

УДК 669.018.292:669.715

Т.А. Нечайкина<sup>1</sup>, Н.Е. Блинова<sup>1</sup>, А.Л. Иванов<sup>1</sup>, О.Ю. Козлова<sup>1</sup>, А.Е. Кожекин<sup>2</sup>**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ГОМОГЕНИЗАЦИИ И ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСКАТНЫХ КОЛЕЦ ИЗ СПЛАВА В950.ч.-Т2**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-27-36

*Проведены исследования влияния технологических параметров изготовления на структуру и свойства раскатных колец ( $R \leq 1500$  мм) из высокопрочного сплава В950.ч. в состоянии Т2 (типа 7475 Т7351). При этом варьировали продолжительность выдержки при гомогенизации (24 и 36 ч) и нагреве под закалку (150 и 200 мин), а также температуру закалочной среды (30 и 60°C). Определены оптимальные режимы термической обработки (гомогенизации и закалки) для обеспечения требуемого уровня свойств ( $\sigma_{\delta} \geq 470$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 380$  МПа,  $\delta \geq 6\%$ ).*

**Ключевые слова:** высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu, структура, механические свойства, раскатные кольца.

Т.А. Nechaykina<sup>1</sup>, N.E. Blinova<sup>1</sup>, A.L. Ivanov<sup>1</sup>, O.Yu. Kozlova<sup>1</sup>, A.E. Kozhekin<sup>2</sup>**RESEARCH OF THE EFFECT OF HOMOGENIZATION AND QUENCH HARDENING MODES ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ROLL RINGS FROM ALLOY В950.ch.-Т2**

*The research of manufacturing parameters influence on the structure and properties of the roll rings ( $R \leq 1500$  mm) made of the high-strength alloy В950.ch.-Т2 (7475 Т7351-type) was conducted. For this purpose parameters of heat treatment were varied: the soak time during homogenization (24 and 36 hours), the soak time during quench heating (150 and 200 min) and the temperature of the hardening fluid (30 and 60°C). The optimal heat treatment conditions (homogenization and quenching hardening) were determined to provide the required level of properties ( $\sigma_{\delta} \geq 470$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 380$  МПа,  $\delta \geq 6\%$ ).*

**Keywords:** high-strength aluminium alloys system Al–Zn–Mg–Cu, structure, mechanical properties, rolled rings.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

<sup>2</sup>Открытое акционерное общество «Каменск-Уральский металлургический завод» [Open Joint Stock Company «Kamensk-Uralsky Metallurgical Works»]; e-mail: any@kumw.ru

**Введение**

Сплавы на основе системы Al–Zn–Mg–Cu характеризуются наивысшей прочностью (до 750 МПа) среди современных промышленных алюминиевых сплавов [1–3]. Высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu нашли широкое промышленное применение и являются основным конструкционным материалом для изготовления деталей ответственного назначения авиационной техники. В частности, сплав В950.ч.(п.ч.) применяется как базовый конструкционный материал для силовых деталей (стрингеры, верхняя обшивка крыла, сжатая зона фюзеляжа, стойки, детали внутреннего набора) планера современных самолетов и вертолетов. Данный высокопрочный сплав также используется для изготовления рядовых ответственных силовых шпангоутов фюзеляжа [2–8].

В настоящее время шпангоуты фюзеляжа изготавливают вырезкой из плит толщиной 60 мм из высокопрочного сплава В95о.ч.-Т2, при этом происходит неблагоприятное перерезание волокон и структура получаемых колец не соответствует их конфигурации, что снижает надежность в процессе эксплуатации, при этом коэффициент использования металла (КИМ) составляет не более 5–7%.

Предлагается новая технология изготовления шпангоутов фюзеляжа из раскатных колец сплава В95о.ч.-Т2, которая позволит повысить КИМ до 50%, снизить трудоемкость до 15% при изготовлении шпангоутов в металлургическом производстве.

