

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Д16 И В95 С КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ОЦЕНКОЙ ПЕРЕЖОГА РАЗНЫХ СТАДИЙ РАЗВИТИЯ

© 2020 г. Р.А. Воробьев, С.А. Сорокина, В.В. Евстифеева

ЦНИИ «Буревестник», г. Н. Новгород

Нижегородский государственный технический университет (НГТУ) им. Р.Е. Алексева, г. Н. Новгород

Статья поступила в редакцию 20.12.18 г., доработана 23.04.19 г., подписана в печать 29.04.19 г.

Показаны новые способы контроля пережога в алюминиевых сплавах Д16 и В95, основанные на использовании метода энергодисперсионного рентгеноспектрального анализа (EDS-анализа). Известно, что пониженные свойства материалов на алюминиевой основе часто связаны с наличием пережога в структуре. Структурные изменения, вызываемые пережогом (оплавление эвтектик и избыточных легкоплавких фаз и последующая кристаллизация оплавленных микрообъемов), сопровождаются развитием пористости, оказывают негативное влияние на физико-химические, механические и технологические свойства. Умение выявлять пережог на ранних стадиях позволяет отбраковывать дефектный металл. На основе EDS-анализа предложены характеристики, чувствительные к ранней стадии пережога. Выполнена идентификация степени наведенного пережога в листе из сплава Д16. В сплаве В95 установлены структурные составляющие, определяющие склонность сплава к пережогу. Показано, что EDS-анализ позволяет выявить изменения химического состава элементов структуры алюминиевых сплавов Д16 и В95 и по содержанию кислорода количественно идентифицировать стадию пережога. Развитие пережога ведет не только к увеличению содержания кислорода в химическом составе алюминиевых сплавов, но и к снижению электропроводности материала. Рассмотрена корреляционная связь между электропроводностью сплава Д16 с наведенным в нем пережогом и содержанием кислорода. Применимость EDS-анализа обусловлена простотой методики и возможностью проводить количественную оценку развития дефекта в термоупрочняемых деформируемых алюминиевых сплавах после технологических нагревов. Его можно использовать как дополнительный метод исследования в случае, когда металлографический анализ не дает однозначного ответа при выявлении ранних стадий пережога.

Ключевые слова: дефекты микроструктуры, пережог, деформируемые алюминиевые сплавы, термическая обработка, микроструктурный анализ, растровая электронная микроскопия, энергодисперсионный рентгеноспектральный анализ.

Воробьев Р.А. — канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения, новых материалов и термической обработки металлов НГТУ им. Р.Е. Алексева (603950, г. Нижний Новгород, ул. Минина, 24), вед. науч. сотр. ЦНИИ «Буревестник» (603950, г. Нижний Новгород, Сормовское ш., 1а). E-mail: Linuxjuicy@gmail.com.

Сорокина С.А. — канд. техн. наук, доцент той же кафедры НГТУ им. Р.Е. Алексева.
E-mail: Rihhi@yandex.ru.

Евстифеева В.В. — аспирант ЦНИИ «Буревестник». E-mail: ev_vv@bk.ru.

Для цитирования: Воробьев Р.А., Сорокина С.А., Евстифеева В.В. Фазовый состав деформируемых алюминиевых сплавов Д16 и В95 с количественной оценкой пережога разных стадий развития. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2020. № 1. С. 68–78. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-1-68-78.

Vorob'ev R.A., Sorokina S.A., Evstifeeva V.V.

Phase composition of deformable D16 and B95 aluminium alloys with the quantitative assessment of overburning of different stages of development

This paper covers new overburning monitoring methods for D16 and V95 aluminum alloys based on use of a method of an energy-dispersive X-ray spectral analysis (EDS analysis). It is known that lowered performance of aluminum-based materials is often connected with overburning in their structure. Because the structural changes caused by overburning (flash-off of eutectics and excess low-melting phases and the subsequent crystallization of melted-off microvolumes) are followed by developing porosity, have negative impact on physical and chemical, mechanical and processing properties. The ability to reveal overburning at early stages allows to reject the defective metal. Characteristics sensitive to an early overburning stage are offered based on EDS analysis. A degree of the induced overburning in a D16 sheet is identified. B95 alloy structural components determining the alloy tendency to overburning are revealed. It is found that the EDS analysis makes it possible to reveal changes in the chemical composition of the structural elements of D16 and V95

aluminum alloys and identify an overburning stage quantitatively based on oxygen content. Overburning development leads not only to the higher content of oxygen in the chemical composition of aluminum alloys, but also lowers the electrical conductivity of the material. The paper considers a correlation relationship between the D16 alloy electrical conductivity with overburning induced in it, and oxygen content. The applicability of this method is caused by the method simplicity and a possibility to quantify the defect development in the heat-strengthened deformable aluminum alloys after process heatings. Also this method can be used as an additional research method when metallographic analysis gives no definite answer at identification of early overburning stages.

Keywords: microstructure defects, overburning, deformable aluminum alloys, heat treatment, microstructure analysis, scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectral analysis.

Vorob`ev R.A. – Cand. Sci. (Tech.), assistant prof. of the Department materials science, new materials and heat treatment of metals, Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev (603950, Russia, Nizhny Novgorod, Minin str., 24), leading researcher of JSC Central Research Institute «Burevestnik» (603950, Russia, Nizhny Novgorod, Sormovskoe shosse, 1a). E-mail: Linuxjuicy@gmail.com.

Sorokina S.A. – Cand. Sci. (Tech.), assistant prof. of the Department materials science, new materials and heat treatment of metals, Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev. E-mail: Rihhi@yandex.ru.

