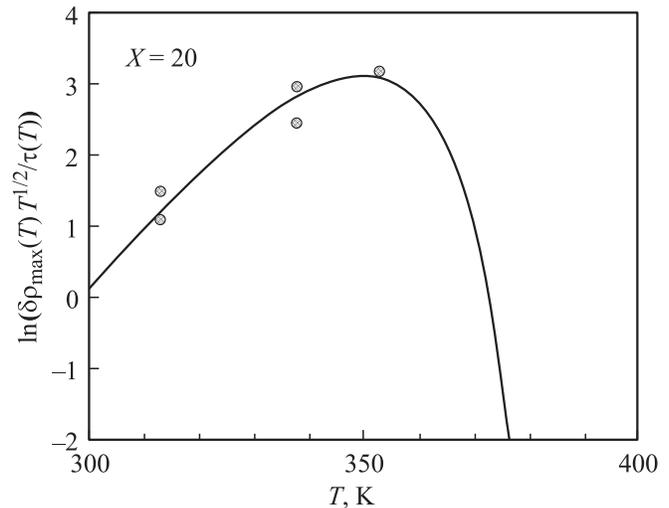
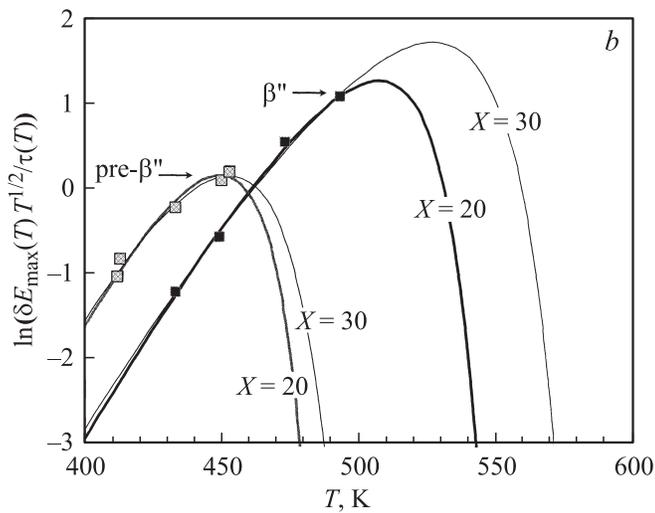


Рис. 3. Иллюстрация процедуры расчета температуры сольвуса низкотемпературных ЗГП ($T_s^{\text{LT GPZ}}$) на основании экспериментальных данных по кинетике роста электросопротивления при низких температурах для сплавов А2 и А3 [18].

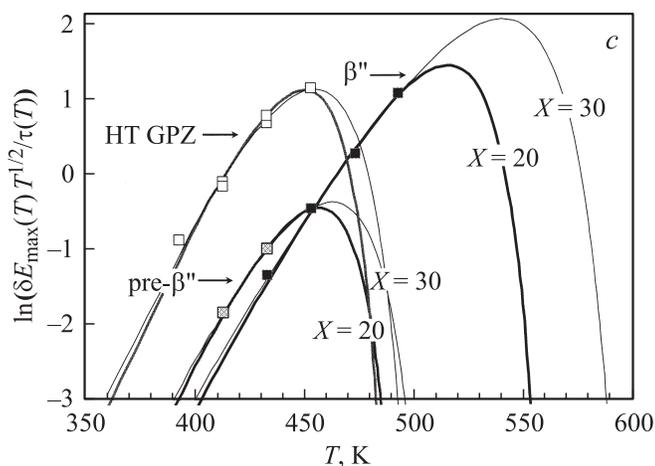


Рис. 1. Иллюстрация процедуры расчета температур сольвуса метастабильных фаз $\text{pre-}\beta''$ ($T_s^{\text{pre-}\beta''}$), β'' ($T_s^{\beta''}$) и высокотемпературных ЗГП ($T_s^{\text{HT GPZ}}$) на основании экспериментальных данных по скорости роста модуля Юнга в начале процесса старения. *a* — сплав А1, *b* — А3, *c* — А4.

