

Научная статья

УДК 669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46

ЗАКАЛОЧНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg–Si (обзор)

И. Бенариев¹, Ю.А. Пучков², С.В. Сбитнева¹, С.Ю. Шорстов¹, Р.М. Шумейко¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана», Национальный исследовательский университет, Москва, Россия; bauman@bmstu.ru

Аннотация. Представлен обзор научно-технической литературы, посвященной исследованию закалочной чувствительности деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si (серия 6XXX). Проведен анализ современного состояния и последних достижений в данной области исследований. Рассмотрены факторы, влияющие на закалочную чувствительность данных сплавов. Изложены некоторые аспекты влияния пониженной скорости закалки на процесс старения и свойства материала. Выявлено, что важной тенденцией при изучении фазовых превращений сплавов серии 6XXX является применение дифференциальной сканирующей калориметрии и математического моделирования.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Mg–Si, закалка, старение, устойчивость твердого раствора, фазовые превращения, диаграммы «температура–время–превращение», дисперсоиды, дифференциальная сканирующая калориметрия, математическое моделирование

Для цитирования: Бенариев И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В., Шорстов С.Ю., Шумейко Р.М. Закалочная чувствительность деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si (обзор) // Труды ВИАМ. 2025. № 2 (144). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.

Scientific article

QUENCH SENSITIVITY OF WROUGHT HEAT-TREATABLE ALUMINUM ALLOYS OF THE Al–Mg–Si SYSTEM (review)

I. Benariev¹, Yu.A. Puchkov², S.V. Sbitneva¹, S.Yu. Shorstov¹, R.M. Shumeyko¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

²Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia; bauman@bmstu.ru

Abstract. The article presents a review of the scientific literature on quenching sensitivity of wrought heat-treatable aluminum alloys of the Al–Mg–Si system (6XXX series). The analysis of the current state and the latest achievements in this field of research is carried out. The factors influencing the quenching sensitivity are considered, and some aspects of the effect of the quenching rate on aging process and properties of these alloys are described. It is revealed that an important trend in the study of phase transformations of alloys of the 6XXX series during quenching process is the use of differential scanning calorimetry and mathematical modeling.

Keywords: alloys of the Al–Mg–Si system, quenching, aging, solid solution stability, phase transformations, temperature–time–transformation diagrams, dispersoids, differential scanning calorimetry, mathematical modelling

For citation: Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Shorstov S.Yu., Shumeiko R.M. Quench sensitivity of wrought heat-treatable aluminum alloys of the Al–Mg–Si system (review). *Trudy VIAM*, 2025, no. 2 (144), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.

Введение

Важным направлением повышения качества изделий из деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов является дальнейшее совершенствование технологии упрочняющей термической обработки. В частности, ключевой задачей является рациональный выбор режима закалки, при котором соблюдаются два противоположных требования к скорости закалочного охлаждения ($V_{\text{охл}}$) [1–20]:

– получить в закаленном сплаве пересыщенный твердый раствор (ПТР) с концентрацией легирующих компонентов, обеспечивающей после старения требуемый уровень характеристик материала;

– избежать появления трещин в закаленном материале и коробления изделия из-за высокого уровня закалочных напряжений.

Устойчивость ПТР – важная характеристика термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Она отражает способность сохранять пересыщенный легирующими компонентами твердый раствор при температурах ниже температуры сольвус. За рубежом для алюминиевых сплавов широко используется противоположная по смыслу характеристика устойчивости ПТР при закалке – закалочная чувствительность (quench sensitivity, далее – QS) [1, 6–21].

Для обоснования выбора режима закалки сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) (серии 6XXX) необходимо проведение дальнейших систематических исследований, направленных на всестороннее понимание структурных и фазовых превращений, происходящих в материале при термической обработке, а также их влияния на технологические и эксплуатационные свойства. В связи с этим в последнее десятилетие (рис. 1) QS таких сплавов является важным предметом исследований [2, 14–46].

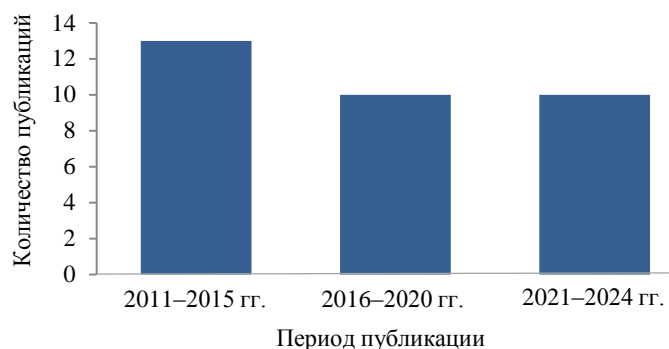


Рис. 1. Количество публикаций, посвященных закалочной чувствительности деформируемых сплавов системы Al–Mg–Si, за период 2011–2024 гг. (учтены публикации, не вошедшие в список литературы к данной статье)

Цель данной работы – обзор научно-технической литературы, посвященной проблематике QS термически упрочняемых сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) с малым содержанием Cu (<0,5 %) (далее – сплавы системы Al–Mg–Si), анализ современного состояния и последних достижений в данной области исследований. Основное внимание уделено зарубежным статьям, опубликованным в высокорейтинговых научных журналах в 2011–2024 гг. [14–21, 26–46].

Общие сведения о старении сплавов системы Al–Mg–Si

Сплавы системы Al–Mg–Si являются термически упрочняемыми благодаря выделению при искусственном старении мелкодисперсных наноразмерных частиц фаз β -типа (на основе Mg_2Si). При распаде ПТР образуются метастабильные (промежуточные) фазы β -типа, которые отличаются по составу, виду кристаллической решетки и морфологии выделений. Условия образования этих фаз могут зависеть от химического состава сплава, в частности от содержания Mg и Si, их соотношения, режима термической обработки и структуры материала, сформированной в процессе изготовления [1, 2, 47, 48].

Согласно современным представлениям, распад ПТР при старении закаленного сплава системы Al–Mg–Si в области температур до 250 °С при изотермических условиях происходит в следующей последовательности [1, 2, 6, 15]:

ПТР \rightarrow кластеры Mg, Si \rightarrow кластеры Mg + Si \rightarrow зоны Гинье–Престона \rightarrow фаза β'' (Mg_5Si_6) \rightarrow фазы β' (Mg_9Si_5), U1 (Al_2MgSi_2), U2 ($AlMgSi$), B' ($Al_3Mg_9Si_7$) \rightarrow фаза β (Mg_2Si), Si.

Процесс выделения при старении удобно анализировать по изотермическим диаграммам «температура–время–превращение» (ТВП) (рис. 2), которые позволяют в компактной форме и наглядно представить существующие при старении промежуточные фазы (фазовые поля) при различных температуре и продолжительности выдержки [1].

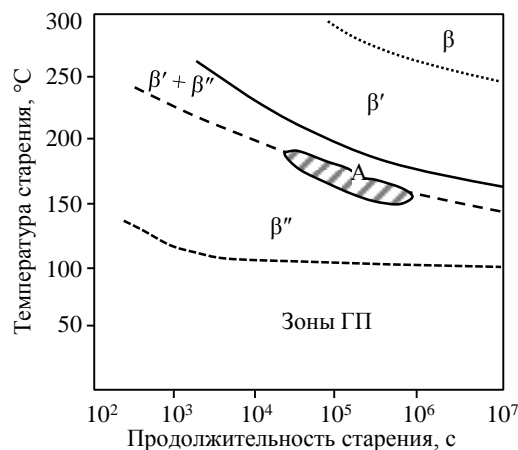


Рис. 2. Изотермическая ТВП-диаграмма при старении сплава состава Al–0,9Mg–0,9Si (в области А происходит максимальное упрочнение) [1]. Зоны ГП – зоны Гинье–Престона

Выделения начинаются с образования сферических зон Гинье–Престона, которые переходят в зоны игольчатой формы, параллельные плоскости $\langle 100 \rangle_{\alpha}$, а затем в упорядоченные промежуточные фазы: сначала в игольчатую β'' -фазу, а потом в стержневую β' -фазу. Максимальное упрочнение обусловлено преимущественно β'' -фазой [2] или смесью фаз $\beta' + \beta''$ [1] (для сплава состава Al–0,9Mg–0,9Si область А на рис. 2). На поздних стадиях старения (при перестаривании), помимо β' -фазы, могут образоваться другие фазы: U1 (А), U2 (В) и B' (С). На заключительной стадии старения выделяется равновесная β -фаза в виде стержней или пластин, а также пластинчатая фаза Si [2]. Как правило, фазы B' и Si склонны образовываться в сплавах с избытком Si.

Распад ПТР является диффузионно-контролируемым процессом, поэтому кинетика образования различных фаз в значительной степени зависит от температуры нагрева. Так, для закаленных сплавов системы Al–Mg–Si при повышенных температурах

(>200 °C) (рис. 2) выделения могут начинаться сразу с образования фаз β -типа, практически миновав стадии образования зон Гинье–Престона и других промежуточных фаз, а в области высоких температур (>450 °C) – сразу с образования равновесной β -фазы. Следует отметить, что в настоящее время особенности распада ПТР сплавов системы Al–Mg–Si для высокотемпературной области (250–500 °C) недостаточно изучены [47].

Оценка закалочной чувствительности сплавов системы Al–Mg–Si

За рубежом QS термически упрочняемых алюминиевых сплавов изучается на протяжении 70 лет, это понятие изменялось со временем. К настоящему времени QS рассматривается как зависимость свойств материала после старения от $V_{\text{охл}}$. Как правило, эта зависимость заключается в склонности сплава к деградации свойств при уменьшении $V_{\text{охл}}$, что вызвано распадом ПТР в процессе закалочного охлаждения, а также снижением концентрации закалочных вакансий. В связи с этим для оценки QS необходимо иметь достоверные данные об устойчивости ПТР сплава при закалке [1, 6, 10–21].

В настоящее время не существует единого количественного критерия оценки QS алюминиевых сплавов. Один из критериев исходит из самого понятия этой характеристики и заключается в определении абсолютной или относительной величины потери свойств как функции от $V_{\text{охл}}$. Другим более точным критерием является анализ величины закалочного фактора. На практике для оценки QS наибольшее распространение получил анализ величины критической скорости закалки ($V_{\text{кр}}$) [8], т. е. скорости непрерывного охлаждения, позволяющего получить распад ПТР с допустимой долей закалочных выделений (например, не более 0,5 %) или требуемый уровень свойств сплава при последующем старении (например, не менее 95 % $\sigma_{\text{в}}^{\text{max}}$).

При $V_{\text{охл}} > V_{\text{кр}}$ обеспечивается фиксация ПТР с достаточной степенью легирования растворенными легирующими компонентами, образующими при последующем старении упрочняющие частицы. При охлаждении с $V_{\text{охл}} < V_{\text{кр}}$ для сплавов системы Al–Mg–Si происходит частичный распад ПТР с образованием нежелательных выделений фаз β' (Mg_9Si_5) или B' ($\text{Al}_3\text{Mg}_9\text{Si}_7$), зарождающихся по гетерогенному механизму на границах зерен или межфазных границах (рис. 3 и 4). При последующем искусственном старении это приводит к уменьшению доли упрочняющих частиц β'' -фазы и образованию зон, свободных от упрочняющих выделений (рис. 4), что снижает потенциал дисперсионного упрочнения материала и влияет на коррозионную стойкость [15, 19, 24, 39, 45, 46].