Evstifeeva V.V. – postgraduate student of JSC Central Research Institute «Burevestnik». E-mail: ev_vv@bk.ru.

Citation: Vorob`ev R.A., Sorokina S.A., Evstifeeva V.V. Phase composition of deformable D16 and B95 aluminium alloys with the quantitative assessment of overburning of different stages of development. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2020. No. 1. P. 68–78 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-1-68-78.

Пониженные свойства материалов на алюминиевой основе часто связаны с наличием пережога в структуре. Умение выявлять пережог на ранних стадиях позволяет не пропустить в производство дефектный металл.

Пережог алюминиевых сплавов может возникнуть:

– в слитках: при проведении гомогенизации; при нагреве под горячую пластическую деформацию (ГПД);

– в деформированных полуфабрикатах, термоупрочненных деталях, сварных соединениях: при наличии неравновесного солидуса в процессе деформации; при различных межоперационных и эксплуатационных нагревах (при закалке, сварке, лазерной или электронно-лучевой обработке с оплавлением поверхности).

В зависимости от того, на какой стадии возник дефект, различают пережог гомогенизационный, деформационный, закалочный и др. [1].

Структурные изменения, вызываемые пережогом (оплавление эвтектик и избыточных легкоплавких фаз и последующая кристаллизация оплавленных микрообъемов), сопровождаются развитием пористости, оказывают негативное влияние на физико-химические, механические, технологические свойства [2, 3].

Из-за структурной неоднородности и различия температуры нагрева в одном и том же полуфабрикате может иметь место пережог, соответствующий различным стадиям, — от слабого до сильного.

Начальные стадии пережога полуфабрикатов усиливают чувствительность материала к образованию закалочных трещин, непосредственно после закалки не снижают твердость, но уменьшают ударную вязкость. Более сильный пережог вызывает резкое ухудшение механических свойств (особенно чувствительна к пережогу ударная вязкость), а в отдельных случаях приводит к полному разрушению материала и авариям при работе изделий, работающих как при нормальных, так и криогенных температурах [4].

Пережог любого балла может способствовать возникновению закалочных трещин; сильные стадии оплавления могут привести к появлению пузырей на поверхности полуфабрикатов [5].

Температура начала пережога может изменяться в широких пределах в зависимости от химического состава сплава (всегда) и степени деформации (при ГПД).

Процесс пережога в многокомпонентных сплавах протекает в интервале температур и времени, зависящем от степени отклонения материала от равновесного состояния. Она определяется условиями кристаллизации, степенью деформации, температурой и продолжительностью предшествующих нагревов, характером структуры (рекристаллизованная, нерекристаллизованная), дисперсностью структурных составляющих.

Алюминиевые сплавы разных систем легирования имеют свои особенности начальной стадии

оплавления. Однако в любом случае пережженный металл исправить нельзя, заготовка должна выбраковываться [6].

Пережога в производстве можно избежать правильным назначением температурных интервалов тепловой обработки с учетом химического состава сплава, структурного состояния слитков и полуфабрикатов с последующим осуществлением жесткого контроля их соблюдения.

Контроль полуфабрикатов на пережог может осуществляться несколькими способами, наиболее известными из которых являются: измерение электропроводности, металлографический метод, механические испытания на изгиб, акустические испытания [7, 8].

Измерение электропроводности не выявляет начальные стадии пережога и неприменимо при межоперационных нагревах. Испытания на изгиб также не выявляют начальные стадии, но метод удобен для оперативного контроля и определения верхнего предела температур технологических нагревов для обработки конкретной партии изделий. Акустические испытания по значению коэффициента затухания позволяют выявлять установившуюся стадию пережога, но требуют многочисленных кропотливых измерений [9]. Самым информативным способом контроля любой степени пережога у изделий является металлографический метод, особенно в случае использования для исследования микроскопов с широким диапазоном функций и программным обеспечением, в том числе электронных.

Поскольку всегда существует вероятность отклонений от требуемых параметров обработки, целью настоящего исследования являлась возмож-

ность идентификации (количественной оценки) пережога на любой стадии развития.

Материалы и методика эксперимента

Объектами исследования служили сплавы Д16 и В95, широко применяющиеся для изготовления ответственных деталей [5, 10].

Химический состав сплава Д16, %: 92,4 Al; 0,1 Si; 0,2 Fe; 4,64 Cu; 0,68 Mn; 1,73 Mg; 0,02 Zn; 0,005 Cr; 0,004 Ni; 0,084 Ti; 0,03 V.

Химический состав сплава В95, %: 91,0 Al; 0,02 Si; 0,13 Fe; 1,43 Cu; 0,26 Mn; 1,82 Mg; 5,0 Zn; 0,12 Cr; 0,002 Ni; 0,05 Ti.

Для образцов из этих сплавов, вырезанных из листа, осуществлялась термическая обработка, при которой специально наводился пережог (табл. 1).

Металлографический анализ структур проводился по ГОСТ 27637. В качестве реактива для травления использовалась смесь 5 %-ных спиртовых растворов HNO_3 , HCl , HF в пропорции 1 : 1 : 2 соответственно. Исследование микроструктуры выполнялось по всему полю микрошлифов при увеличениях 200—500 крат.

Фотографии получены методом РЭМ на микроскопе «Vega 3 XMH» (Tescan, Чехия) с катодом из гексаборида лантана (LaB_6) с термоэмиссией. Изображения регистрировались детектором вторичных электронов при условиях съемки: ускоряющее напряжение 20 кВ, интенсивность пучка электронов 10—13 А, рабочее расстояние 6—22 мм.