Высокопрочный сплав В95о.ч.-Т2 обладает оптимальным комплексом свойств: высокая прочность сочетается с высоким сопротивлением коррозии и усталости и с достаточно высокими значениями характеристик пластичности и трещиностойкости, введенных в расчеты при проектировании самолетных конструкций по новому принципу «безопасной повреждаемости» [7–15].

При этом требуемый уровень свойств может быть достигнут только при тщательном соблюдении режимов всех операций технологической цепочки: от слитка до готового термообработанного полуфабриката.

Цель данной работы – исследование влияния параметров термической обработки (гомогенизации и закалки) на структуру и свойства раскатных колец ( $R \leq 1500$  мм) из высокопрочного сплава В95о.ч.-Т2 для обеспечения требуемого уровня свойств ( $\sigma_B \geq 470$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 380$  МПа,  $\delta \geq 6\%$ ).

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 8.1. «Высокопрочные свариваемые алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы пониженной плотности с повышенной вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [4].

### Материалы и методы

Исследовали опытную партию крупногабаритных раскатных колец из высокопрочного сплава В95о.ч.-Т2 с внешним диаметром 3000 мм, толщиной 100 мм и высотой 200 мм. Химический состав сплава представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплава

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)										
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Прочие примеси	
										каждый	сумма
В95о.ч.	Основа	0,04	0,1	1,6	0,3	2,3	0,17	6,0	0,04	<0,05	<0,1
По ГОСТ 4784–97 [16]	Основа	0,1	0,15	1,4–2,0	0,2–0,6	1,8–2,8	0,1–0,25	5,0–6,5	0,05	0,05	0,1

Полунепрерывным методом отлиты цилиндрические слитки сплава В95о.ч. большого диаметра  $\varnothing 520$  мм по серийной технологии, из которых изготовлены заготовки размером  $\varnothing 480 \times 1160$  мм под раскатные кольца с радиусом до 1500 мм. После выплавки слитки подвергали гомогенизационному отжигу.

Для исследования влияния технологических параметров изготовления на структуру и свойства раскатных колец с учетом габаритов слитка проведена гомогенизация при температуре 450–470°C [17, 18] с разной продолжительностью выдержки (24 и 36 ч).

Предлагаемая новая технология изготовления раскатных колец из высокопрочного сплава В95о.ч.-Т2 включает следующие основные этапы (рис. 1):

1. Нагрев заготовок в конвейерной печи.
2. Осадка слитка на ковочном прессе (УЗТМ).
3. Прошивка полученных галет прошивником с размерами  $\varnothing 380 \times 280$  мм.
4. Раскатка колец на дорне.

5. Прокатка колец на радиально-прокатном стане с предварительным подогревом заготовок.

6. Термическая обработка (закалка и старение по режиму Т2) в соответствии с ПИ1.2.699–2007.

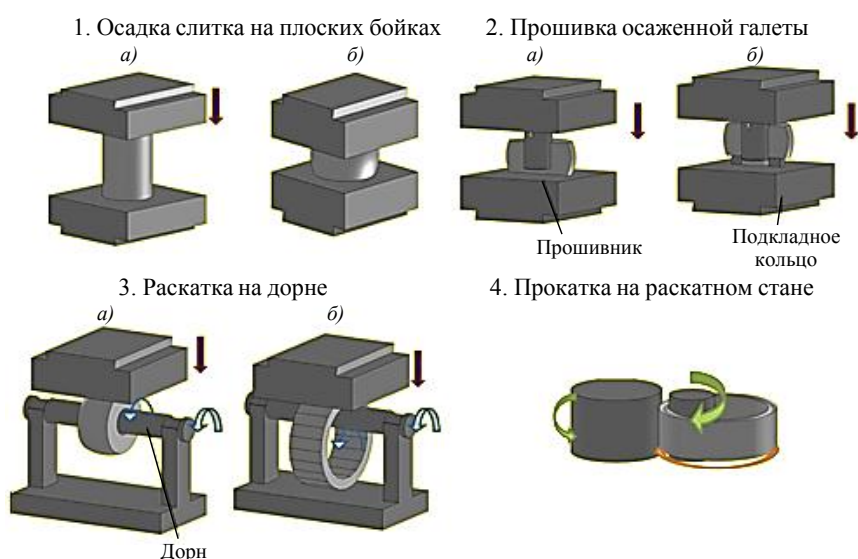


Рис. 1. Схема получения раскатных колец ( $R \leq 1500$  мм)

Для определения оптимальной температуры деформации при раскатке колец проводили механические испытания на растяжение образцов слитков при 20°C и повышенных температурах: 360; 390 и 420°C.

