

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ ПРИ СТАРЕНИИ НА ШТАМПУЕМОСТЬ ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВА Д16

© 2017 г. **Ф.В. Гречников, Е.А. Носова**

Самарский национальный исследовательский университет
им. акад. С.П. Королева (Самарский университет)

Статья поступила в редакцию 07.04.17 г., доработана 24.06.17 г., подписана в печать 27.06.17 г.

Актуальность работы связана с повышением требований к точности штамповок из термически упрочняемых алюминиевых сплавов, применяемых также для изготовления слоистых композитов. Эти требования могут быть обеспечены за счет управления структурой листовых заготовок, в частности фазовым составом. В представленной работе приведены результаты экспериментального исследования влияния режимов старения на состав, характер распределения дисперсных фаз и штампуемость листовых заготовок из сплава Д16. Термическая обработка заключалась в проведении закалки с температуры 500 °С в воду комнатной температуры и последующем старении: естественное старение в течение 7 сут, искусственное старение при $t = 50, 100, 150$ и 200 °С с выдержкой при каждой температуре 15, 30, 60, 120 и 240 мин. Предложен способ количественной оценки характера распределения дисперсных фаз по изображению микроструктуры. Штампуемость оценивалась с помощью числа текучести, т.е. отношения предела текучести к пределу прочности. Установлено, что с повышением температуры и времени выдержки при старении число текучести увеличивается, что указывает на снижение пригодности сплава к операциям листовой штамповки. Старение при $t = 50$ °С не привело к появлению дисперсных фаз – как при изучении структуры в оптическом микроскопе, так и с помощью электронной микроскопии. Неоднородность распределения дисперсных фаз внутри зерна возрастает на ранних этапах старения при длительности выдержки до 1 ч для температур 100, 150 и 200 °С и снижается при последующем увеличении времени выдержки до 4 ч. Корреляции между однородностью распределения фаз и числом текучести не выявлено. В большей степени на показатели штампуемости оказывает влияние химический состав фаз, который меняется в зависимости от режима обработки: после отжига и естественного старения выделяются преимущественно фазы θ и S, при температуре старения до 150 °С при выдержках до 1 ч – фазы T, θ и S, а при длительных выдержках и $t > 150$ °С – фаза θ .

Ключевые слова: дюралюминий, структура, число текучести, старение, дисперсные включения, фазовый состав.

Гречников Ф.В. – докт. техн. наук, акад. РАН, проф., зав. кафедрой обработки металлов давлением Самарского университета (443086, г. Самара, Московское ш., 34). E-mail: gretch@ssau.ru.

Носова Е.А. – канд. техн. наук, доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения Самарского университета. E-mail: eanosova@mail.ru.

Для цитирования: Гречников Ф.В., Носова Е.А. Влияние состава и распределения дисперсных фаз при старении на штампуемость листов из сплава Д16 // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2017. No. 5. С. 60–68.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-5-60-68.

Grechnikov F.V., Nosova E.A.

Effect of dispersed phase composition and distribution after aging on formability of D16 aluminium alloy sheets

The relevance of this paper is connected with rising accuracy requirements to stamped parts made of aged aluminium alloys applied also for layered composite making. These requirements can be met by controlling the sheet blank structure, and particularly its phase composition. The paper provides experimental results obtained when studying the effect of aging modes on the composition, dispersed phase distribution pattern and formability of sheet samples made of D16 (AA2024) aluminium alloy. Heat treatment consisted in quenching from a temperature of 500 °С into room temperature water and further aging: natural aging during 7 days, artificial aging at temperatures of 50, 100, 150 and 200 °С and holding at each temperature during 15, 30, 60, 120 and 240 minutes. The quantitative method is proposed to evaluate the dispersed phase distribution pattern by microstructure pictures. Formability was evaluated using the stamping number, i.e. a proof/ultimate factor. It was found that the stamping number rises as the aging temperature and holding time are increased, which shows the lower alloy applicability for sheet stamping operations. No dispersed phase was formed when aged at $t = 50$ °С in both optical metallography and scan electron microscopy cases. The non-uniformity of dispersed phase distribution inside a grain rises at initial aging stages with a holding time less than 1 hour at 100, 150 and 200 °С and decreases with a further increase in the holding time up to 4 hours. No correlation was observed between the uniformity of phase distribution and the stamping number. The chemical composition of phases has a greater effect on the formability and changes depending on a heat treatment mode: annealing and natural aging primarily lead to the θ and S phase precipitation; aging at temperatures below 150 °С with a

holding time less than 1 hour lead to the θ , S and T phase precipitation; θ phase appears after aging at temperatures over 150 °C with long holding times.

Keywords: aluminium alloy, structure, stamping number, aging, dispersed inclusions, phase composition.

Grechnikov F.V. – Dr. Sci. (Tech.), academician of the RAS, head of Department of metal forming, Samara University (443086, Russia, Samara, Moskovskoe shosse, 34). E-mail: gretch@ssau.ru.

Nosova E.A. – Cand. Sci. (Tech.), associate prof., Department of metal technology and aviation material science, Samara University. E-mail: eanosova@mail.ru.