Химический состав фаз и структурных составляющих выявляли методом EDS-анализа системой «Standard Aztec Energy/X-act» с базовым без-

Таблица 1
Режимы термической обработки образцов из сплавов Д16 и В95

Марка сплава	Степень развития наводимого дефекта	Закалка в холодную воду от t , °С	Старение (режим)
Д16	Нет пережога	495	Естественное (4 сут)
	Слабый пережог	505	
	Средний пережог	510	
	Сильный пережог	520	
	Сильный пережог	540	
В95	Нет пережога	475	Искусственное (140 °С, 16 ч)
	Сильный пережог	540	

азотным детектором (Oxford Instruments, Германия) с точностью 0,1 мас. %.

Электропроводность определяли многофункциональным вихретоковым прибором МВП-2М (НПЦ «Кропус», г. Ногинск) с погрешностью 0,1 МСм/м.

Результаты работы

Сплав Д16

Металлографическими признаками пережога являются пористость и характерная морфология эвтектик. Шкалы ГОСТ 27637 позволяют только качественно оценить стадию пережога.

Микроструктура термопроченного сплава Д16 (без пережога) состоит из α -твердого раствора (светлое поле) и темных включений марганец- и железосодержащих фаз (рис. 1) [11, 12].

Повышение температуры закалки сплава Д16 ведет к появлению в микроструктуре признаков пережога, причем процессу свойственна стадийность развития в зависимости от температуры нагрева. Таким образом, в результате проведенных термических обработок в интервале температур закалки 505–540 °С в сплаве Д16 наведены стадии слабого, среднего и сильного пережогов.

Нагрев до 505 °С при закалке образцов приводит к формированию в микроструктуре ранней стадии пережога, характеризующейся следующими признаками (рис. 2):

— прерывистые эвтектические скопления, второяющие очертания границ отдельных зерен или субзерен; очаги оплавления располагаются преимущественно вблизи строчечных скоплений интерметаллидов;

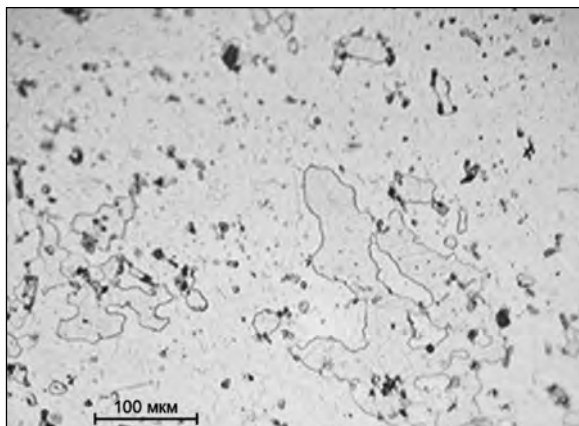


Рис. 1. Микроструктура сплава Д16 после закалки от $t = 495$ °С и естественного старения

— внутризеренные сферические образования (глобули) с эвтектическим строением по всему сечению или на ободках на их периферии, которые появляются в результате оплавления частиц растворимых фаз, не растворившихся к моменту нагрева до температуры солидуса.

На средней стадии пережога, которая достигается при температуре закалки 510 °С, происходит дальнейшее развитие процессов окисления и оплавления структурных составляющих сплава, в результате чего наблюдаются (рис. 3):

— укрупнение эвтектических скоплений на отдельных участках границ зерен и в их стыках;

— увеличение количества внутризеренных глобулей с эвтектическим строением;

— образование пор, расположенных преимущественно в стыках зерен и внутри глобулей.

Сильный пережог сплава Д16 возникает при температурах нагрева 520–540 °С. Для микроструктуры на данной стадии характерны следующие признаки:

— почти непрерывная сетка эвтектических выделений различной толщины по границам зерен, образовавшаяся при кристаллизации больших оплавленных объемов металла: крупные глобули с эвтектическим строением (увеличение размеров), утолщенные образования с эвтектическим строением вокруг и между частиц нерастворимых фаз (рис. 4, 5);

— сферическая непрерывная пористость в местах наибольшего оплавления (увеличение количества и размеров пор).

Кроме вышеперечисленных признаков, пережог может сопровождаться появлением в структуре отдельных, более светлых по сравнению с матричным твердым раствором, рекристаллизованных зерен или части крупных зерен (рис. 5, а).

Известно, что возникновение пережога связано с проникновением кислорода из атмосферы печи в поверхностные слои алюминиевых сплавов, окислением прежде всего границ зерен и образованием с компонентами легкоплавких соединений — эвтектик. Отсюда содержание кислорода в химическом составе алюминиевого сплава может служить количественной оценкой степени пережога.

В данной работе был использован метод EDS-анализа (Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy), основанный на регистрации характеристического рентгеновского излучения, что позволяет проводить более информативное исследование содер-