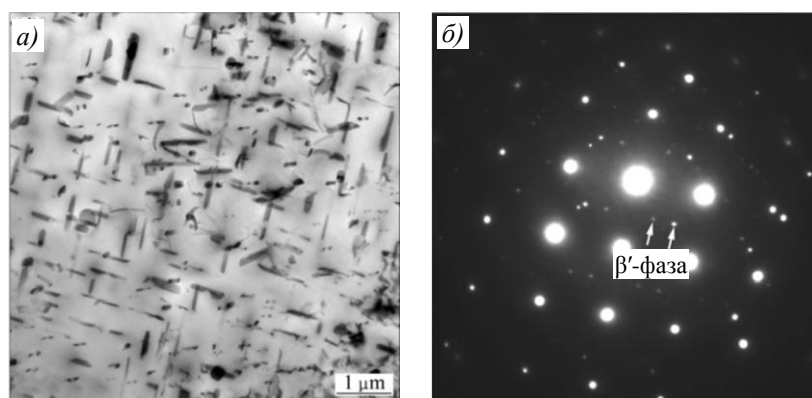


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение (а), иллюстрирующее характер выделений β' -фазы, образованных при замедленном закалочном охлаждении (на воздухе) в сплаве состава Al–0,7Mg–1,1Si–0,5Mn (6351), и соответствующая электронограмма (б) [19]

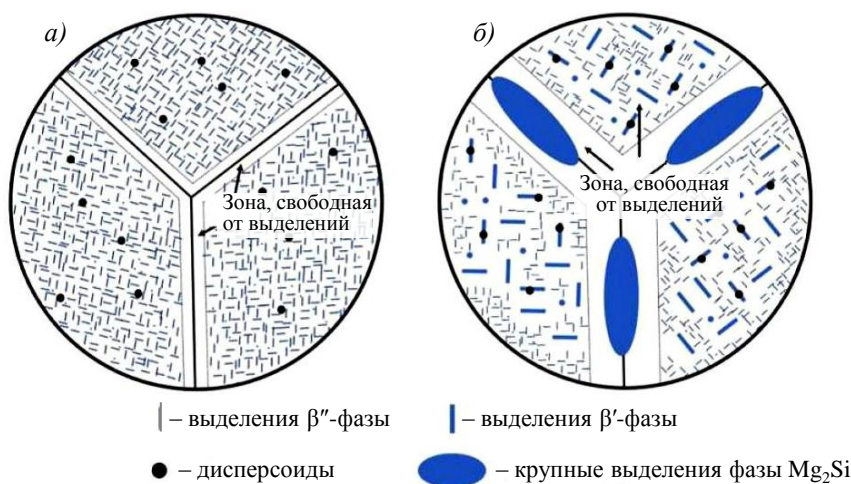


Рис. 4. Схематическое изображение типичной микроструктуры закаленного сплава системы Al–Mg–Si, иллюстрирующее характер выделений фаз β-типа в зависимости от скорости закалочного охлаждения в воде (а) и на воздухе (б) [45]

Для определения $V_{кр}$ используют изотермические ТВП-диаграммы, которые, как и при старении, представляют на графике в виде С-образных кривых (рис. 5, а), отражающих закономерности распада ПТР в зависимости от режима изотермической закалки. С-диаграммы являются базовыми справочными данными для выбора режима закалочного охлаждения, позволяют определить основные количественные характеристики устойчивости ПТР: $V_{кр}$; температурный интервал минимальной устойчивости; температуру минимальной устойчивости ПТР; минимальное время условного начала образования выделений при этой температуре [1, 2, 8, 9].

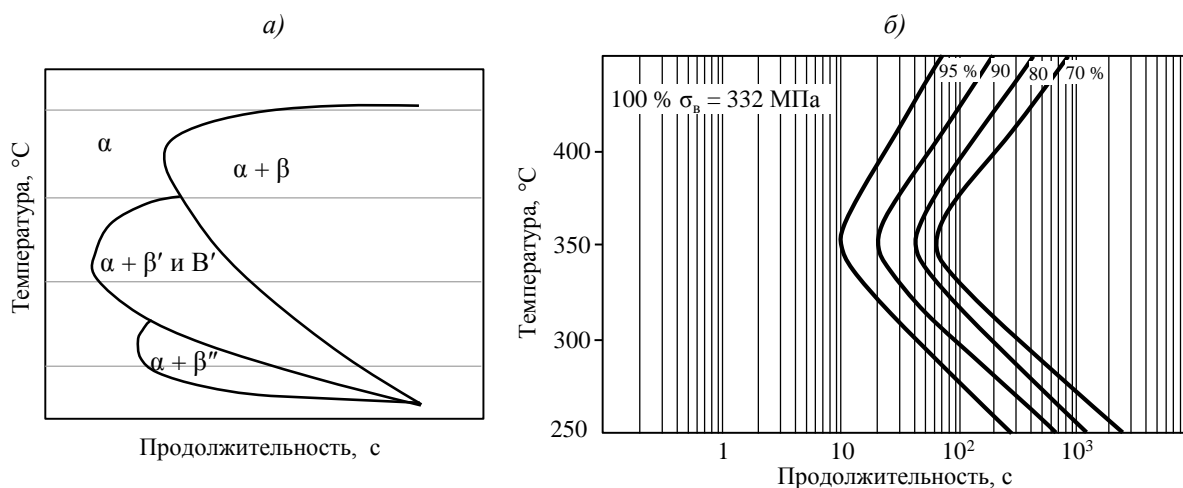


Рис. 5. Схематическое изображение изотермической ТВП-диаграммы (а) для сплавов системы Al–Mg–Si [29] и изотермическая ТВС-диаграмма (σ_b) для сплава АВ (б) [8]

Доля образующихся при закалочном охлаждении выделений в термически упрочняемых алюминиевых сплавах, особенно в сплавах системы Al–Mg–Si, относительно мала, поэтому для их обнаружения применяют высокочувствительные методы [1, 2, 21]. Традиционные структурные методы (просвечивающая электронная микроскопия, рентгеновский фазовый анализ) не позволяют с высокой достоверностью количественно оценить степень фазовых превращений. Поэтому на практике до недавнего

времени ТВП-диаграммы для алюминиевых сплавов практически не строили из-за высоких требований к методике и оборудованию для проведения эксперимента. Вместо этого применяли диаграммы «температура–время–свойство» (ТВС), которые также характеризуют склонность к распаду ПТР в изотермических условиях, позволяют рассчитать $V_{кр}$ и прогнозировать свойства материала (рис. 5, б) [1, 8, 17–19, 22, 29, 40]. ТВС-диаграмма строится различными методами *ex situ* на основе определения различных свойств: прочности, твердости, электропроводности, межкристаллитной коррозии (МКК) [1, 2, 8].

Критический температурный диапазон низкой устойчивости ПТР для сплавов системы Al–Mg–Si находится на уровне 400–290 °С, поэтому этот интервал должен быть пройден с максимально возможной $V_{охл}$ [22]. Согласно табл. 1, диапазон $V_{кр}$, определенных по ТВС-диаграммам, для сплавов системы Al–Mg–Si находится в довольно широком интервале: от 0,5 до 29 °С/с.

Таблица 1

Критические скорости охлаждения сплавов системы Al–Mg–Si, определенные по изотермическим ТВС-диаграммам

Сплав	Содержание основных легирующих элементов, % (по массе)				Полуфабрикат	Критическая скорость закалки, °С/с	Литературный источник	
	Mg	Si	Cu	Mn				
АДЗ1	0,35	0,28	–	–	Лист толщиной 1,0 мм	0,5–1,0	[8]	
	0,90	0,70				2,0–4,0		
АДЗ3	0,81	0,66	0,52	0,25		17,0		
АВ	0,72	0,72	0,46	0,28				
6063	0,60	0,30	–	–	Прессованный профиль	6	[22]	
6007	0,81	1,18				0,14		29
6061	0,55	0,68				–		3
6205	0,53	0,76				0,11		20

Значение $V_{кр}$ в условиях непрерывного закалочного охлаждения, происходящего на практике, отличается от величины $V_{кр}$, измеренной по изотермической С-кривой. В связи с этим, помимо изотермических ТВП-диаграмм, могут строить термокинетические ТВП- и ТВС-диаграммы, которые учитывают устойчивость ПТР при непрерывном закалочном охлаждении и, следовательно, позволяют точнее выбирать регламентированную $V_{охл}$. Термокинетические диаграммы можно строить экспериментальным методом или использовать пересчет изотермической С-диаграммы в термокинетическую [1, 7, 8].

В последние десятилетия в связи с развитием исследовательского оборудования для количественной оценки фазовых превращений алюминиевых сплавов более активно применяются различные физические (*in situ*) методы, которые позволяют непосредственно регистрировать начало и конец распада ПТР [21]. Наибольшее распространение получила дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) [15, 27, 28, 35–37, 43]. Кроме того, используются дилатометрия, измерение электропроводности [36, 40], спектроскопия аннигиляционного времени жизни позитронов [32, 42] и трехмерная атомно-зондовая томография.

Развитие метода ДСК значительно расширило возможности для построения ТВП-диаграмм алюминиевых сплавов. Так, в ряде работ немецких ученых [20, 27–29, 33] с помощью ДСК проведены систематические исследования QS различных сплавов серии 6XXX и впервые построены изотермические и термокинетические ТВП-диаграммы. На рис. 6 и 7 в качестве примера представлены изотермические и термокинетические ТВП-диаграммы для сплавов 6005А и 6063, построенные на основе данных ДСК [21, 28].

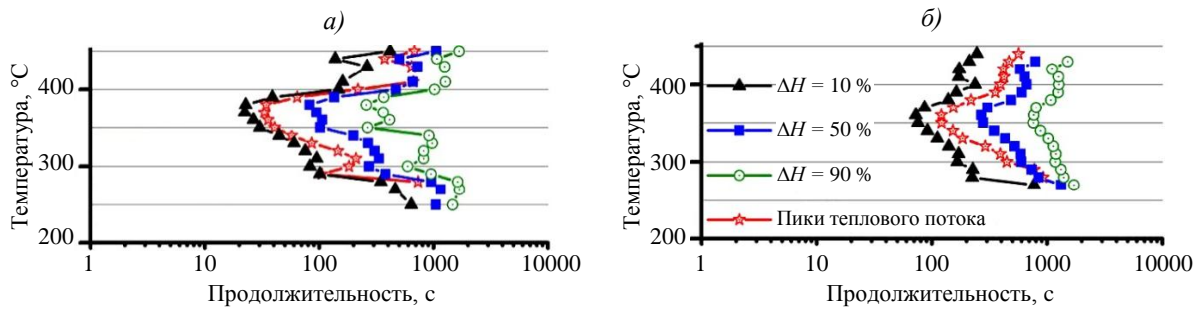


Рис. 6. Изотермические ТВП-диаграммы сплавов составов Al-0,6Mg-0,7Si-0,1Mn (6005A) (а) и Al-0,5Mg-0,5Si (6063) (б), построенные на основе результатов дифференциальной сканирующей калориметрии (обработка на твердый раствор осуществлена при температуре 540 °С в течение 20 мин) [28]. ΔH – удельная энтальпия выделения