Citation: Grechnikov F.V., Nosova E.A. Vliyanie sostava i raspredeleniya dispersnykh faz pri starenii na shtampuemost' listov iz splava D16. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2017. No. 5. P. 60–68. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-5-60-68.

Введение

Несмотря на разработки новых алюминиевых сплавов в России и за рубежом, внедрение их в конструкции летательных аппаратов сдерживается из-за консервативности отрасли и сочетания высоких свойств традиционных сплавов. Одним из примеров является наиболее популярный в машиностроении сплав Д16 (зарубежный аналог AA2024), который применяется для изготовления основных силовых элементов планера, особенно в самолетах с длительным ресурсом и в местах, не доступных или трудно доступных осмотру.

В последние годы появились разработки, связанные с созданием и обработкой металл-полимерных слоистых композитов, в основе которых применяется сплав Д16 [1, 2]. Они направлены на получение особых свойств в конечных изделиях благодаря выбору марок и толщины исходных материалов, схемы их сборки и последующей обработки. Так, для изготовления конечных деталей и узлов используются технологии, которые совмещают операции листовой штамповки, что позволяет существенно увеличить предельные возможности формоизменения материалов [3–5]. Но вместе с тем в ряде работ установлено, что способность листовых композитных материалов к операциям листовой штамповки напрямую зависит от технологических свойств металлической матрицы.

Повышение технологичности деформируемых алюминиевых сплавов основано на изучении технологий получения листовых заготовок, влияния режимов прокатки, термической обработки на особенности структуры полуфабрикатов. Например, в работах [6, 7] представлены результаты исследования влияния старения на механические свойства и структуру сплавов W319 и AA2024, которые показывают зависимость характера выделения дисперсных фаз в процессе естественного старения от режимов холодной обработки и закалки.

В работе [8] приводятся результаты, свидетельствующие о влиянии сочетания легирующих элементов Mg и Si, а также добавок меди на предельные характеристики формоизменения сплавов системы Al–Mg–Si. При этом, однако, дисперсную структуру оценивали визуально, без применения количественных доказательств.

В работе [9] определяли, как влияют интенсивная пластическая деформация и режимы старения на прочность и пластичность сплава 2024, аналога Д16. С другой стороны, авторами [10, 11] показано, что структура сплавов может быть описана с помощью энтропийного подхода. Так, результаты исследования [10] свидетельствуют, что с повышением упорядоченности структуры в сплавах повышается прочность, снижается пластичность, что отрицательно сказывается на способности материалов к пластическому формоизменению. Это наталкивает на мысль о влиянии размера зерна и его неоднородности, характера распределения дисперсных фаз, вида компонент текстуры на штампуемость листовых заготовок из одного материала, но после различных обработок (отжиг, деформация, закалка, старение).

Исследованиями [12] установлено, что растворение фазы S (Al₂CuMg) при последующем старении сплава Д16 дает наибольшее упрочнение по сравнению с влиянием фазы θ (Al₂Cu) этой системы.

Для оценки штампуемости листовых полуфабрикатов используют различные методы и показатели: технологические пробы по Эриксену, предельный коэффициент вытяжки, угол упругой отдачи, минимальный радиус гибки, число штампуемости и пр. Как правило, эти показатели носят разрозненный характер. Например, высокие значения коэффициента штампуемости, минимального радиуса гибки, угла пружинения свидетельствуют о низкой склонности материалов к операциям ли-

стовой штамповки. И наоборот, большие величины предельного коэффициента вытяжки, высоты лунки при испытаниях по Эриксену говорят о хороших показателях штампуемости.

Цель данной работы состояла в исследовании влияния режимов старения листового сплава Д16 на состав и характер распределения дисперсных фаз для повышения технологических свойств в операциях листовой штамповки на примере числа текучести.

Используемые материалы и методика исследования

В качестве исходных материалов применяли листовые заготовки из сплава Д16 толщиной 1,8 мм без плакировки, которые разрезали вдоль направления прокатки на образцы для проведения испытаний на одноосное растяжение, и технологические пробы. Химический состав исследуемых заготовок, полученный с помощью энергодисперсионной приставки электронного микроскопа «Tescan Vega» (Чехия), приведен в табл. 1.

Термическая обработка заключалась в проведении отжига при температуре 500 °С с выдержкой в течение 1 ч и охлаждением в печи всех образцов. После отжига оставлены контрольные образцы, которые дальнейшей термообработке не подвергались. Для остальных образцов выполнялась закалка путем нагрева до температуры 500±5 °С и последующего охлаждения в воде комнатной температуры. Далее образцы были разделены на партии, для которых проводилось естественное старение в течение 7 сут и искусственное старение при $t_{\text{стар}} = 50, 100, 150$ и 200 °С с выдержкой при каждой температуре 15, 30, 60, 120 и 240 мин. Охлаждение после старения происходило на воздухе.

Для оценки механических свойств осуществлялись испытания на одноосное растяжение согласно ГОСТ 11701 «Металлы. Методы испытаний на растяжение тонких листов и лент». На основании

полученных данных о пределе прочности (σ_B) и условном пределе текучести ($\sigma_{0,2}$) определяли число текучести ($\sigma_{0,2}/\sigma_B$).