Для исследования влияния термической обработки на структуру и механические свойства после деформации раскатных колец проведена закалка по разным режимам, при этом варьировали продолжительность выдержки при нагреве и температуру воды при охлаждении. Нагрев под закалку раскатных колец проводили до температур  $T_{\text{зак}} = 465\text{--}475^\circ\text{C}$  [18, 19] и выдерживали в течение 150 или 200 мин, далее охлаждали в холодной воде с температуры 30°C или в горячей воде (60°C). После чего проводили старение раскатных колец по стандартному двухступенчатому режиму Т2. Параметры термической обработки раскатных колец приведены в табл. 2.

Таблица 2

Параметры термической обработки раскатных колец

Режим термической обработки	Режим закалки			Режим старения
	Температура закалки, °C	Продолжительность выдержки при нагреве, мин	Температура закалочной среды, °C	
1	465–475	150	30	Двухступенчатый режим старения Т2
2	[18,19]	150	60	
3		200	30	
4		200	60	

Для исследования структуры на разных технологических этапах после гомогенизации и конечной термической обработки (закалка и старение по режиму Т2) по разным режимам проведен качественный и количественный анализ на макро- и микроуровне методом оптической микроскопии на микроскопе Olympus GX71 при увеличениях до  $\times 200$ . При этом размер микрзерна и объемную долю частиц избыточных фаз в слитках, подвергнутых гомогенизации по различным режимам, определяли в центре, на

1/2 радиуса и на периферии слитков с использованием программы анализа изображений SIAMS-700. Зеренную структуру изучали в поляризованном свете после анодного оксидирования. Для этого на поверхность шлифа наносили анодную пленку в электролите состава: 11 г борной кислоты, 30 мл плавиковой кислоты и 2000 мл воды, при напряжении 30 В в течение 2 мин при комнатной температуре. Для выявления микроструктуры после конечной термической обработки проводили травление в концентрированной азотной кислоте.

Механические испытания при растяжении после разных режимов термической обработки в соответствии с ГОСТ 1497 проводили на испытательной машине Zwick Roell Z100 TEM при комнатной температуре. При этом на этапе гомогенизации для исследования механических свойств при растяжении ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ) образцы вырезали в поперечном направлении в центре и на периферии слитков, а после конечной термической обработки механические свойства определяли на образцах, вырезанных из раскатанных колец в хордовом, радиальном и осевом направлениях.

Степень распада твердого раствора и коррозионную стойкость оценивали измерением удельной электропроводности, которую определяли на приборе ВЭ-27НЦ. С помощью метода термического анализа дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) также определяли температуры превращений при нагреве и охлаждении в сплаве В95о.ч. Исследования с использованием дифференциального сканирующего калориметра DSC 404F1 NETZSCH проводили на образцах  $\varnothing 5$  мм и высотой 1 мм при нагреве со скоростью 10 К/мин в среде протока гелия (100 мл/мин) в тиглях из оксида алюминия в диапазоне температур от 20 до 700°C.

## Результаты

### *Влияние режимов гомогенизации на структуру и механические свойства слитка*

Исследования структуры слитков после разных режимов гомогенизации показали, что макроструктура всех слитков является однородной, мелкозернистой по всему сечению. Дефекты металлургического характера (пористость, трещины, неслитины) отсутствуют, микроструктура соответствует гомогенизированному состоянию сплава В95о.ч. (рис. 2 и 3). В структуре слитка наблюдается распад твердого раствора внутри зерна в виде дисперсных выделений игольчатой формы, имеющих различную ориентировку в пределах зерна. По границам зерен слитка наблюдается небольшая доля эвтектических составляющих двух типов: Al(Fe, Mn, Cr, Si) и Al<sub>2</sub>(Cu, Mg, Zn). Дефектов металлургического характера (оксидных плен, неметаллических включений) не обнаружено. Результаты анализа размера зерен и объемной доли частиц избыточных фаз в слитках после двух режимов гомогенизации приведены в табл. 3.