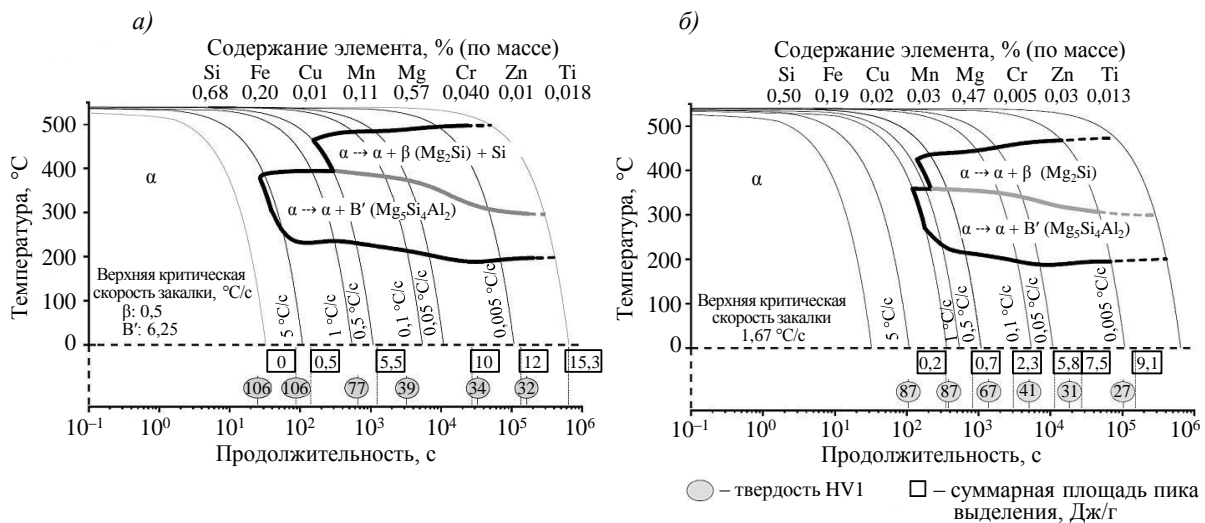


Рис. 7. Термокинетические ТВП-диаграммы сплавов составов Al-0,6Mg-0,7Si-0,1Mn (6005A) (а) и Al-0,5Mg-0,5Si (6063) (б), построенные на основе результатов дифференциальной сканирующей калориметрии (обработка на твердый раствор осуществлена при температуре 540 °С в течение 20 мин). Дополнительно указана твердость HV1 после искусственного старения при температуре 180 °С в течение 4 ч [21, 27]

На термокинетических ТВП-диаграммах указываются следующие данные:

- фактический химический состав сплава;
- температура и продолжительность выдержки при обработке на твердый раствор (ОТР);
- границы существования твердого раствора и выделений при закалочном охлаждении, регистрируемых по кривым ДСК;
- критическая скорость закалки при выделении различных фаз β-типа;
- микротвердость после искусственного старения в зависимости от $V_{охл}$ при предшествующей закалке.

По построенным термокинетическим ТВП-диаграммам авторы работы [21] определили $V_{кр}$ при непрерывном закалочном охлаждении для ряда сплавов серии 6XXX (табл. 2). Для этого использованы экспериментально измеренные (*in situ*) температуры начала фазовых превращений при выделении метастабильных фаз β-типа. В частности, установлено, что с увеличением содержания Mg и Si в сплаве повышаются количество и кинетика образующихся при закалочном охлаждении выделений, а также $V_{кр}$. В работе [27] показано, что распад ПТР при замедленном закалочном охлаждении

(т. е. при $V_{\text{охл}} < V_{\text{кр}}$) проходит по двум реакциям: высокотемпературная реакция соответствует выделению стабильной β -фазы, а низкотемпературная реакция – метастабильной β' - или V' -фазе.

Таблица 2

Критические скорости закалки прессованных профилей из сплавов серии 6XXX, определенные по термокинетическим ТВП-диаграммам [21]

Сплав	Содержание основных легирующих элементов, % (по массе)				Критическая скорость закалки, °C/c
	Mg	Si	Cu	Mn	
6060	0,43	0,39	–	–	0,5
6063	0,47	0,50			1,7
6005A	0,57	0,68			0,11
6082	0,61	0,73	0,05	0,48	~17,0
	0,92	0,83	0,06	0,48	30,0
	1,05	1,23	0,09	0,65	133,0

Критическая скорость закалки является условной характеристикой для оценки QS, так как не учитывает реальных условий закалочного охлаждения [1]. В связи с этим QS целесообразно количественно оценивать с помощью анализа закалочного фактора (Quench Factor Analysis), который позволяет рассчитать долю распада ПТР на протяжении всего процесса закалочного охлаждения [1, 11, 12, 20]. Методика, основанная на анализе закалочного фактора, на протяжении многих лет применяется для решения различных технологических и исследовательских задач при термической обработке алюминиевых сплавов серий 2XXX, 6XXX и 7XXX.

Факторы, влияющие на закалочную чувствительность сплавов системы Al–Mg–Si

Важным фактором, влияющим на QS сплавов системы Al–Mg–Si, является степень пересыщения твердого раствора легирующими компонентами [9, 14]: в первую очередь Mg и Si, а также Cu. Чем выше содержание Mg + Si и соотношение Mg/Si, тем больше QS, что обусловлено увеличивающейся движущей силой для выделения фаз при возрастающей степени пересыщения твердого раствора (табл. 2, рис. 8) [14, 16, 27]. В связи с этим QS ($V_{\text{кр}}$) сплавов системы Al–Mg–Si может значительно изменяться даже в пределах марочного состава. Так, на рис. 9 представлены изотермические ТВС-диаграммы ($\sigma_{\text{в}}$) сплавов типа АД31 (6063) с разным содержанием Mg и Si [7]. Анализ положения C-кривых на графике показывает, что среди составов 3 и 4 с одинаковым соотношением Mg/Si (~1,3) более высокую QS имеет состав 4 с наибольшим содержанием Mg + Si, а среди составов 1 и 2 с одинаковым содержанием Mg + Si (~1,2) – состав 2 с наибольшим соотношением Mg/Si.

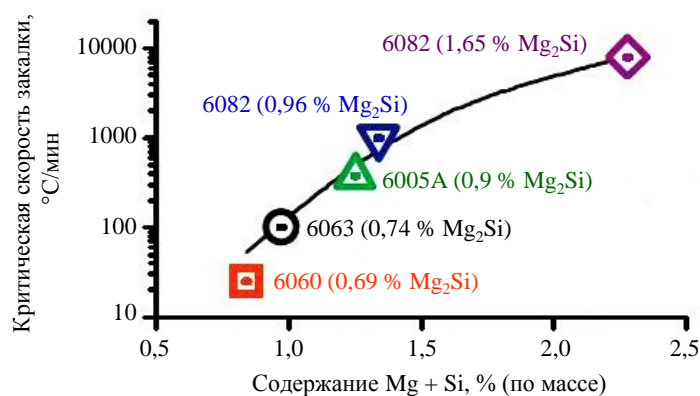


Рис. 8. Зависимость критической скорости закалки сплавов серии 6XXX от содержания Mg + Si [21, 27]

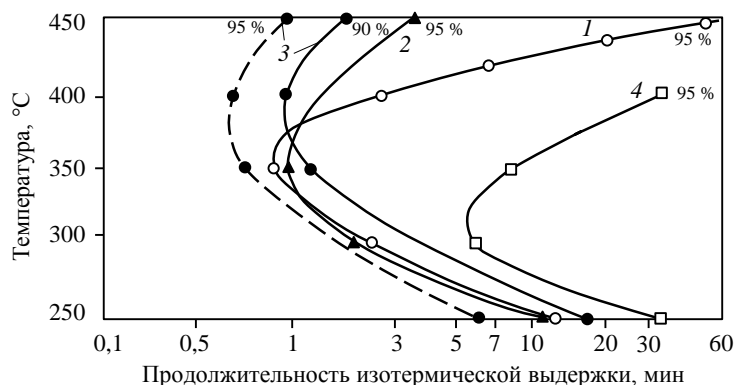


Рис. 9. Изотермические ТВС-диаграммы ($\sigma_{\text{в}}$) после естественного старения в течение 7 сут для сплавов типа АД31 состава [7]: 1 – Al–0,5Mg–0,7Si (Mg/Si = 0,7); 2 – Al–0,9Mg–0,3Si (Mg/Si = 3,0); 3 – Al–0,8Mg–0,6Si (Mg/Si = 1,3); 4 – Al–0,4Mg–0,3Si (Mg/Si = 1,3)

Другим важным фактором, влияющим на QS, является плотность потенциальных мест для зарождения выделений при закалочном охлаждении (например, на границах зерен и субзерен, дисперсоидах, дислокациях), которая определяется формируемой при производстве структурой материала [14, 39]. Структура материала зависит в первую очередь от технологии изготовления (литье, прокатка, прессование и т. д.) и технологических нагревов на всех этапах производства (гомогенизация, промежуточные отжиги и т. д.). Поэтому QS может значительно отличаться для различных полуфабрикатов, изготовленных из сплава одинакового химического состава [7, 12].

Помимо технологии изготовления, структура материала зависит от наличия в сплаве переходных металлов, которые влияют на процессы рекристаллизации, а также на образование первичных и вторичных выделений (дисперсоидов), повышающих QS (рис. 10) [8, 10, 13–15, 23, 39, 45]. В частности, при добавлении Mn и Cr во время технологических нагревов в сплаве образуются дисперсоиды фаз $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$ (α) или $\text{Al}_{13}\text{Cr}_4\text{Si}_4$ в результате распада ПТР, полученного после литья. Данные выделения имеют высокую поверхностную энергию, что провоцирует гетерогенное зарождение фаз β -типа и соответствующее повышение QS в сплавах системы Al–Mg–Si (рис. 11) [12, 14]. При этом QS в большей степени повышается при добавлении Cr, чем Mn [10]. Характер выделения дисперсоидов в полуфабрикате во многом зависит от режима предшествующего гомогенизационного отжига слитков [12, 13, 15].