Процедура расчета, аналогичная описанной выше, была использована для оценки температуры сольвуса низкотемпературных ЗГП ($T_s^{\text{LT GPZ}}$), формирование которых является причиной роста электросопротивления при низкотемпературном старении (см. рис. 1 работы [18]). Иллюстрация результатов этого расчета, выполненного с использованием объединенной группы данных для обоих исследованных сплавов (А2 и А3) при оптимальном значении параметра $X = 20$, представлена на рис. 3. Соответствующее значение температуры сольвуса составляет $T_s^{\text{LT GPZ}} \approx 130^\circ\text{C}$. Однако, как видно из рис. 3, уже при температуре, близкой к 100°C , скорость зарод-

ждения низкотемпературных ЗГП падает на порядки, и такие зоны практически не должны образовываться.

Найденное значение $X = 23.8$ позволяет рассчитать величину удельной энергии поверхности раздела зародышей β'' -фазы при заданных величинах Ω_p и Q_s . Расчет Ω_p был выполнен на основании экспериментальных данных по структуре частиц β'' -фазы [12,22] ($\Omega_p \approx 3.5 \cdot 10^{-29} \text{ m}^3$), а значение Q_s принято равным 0.31 eV [23,24]. В результате для искомой величины удельной энергии поверхности раздела получено $\sigma_{\beta''} \approx 0.045 \text{ J/m}^2$. Такое низкое значение этой энергии обусловлено высокой степенью когерентности зародышей β'' -фазы с алюминиевой матрицей и согласуется с результатами ее оценки методом молекулярной динамики [16]. С использованием тех же значений параметров Ω_p и Q_s для величины удельной энергии поверхности раздела в случае ЗГП получено меньшее значение: $\sigma_{ZGP} \approx 0.035 \text{ J/m}^2$, что свидетельствует о более высокой степени их когерентности с матрицей.

На последнем этапе работы была предпринята попытка найти эмпирическую зависимость температуры сольвуса β'' -фазы от химического состава исходного твердого раствора. Для расширения диапазона его составов и, следовательно, более точного определения искомых концентрационных зависимостей к полученному набору температур сольвуса была добавлена соответствующая температура для сплава $0.6\text{Mg}-7\text{Si}$ (S1), значение которой (300°C) было установлено в рамках настоящей работы. Концентрации Mg и Si в исходном твердом растворе, полученном закалкой от температуры 530°C , были приняты равными их равновесным концентрациям при температуре закалки. Набор этих концентраций, рассчитанных с помощью программного пакета Thermo-Calc, а также значения температура сольвуса β'' -фазы рассматриваемых сплавов приведены в таблице.

Равновесный состав твердого раствора исследованных сплавов Al–Mg–Si при температуре 530°C , рассчитанный с помощью программы Thermo-Calc, и значения температур сольвуса β'' -фазы

Сплав	C_{Mg}	C_{Si}	$T_s^{\beta''}$, °C
	at.%		
A1	0.77	0.61	310
A2	0.68	0.76	324
A3	0.65	0.83	319
A4	0.69	0.75	324
S1	0.64	1.11	300

Проведенный анализ показал, что зависимость температуры сольвуса β'' -фазы от отношения концентраций $C_{\text{Mg}}/C_{\text{Si}}$ хорошо аппроксимируется параболой, вершина которой имеет координату $C_{\text{Mg}}/C_{\text{Si}} \approx 1$ (рис. 4). Последнее означает, что частицы этой фазы, обладающие максимальной стабильностью, образуются при распаде твердого раствора с равным содержанием атомов Mg