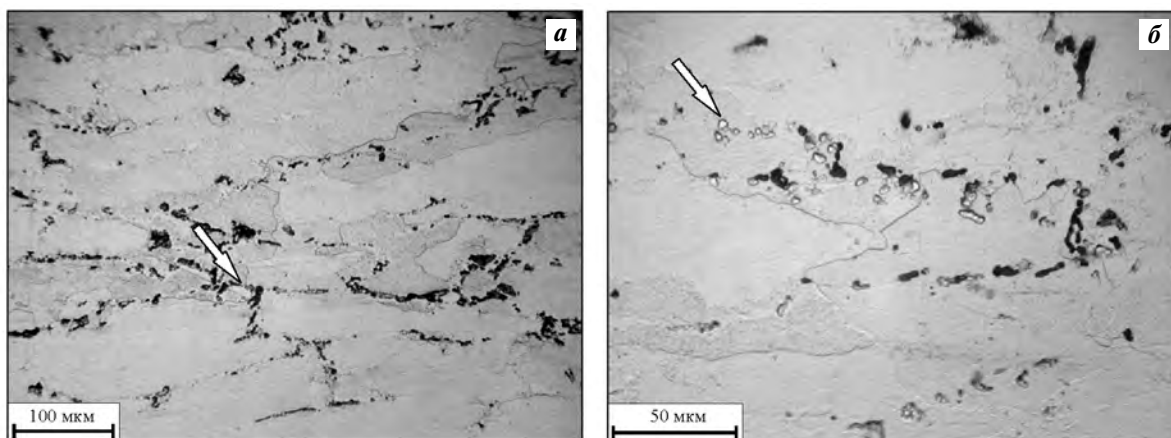


Рис. 2. Слабый пережог в сплаве Д16 после закалки от $t = 505\text{ }^{\circ}\text{C}$
a – эвтектические скопления; *б* – эвтектические глобулы

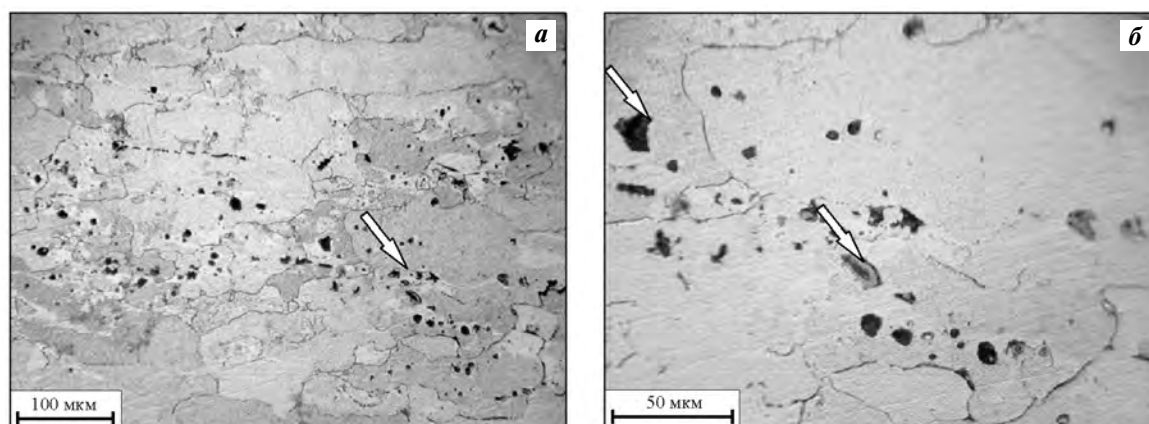


Рис. 3. Средний пережог в сплаве Д16 после закалки от $t = 510\text{ }^{\circ}\text{C}$
a – эвтектические скопления; *б* – эвтектические глобулы, поры

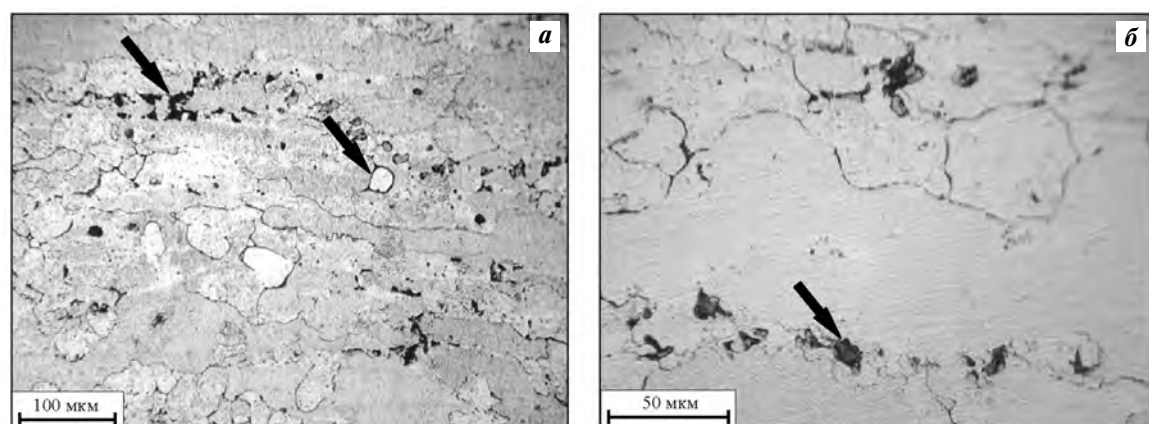


Рис. 4. Сильный пережог в сплаве Д16 после закалки от $t = 520\text{ }^{\circ}\text{C}$
a – сетка эвтектик, крупные глобулы; *б* – цепочка пор

жания кислорода в малых областях микрошлифа, соизмеримых с размером зерен, и сделать более точное заключение о наличии или отсутствии пережога в сплаве [13, 14].

Метод EDS на образцах из сплава Д16 заключался в определении массовой доли кислорода на фиксированной площади микрошлифа. Экспериментально было выявлено, что 400 мкм^2 — это