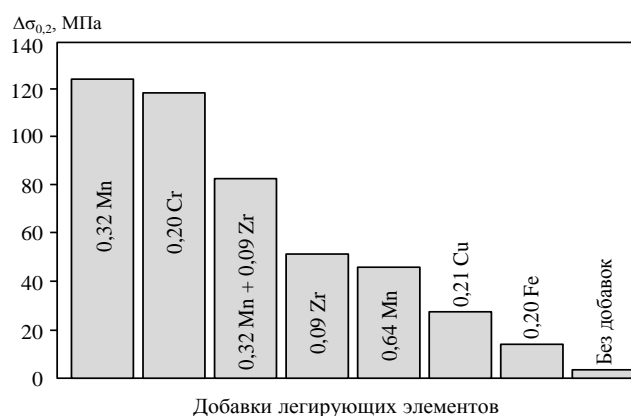


Рис. 10. Влияние различных добавок переходных металлов в сплавах состава Al–1%Mg₂Si после искусственного старения на разницу предела текучести при закалке в воде и на воздухе ($\Delta\sigma_{0,2}$) [13]

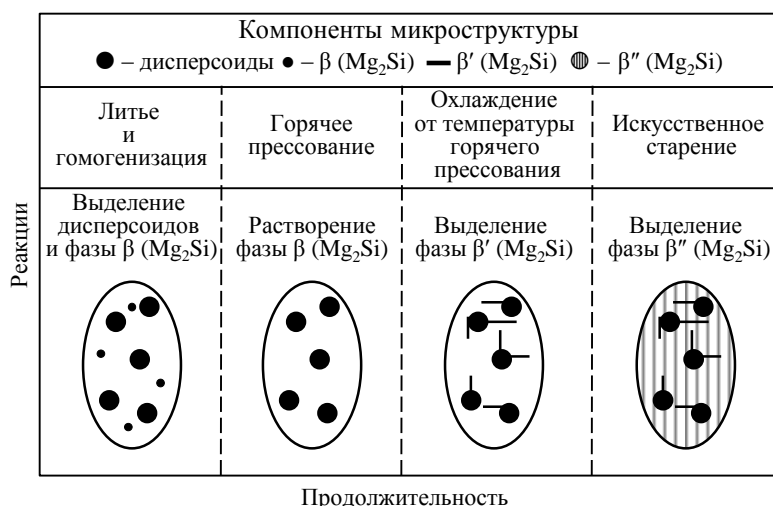


Рис. 11. Схема микроструктуры, иллюстрирующая характер различных выделений β -типа на разных этапах изготовления прессованного полуфабриката из сплава 6082 [12]

На рис. 12, *a* представлена зависимость твердости от $V_{охл}$ сплавов серии 6XXX после искусственного старения, на рис. 12, *б* – зависимость QS от плотности дисперсоидов [14]. Наиболее чувствительным к пониженной $V_{охл}$ является сплав 6082, содержащий наибольшее количество Mn, а наименее чувствительным – сплав 6060, в котором Mn отсутствует. Кривые ДСК при нагреве сплава 6082, представленные на рис. 13 [23], демонстрируют, что закалочное охлаждение на воздухе приводит к сокращению количества упрочняющей β'' -фазы, о чем свидетельствует значительное уменьшение площади пика от теплового эффекта при выделении этой фазы.

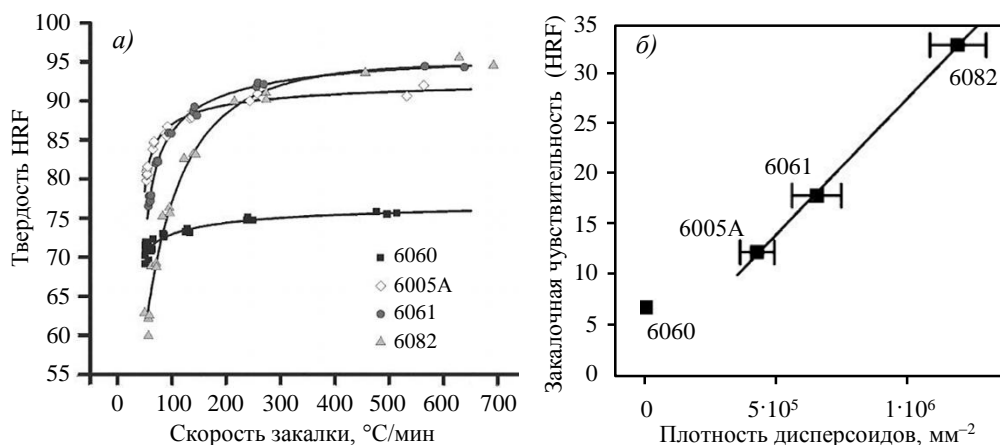


Рис. 12. Зависимость твердости от скорости охлаждения при закалке сплавов серии 6XXX после искусственного старения (*a*) и влияние количества дисперсоидов на закалочную чувствительность слитков из сплавов серии 6XXX после гомогенизации при температуре 570 °C в течение 2 ч (*б*) [14]

Переходные металлы могут оказывать комплексное воздействие на QS сплавов серии 6XXX. Так, на рис. 10 показано влияние различных добавок переходных металлов на $\Delta\sigma_{0,2}$, достигнутую после искусственного старения, для сплавов, закаленных в воде и на воздухе. Сплав с большим содержанием Mn (0,64 %) может иметь меньшую QS, чем сплав с меньшим содержанием Mn (0,32 %), а добавление Zr в сплав, содержащий Mn, может снижать QS по сравнению со сплавом без Zr.

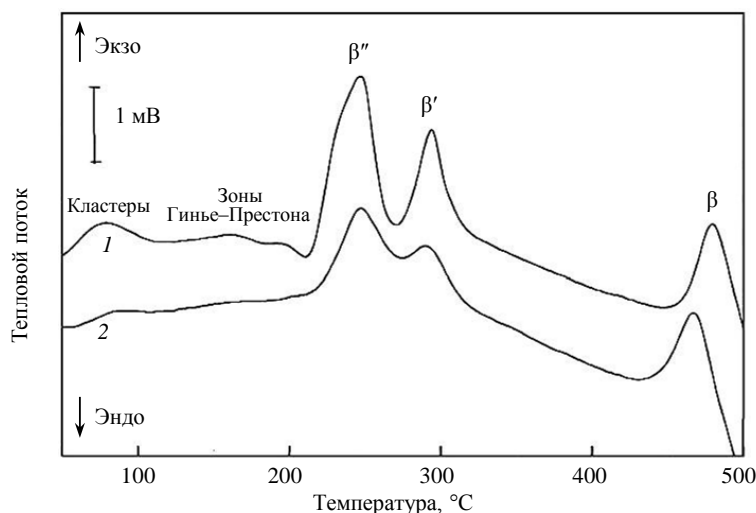


Рис. 13. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии при нагреве сплава 6082 (Al-0,8Mg-1,1Si-0,7Mn), подвергнутого закалочному охлаждению в воде (1) и на воздухе (2) [23]

Кроме того, следует отметить такой фактор, влияющий на QS, как режим ОТР. В работе [33] исследована QS сплава состава Al-0,9Mg-0,8Si (6082) в зависимости от режима ОТР перед закалочным охлаждением. Варьировали температуру (от 540 до 560 °C) и продолжительность ОТР (1 или 20 мин), а также $V_{\text{охл}}$ (от 0,01 до 5 °C/c). С использованием методов ДСК (рис. 14), просвечивающей электронной микроскопии и измерения твердости показано, что недостаточная температура или продолжительность ОТР повышает QS ($V_{\text{кр}}$) вследствие облегчения распада ПТР при закалочном охлаждении на имеющихся нерастворенных при ОТР выделениях равновесной β -фазы (Mg_2Si).

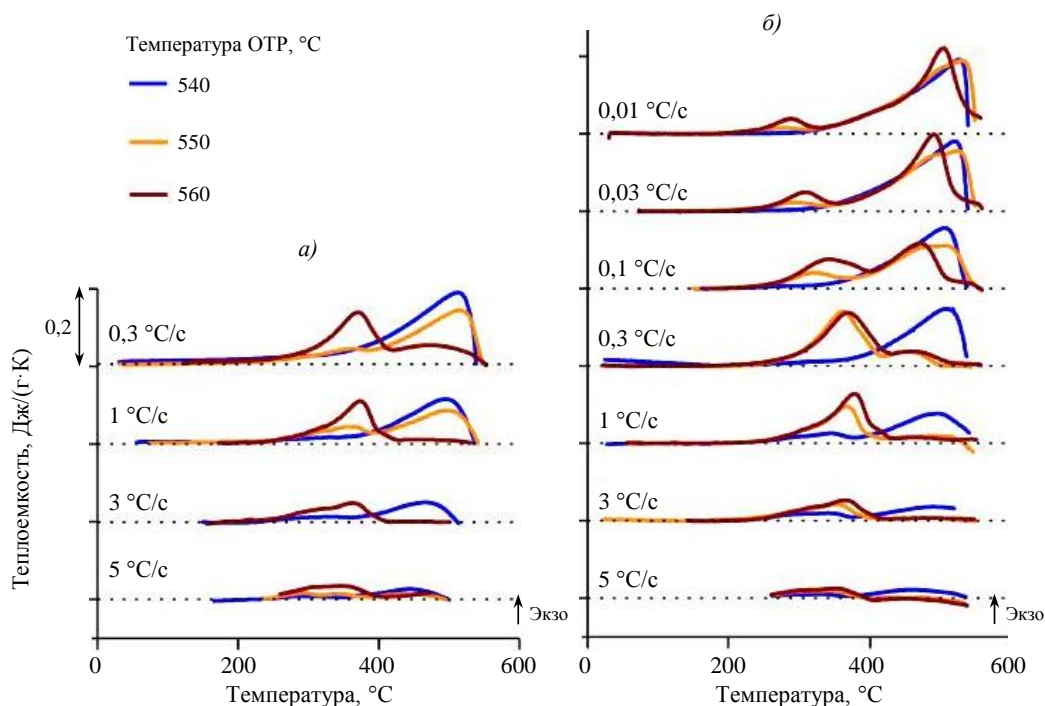


Рис. 14. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии сплава 6082 при разных скоростях закалочного охлаждения (от 0,01 до 5 °C/c) при продолжительности обработки на твердый раствор (ОТР) 1 (а) и 20 мин (б) [33]

Некоторые аспекты влияния скорости закалки на старение и свойства сплавов системы Al–Mg–Si

Фазовые превращения при старении алюминиевых сплавов являются диффузионно-контролируемым процессом, проходящим по вакансионному механизму. Режим закалочного охлаждения значительно влияет на концентрацию неравновесных (избыточных) вакансий в свежезакаленном состоянии и, соответственно, на процесс диффузии и последующее старение. Современные исследователи уделяют большое внимание изучению особенностей выделений на начальных стадиях старения с целью понимания механизма фазового старения на поздних стадиях [1, 2, 6, 26, 32, 41].

В работе [42] представлены результаты исследования сплава состава Al–0,6Mg–0,6Si–0,1Cu (6014). Изучены зависимости концентрации вакансий от $V_{\text{охл}}$ и влияние этой концентрации на кинетику образования кластеров при естественном старении. Проведена спектроскопия аннигиляционного времени жизни позитронов (τ_{1C}), позволяющая оценить взаимодействие позитронов с различными элементами структуры (вакансиями, выделениями, твердым раствором) на основе анализа τ_{1C} . Сделан вывод, что при уменьшении промежуточной температуры прерывистой закалки (сначала закалочное охлаждение на воздухе до определенной температуры, затем в холодной воде) значение τ_{1C} сначала снижается, что вызвано аннигиляцией вакансий (рис. 15, а). Начиная с температуры 200 °С, величина τ_{1C} увеличивается, что обусловлено образованием кластеров. Установлено, что концентрация вакансий после закалочного охлаждения на воздухе на 2–3 порядка меньше, чем после закалки в воде. На основании измерения твердости показано, что $V_{\text{охл}}$ значительно влияет на скорость естественного старения (dH/dt) только на начальной стадии (в течение 100 мин), затем скорость выравнивается вне зависимости от режима предшествующей закалки (рис. 15, б).