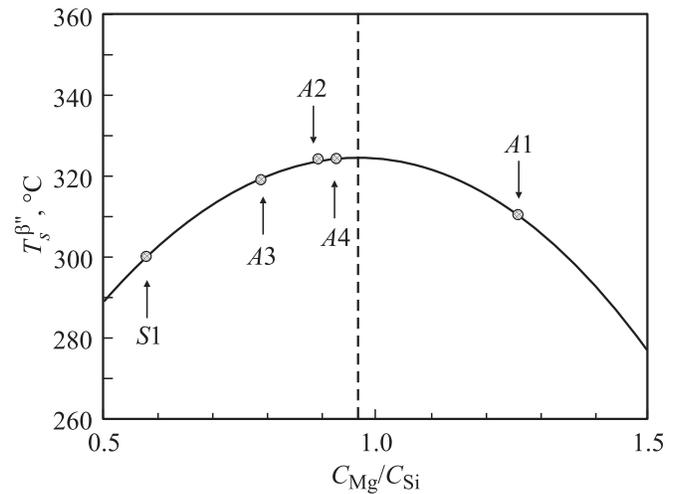


Рис. 4. Зависимость температуры сольвуса β'' -фазы от отношения концентраций $C_{\text{Mg}}/C_{\text{Si}}$ в исходном твердом растворе исследованных сплавов.

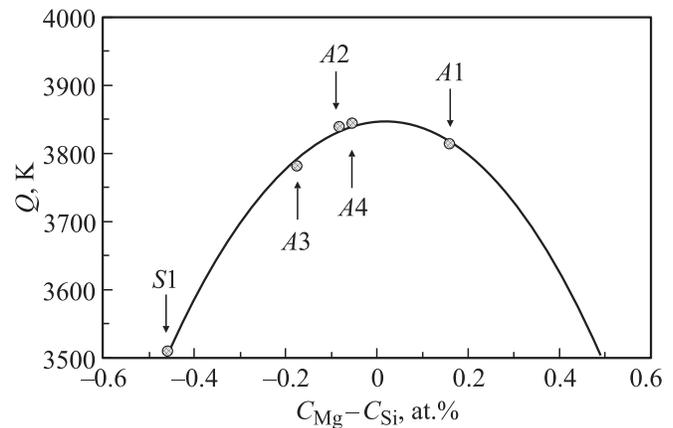


Рис. 5. Зависимость параметра Q , входящего в формулу (11), от разности концентраций $C_{\text{Mg}} - C_{\text{Si}}$ в исходном твердом растворе исследованных сплавов.

и Si и соответственно представляют собой соединение эквиатомного состава ($\text{MgSi}(L1_0)$). Полученный результат согласуется как с данными расчетов энергий образования соединений рассматриваемых элементов различной стехиометрии [16], так и с результатами экспериментального исследования структуры частиц β'' -фазы [22]. Для количественного описания зависимости температуры сольвуса β'' -фазы от состава твердого раствора использовали следующую стандартную (в рассматриваемой области термодинамических расчетов) формулу [25]

$$T_s^{\beta''(\text{MgSi})} = \frac{Q}{S - \ln(C_{\text{Mg}}C_{\text{Si}})} \text{ (K)}, \quad (11)$$

где Q и S — эмпирические параметры. По физическому смыслу параметр Q в (11) соответствует энергии, выделяющейся в результате образования „молекулы“ MgSi при объединении атомов, исходно растворенных в алюминиевой матрице. Принимая во внимание приведенную

выше зависимость температуры сольвуса β'' -фазы от соотношения концентраций Mg и Si в твердом растворе (рис. 4), параметр Q искали в виде функции разности этих концентраций: $Q = Q((C_{Mg} - C_{Si}) \text{ at.}\%)$.