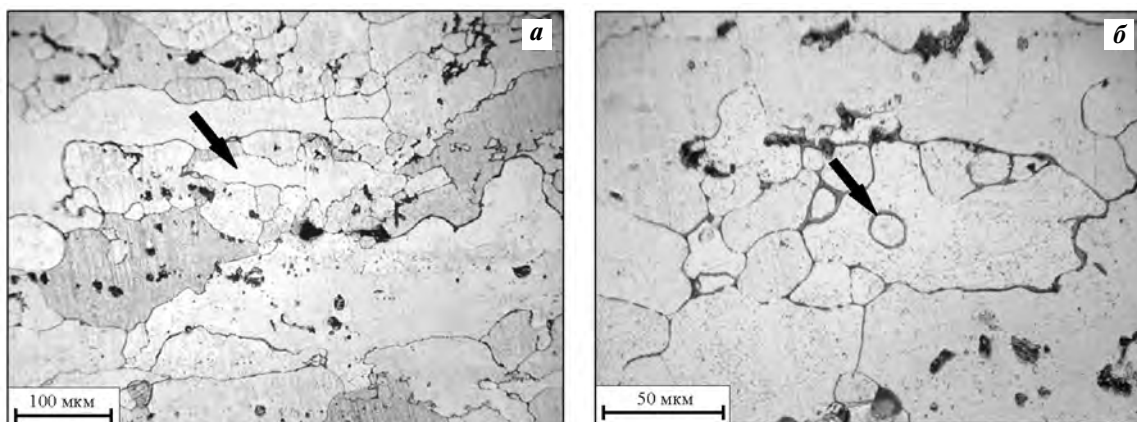


Рис. 5. Сильный пережог в сплаве Д16 после закалки от $t = 540$ °С

a – отдельные светлые зерна; *б* – крупные глобулы

Таблица 2

Содержание кислорода и электропроводность сплава Д16 после нагрева до температур выше сольвуса

Температура закалки, °С	Содержание кислорода, %	Электропроводность σ , МСм/м	ΔO_2 , %	$\Delta \sigma$, %
495	0,68	18,5	–	–
505	0,77	16,9	13,2	8,6
510	0,88	16,4	29,4	11,4
520	1,01	16,2	48,5	12,4
540	1,02	15,9	50,0	14,0

оптимальная площадь в данном случае. Именно при таких размерах исследуемая область включает в себя все структурные составляющие сплава, границы зерен, а также места оплавления. При увеличении площади исследования EDS-анализ является нечувствительным к изменению содержания кислорода (существенно повышается погрешность измерения), а при ее уменьшении — часть структурных составляющих не попадает в зону анализа (возникают грубые ошибки при определении содержания кислорода в образце).

На образцах после закалки от температур 495 и 505 °С и последующего естественного старения в сплаве Д16 основной структурной составляющей является твердый раствор меди и магния в алюминии и интерметаллидные фазы $S(Al_2CuMg)$ и $\theta(Al_2Cu)$ [15, 16]. Очагов оплавления, расположенных вблизи скоплений интерметаллидов, и прерывистых выделений эвтектики визуально не выявляется (рис. 6, *a, б*), однако проведенный EDS-анализ показал, что содержание кислорода в

образцах, закаленных от 505 °С, возросло с 0,68 до 0,77 %. (табл. 2). Это свидетельствует, что при нагреве до $t = 505$ °С в сплаве начинают развиваться процессы окисления, которые с помощью металлографического метода зафиксировать проблематично.

С повышением температуры закалки содержание кислорода в сплаве продолжает увеличиваться до 1,02 % (см. табл. 2). При этом в интервале температур закалки 505–520 °С процесс окисления наиболее интенсивен, а в интервале 520–540 °С затухает. Выше температуры 505 °С признаки пережога в структуре можно идентифицировать не только с помощью EDS-анализа, но и металлографическим методом [17].

На образцах, закаленных от $t = 510$ °С, в микроструктуре наблюдаются тонкие прерывистые выделения эвтектики, проявляющие очертания границ отдельных зерен вблизи интерметаллидной фазы (см. рис. 6, *в*). С повышением температуры нагрева до 520 °С в результате окисления