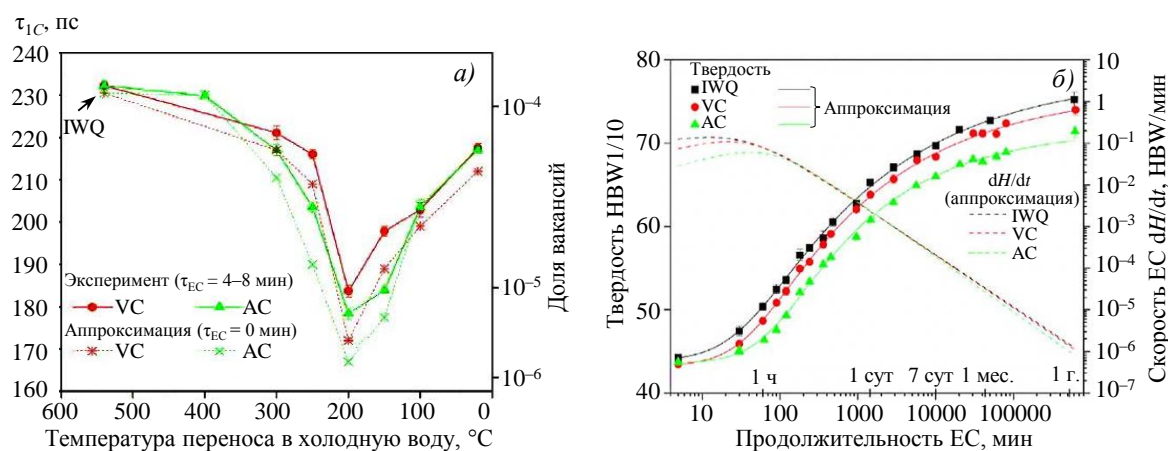


Рис. 15. Влияние температуры прерывистой закалки на аннигиляционное время жизни позитронов (τ_{1C}) (а) и кинетика изменения твердости при естественном старении (ЕС) сплава состава Al–0,6Mg–0,6Si–0,1Cu (6014) в зависимости от режима закалки (IWQ, VC, AC – в холодной воде, на воздухе с вентилятором и на спокойном воздухе при скорости 980, 27 и 5 °С/с соответственно) (б) [42]

Аналогичные исследования проведены в работах [15, 32]. С применением спектроскопии аннигиляционного времени жизни позитронов и просвечивающей электронной микроскопии рассмотрено влияние $V_{\text{охл}}$ и естественного старения на эффект упрочнения при последующем искусственном старении сплава состава Al–0,5Mg–0,5Si (6060). Результаты спектроскопии аннигиляционного времени жизни позитронов подтвердили, что снижение $V_{\text{охл}}$ уменьшает концентрацию вакансий после закалочного охлаждения, что влияет на кинетику естественного старения в течение первых 30 мин

(рис. 16, а). При более длительной продолжительности не наблюдается зависимости кинетики естественного старения от $V_{\text{охл}}$, так как за этот период происходят аннигиляция вакансий и образование кластеров. Кроме того, по экспериментальным данным просвечивающей электронной микроскопии и значениям микротвердости установлено, что характер искусственного старения закаленного сплава зависит как от продолжительности предварительного естественного старения, так и от $V_{\text{охл}}$, что авторы данной статьи связывают с влиянием концентрации вакансий. В частности, искусственно состаренный сплав, закаленный на воздухе, по сравнению со сплавом, закаленным в воде, демонстрирует повышение пика твердости при промежуточном естественном старении в течение 2 мин и его снижение – в течение 24 ч (рис. 16, б). Следует отметить, что для случая промежуточного естественного старения в течение 24 ч характерно повышение пика твердости искусственно состаренного сплава независимо от $V_{\text{охл}}$.

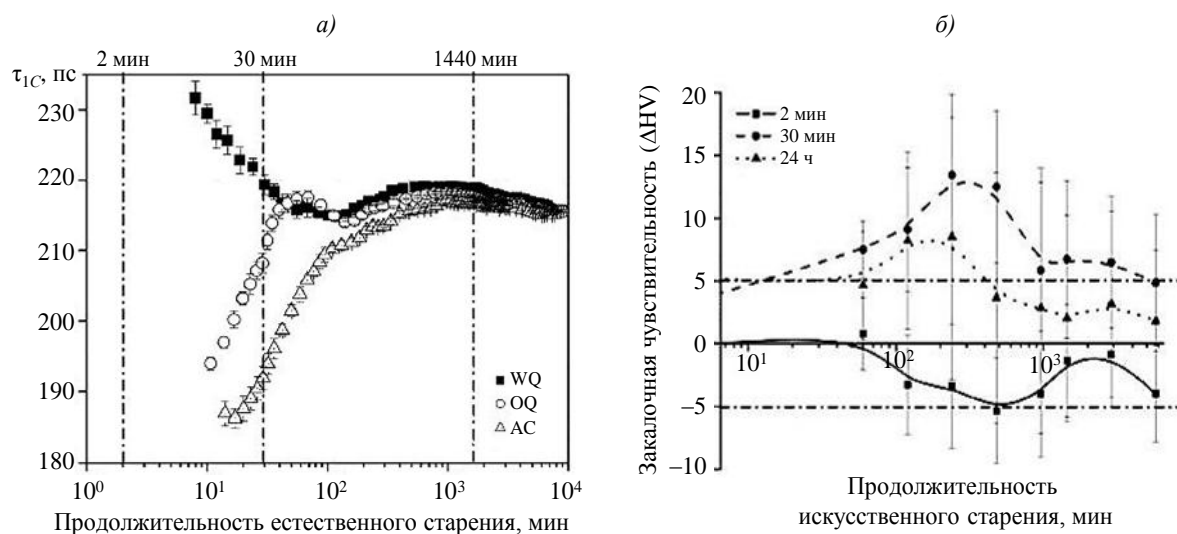


Рис. 16. Влияние скорости охлаждения при закалке на аннигиляционное время жизни позитронов τ_{1C} сплава состава Al–0,5Mg–0,5Si, закаленного в воде (WQ), масле (OQ) и на воздухе (AC) при скорости 250, 20 и 1,7 °C/c соответственно (а) и зависимость закалочной чувствительности сплава при искусственном старении при температуре 190 °C от продолжительности предшествующего естественного старения (2 мин, 30 мин, 24 ч), определенная по изменению микротвердости при закалке в воде и на воздухе (ΔHV) (б) [15, 32]

В работе [31] с помощью измерения микротвердости (HV) и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние $V_{\text{охл}}$ (быстрое (в воде) или медленное охлаждение) и пластической деформации перед искусственным старением при температуре 185 °C на дисперсионное упрочнение прессованного прутка из сплава состава Al–0,5Mg–0,4Si (типа 6060) с разным содержанием Cu (0,001; 0,01 и 0,1 %). Показано (рис. 17), что наибольший пик упрочнения при искусственном старении характерен для сплава с добавлением Cu в количестве 0,1 %, что способствует повышению плотности упрочняющих выделений β'' -фазы и уменьшает ширину зоны, свободной от упрочняющих выделений, у границ зерен. Влияние Cu практически не зависит от $V_{\text{охл}}$ или предварительной пластической деформации. Закалочное охлаждение на воздухе позволяет достичь пика твердости на уровне охлаждения в воде, но приводит к увеличению у границ зерен ширины зоны, свободной от упрочняющих выделений. При этом добавление Cu в количестве 0,1 % или предварительная пластическая деформация позволяют незначительно уменьшить эту ширину.

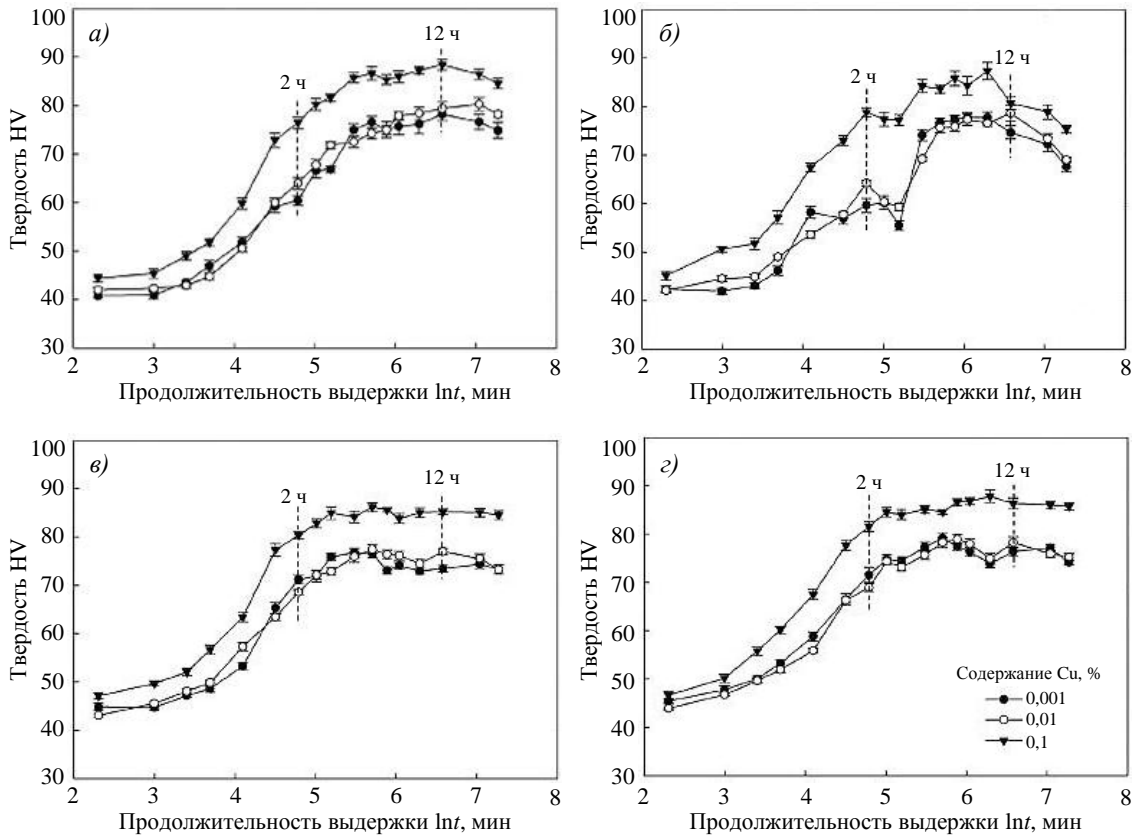


Рис. 17. Кривые изменения твердости сплава состава Al-0,5Mg-0,4Si при искусственном старении в зависимости от содержания Cu, скорости охлаждения при закалке в воде (а, в) и на воздухе (б, г), отсутствия (а, б) и наличия (в, г) предварительной пластической деформации перед искусственным старением [31]

В работе [25] для сплава состава Al-0,5Mg-0,6Si-0,17Cu построены зависимости микротвердости и электропроводности от продолжительности искусственного старения при температуре 185 °С после закалочного охлаждения в разных условиях: в воде или на воздухе (рис. 18). Установлено, что охлаждение на воздухе приводит к снижению пика твердости сплава при искусственном старении по сравнению с охлаждением в воде.