Для исследования микроструктуры были подготовлены микрошлифы с плоской поверхности листа. Травление проводили в растворе состава: H₂O — 95 %, HF — 2 %, HNO₃ — 3 %. Время травления составляло 5 с при температуре 20 °С.

Характер распределения дисперсных фаз оценивали следующим путем. Отбор и фотографирование микроструктуры выполняли таким образом, чтобы в поле зрения попадало только одно зерно целиком. Такое наблюдение при выбранных режимах обработки обеспечивало увеличение 650× оптического микроскопа «Axiovert» (Германия). Далее на полученной микроструктуре проводили 3 горизонтальных и 3 вертикальных линии от одной границы зерна до другой. Отмечались дисперсные включения в виде точек, находящиеся на ближайшем расстоянии к проведенным линиям. Эти точки соединялись прямыми отрезками. В результате построения получалось 6 ломаных кривых. На рис. 1 показан пример микроструктуры сплава после закалки и старения и выделен один из отрезков ломаной линии, позволяющей оценить равномерность распределения фаз.

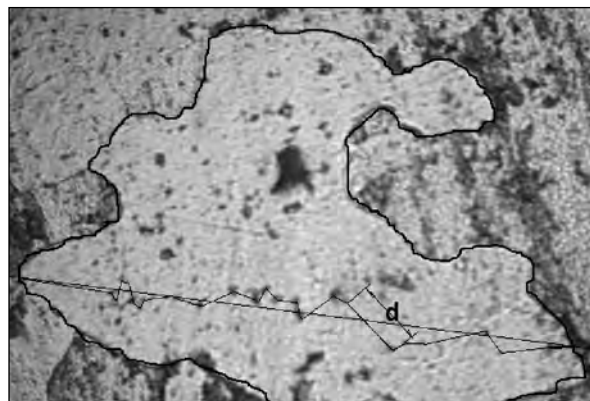


Рис. 1. Микроструктура сплава Д16 после старения ($t_{\text{стар}} = 150$ °С, $\tau = 2$ ч) и пример нахождения расстояний между фазами
Увеличение — 650×

Таблица 1

Химический состав, мас.%, исследуемых листовых заготовок

Тип маркировки	Al	Cu	Mg	Zn	Fe	Si	Mn	Cr	Ti
ГОСТ 4784	Осн.	3,8–4,9	1,2–1,8	до 0,25	до 0,5	до 0,5	0,3–0,9	до 0,1	до 0,15
ASTM	Осн.	3,8–4,9	1,2–1,8	до 0,25	до 0,5	до 0,5	0,3–0,9	до 0,1	до 0,15
Исследуемый образец	Осн.	4,2	1,5	0,015	0,3	0,3	0,6	0,07	0,08

Как видно из рис. 1, расстояния между дисперсными включениями отличаются большой степенью неоднородности. У каждой кривой измерялось расстояние между точками (d), которое делилось пополам. Полученные отрезки характеризовали радиус зоны, свободной от включений. По полученному массиву данных строили графики вероятности распределения частиц, представленные на рис. 2.

Видно (см. рис. 2), что чем равномернее распределение частиц внутри зерна, например после отжига, тем более вытянутым вдоль вертикальной асимптоты выглядит график вероятности (рис. 2, а). И наоборот, чем неоднороднее распределение частиц, например на ранних стадиях старения, тем график вероятности распределения частиц более пологий и располагается ближе к горизонтальной линии (рис. 2, б).

Количественно неоднородность структуры оценивали по формуле

$$H = b/(\rho B),$$

где b — ширина графика вероятности на половине высоты; ρ — значение половины расстояния между частицами, соответствующее наибольшей вероятности; B — значение наибольшей вероятности повторения расстояния между частицами. Сравнение рис. 2, а и 2, б показывает, что в последнем случае (для более широкого графика) значение неоднородности будет больше. То есть чем меньше H , тем равномернее распределены частицы внутри зерна.

Оценку фазового состава сплава проводили с помощью растрового электронного микроскопа «Tescan Vega» при увеличении $5000\times$.

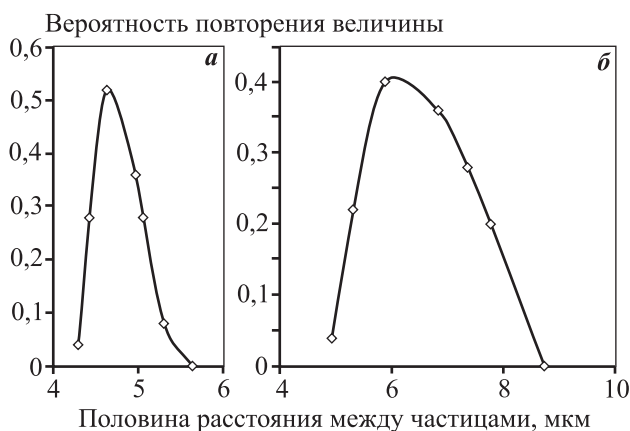


Рис. 2. Графики равномерности распределения частиц после отжига (а) и старения при $t_{\text{стар}} = 200^\circ\text{C}$, $\tau = 15$ мин (б)

Результаты исследования

На рис. 3 представлены зависимости числа текучести листовых заготовок, а также изменения неоднородности распределения дисперсных фаз от режимов обработки (температуры и продолжительности старения). Видно, что с увеличением времени старения число текучести ($\sigma_{0,2}/\sigma_B$) возрастает для всех температур, что говорит об ухудшении штампуемости. После отжига число текучести в сплаве Д16 составило 0,7. Для образцов, подвергнутых закалке и старению, значения этого показателя ниже ($\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,022 \div 0,11$), чем после отжига, что свидетельствует о хорошей пригодности сплава Д16 к операциям листовой штамповки в закаленном и состаренном состоянии.