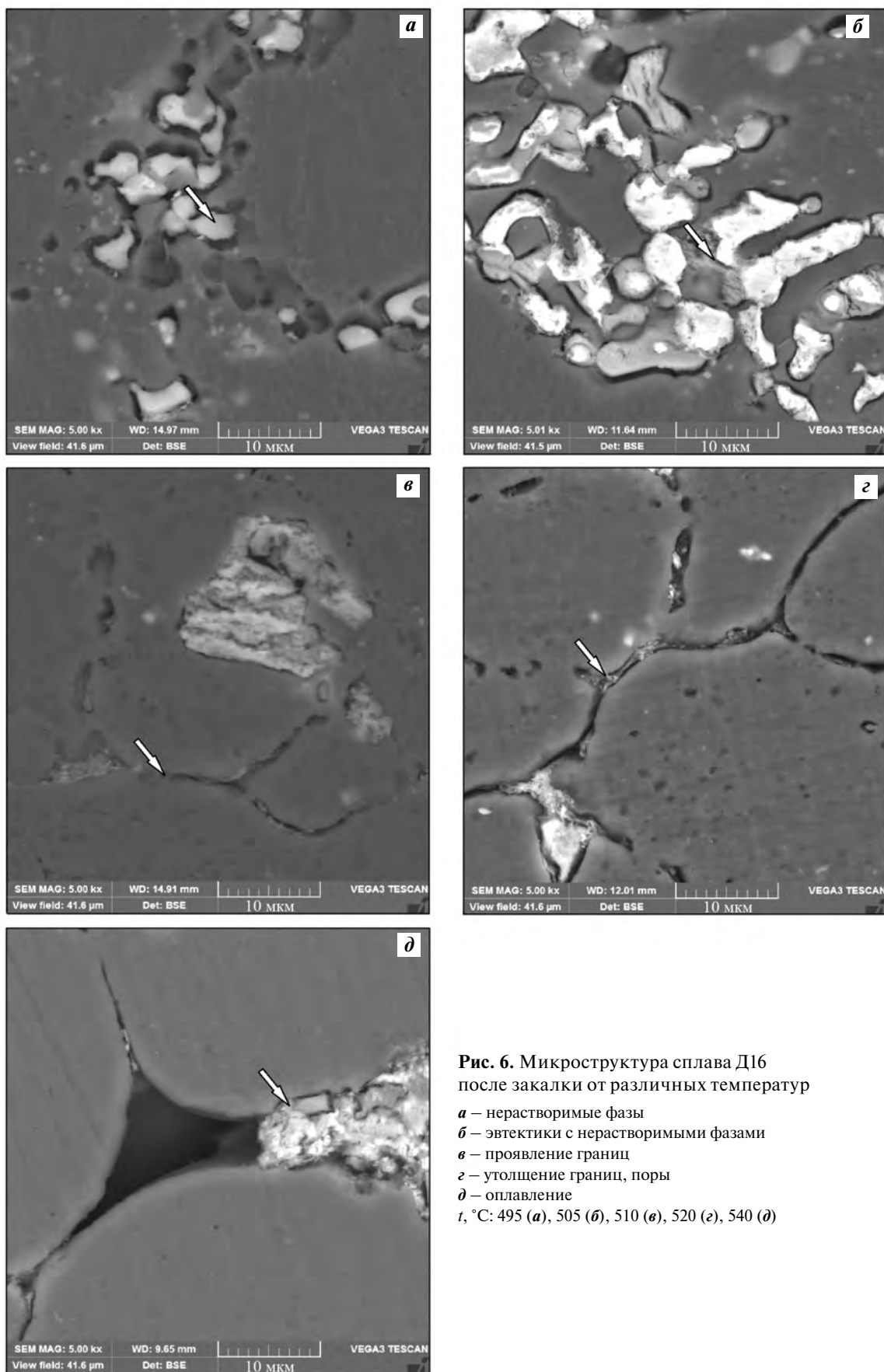


Рис. 6. Микроструктура сплава Д16 после закалки от различных температур
a – нерастворимые фазы
б – эвтектики с нерастворимыми фазами
в – проявление границ
г – утолщение границ, поры
д – оплавление
t, °C: 495 (*a*), 505 (*б*), 510 (*в*), 520 (*г*), 540 (*д*)

происходит заметное утолщение границ зерен, особенно на стыках, в теле зерна формируется пористость.

При температурах закалки 540 °С кроме вышеописанных признаков пережога, спровоцированных интенсивными процессами окисления, в структуре на стыках зерен появляются оплавленные объемы металла.

Развитие пережога ведет не только к увеличению содержания кислорода в составе сплава Д16, но и к снижению его электропроводности [18]. Связь между этими показателями очевидна (рис. 7). Значения σ в состоянии без пережога по сравнению со стадией сильного пережога отличаются на 14 %, содержание O_2 — на 13 % (см. табл. 2). Наиболее интенсивное снижение электропроводности наблюдается сразу же при превышении нормальной температуры закалки сплава Д16 (495 °С) и продолжается до $t = 510$ °С, далее с повышением температуры нагрева до 520–540 °С интенсивность снижается, т.е. предлагаемый метод реагирует на наличие даже слабого пережога в начальной стадии.

Измерение либо электропроводности, либо содержания кислорода до и после термической обработки позволяет идентифицировать пережог в сплаве Д16 без проведения металлографического анализа, что имеет практическую ценность. Ориентируясь на процентное изменение предлагаемых показателей, можно оценить стадию пережога. Например, если содержание кислорода изменилось на 10–15 %, то пережог слабый, на 20–30 % — средний, более 35 % — сильный.

Применимость метода EDS обусловлена простотой методики и возможностью проводить количественную оценку развития дефекта в сплаве Д16 после технологических нагревов. Также данный метод можно использовать как дополнитель-

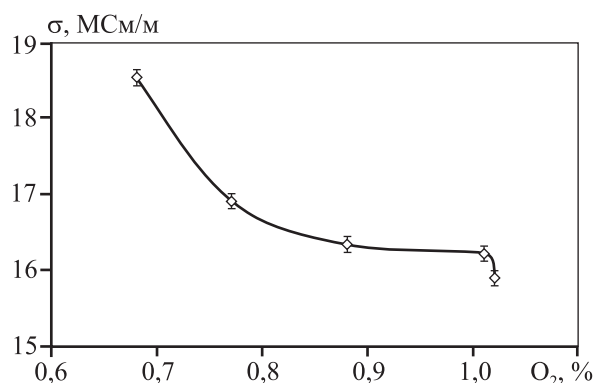


Рис. 7. Связь значений электропроводности сплава Д16 и содержания кислорода в зависимости от степени развития пережога

ный метод исследования в случае, когда металлографический анализ не дает однозначного ответа при выявлении ранних стадий пережога.

Сплав В95

В отличие от Д16 сплав В95 менее склонен к пережогу в связи с более широким интервалом закалочных температур. Образцы из сплава В95 были обработаны по режимам, представленным в табл. 1. Идентификация пережога проводилась так же, как и в сплаве Д16, с помощью EDS-анализа, но определялся не усредненный химический состав на фиксированной площади микрошлифа, а отдельно в каждой структурной составляющей [19, 20].