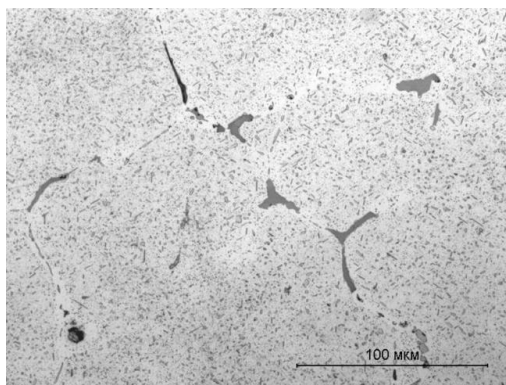


Рис. 2. Типичный вид микроструктуры слитка сплава В95о.ч. после гомогенизации

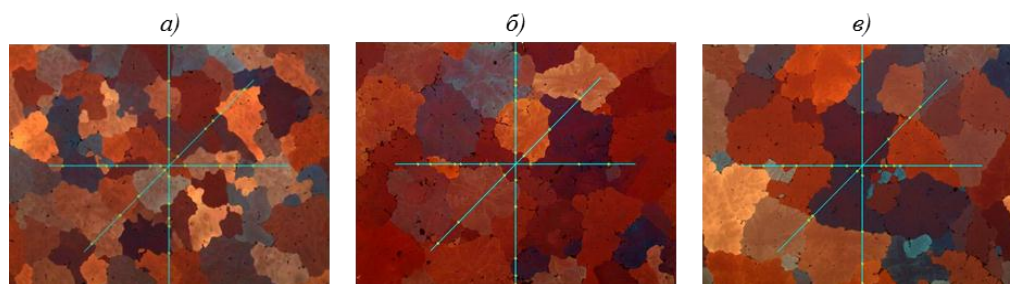


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 50$ ) в разных частях слитка после анодного оксидирования сплава В950.ч.:

*a* – периферия; *б* – центр; *в* – 1/2 радиуса слитка

Таблица 3

**Результаты количественного металлографического анализа слитков из сплава В950.ч. после гомогенизации при температуре 450–470°C**

Продолжительность гомогенизации, ч	Место отбора образца	Размер зерна, мкм	Доля избыточных фаз, %
24	Центр	300–340	1,2–1,7
	1/2 радиуса	280–325	0,8–1,0
	Периферия	176–246	1,0–1,2
36	Центр	295–352	0,7–0,9
	1/2 радиуса	289–332	0,6–0,8
	Периферия	202–214	0,8–1,0

Видно, что после гомогенизации слитков сплава В950.ч. размер зерна изменяется от 176 до 352 мкм, а доля избыточных фаз составила 0,6–1,7%. После всех режимов гомогенизации величина зерна по сечению слитков находится практически на одинаковом уровне и увеличивается от периферии к центру слитка. Объемная доля избыточных фаз практически одинаковая по сечению слитка, однако большая доля избыточных фаз растворяется после гомогенизации в течение 36 ч, при этом после 24 ч объемная доля избыточных фаз остается на достаточно низком уровне (не более 1,7%).