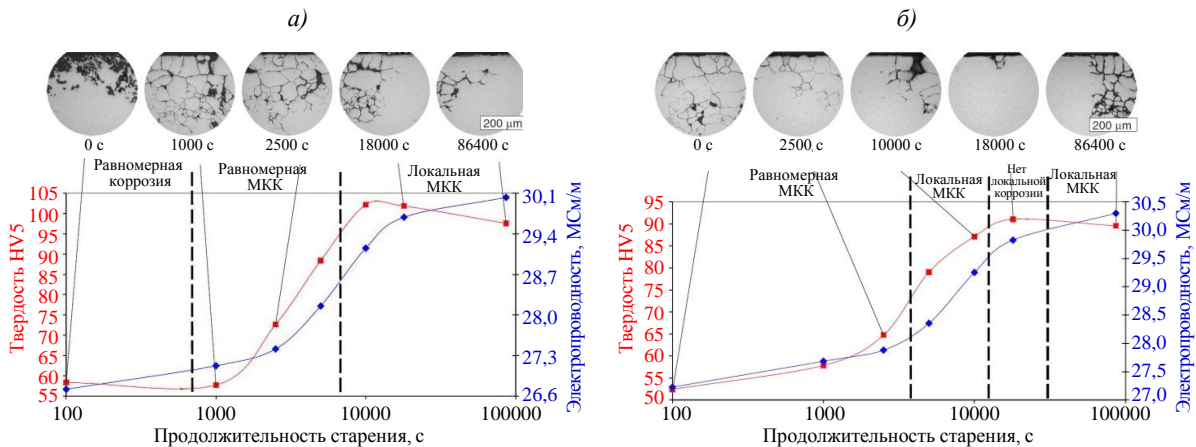


Рис. 18. Влияние продолжительности искусственного старения на микротвердость (HV), электропроводность и склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) сплава состава Al-0,5Mg-0,6Si-0,17Cu при закалочном охлаждении в воде (а) и на воздухе (б) [25]

Помимо этого, в работе [25] исследованы закономерности влияния $V_{\text{охл}}$ на коррозионное поведение сплавов системы Al–Mg–Si, что в настоящее время недостаточно изучено. Это объясняется тем, что данная закономерность может зависеть в свою очередь от других факторов, в частности от химического состава и режима старения. Для сплава состава Al–0,5Mg–0,6Si–0,17Cu построены зависимости глубины МКК от продолжительности искусственного старения при температуре 185 °С после закалочного охлаждения в разных условиях: в воде или на воздухе (рис. 18 и 19). Показано, что данная зависимость имеет экстремальный характер: после закалочного охлаждения на воздухе с увеличением продолжительности искусственного старения глубина МКК сначала уменьшается, затем повышается. После закалочного охлаждения в воде глубина МКК, наоборот, сначала повышается, затем понижается. После закалочного охлаждения на воздухе и естественного старения материал имеет повышенную склонность к МКК, последующее искусственное старение повышает коррозионную стойкость к МКК. Следует отметить, что минимальная глубина МКК сплава, закаленного на воздухе, ниже, чем у сплава, закаленного в воде: 50 и 200 мкм соответственно. Аналогичные результаты получены в работе [38]: прессованный профиль из сплава состава Al–0,7Mg–1,1Si–0,5Mn (6082) после искусственного старения при температуре 185 °С в течение 5 ч имеет более высокую чувствительность к МКК после закалочного охлаждения в воде по сравнению с охлаждением на воздухе.

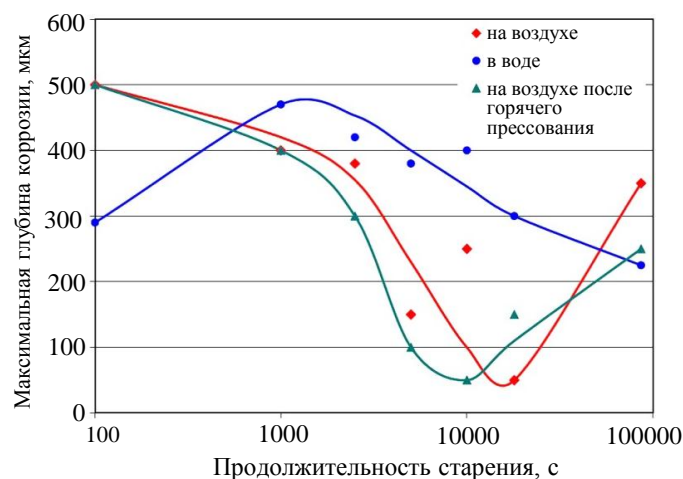


Рис. 19. Влияние продолжительности искусственного старения на максимальную глубину межкристаллитной коррозии сплава состава Al–0,5Mg–0,6Si–0,17Cu в зависимости от условий предшествующей закалки [25]

Одной из задач при создании теплообменных аппаратов является повышение прочности паяной конструкции ($\sigma_{\text{в}} \geq 200$ МПа) [44, 49]. Преимуществом применения сплавов системы Al–Mg–Si для этой цели является возможность совмещения операции пайки и закалки в одном технологическом цикле, что позволяет дополнительно упрочнить материал при последующем старении. Однако от сплава требуется невысокая QS для получения ПТР после замедленного закалочного охлаждения от температуры пайки. В работе [44] показано, что упрочняющая термическая обработка сплава 6A02/3003/4343, включающая закалочное охлаждение на воздухе ($V_{\text{охл}} = 1,3$ °С/с) от температуры пайки 600 °С и последующее искусственное старение при температуре 200 °С в течение 2 ч, позволяет повысить $\sigma_{\text{в}}$ со 180 до ~240 МПа, $\sigma_{0,2}$ – с 80 до ~200 МПа за счет выделения упрочняющих частиц β'' -фазы при старении. Этот пример демонстрирует возможность достижения повышенной прочности в сплавах системы

Al–Mg–Si после замедленного закалочного охлаждения, что может быть полезно для определенных областей применения.

Следует учитывать, что пониженная $V_{\text{охл}}$ сплавов системы Al–Mg–Si влияет на другие характеристики материала (технологическую пластичность, сопротивление усталости, ударную вязкость, трещиностойкость и т. д.) ввиду облегчения трещинообразования по границам зерен, на которых располагаются грубые частицы фаз Si и Mg_2Si , образованных при замедленном закалочном охлаждении [2, 11, 30, 34].

Моделирование фазовых превращений и прогнозирование упрочнения в зависимости от режима закалки деформируемых сплавов системы Al–Mg–Si

Разработка режимов термической обработки изделий из дисперсионно-упрочняемых алюминиевых сплавов является сложной и многофакторной задачей, требующей комплексного подхода. Для общего направления развития техники характерно сокращение затрат при внедрении новых разработок, что возможно осуществить с помощью компьютерного моделирования на основе численных методов с использованием различных систем автоматического проектирования (например, SIMHEAT, ANSYS, QFORM) [20]. Математическое моделирование позволяет теоретически обоснованно, качественно и количественно оценить фазовые превращения при термической обработке алюминиевых сплавов, учитывая комплексное воздействие ряда факторов [12, 26, 39, 43, 46].

В настоящее время моделирование доли выделений при распаде ПТР термически упрочняемых алюминиевых сплавов основано на классической теории кристаллизации и кинетике фазовых превращений [12, 20, 40, 43, 46]. С учетом разработанных моделей в последние десятилетия благодаря развитию вычислительных методов и накопленным термодинамическим данным появилась возможность строить ТВП-диаграммы расчетным методом в различных программах (MatCalc, Thermocalc, JMatPro) [17, 19, 40]. На рис. 20 представлены рассчитанные изотермическая и термокинетическая ТВП-диаграммы при выделении фаз β -типа в сплаве системы Al–Mg–Si (6082) [40]. В работе [43] рассчитано изменение размера и плотности выделений фаз β -типа, образующихся при закалочном охлаждении в сплаве системы Al–Mg–Si (6005) (рис. 21).

Кроме того, авторы работы [50] провели экспериментальные исследования и моделирование термической обработки колесных дисков из термически упрочняемого сплава A356 системы Al–Si–Mg с применением программы SIMHEAT и продемонстрировали принцип прогнозирования прочности (по анализу закалочного фактора), остаточных напряжений и коробления по объему детали с использованием компьютерного моделирования (рис. 22).

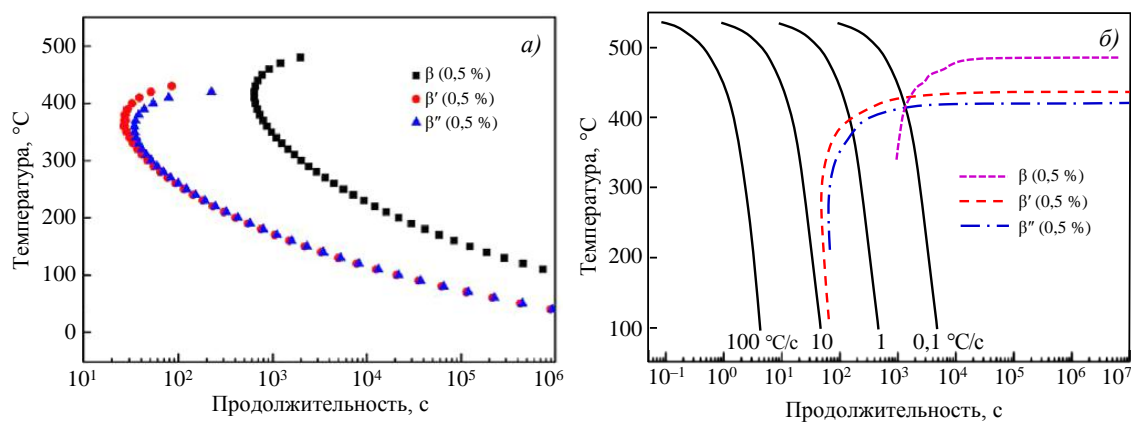


Рис. 20. Изотермическая (а) и термокинетическая (б) ТВП-диаграммы для сплава состава Al–0,7Mg–0,9Si, рассчитанные в программе JMatPro [40]

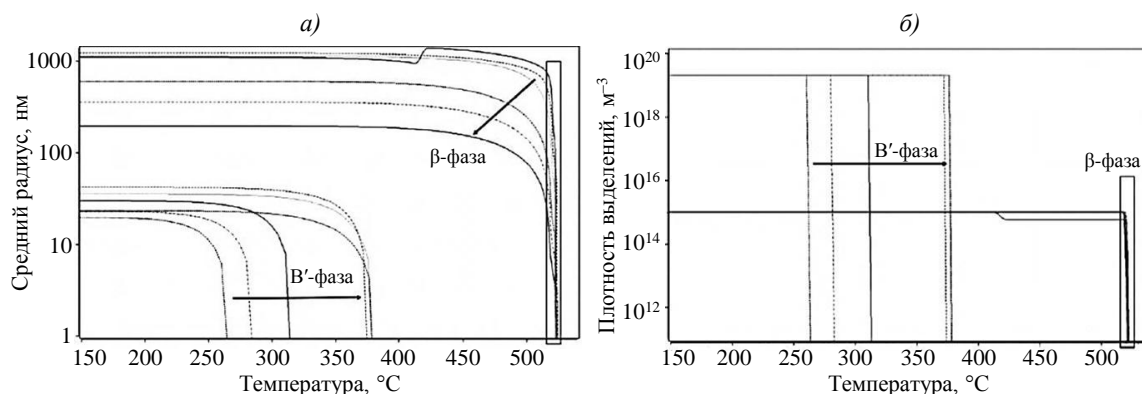


Рис. 21. Изменение размера (а) и плотности выделений (б) фаз β -типа, образующихся при закалочном охлаждении в сплаве 6005, рассчитанное в программе MatCalc (направление стрелок показывает увеличение скорости охлаждения при закалке) [43]

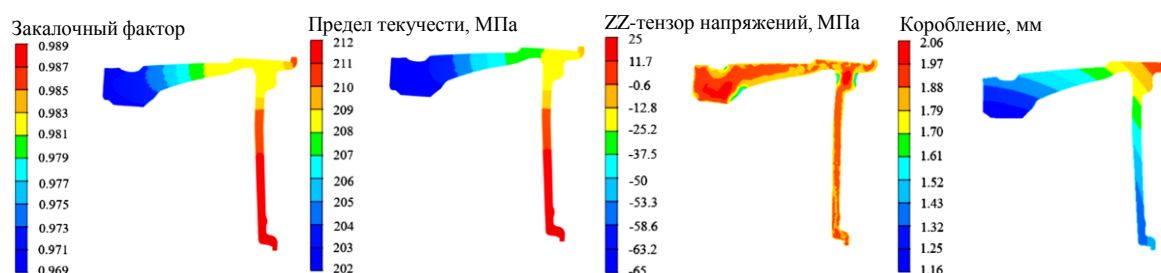


Рис. 22. Распределение величин закалочного фактора, предела текучести, остаточных напряжений и коробления по объему диска из сплава A356 системы Al-Si-Mg [50]

Заключения

В настоящее время QS сплавов серии 6XXX является важным предметом исследований, направленных на повышение качества различных изделий при производстве, в первую очередь в автомобильной промышленности. Основными количественными критериями оценки QS являются величины $V_{кр}$, прокаливаемости и закалочного фактора, для определения которых необходимо иметь достоверные данные об устойчивости ПТР сплава. Рассмотрены основные факторы, влияющие на QS сплавов серии 6XXX, а также изложены некоторые аспекты влияния пониженной $V_{охл}$ ($<V_{кр}$) на старение и свойства сплавов серии 6XXX.