Следует отметить нестабильность изменения числа текучести на ранних этапах старения при выдержках до 1 ч при температурах 50 и 100°C . Например, для $t_{\text{стар}} = 50^\circ\text{C}$ в течение первых 30 мин наблюдается рост числа текучести, затем увеличение выдержки приводит к его снижению, а более

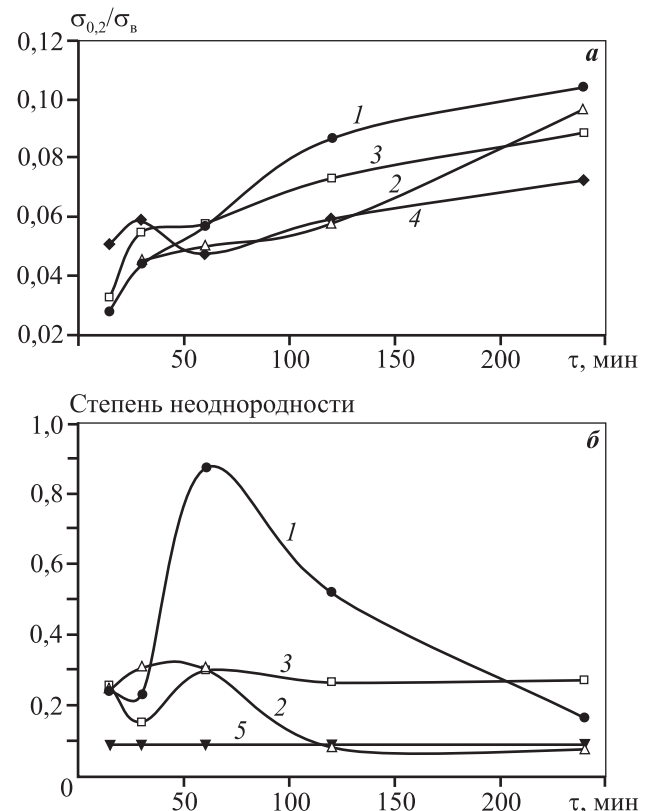


Рис. 3. Число текучести образцов (а) и изменение неоднородности распределения дисперсных фаз в их микроструктуре (б) в зависимости от температуры и продолжительности старения $t_{\text{стар}}$, $^\circ\text{C}$: 200 (1), 150 (2), 100 (3), 50 (4), после отжига (5)

Таблица 2

Химический состав, мас.%, матричного раствора образцов

Режим обработки	Al	Mg	Mn	Fe	Cu	Zn
Отжиг (500 °С, 1ч)	95,06	1,11	0,28	—	3,26	0,29
Закалка (500 °С, 30 мин) + естественное старение	93,73	0,9	0,5	—	4,19	—
Закалка (500 °С, 30 мин) + искусственное старение (100 °С, 15 мин)	87,78	1,26	0,85	1,26	3,99	0,27
Закалка (500 °С, 30 мин) + искусственное старение (100 °С, 30 мин)	88,75	1,29	0,49	—	3,99	—
Закалка (500 °С, 30 мин) + искусственное старение (200 °С, 15 мин)	92,59	1,09	0,46	—	4,44	0,3
Закалка (500 °С, 30 мин) + искусственное старение (200 °С, 30 мин)	87,96	1,13	0,45	—	3,02	—

длительные выдержки при старении вызывают устойчивое повышение величины $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Для температуры старения 100 °С уменьшения этого показателя при $\tau = 30\div 60$ мин не происходит, также нет и его заметного роста, как, например, при $t_{\text{стар}} = 150$ и 200 °С. Для температуры старения 50 °С выделений дисперсных фаз не было обнаружено ни методом оптической металлографии, ни при исследовании с помощью электронной микроскопии.

Из рис. 3, б видно, что старение вызывает повышение неоднородности распределения дисперсных фаз при выдержках до 1 ч (60 мин). При этой величине τ заметен максимальный уровень этого показателя для всех температур нагрева. Длительные выдержки в течение 2—4 ч приводят к снижению неоднородности выделения вторичных включений. Для $t_{\text{стар}} = 150$ °С наблюдается наименьшая неоднородность из всех температур старения уже при $\tau = 2$ ч. Такой же неоднородностью обладали отожженные образцы, имеющие наиболее однородную структуру распределения дисперсных фаз.

Изучение влияния неоднородности на число текучести показало отсутствие корреляции между этими характеристиками.