В результате решения возникшей задачи оптимизации было получено: $S = 5.777$, $Q(x) = -1525.17x^2 + 51.43x + 3847.47$ (рис. 5). Рис. 6 показывает, что формула (11) с найденными значениями параметров позволяет с высокой точностью воспроизвести опорный набор температур сольвуса β'' -фазы (средняя абсолютная погрешность составляет менее 1°C) в зависимости

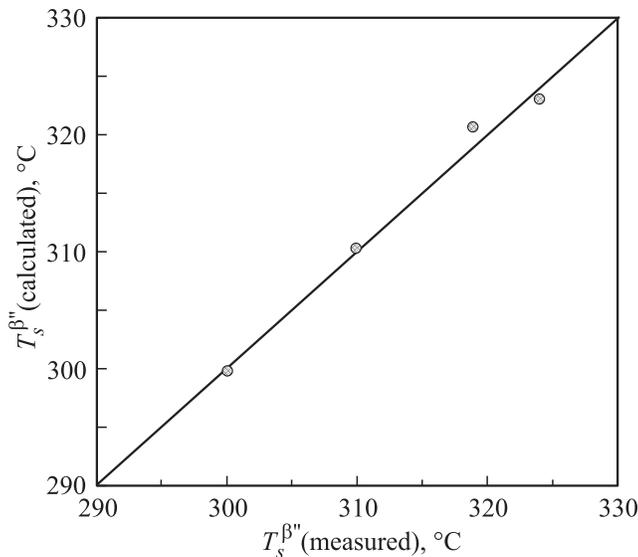


Рис. 6. Сопоставление результатов расчета температуры $T_s^{\beta''}$ по формуле (11) с данными, полученными на основе эксперимента.

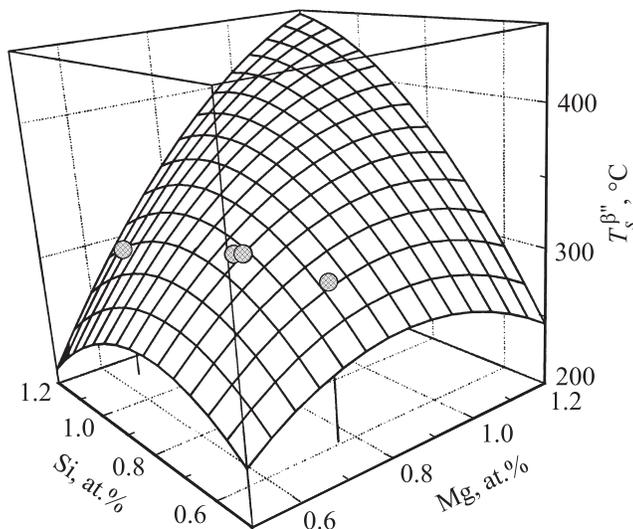


Рис. 7. Поверхность изменения температуры сольвуса β'' -фазы в зависимости от содержания легирующих элементов в исходном твердом растворе закаленных сплавов Al–Mg–Si. Точками показаны данные, полученные на основе эксперимента.

от химического состава исходного твердого раствора. Соответствующая поверхность изменения температуры сольвуса $T_s^{\beta''} = T_s^{\beta''}(C_{Mg}, C_{Si})$ в зависимости от содержания легирующих элементов представлена на рис. 7.

Полученные результаты показывают, что при фиксированном суммарном количестве Mg и Si в распадающемся твердом растворе рассматриваемых сплавов наиболее стабильные частицы β'' -фазы образуются в случае его эквиатомного состава („хребет“ поверхности на рис. 7). Отклонение от эквиатомного соотношения в любую сторону приводит к понижению температуры сольвуса и соответственно снижению термодинамической стабильности возникающих частиц. Это, очевидно, обусловлено тем, что в последнем случае состав частиц также отличается от эквиатомного, который обеспечивает максимальную энергию связи структуры β'' -фазы.

Завершая обсуждение результатов, отметим, что в соответствии с полученной формулой для параметра Q в (11) и его физическим смыслом энергия связи β'' -фазы эквиатомного состава в расчете на моль структурных единиц („молекул“ MgSi) составляет $\approx 32 \text{ kJ/mol}$ (или 0.33 eV на одну „молекулу“).