Известно, что при повышенных температурах обработки и при наличии в атмосфере печи кислорода наиболее легкоплавкие эвтектики (которые обычно располагаются на границах и не содержат Fe, Mn) переходят в жидкое состояние и окисляются, т.е. в сплаве происходит пережог. После кристаллизации состав этих структурных составляющих меняется относительно исход-

Таблица 3

Химический состав структурных составляющих в сплаве В95 без пережога

Спектр	Структурная составляющая	Содержание, мас. %							
		Al	Cu	Mg	Mn	Cr	Zn	Fe	O
1	α-твердый раствор	89,0	2,3	2,3	0,3	—	5,7	—	0,6
2	Упрочняющая S-фаза	89,0	2,5	2,3	0,1	—	5,3	—	0,7
3	Эвтектика Fe-, Mn-содержащая	73,0	9,0	1,1	1,3	0,2	3,9	8,8	2,5
4	Граница зерна	87,4	2,7	2,1	0,4	—	6,6	—	0,9

Таблица 4

Химический состав структурных составляющих в сплаве В95 после пережога

Спектр	Структурная составляющая	Содержание, мас. %							
		Al	Cu	Mg	Mn	Cr	Zn	Fe	O
1	α -твердый раствор	88,7	2,2	2,4	0,2	–	6,0	–	0,5
2	Эвтектика без Fe, Mn	66,3	12,7	1,7	–	3,2	3,4	–	12,7
3	Эвтектика Fe-, Mn-содержащая	51,1	29,0	0,7	2,1	0,4	2,9	10,3	3,5
4	Граница зерна	88,3	2,4	2,4	0,2	–	6,0	–	0,7

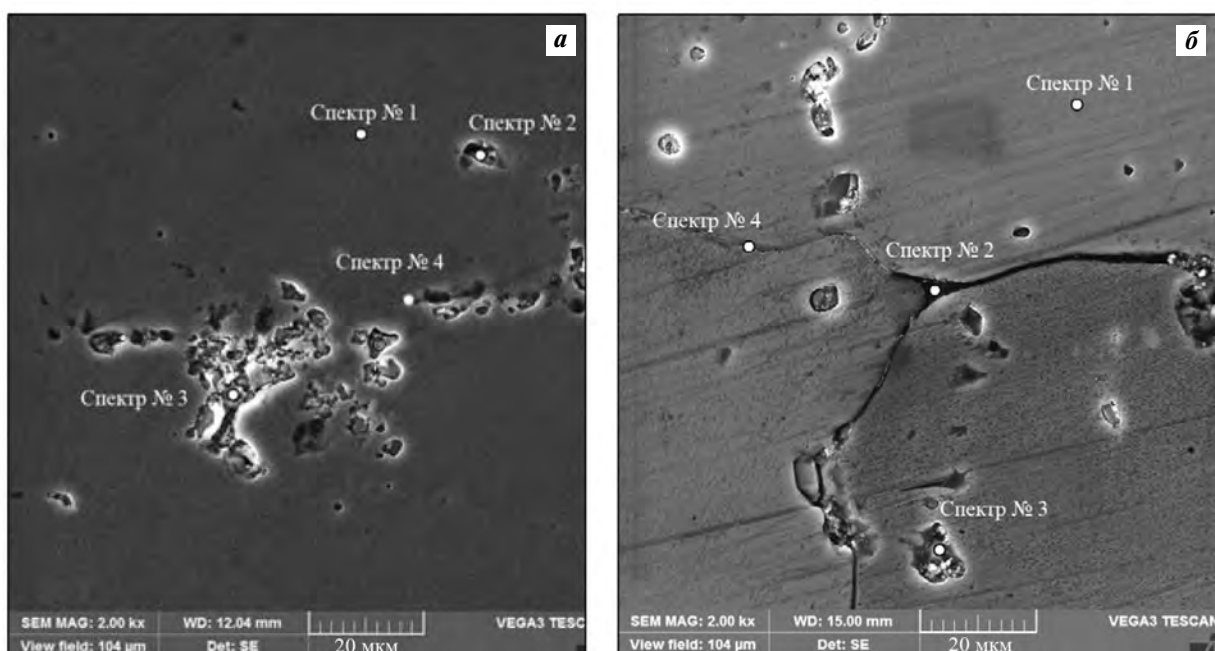


Рис. 8. Структура сплава В95
а – без пережога; *б* – с пережогом

ного, что и можно зарегистрировать с помощью EDS-анализа.

В микроструктуре сплава В95 встречаются следующие упрочняющие фазы: $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$, MgZn_4 и $T(\text{Cu}_2\text{Mg}_4\text{Zn}_3)$, а также нерастворимые железистые и марганцовистые фазы, входящие в неравновесные эвтектики сложного состава типа $\text{Al}(\text{MnFeCr})$, CuZn и $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Вышеперечисленные структурные составляющие могут находиться как внутри зерен, так и на их границах [6, 21].

Основой сплава В95 является α -твердый раствор легирующих элементов (Cu, Mg, Mn, Zn) в алюминии (содержание Al достигает 89 %), что отражено в составе спектра 1 (табл. 3, 4), причем хи-

мический состав спектров α -твердого раствора на образцах с исходной удовлетворительной структурой и с наведенным пережогом по содержанию кислорода не отличается.

В сплаве без пережога (рис. 8, *а*) количество кислорода в упрочняющих фазах и на границах зерна (спектры 2, 4 в табл. 3) отличается от основы в пределах 0,6–0,9 %, нерастворимые эвтектики (спектр 3 в табл. 3) содержат максимальное количество кислорода.

В сплаве с пережогом выявляются границы зерна (рис. 8, *б*), имеющие различную толщину и цвет от светло-серого до черного. Светлая граница зерна (спектр 4 в табл. 4) не окислена, так как ко-

личество кислорода незначительно отличается от основы (спектр 1 в табл. 4).

На утолщении границы черного цвета (спектр 2 в табл. 4) количество кислорода в 25 раз больше, чем в α -твердом растворе, — признак пережога в связи с присутствием легкоплавкой структурной составляющей.

Fe-, Mn-содержащая структурная составляющая (спектр 3 в табл. 4) имеет повышенное содержание кислорода по сравнению с подобной в сплаве без пережога (спектр 3 в табл. 3), что говорит о том, что процессы окисления начались и в тугоплавких фазах внутри зерна.