Для оценки влияния химического состава дисперсных фаз на штампуемость рассмотрим структуру образцов, приведенную на рис. 4, и составы спектров (табл. 2), сделанные для области матричного раствора (серый фон на рис. 4) и дисперсных фаз (светлые включения). Слева на рис. 4 представлены изображения микроструктуры, в центре — карта распределения меди, справа — карта распределения магния.

Как следует из карт распределения меди и магния (см. рис. 4), после отжига (рис. 4, а) светлые включения богаты медью и обеднены магнием, что может свидетельствовать о выделении θ -фазы (Al_2Cu). Наряду с фазой θ видны также и обога-

щенные магнием частицы — фазы Т ($\text{Al}_2\text{Mg}_2\text{Zn}_3$) или S (Al_2CuMg).

После естественного старения (рис. 4, б) в структуре сплава присутствует фаза, обогащенная медью (светлые пятна на карте распределения меди), и фаза без магния (темные пятна на карте распределения магния) — вероятно, фаза θ (Al_2Cu).

Светлые пятна на карте распределения меди и магния в образце после старения при температуре 100 °С, 15 мин (рис. 4, в) и их частичное несовпадение между собой свидетельствуют о наличии фаз S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu) и Т ($\text{Al}_2\text{Mg}_2\text{Zn}_3$). Более длительная выдержка — до 30 мин (рис. 4, г) обуславливает исчезновение фаз Т и S.

Повышение температуры старения до 200 °С приводит к преимущественному выделению фазы θ .

Анализ состава фаз подтверждается анализом химического состава матричного раствора (см. табл. 2) и светлых включений дисперсных фаз. Как видно из табл. 2, самое низкое содержание легирующих элементов наблюдается в образцах после отжига и естественного старения. Высокое содержание легирующих элементов сохраняется после искусственного старения при температуре 100 °С.

Обсуждение результатов

Число текучести листовых образцов из сплава Д16 после закалки и старения оказалось ниже, чем после отжига, что способствовало более высокой штампуемости сплава в закаленном и состаренном состоянии.

Увеличение числа текучести с ростом температуры и продолжительности выдержки при старении показывает ухудшение технологичности сплава Д16. Низкие температуры старения (50—150 °С) на ранних этапах при продолжительности выдержки до 1 ч приводят к немонотонному изменению штампуемости, что, вероятно, вызвано