5. Заключение

В результате проведенной работы предложена и реализована процедура самосогласованного расчета температур сольвуса метастабильных фазовых выделений в сплавах Al–Mg–Si и удельной энергии поверхности их раздела с алюминиевой матрицей. Процедура базируется на данных экспериментального исследования кинетики формирования этих выделений при распаде пересыщенных твердых растворов закаленных сплавов Al–Mg–Si, выполненного методами измерения модуля Юнга и удельного электросопротивления. На основании полученного набора значений температур сольвуса β'' -фазы получена эмпирическая формула для расчета температуры этой фазы в зависимости от химического состава исходного твердого раствора.

Список литературы

- [1] A.K. Gupta, D.J. Lloyd, S.A. Court. *Mater. Sci. Eng. A* **316**, 11 (2011).
- [2] S. Esmacili, X. Wang, D.J. Lloyd, W.J. Poole. *Met. Mater. Trans. A* **34**, 751 (2003).
- [3] M.J. Couper, N.C. Parson. In: *Aluminium alloys. Their physical and mechanical properties* (2008). V. 1. P. 98.
- [4] K. Matsuda, S. Ikeno, T. Sato, A. Kamio. *Mater. Sci. Forum.* **217–222**, 702 (1996).
- [5] H. Tanihata, K. Matsuda, S. Ikeno. *Mater. Sci. Forum.* **217–222**, 809 (1996).
- [6] K. Matsuda, S. Ikeno, T. Sato, A. Kamio. *Scripta Mater.* **34**, 1797 (1996).
- [7] G.A. Edwards, K. Stiller, G.L. Dunlop, M.J. Couper. *Acta Mater.* **46**, 3893 (1998).
- [8] M. Murayama, K. Hono. *Acta Mater.* **47**, 1537 (1999).

- [9] K. Matsuda, Y. Sakaguchi, Y. Miyata, Y. Uetani, T. Sato, A. Kamio, S. Ikeno. *J. Mater. Sci.* **35**, 179 (2000).
- [10] S.P. Ringer, K. Hono. *Mater. Characterization* **44**, 101 (2000).
- [11] M. Murayama, K. Hono, W.F. Miao, D.E. Laughlin. *Met. Mater. Trans. A* **32**, 239 (2001).
- [12] C.D. Marioara, S.J. Andersen, J. Jansen, H.W. Zandberger. *Acta Mater.* **49**, 321 (2001).
- [13] C.D. Marioara, S.J. Andersen, J. Jansen, H.W. Zandbergen. *Acta Mater.* **51**, 789 (2003).
- [14] C. Wolverton. *Acta Mater.* **49**, 3129 (2001).
- [15] C. Ravi, C. Wolverton. *Acta Mater.* **52**, 4213 (2004).
- [16] N. Sandberg, M. Slabanja, R. Holmestad. *Comp. Mater. Sci.* **40**, 309 (2007).
- [17] Thermo-Calc Software: <http://www.thermocalc.com>.
- [18] А.А. Васильев, Н.Л. Кузьмин, А.С. Груздев. *ФТТ* **53**, 8, 1576 (2011).
- [19] А.А. Васильев, Ю.Ф. Титовец, Б. Бухмаер. *Изв. вузов. Цв. металлургия* **2**, 36 (1997).
- [20] А.А. Васильев, Н.Л. Кузьмин, А.С. Груздев. *Изв. вузов. Цв. металлургия* **3**, 29 (1997).
- [21] R.Wagner, R. Kampmann. In: *Materials science and technology*. VCH Verlagsgesellschaft. mbH, Weinheim (1991). V. 5. P. 213.
- [22] S.J. Andersen, H.W. Zandbergen, J. Jansen, C. Tracholt, U. Tundal, O. Reiso. *Acta Mater.* **46**, 3283 (1998).
- [23] O.R. Myhr, Ø. Grong, S.J. Andersen. *Acta Mater.* **49**, 65 (2001).
- [24] O.R. Myhr, Ø. Grong, H.G. Fjær, C.D. Marioara. *Acta Mater.* **52**, 4997 (2004).
- [25] A.J. De Ardo. *Int. Mater. Rev.* **48**, 371 (2003).