Таким образом, показано, что тело и граница зерна, свободные от присутствия других фаз, у сплава В95 практически не склонны к пережогу в пределах $t = 475\text{--}540\text{ }^\circ\text{C}$; в эвтектиках, содержащих железо и марганец, содержание кислорода увеличено в 1,4 раза; наиболее чувствительны к пережогу легкоплавкие эвтектики, в которых доля кислорода повышена в 18 раз.

Вероятно, наличие в химическом составе переходных металлов уменьшает склонность к пережогу. Технологии обработки, связанные с высокими температурами, должны протекать в условиях, максимально приближенных к равновесным.

Выводы

1. Установлено, что метод EDS позволяет выявить изменения химического состава элементов структуры алюминиевых сплавов Д16 и В95 и по содержанию кислорода количественно идентифицировать стадию пережога.

2. Показано, что электропроводность, определенная вихретоковым методом, является характеристикой, чувствительной к изменению содержания кислорода в алюминиевом сплаве Д16, и позволяет количественно идентифицировать стадию развития пережога без проведения металлографического анализа.

3. Выявлены структурные составляющие сплава В95, окисляющиеся в первую очередь и определяющие его склонность к пережогу. Наиболее чувствительными к высоким температурам являются эвтектики, представляющие композицию Al—Cu—Zn—Cr—Mg, содержащие после наведенного пережога в 25 раз больше кислорода.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых МК-6069.2018.8.

Литература/ References

1. *Мальцев М.В.* Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М.: Metallurgy, 1970.
Mal'tsev M.V. The metallography of industrial nonferrous metals and alloys. Moscow: Metallurgiya, 1970 (In Russ.).
2. *Shi Xing Zhang, Shao Min Qu.* Influence of overburning on microstructure and property of 6061 aluminum alloy. *Adv. Mater. Res. A.* 2012. Vol. 476—478. P. 118—121.
3. *Jingtao Han, Xianghua Liu, Zhengyi Jiang.* Influence of overburning on microstructure and property of 2024 aluminum alloy. *Adv. Mater. Res. A.* 2014. Vol. 941—944. P. 3—7.
4. *Miller W.S., Zhuang L., Bottema J., Wittebrood A.J., De Smet P., Haszler A., Vieregge A.* Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Mater. Sci. Eng. A.* 2000. Vol. 280. P. 37—49.
5. *Алиева С.Г.* Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник. М.: Metallurgy, 1984.
Alieva S.G. Industrial aluminum alloys: Reference. Moscow: Metallurgiya, 1984 (In Russ.).
6. *Hatch J.E.* Aluminum properties and physical metallurgy. ASM International, 1984.
7. *Двоеглазов Г.А.* Материаловедение. Ростов-на-Дону: Феникс, 2015.
Dvoeglazov G.A. Materials science. Rostov-on-Don: Feniks, 2015 (In Russ.).
8. *Нигалатий В.Д., Погребняк И.Ф., Шарко А.В.* Закономерности взаимосвязи физико-механических свойств с технологическими параметрами алюминиевых сплавов. *Наук. вісн. Херсон. держ. морс. акад.* 2014. No. 2. С. 173—178.
Nigalatii V.D., Pogrebnyak I.F., Sharko A.V. Regularities of interrelation of physical and mechanical properties with technological parameters of aluminum alloys. *Naukovii visnik Hersons'koi derzhavnoi mors'koi akademii.* 2014. No. 2. P. 173—178 (In Ukr.).
9. *Белецкий В.М.* Алюминиевые сплавы: Справочник. Киев: КОМИНТЕХ, 2005.
Beletskii V.M. Aluminum alloy: Reference. Kiev: KOMINTEKh, 2005 (In Russ.).
10. *Новиков И.И., Строганов Г.В., Новиков А.И.* Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСиС, 1994.
Novikov I.I., Stroganov G.B., Novikov A.I. Metallurgy, heat treatment and radiography. Moscow: MISIS, 1994 (In Russ.).
11. *Davis J.R.* Alloying: understanding the basics. ASM International, 2001.

12. *Колобнев Н.И.* Начальные стадии пережога в полуфабрикатах из сплава Д16. *Технол. легких сплавов*. 1996. No. 6. С. 3—40.
Kolobnev N.I. Initial stages of burnout in semi-finished products of alloy D16. *Light Alloy Technol.* 1996. No. 6. P. 37—40 (In Russ.).
13. *Goodhew P.J., Humphreys J., Beanland R.* Electron microscopy and analysis. 3-rd ed. Taylor & Francis, 2001.
14. *Goidstein J.I.* Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis. Kluwer Acad./Plenum Publ., 2003.
15. *Фридляндер И.Н.* Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М.: Metallurgia, 1979.
Fridlyander I.N. Aluminum deformable structural alloys. Moscow: Metallurgiya, 1979 (In Russ.).
16. *Mondolfo L.F.* Metallography of aluminum alloys. Johnson Press, 2007.
17. *Vander Voort G.F.* Metallography, principles and practice. ASM International, 1999.
18. *Olafsson P., Sandstrom R., Karlsson A.* Electrical conductivity of aluminum alloys materials. *Sci. Forum. A.* 1996. Vol. 217—222. P. 981—986.
19. *Hawkes P., Spence J.* Science of microscopy. Vol. 1. Springer Science + Business Media, 2007.
20. *Reichelt R.* Scanning electron microscopy. Springer Science + Business Media, 2007.
21. *Белов Н.А.* Фазовый состав алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2009.
Belov N.A. Phase composition of aluminum alloys. Moscow: MISIS, 2009 (In Russ.).