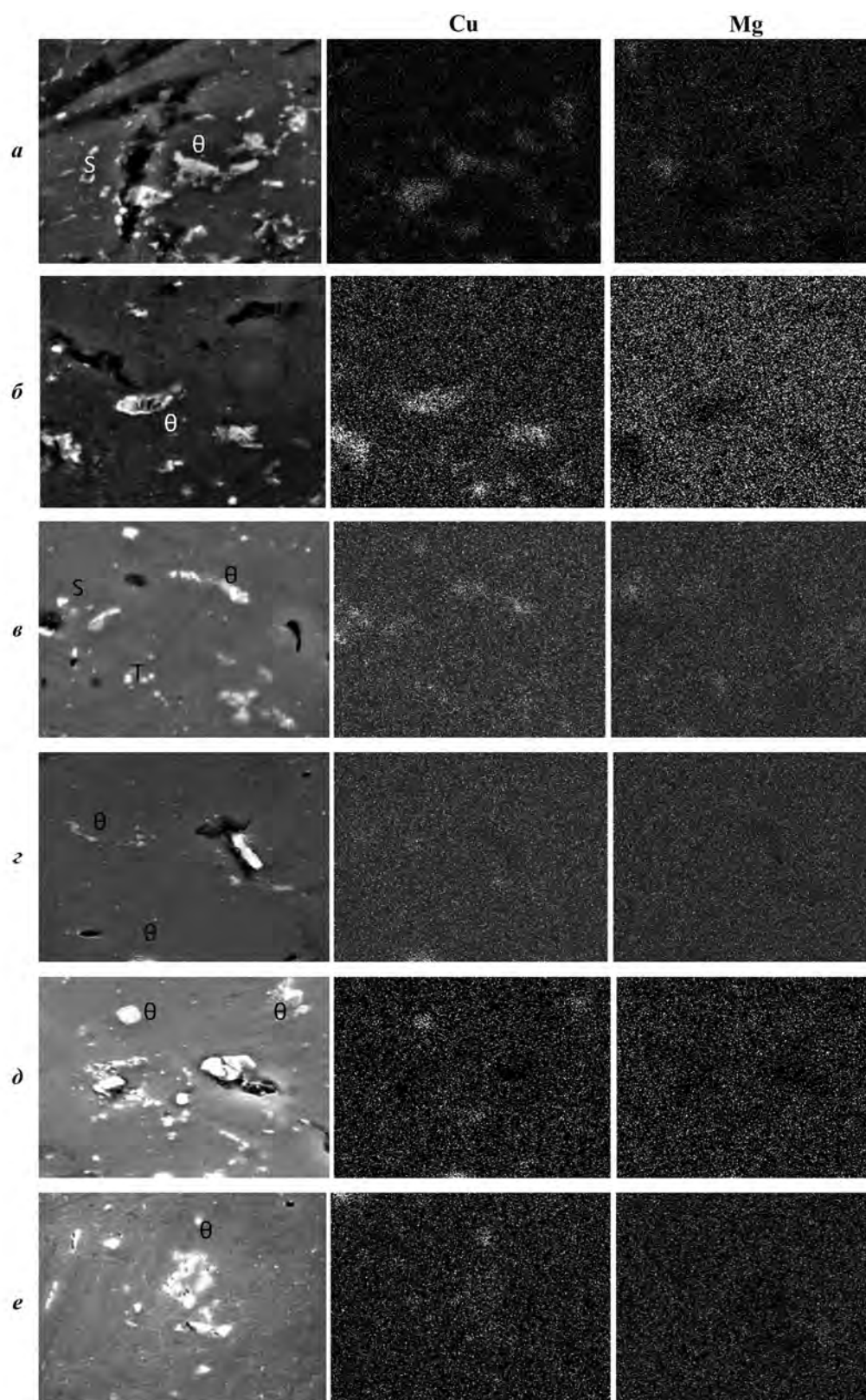


Рис. 4. Микроструктура образцов и карты распределения меди и магния для выбранной области съемки ($\times 5000$)
a – после отжига ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч); *б* – после закалки ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин) и естественного старения; *в* – после закалки ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин) и искусственного старения ($100\text{ }^{\circ}\text{C}$, 15 мин); *г* – после закалки ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин) и искусственного старения ($100\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин); *д* – после закалки ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин) и искусственного старения ($200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 15 мин); *е* – после закалки ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин) и искусственного старения ($200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин)

протеканием зонного старения, поскольку для температуры старения 50 °С при всех выдержках дисперсных фаз не было обнаружено.

В отличие от сплавов системы Al—Mg, в которых дисперсная фаза выделяется преимущественно по границам зерен [12—14], выделение дисперсных фаз в сплаве Д16 происходит по всей площади зерна. После отжига и после естественного старения частицы фаз наиболее крупные, что препятствует движению дислокаций и в дальнейшем снижает пластичность и штампуемость. Кроме того, после отжига твердый раствор менее насыщен легирующими элементами, чем после закалки и старения, что приводит к большей разнице в прочности и пластичности между ним и частицами дисперсных фаз. А это, в свою очередь, может вызывать ухудшение штампуемости. При искусственном старении частицы дисперсных фаз значительно мельче. Это совпадает с наблюдениями авторов работ [15, 16]. По причине снижения пластичности при естественном старении операции правки листов растяжением сплава Д16, а также операции обтяжки для получения оболочек на производстве проводят в холодном состоянии непосредственно после закалки или в течение первых суток.

При старении некоторых сплавов (алюминиевых, титановых, железных, никелевых и др.) вблизи границ зерен матричного раствора распада не происходит и отчетливо видны зоны, свободные от выделений. В алюминиевых сплавах ширина таких зон составляет обычно доли микрона и они видны только под электронным микроскопом [17].

Экспериментальные данные, представленные в исследовании [18], показывают, что с уширением свободных от выделений приграничных зон пластичность растет (при понижении температуры нагрева под закалку) и повышается стойкость против коррозии под напряжением (при замедлении закалочного охлаждения). Рост пластичности объясняется тем, что в мягкой приграничной зоне полнее релаксируют напряжения, которые концентрируются в месте остановки полосы скольжения границей зерна. Чем шире мягкая зона, тем полнее релаксируют эти напряжения и тем самым затрудняется зарождение и развитие здесь трещин.

Зависимость штампуемости от фазового состава, вероятно, связана со свойствами частиц и состоянием границ с матричным раствором. Некогерентные границы могут снижать пластичность и штампуемость сплава, как показано в работе [19]. Этим можно объяснить довольно низкие показате-

ли числа текучести образцов из сплава Д16, полученные в настоящем исследовании для старения при температуре 50 °С, после которого выделений дисперсных фаз не было обнаружено.

Высокое содержание легирующих элементов в матричном растворе может оказывать влияние на число текучести. Например, по данным [20], увеличение однородности микроструктуры приводит к повышению вязкости в сплавах системы Al—Cu—Mg—Zn. После двухступенчатого старения, результаты которого представлены в работе [21], наблюдается обеднение твердого раствора легирующими элементами, что позволяет повысить точность получаемых штамповок.

Выводы

1. Установлено, что отжиг приводит к наиболее равномерному распределению дисперсных фаз, при этом число текучести равно 0,7. Закалка способствует минимизации значений числа текучести, а следовательно, повышению пригодности сплава Д16 к операциям листовой штамповки.

2. При искусственном старении число текучести возрастает с увеличением температуры старения и продолжительности выдержки.

3. Неоднородность распределения дисперсных фаз после старения при температурах 100—200 °С повышается при $\tau < 1$ ч, а при более длительных выдержках снижается, приближаясь к отожженному состоянию. Характер распределения дисперсных фаз не оказывает влияния на штампуемость.