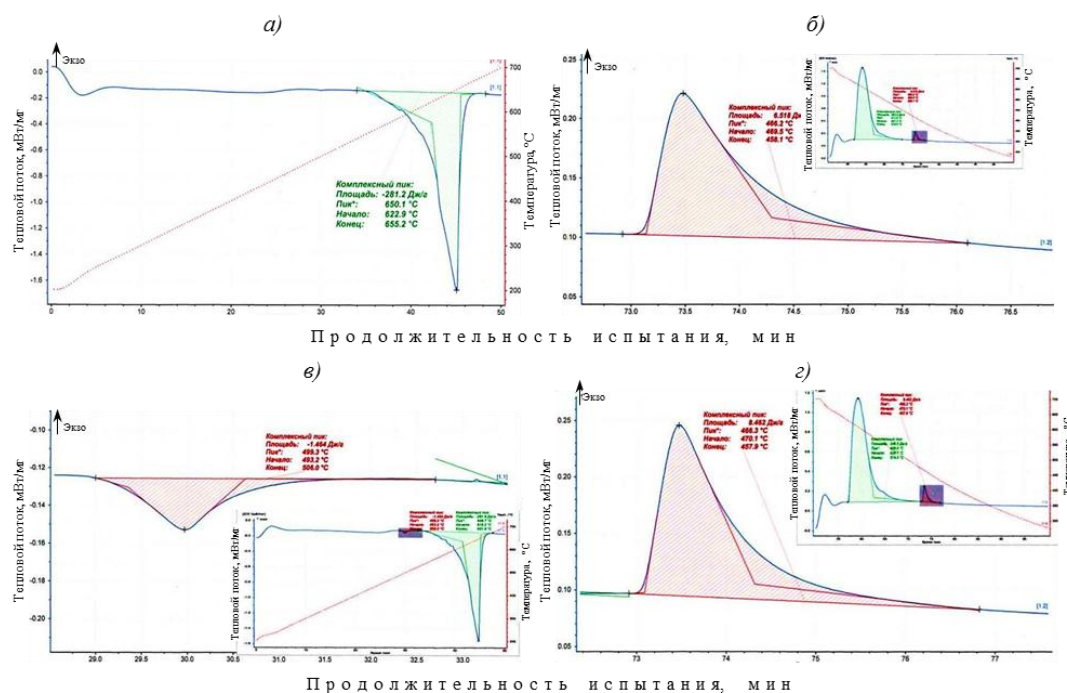


Рис. 4. Результаты анализа ДСК слитков после гомогенизации в течение 24 (*a* – нагрев; *б* – охлаждение) и 36 ч (*в* – нагрев; *г* – охлаждение)

Результаты анализа ДСК слитков после разных режимов гомогенизации представлены на рис. 4. Видно, что температуры превращений при нагреве и охлаждении практически одинаковые в слитках после разных режимов гомогенизации. При этом оба режима гомогенизации обеспечивают практически полное растворение низкотемпературной эвтектики, что благоприятно влияет на технологическую пластичность.

Усредненные значения механических свойств образцов (вырезанных из центральной части и периферии) слитков  $\varnothing 525$  мм из сплава В95о.ч. при разных температурах после двух режимов гомогенизации представлены в табл. 4.

Таблица 4

**Механические свойства\* слитков  $\varnothing 525$  мм из сплава В95о.ч. после разных режимов гомогенизации при температуре 450–470°C**

Продолжительность гомогенизации, ч	Температура испытания, °С	$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\varphi$
		МПа		%	
24	20	<u>227–233</u>	<u>119–148</u>	<u>10,8–12,0</u>	<u>14,7–24,6</u>
		230	135	11,5	20,65
	360	<u>64–70</u>	<u>60–65</u>	<u>30,2–52,8</u>	<u>80,8–92,5</u>
		67	62,5	41,5	86,6
390	<u>56–58</u>	<u>52–54</u>	<u>35,8–52,2</u>	<u>82,7–94,5</u>	
	57	53	46,4	87,8	
420	<u>47–53</u>	<u>43–49</u>	<u>38,2–54,4</u>	<u>73,5–93,8</u>	
	50	46	47,4	85,7	
36	20	<u>232–240</u>	<u>130–145</u>	<u>9,8–12,4</u>	<u>14,0–24,1</u>
		237	137	11,0	20,5
	360	<u>63–69</u>	<u>56–62</u>	<u>32,2–55,4</u>	<u>73,2–92,5</u>
		66	59	36,5	85,8
390	<u>55–64</u>	<u>52–62</u>	<u>40,8–56,2</u>	<u>86,4–94,2</u>	
	59	57	48,6	90,6	
420	<u>47–55</u>	<u>45–53</u>	<u>34,2–68,4</u>	<u>68,1–94,8</u>	
	50	48	53,4	82,4	

\* В числителе – минимальные и максимальные значения, в знаменателе – средние.