Одним из наиболее применяемых экспериментальных методов исследования фазовых превращений термически упрочняемых алюминиевых сплавов является ДСК, с помощью которой за последнее десятилетие проведены систематические исследования QS различных сплавов серии 6XXX и впервые построены ТВП-диаграммы, а также определены $V_{кр}$. Выявлено, что важной тенденцией при решении проблемы закалки сплавов серии 6XXX является применение математического моделирования с целью количественного анализа выделений при распаде ПТР и прогнозирования свойств изделий. Однако требуется дальнейшее усовершенствование разработанных моделей и накопление базы данных по материалам с целью повышения точности расчетов.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список источников

1. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цукров С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов / под ред. Е.Н. Каблова. М.: НП «АПРАЛ», 2020. 552 с.
2. Остерманн Ф. Технология применения алюминия. М.: НП «АПРАЛ», 2019. 872 с.

3. Нечайкина Т.А., Оглодков М.С., Иванов А.Л., Козлова О.Ю., Яковлев С.И., Шляпников М.А. Особенности закалки широких обшивочных плакированных листов из алюминиевого сплава В95п.ч. на линии непрерывной термической обработки // Труды ВИАМ. 2021. № 11 (105). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-25-33.
4. Нефедова Ю.Н., Шляпникова Т.А., Иванов А.Л., Сидельников В.В. Методы снижения остаточных напряжений при закалке высокопрочных алюминиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2023. № 7 (125). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-23-33.
5. Май Суан З., Гневко А.И., Пучков Ю.А. Исследование влияния криогенной обработки на остаточные напряжения и свойства алюминиевого сплава Д16 // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (25). С. 25–31. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-25-31.
6. Lumley R. Fundamentals of aluminium metallurgy: recent advances. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018. 578 p.
7. Захаров Е.Д., Давыдов В.Г., Егорова Л.С. и др. Исследование устойчивости твердых растворов сплавов системы Al–Mg–Si // Технология легких сплавов. 1967. № 2. С. 12–17.
8. Давыдов В.Г., Захаров В.В., Захаров Е.Д., Новиков И.И. Диаграммы изотермического распада раствора в алюминиевых сплавах: справочник / под ред. И.И. Новикова. М.: Металлургия, 1973. 152 с.
9. Захаров В.В. Устойчивость твердого раствора в алюминиевых сплавах // Цветные металлы. 2007. № 11. С. 100–107.
10. Dons A.L., Lohne O. Quench sensitivity of AlMgSi-alloys containing Mn or Cr // MRS Online Proceedings Library. 1983. Vol. 21. P. 723–728.
11. Staley J.T. Quench factor analysis of aluminum alloys // Materials Science and Technology. 1987. Vol. 3 (11). P. 923–935.
12. Bratland D.H., Grong O., Shercliff H. et al. Modelling of precipitation reactions in industrial processing // Acta Materialia. 1997. Vol. 45. No. 1. P. 1–22.
13. Tiryakioglu M. Quench sensitivity of aluminum alloys // Conference: Quenching and Distortion Control Technology, 1999. P. 1–11. Available at: https://www.researchgate.net/publication/259851071_Quench_Sensitivity_of_Aluminum_Alloys (accessed: April 25, 2024).
14. Strobel K., Easton M., Sweet L. et al. Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys // Materials Transactions. 2011. Vol. 52. No. 5. P. 914–919.
15. Strobel K., Easton M., Lay M. et al. Quench sensitivity in a dispersoid-containing Al–Mg–Si alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. 2019. Vol. 50. P. 1957–1969.
16. Kassner M.E., Geantil P., Li X. A study of the quench sensitivity of 6061-T6 and 6069-T6 aluminum alloys // Journal of Metallurgy. 2011. Vol. 2011. No. 1. P. 747198.
17. Shang B.C., Yin Z.M., Wang G. et al. Investigation of quench sensitivity and transformation kinetics during isothermal treatment in 6082 aluminum alloy // Materials & Design. 2011. Vol. 32. No. 7. P. 3818–3822.
18. Li H.Y., Zeng C., Han M. et al. Time–temperature–property curves for quench sensitivity of 6063 aluminum alloy // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2013. Vol. 23. No. 1. P. 38–45.
19. Li S., Huang Z., Chen W. et al. Quench sensitivity of 6351 aluminum alloy // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2013. Vol. 23. No. 1. P. 46–52.
20. Milkereit B., Starink M.J. Quench sensitivity of Al–Mg–Si alloys: a model for linear cooling and strengthening // Materials & Design. 2015. Vol. 76. P. 117–129.
21. Milkereit B., Starink M., Rometsch P. et al. Review of the Quench Sensitivity of Aluminium Alloys: Analysis of the Kinetics and Nature of Quench-Induced Precipitation // Materials. 2019. Vol. 12. P. 4083. DOI: 10.3390/ma12244083.
22. Vander Voort G.F. Atlas of time-temperature diagrams for nonferrous alloys. Almere: ASM International, 1991. P. 474.
23. Birol Y. The effect of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA6082 profiles // Journal of Materials Processing Technology. 2006. Vol. 173. No. 1. P. 84–91.
24. Steele D., Evans D., Nolan P., Lloyd D.J. Quantification of grain boundary precipitation and the influence of quench rate in 6XXX aluminum alloys // Materials Characterization. 2007. Vol. 58. No. 1. P. 40–45.

25. Svenningsen G., Larsen M., Nordlien J., Nisancioglu K. Effect of thermomechanical history on intergranular corrosion of extruded AlMgSi (Cu) model alloy // *Corrosion science*. 2006. Vol. 48. No. 12. P. 3969–3987.
26. Lang P., Falahati A., Ahmadiet M.R. et al. Modeling the influence of cooling rate on the precipitate evolution in Al–Mg–Si (Cu) alloys // *Materials Science and Technology*. Columbus, 2011. P. 284–291.
27. Milkereit B., Wanderka N., Schick C., Kessler O. Continuous cooling precipitation diagrams of Al–Mg–Si alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 550. P. 87–96.
28. Giersberg L., Milkereit B., Schick C., Kessler O. In Situ Isothermal Calorimetric Measurement of Precipitation Behaviour in Al–Mg–Si Alloys // *Materials Science Forum*. 2014. Vol. 794. P. 939–944.
29. Milkereit B., Giersberg L., Kessler O., Schick C. Isothermal time-temperature precipitation diagram for an aluminum alloy 6005A by in situ DSC experiments // *Materials*. 2014. Vol. 7. P. 2631–2649.
30. Castany P., Diologent F., Rossol A. et al. Influence of quench rate and microstructure on bendability of AA6016 aluminum alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2013. Vol. 559. P. 558–565.
31. Saito T., Marioara C., Royset J. et al. The effects of quench rate and pre-deformation on precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with different Cu amounts // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 609. P. 72–79.
32. Strobel K., Lay M., Easton M. et al. Effects of quench rate and natural ageing on the age hardening behaviour of aluminium alloy AA6060 // *Materials Characterization*. 2016. Vol. 111. P. 43–52.
33. Fröck H., Milkereit B., Wiechmann P. et al. Influence of solution-annealing parameters on the continuous cooling precipitation of aluminum alloy 6082 // *Metals*. 2018. Vol. 8. No. 4. P. 265.
34. Fan Z., Lei X., Wang L. et al. Influence of quenching rate and aging on bendability of AA6016 sheet // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 730. P. 317–327.
35. Milkereit B., Kessler O., Schick C. Recent Advances in Thermal Analysis and Calorimetry of Aluminum Alloys // *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2018. Vol. 6. P. 735–779.
36. Yang Z., Mallow S., Banhart J., Kessler O. Probing precipitation in aluminium alloys during linear cooling via in-situ differential scanning calorimetry and electrical resistivity measurement // *Thermochimica Acta*. 2024. Vol. 739. P. 179815.
37. Kahlenberg R., Schuster R., Garcia-Arango N. et al. Revisiting High-Energy X-Ray Diffraction and Differential Scanning Calorimetry Data of En Aw-6082 with Mean Field Simulations. URL: http://www.papers.ssrn.com/sol3/papers.cfm?abstract_id=4862542 (дата обращения: 25.04.2024).
38. Zhang X., Zhou X., Nilsson J.O. Corrosion behaviour of AA6082 Al–Mg–Si alloy extrusion: The influence of quench cooling rate // *Corrosion Science*. 2019. Vol. 150. P. 100–109.
39. Frodal B.H., Christiansen E., Myhr O.R. et al. The role of quench rate on the plastic flow and fracture of three aluminium alloys with different grain structure and texture // *International Journal of Engineering Science*. 2020. Vol. 150. P. 103257.
40. Liu S., Wang X., Pan Q. et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al–Mg–Si–Mn–Cr alloy during isothermal treatment // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 826. P. 154144.
41. Yuan B., Li G., Guo M., Zhuang L. Fast age-hardening response of Al–Mg–Si–Cu–Zn–Fe–Mn alloy via coupling control of quenching rate and pre-aging // *Journal of materials research and technology*. 2021. Vol. 14. P. 1518–1531.
42. Yang Z., Jiang X., Zhang X. et al. Natural ageing clustering under different quenching conditions in an Al–Mg–Si alloy // *Scripta Materialia*. 2021. Vol. 190. P. 179–182.
43. Miesenberger B., Kozeschnik E., Milkereit B. et al. Computational analysis of heterogeneous nucleation and precipitation in AA6005 Al-alloy during continuous cooling DSC experiments // *Materialia*. 2022. Vol. 25. P. 101538.
44. Xia C., Deng S., Ni C. et al. Study on laminar structure and process on high strength brazed aluminum alloy for heat exchangers // *Vacuum*. 2023. Vol. 215. P. 112303.
45. Ma Y., Liu C., Miao K. et al. Effects of cooling rate and cryogenic temperature on the mechanical properties and deformation characteristics of an Al–Mg–Si–Fe–Cr alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 947. P. 169559.