4. Химический состав фаз зависит от режимов обработки и оказывает значительное влияние на штампуемость сплава Д16. После естественного или искусственного старения при температуре 200 °С выделяются преимущественно включения θ -фазы, после отжига — включения θ - и S-фаз, после старения при температуре 100 °С — θ -, S- и T-фаз. Наибольшее содержание легирующих элементов обнаружено в твердом растворе алюминия после отжига и естественного старения, наименьшее — после искусственного старения при температуре 100 °С.

Литература

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Сенаторова О.Г. Слоистые алюмопленки СИАЛ-1441 и сотрудничество с AIRBUS и TU DELFT // Цвет. металлы. 2013. No. 9 (849). С. 50—53.

2. Kotik H.G., Perez Ipiña J.E. Short-beam shear fatigue behavior of fiber metal laminate (Glare) // *Int. J. Fatigue*. 2017. Vol. 95. P. 236–242.
3. Гречников Ф.В., Антипов В.В., Ерисов Я.А., Гречникова А.Ф. Повышение технологичности алюмокомпозитов путем формирования в листах из сплава В95 эффективной кристаллографической текстуры // *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2014. No. 6. С. 38–43.
4. Постнов А.В., Постнов В.И., Казаков И.А. Особенности технологий формования профильных конструкций из металлополимерных композиционных материалов // *Изв. Самарского науч. центра РАН*. 2009. Т. 11. No. 3 (2). С. 499–508
5. Bikakis G.S.E., Savaidis A. FEM simulation of simply supported GLARE plates under lateral indentation loading and unloading // *Theor. Appl. Fracture Mech*. 2016. Vol. 83. P. 2–10.
6. Biswas A., Siegel D.J., Seidman D.N. Compositional evolution of Q-phase precipitates in an aluminum alloy // *Acta Mater*. 2014. No. 75. P. 322–336.
7. Cheng S., Zhao Y.H., Zhu Y.T., Ma E. Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloy by nano-precipitation // *Acta Mater*. 2007. No. 55. P. 5822–5832
8. Zhong H., Rometsch P.A., Cao L., Estrin Yu. The influence of Mg/Si ratio and Cu content on the stretch formability of 6xxx aluminium alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. No. 651. P. 688–697.
9. Xu X., Zhao Yu., Ma B., Zhang J., Zhang M. Rapid grain refinement of 2024 Al alloy through recrystallization induced by electropulsing // *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. No. 612. P. 223–226.
10. Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Рингинен Д.А. Получение субмикронной и нанокристаллической структуры металлов методами горячей и теплой деформации // *Науч.-техн. ведомости Санкт-Петерб. гос. политех. ун-та*. 2011. No. 123. С. 191–205.
11. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб.: Санкт-Петерб. гос. политех. ун-т, 2006.
12. Yi G., Littrell K.C., Poplawsky J.D., Cullen D.A., Sundberg E., Free M.L. Characterization of the effects of different tempers and aging temperatures on the precipitation behavior of Al–Mg (5.25 at.%) –Mn alloys // *Mater. Design*. 2017. Vol. 118. P. 22–35.
13. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов (с прил. атласа макро- и микроструктур). 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1970.
14. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1972.
15. Cochard A., Zhu K., Joulié S., Douin J., Huez J., Robbio-la L., Sciau P., Brunet M. Natural aging on Al–Cu–Mg structural hardening alloys — investigation of two historical duralumins for aeronautics // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 690. P. 259–269.
16. Abúndez A., Pereyra I., Campillo B., Serna S., Alcudia E., Molina A., Blanco A., Mayén J. Improvement of ultimate tensile strength by artificial ageing and retrogression treatment of aluminium alloy 6061 // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. Vol. 668. P. 201–207
17. Lia X.M., Starink M.J. Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al–Zn–Mg–Cu alloys // *J. Alloys Compd*. 2011. Vol. 509. No. 2. P. 471–476.
18. Lu Ya., Wang J., Li X., Chen Y., Zhou D., Zhou G., Xu W. Effect of pre-deformation on the microstructures and properties of 2219 aluminum alloy during aging treatment // *J. Alloys Compd*. 2017. Vol. 699. P. 1140–1145.
19. Strobel K., Lay M.D.H., Easton M.A., Sweet L., Zhu S., Parson N.C., Hill A.J. Effects of quench rate and natural ageing on the age hardening behaviour of aluminium alloy AA6060 // *Mater. Charact*. 2016. Vol. 111. P. 43–52.
20. Hannard F., Pardoën T., Maire E., Bourlot C. Le, Mokso R., Simar A. Characterization and micromechanical modelling of microstructural heterogeneity effects on ductile fracture of 6xxx aluminium alloys // *Acta Mater*. 2016. Vol. 103. P. 558–572.
21. Song Y.F., Ding X.F., Xiao L.R., Zhao X.J., Cai Z.Y., Guo L., Li Y.W., Zheng Z.Z. Effects of two-stage aging on the dimensional stability of Al–Cu–Mg alloy // *J. Alloys Compd*. 2017. Vol. 701. P. 508–514.