46. Yang M., Ruan Z., Lin H. et al. Quantified effect of quench rate on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. Vol. 24. P. 6753–6761.
47. Eskin D.G., Massardier V., Merle P. A study of high-temperature precipitation in Al–Mg–Si alloys with an excess of silicon // *Journal of materials science*. 1999. Vol. 34. P. 811–820.
48. Сбитнева С.В., Лукина Е.А., Зайцев Д.В. Исследование механизмов упрочнения в сплаве системы Al–Mg–Si–Cu в процессе низкотемпературной термомеханической обработки // *Труды ВИАМ*. 2021. № 12 (106). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
49. Каблов Е.Н., Дынин Н.В., Бенариев И. и др. Перспективные алюминиевые сплавы для паяных конструкций авиационной техники // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2021. № 4. С. 179–192.
50. Kutsal U., Arslan Y., Ozaydin O. et al. Heat Treatment Simulation of Aluminum Alloy Wheels and Investigation of Process Steps // *International Journal of Metalcasting*. 2024. Vol. 18. No. 2. P. 1556–1572.

References

1. Kolobnev N.I., Ber L.B., Tsukrov S.L. *Heat treatment of deformable aluminum alloys*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: APRAL, 2020, 552 p.
2. Ostermann F. *Technology of aluminum application*. Moscow: NP «APRAL», 2019, 872 p.
3. Nechaykina T.A., Oglodkov M.S., Ivanov A.L., Kozlova O.Yu., Yakovlev S.I., Shlyapnikov M.A. Features of hardening of wide cladding sheets from V95p.ch. aluminum alloy on a continuous heat treatment line. *Trudy VIAM*, 2021, no. 11 (105), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 25, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-25-33.
4. Nefedova Yu.N., Shlyapnikova T.A., Ivanov A.L., Sedelnikov V.V. Methods for reducing residual stresses during hardening of high-strength aluminum alloys. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 25, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-23-33.
5. Mai Xuan D., Gnevko A.I., Puchkov Yu.A. Study of cryogenic treatment influence on residual stresses and properties of D16 aluminium alloy. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 25–31. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-25-31.
6. Lumley R. *Fundamentals of aluminium metallurgy: recent advances*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018, 578 p.
7. Zakharov E.D., Davydov V.G., Egorova L.S. et al. Study of the stability of solid solutions of alloys of the Al–Mg–Si system. *Tekhnologiya legkikh spлавov*, 1967, no. 2. pp. 12–17.
8. Davydov V.G., Zakharov V.V., Zakharov E.D., Novikov I.I. *Diagrams of isothermal decomposition of a solution in aluminum alloys*: reference book. Ed. I.I. Novikov. Moscow: Metallurgiya, 1973, 152 p.
9. Zakharov V.V. Stability of a solid solution in aluminum alloys. *Tsvetnye metally*, 2007, no. 11, pp. 100–107.
10. Dons A.L., Lohne O. Quench sensitivity of AlMgSi-alloys containing Mn or Cr. *MRS Online Proceedings Library*, 1983, vol. 21, pp. 723–728.
11. Staley J.T. Quench factor analysis of aluminum alloys. *Materials Science and Technology*, 1987, vol. 3 (11), pp. 923–935.
12. Bratland D.H., Grong O., Shercliff H. et al. Modelling of precipitation reactions in industrial processing. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, no. 1, pp. 1–22.
13. Tiryakioglu M. Quench sensitivity of aluminum alloys. *Conference: Quenching and Distortion Control Technology*, 1999, pp. 1–11. Available at: https://www.researchgate.net/publication/259851071_Quench_Sensitivity_of_Aluminum_Alloys (accessed: April 25, 2024).
14. Strobel K., Easton M., Sweet L. et al. Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys. *Materials Transactions*, 2011, vol. 52, no. 5, pp. 914–919.
15. Strobel K., Easton M., Lay M. et al. Quench sensitivity in a dispersoid-containing Al–Mg–Si alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, vol. 50, pp. 1957–1969.
16. Kassner M.E., Geantil P., Li X. A study of the quench sensitivity of 6061-T6 and 6069-T6 aluminum alloys. *Journal of Metallurgy*, 2011, vol. 2011, no. 1, p. 747198.

17. Shang B.C., Yin Z.M., Wang G. et al. Investigation of quench sensitivity and transformation kinetics during isothermal treatment in 6082 aluminum alloy. *Materials & Design*, 2011, vol. 32, no. 7, pp. 3818–3822.
18. Li H.Y., Zeng C., Han M. et al. Time–temperature–property curves for quench sensitivity of 6063 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, vol. 23, no. 1, pp. 38–45.
19. Li S., Huang Z., Chen W. et al. Quench sensitivity of 6351 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, vol. 23, no. 1, pp. 46–52.
20. Milkereit B., Starink M.J. Quench sensitivity of Al–Mg–Si alloys: a model for linear cooling and strengthening. *Materials & Design*, 2015, vol. 76, pp. 117–129.
21. Milkereit B., Starink M., Rometsch P. et al. Review of the Quench Sensitivity of Aluminium Alloys: Analysis of the Kinetics and Nature of Quench-Induced Precipitation. *Materials*, 2019, vol. 12, p. 4083. DOI: 10.3390/ma12244083.
22. Vander Voort G.F. *Atlas of time-temperature diagrams for nonferrous alloys*. Almere: ASM International, 1991, p. 474.
23. Birol Y. The effect of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA6082 profiles. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, vol. 173, no. 1, pp. 84–91.
24. Steele D., Evans D., Nolan P., Lloyd D.J. Quantification of grain boundary precipitation and the influence of quench rate in 6XXX aluminum alloys. *Materials Characterization*, 2007, vol. 58, no. 1, pp. 40–45.
25. Svenningsen G., Larsen M., Nordlien J., Nisancioglu K. Effect of thermomechanical history on intergranular corrosion of extruded AlMgSi (Cu) model alloy. *Corrosion science*, 2006, vol. 48, no. 12, pp. 3969–3987.
26. Lang P., Falahati A., Ahmadiet M.R. et al. Modeling the influence of cooling rate on the precipitate evolution in Al–Mg–Si (Cu) alloys. *Materials Science and Technology*. Columbus, 2011, pp. 284–291.
27. Milkereit B., Wanderka N., Schick C., Kessler O. Continuous cooling precipitation diagrams of Al–Mg–Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 550, pp. 87–96.
28. Giersberg L., Milkereit B., Schick C., Kessler O. In Situ Isothermal Calorimetric Measurement of Precipitation Behaviour in Al–Mg–Si Alloys. *Materials Science Forum*, 2014, vol. 794, pp. 939–944.
29. Milkereit B., Giersberg L., Kessler O., Schick C. Isothermal time-temperature precipitation diagram for an aluminum alloy 6005A by in situ DSC experiments. *Materials*, 2014, vol. 7, pp. 2631–2649.
30. Castany P., Diologent F., Rossol A. et al. Influence of quench rate and microstructure on bendability of AA6016 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 559, pp. 558–565.
31. Saito T., Marioara C., Royset J. et al. The effects of quench rate and pre-deformation on precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with different Cu amounts. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 609, pp. 72–79.
32. Strobel K., Lay M., Easton M. et al. Effects of quench rate and natural ageing on the age hardening behaviour of aluminium alloy AA6060. *Materials Characterization*, 2016, vol. 111, pp. 43–52.
33. Fröck H., Milkereit B., Wiechmann P. et al. Influence of solution-annealing parameters on the continuous cooling precipitation of aluminum alloy 6082. *Metals*, 2018, vol. 8, no. 4, pp. 265.
34. Fan Z., Lei X., Wang L. et al. Influence of quenching rate and aging on bendability of AA6016 sheet. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 730, pp. 317–327.
35. Milkereit B., Kessler O., Schick C. Recent Advances in Thermal Analysis and Calorimetry of Aluminum Alloys. *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2018, vol. 6, pp. 735–779.
36. Yang Z., Mallow S., Banhart J., Kessler O. Probing precipitation in aluminium alloys during linear cooling via in-situ differential scanning calorimetry and electrical resistivity measurement. *Thermochimica Acta*, 2024, vol. 739, p. 179815.
37. Kahlenberg R., Schuster R., Garcia-Arango N. et al. *Revisiting High-Energy X-Ray Diffraction and Differential Scanning Calorimetry Data of En Aw-6082 with Mean Field Simulations*. Available at: http://www.papers.ssrn.com/sol3/papers.cfm?abstract_id=4862542 (accessed: April 25, 2024).

38. Zhang X., Zhou X., Nilsson J.O. Corrosion behaviour of AA6082 Al–Mg–Si alloy extrusion: The influence of quench cooling rate. *Corrosion Science*, 2019, vol. 150, pp. 100–109.
39. Frodal B.H., Christiansen E., Myhr O.R. et al. The role of quench rate on the plastic flow and fracture of three aluminium alloys with different grain structure and texture. *International Journal of Engineering Science*, 2020, vol. 150, p. 103257.
40. Liu S., Wang X., Pan Q. et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al–Mg–Si–Mn–Cr alloy during isothermal treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 826, p. 154144.
41. Yuan B., Li G., Guo M., Zhuang L. Fast age-hardening response of Al–Mg–Si–Cu–Zn–Fe–Mn alloy via coupling control of quenching rate and pre-aging. *Journal of materials research and technology*, 2021, vol. 14, pp. 1518–1531.
42. Yang Z., Jiang X., Zhang X. et al. Natural ageing clustering under different quenching conditions in an Al–Mg–Si alloy. *Scripta Materialia*, 2021, vol. 190, pp. 179–182.
43. Miesenberger B., Kozeschnik E., Milkereit B. et al. Computational analysis of heterogeneous nucleation and precipitation in AA6005 Al-alloy during continuous cooling DSC experiments. *Materialia*, 2022, vol. 25, p. 101538.
44. Xia C., Deng S., Ni C. et al. Study on laminar structure and process on high strength brazed aluminum alloy for heat exchangers. *Vacuum*, 2023, vol. 215, p. 112303.
45. Ma Y., Liu C., Miao K. et al. Effects of cooling rate and cryogenic temperature on the mechanical properties and deformation characteristics of an Al–Mg–Si–Fe–Cr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 947, p. 169559.
46. Yang M., Ruan Z., Lin H. et al. Quantified effect of quench rate on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 6753–6761.
47. Eskin D.G., Massardier V., Merle P. A study of high-temperature precipitation in Al–Mg–Si alloys with an excess of silicon. *Journal of materials science*, 1999, vol. 34, pp. 811–820.
48. Sbitneva S.V., Lukina E.A., Zaytsev D.V. Investigation of the features of the decomposition of a solid solution during aging of alloys of the Al–Mg–Si–Cu system. *Trudy VIAM*, 2021, no. 12 (106), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 18, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
49. Kablov E.N., Dynin N.V., Benarieb I. et al. Promising aluminum alloys for brazed structures of aircraft equipment. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii*, 2021, no. 4, pp. 179–192.
50. Kutsal U., Arslan Y., Ozaydin O. et al. Heat Treatment Simulation of Aluminum Alloy Wheels and Investigation of Process Steps. *International Journal of Metalcasting*, 2024, vol. 18, no. 2, pp. 1556–1572.

Информация об авторах

Бенариеб Ильяс, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Пучков Юрий Александрович, доцент, к.т.н., МГТУ им. Н.Э. Баумана, bauman@bmstu.ru

Сбитнева Светлана Викторовна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Шорстов Сергей Юрьевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Шумейко Регина Маратовна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ilyas Benarieb, Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Yuri A. Puchkov, Associate Professor, Candidate of Sciences (Tech.), Bauman Moscow State Technical University, bauman@bmstu.ru

Svetlana V. Sbitneva, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey Yu. Shorstov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Regina M. Shumeyko, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.09.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.09.2024.
The article was submitted 17.09.2024; approved and accepted for publication after reviewing 20.09.2024.