References

1. Kablov E.N., Antipov V.V., Senatorova O.G. Sloistye alyumostekloplastiki SIAL-1441 i sotrudnichestvo s AIRBUS i TU DELFT [Layer aluminium glass plastics SIAL-1441 and collaboration with AIRBUS and TU DELFT]. *Tsvetnye metally*. 2013. No. 9 (849). P. 50–53.
2. Kotik H.G., Perez Ipiña J.E. Short-beam shear fatigue behavior of fiber metal laminate (Glare). *Int. J. Fatigue*. 2017. Vol. 95. P. 236–242.
3. Grechnikov F.V., Antipov V.V., Erisov Ya.A., Grechnikova A.F. Povyshenie tekhnologichnosti alyumostekloplastikov putem formirovaniya v listakh iz splava V95 effektivnoi kristallograficheskoi tekstury [Aluminium-glass plastic technological ability increasing via formation in alloy V95 sheets of effective crystallographic texture]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2014. No. 6. P. 38–43.

4. Postnov A.V., Postnov V.I., Kazakov I.A. Osobennosti tekhnologii formovaniya profil'nykh konstruksii iz metalopolimernykh kompozitsionnykh materialov [Features of profile constructions forming from metal-polymer composite materials]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*. 2009. Vol. 11. No. 3 (2). P. 499–508.
5. Bikakis G.S.E., Savaidis A. FEM simulation of simply supported GLARE plates under lateral indentation loading and unloading. *Theor. Appl. Fracture Mech.* 2016. Vol. 83. P. 2–10.
6. Biswas A., Siegel D.J., Seidman D.N. Compositional evolution of Q-phase precipitates in an aluminum alloy. *Acta Mater.* 2014. No. 75. P. 322–336.
7. Cheng S., Zhao Y.H., Zhu Y.T., Ma E. Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloy by nano-precipitation. *Acta Mater.* 2007. No. 55. P. 5822–5832
8. Zhong H., Rometsch P.A., Cao L., Estrin Yu. The influence of Mg/Si ratio and Cu content on the stretch formability of 6xxx aluminium alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. No. 651. P. 688–697.
9. Xu X., Zhao Yu., Ma B., Zhang J., Zhang M. Rapid grain refinement of 2024 Al alloy through recrystallization induced by electropulsing. *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. No. 612. P. 223–226.
10. Rudskoi A.I., Kolbasnikov N.G., Ringinen D.A. Poluchenie submikronnoi i nanokristallicheskoj struktury metallovo metodami goryachei i teploi deformatsii [Receiving of submicron and nanocrystalline structure by hot and warm deformation methods]. *Nauchno-tehnicheskie vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta*. 2011. No. 123. P. 191–205.
11. Kolbasnikov N.G., Kondrat'ev S.Yu. Struktura. Entropiya. Fazovye prevrashcheniya i svoystva metallov [Structure. Entropy. Phase transformation and properties of metals]. Sankt-Peterburg: Sankt-Peterburgskii gos. politekhnicheskii universitet, 2006.
12. Yi G., Littrell K.C., Poplawsky J.D., Cullen D.A., Sundberg E., Free M.L. Characterization of the effects of different temperatures and aging temperatures on the precipitation behavior of Al–Mg (5.25 at.%)–Mn alloys. *Mater. Design*. 2017. Vol. 118. P. 22–35.
13. Mal'tsev M.V. Metallografiya promyshlennykh tsvetnykh metallov i splavov [Metallography of non-ferrous metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1970.
14. Kolachev B.A., Livanov V.A., Elagin V.I. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetykh metallov i splavov [Metal science and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 2001.
15. Cochard A., Zhu K., Joulié S., Douin J., Huez J., Robbiola L., Sciau P., Brunet M. Natural aging on Al–Cu–Mg structural hardening alloys – investigation of two historical duralumins for aeronautics. *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 690. P. 259–269.
16. Abúndez A., Pereyra I., Campillo B., Serna S., Alcudia E., Molina A., Blanco A., Mayén J. Improvement of ultimate tensile strength by artificial ageing and retrogression treatment of aluminium alloy 6061. *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. Vol. 668. P. 201–207
17. Lia X.M., Starink M.J. Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al–Zn–Mg–Cu alloys. *J. Alloys Compd.* 2011. Vol. 509. No. 2. P. 471–476.
18. Lu Ya., Wang J., Li X., Chen Y., Zhou D., Zhou G., Xu W. Effect of pre-deformation on the microstructures and properties of 2219 aluminum alloy during aging treatment. *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 699. P. 1140–1145.
19. Strobel K., Lay M.D.H., Easton M.A., Sweet L., Zhu S., Parson N.C., Hill A.J. Effects of quench rate and natural ageing on the age hardening behaviour of aluminium alloy AA6060. *Mater. Charact.* 2016. Vol. 111. P. 43–52.
20. Hannard F., Pardoën T., Maire E., Bourlot C. Le, Mokso R., Simar A. Characterization and micromechanical modelling of microstructural heterogeneity effects on ductile fracture of 6xxx aluminium alloys. *Acta Mater.* 2016. Vol. 103. P. 558–572.
21. Song Y.F., Ding X.F., Xiao L.R., Zhao X.J., Cai Z.Y., Guo L., Li Y.W., Zheng Z.Z. Effects of two-stage aging on the dimensional stability of Al–Cu–Mg alloy. *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 701. P. 508–514.