Прочностные ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) и пластические характеристики ( $\delta$ ,  $\varphi$ ) по всему сечению слитков после двух режимов гомогенизации при температуре 20°C находятся практически на одинаковом уровне. Показано, что после гомогенизации слитка  $\varnothing 520$  мм при 450–470°C в течение 24 ч значения пределов прочности и текучести в среднем составляют 230 и 135 МПа соответственно при относительном удлинении 11,5%. Увеличение продолжительности выдержки до 36 ч не приводит к значимым изменениям прочности и пластичности.

Установлено, что при всех режимах гомогенизации максимальная пластичность слитков ( $\delta$  – до 53,4%,  $\psi$  – до 90,6%) достигается при температурах испытания 390–420°C. При температуре 420°C наблюдается небольшое снижение относительного сужения в связи с ростом размера зерна в структуре, при этом оно остается на достаточно высоком уровне, что свидетельствует об отсутствии пережогов. Поэтому для деформации слитков выбран диапазон температур 390–400°C.

Таким образом, гомогенизация при температуре 450–470°C в течение 24 и 36 ч в результате диффузионных процессов обеспечивает выравнивание концентрации состава твердого раствора внутри зерен и растворение неравновесных эвтектик и избыточных фаз, что позволяет после каждого режима достичь высокого уровня пластичности, необходимого для дальнейшей деформации. Поэтому оптимальным для изготовления раскатных колец из сплава В95о.ч. является режим гомогенизации при температуре 450–470°C в течение 24 ч как более энергосберегающий, а для деформации раскатных колец значения температур 390–400°C.

**Влияние режима термической обработки  
на структуру и механические свойства раскатных колец**

Оценка макроструктуры раскатных колец из высокопрочного сплава В950.ч.-Т2 после деформации при 390–400°С и последующей термической обработки (табл. 2) показала, что после всех режимов структура хорошо проработанная, тонковолокнистая, однородная, направление макроволокну соответствует конфигурации кольца. Дефекты металлургического характера (раковины, пористость, оксидные пленки, расслоения, трещины, ликвационные неоднородности и неметаллические включения) отсутствуют.

Микроструктура всех исследуемых состояний соответствует деформированному термообработанному (закалка и старение по режиму Т2) состоянию сплава В950.ч.-Т2 (рис. 5). Границы зерен тонкие, без признаков пережога. Видно, что для раскатных колец после всех режимов термической обработки характерна преимущественно нерекристаллизованная структура с выраженной текстурой деформации. Структура соответствует типичной структуре сплава В950.ч.-Т2 и представляет собой вытянутые зерна  $\alpha$ -твердого раствора, внутри которых распределены выделения. Вдоль границ (особенно в осевом направлении – рис. 5, в) наблюдаются тонкие светлые прослойки – зоны свободные от выделений (ЗСВ).

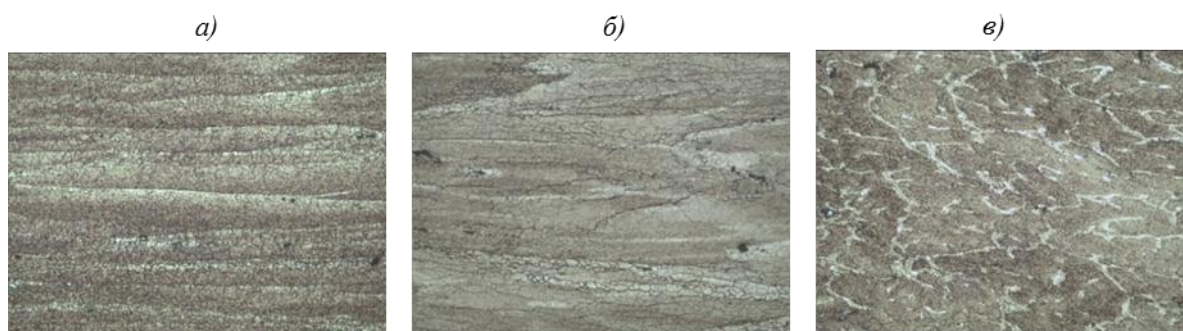


Рис. 5. Типичная микроструктура ( $\times 200$ ) в разных сечениях раскатных колец из сплава В950.ч.-Т2 в направлении:

а – долевом (хордовом); б – поперечном по ширине (радиальном); в – поперечном по высоте (осевом)

Увеличение продолжительности выдержки при нагреве под закалку со 150 до 200 мин и температуры закалочной среды с 30 до 60°С приводит к небольшому росту зерна в структуре.

Результаты механических испытаний раскатных колец после гомогенизации в течение 24 ч и разных режимов окончательной термической обработки приведены в табл. 5.

Таблица 5

**Механические свойства\* раскатных колец после разных режимов термической обработки**

Режим термической обработки (см. табл. 2)	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	Удельная электропроводимость, МСм/м
	МПа			
1	520–540	475–485	9,6–9,8	21,4–21,6
2	490–520	410–445	11,0–15,0	22,5–22,7
3	500–540	435–475	11,0–13,0	21,9–22,1
4	470–490	395–415	11,0–15,0	22,0–22,2
Уровень свойств для плит из сплава В950.ч.-Т2 (по ОСТ1 90125–83)	470–540	380–460	6,0	–

\* Средние значения для трех направлений.

Механические свойства образцов, вырезанных из раскатных колец в хордовом, радиальном и осевом направлениях после всех режимов термической обработки значительно не отличаются и составляют: предел прочности 470–540 МПа, предел текучести 395–485 МПа, относительное удлинение 9,6–15,0%.

Анализ полученных результатов показал, что увеличение выдержки при нагреве под закалку с 150 до 200 мин приводит к снижению прочностных характеристик на 8–10% при закалке в холодной и горячей воде. Это связано с тем, что более длительная выдержка при закалке (после предварительной деформации заготовок) приводит к частичному снятию структурного упрочнения и к небольшому росту зерна в структуре, а следовательно, к снижению прочности в продольном направлении, что в меньшей степени проявляется при выдержке 150 мин.

Прочностные свойства после закалки в горячей воде (60°C) немного снижаются (до 10%) из-за меньшего пересыщения твердого раствора по сравнению с закалкой в холодной воде (30°C), при незначительном увеличении пластичности.

Измеренные значения удельной электропроводности методом вихревых токов показали также небольшое изменение свойств в зависимости от режима.

После термической обработки по всем режимам механические свойства раскатных колец находятся на уровне свойств плит из сплава В95о.ч.-Т2 ( $\sigma_b \geq 470$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 380$  МПа,  $\delta \geq 6\%$ ), из которых в настоящее время изготавливают шпангоуты, и не уступают по характеристикам прочности аналогичным полуфабрикатам из зарубежного сплава-аналога 7475 Т7351 (США) – плиты толщиной 80 мм:  $\sigma_b \geq 455$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 370$  МПа,  $\delta \geq 10\%$ . При этом технология получения и термическая обработка по всем режимам обеспечивают более равномерное изменение свойств по сечению раскатных колец по сравнению с плитами, где неравномерная структура по сечению неблагоприятно сказывается на свойствах. Изготовление шпангоутов фюзеляжа из раскатных колец также позволит повысить КИМ и снизить трудоемкость изготовления.

Наиболее высокие значения пределов прочности (530–540 МПа) и текучести (475–480 МПа) с достаточным уровнем относительного удлинения обеспечивает режим 1 (с выдержкой при закалке 150 мин и охлаждением в холодной воде – табл. 5), а также является более энергосберегающим и экономически выгодным. Таким образом, термическая обработка по данному режиму позволяет достичь требуемого уровня свойств и обеспечить оптимальное сочетание прочностных и пластических характеристик раскатных колец данного размера без образования дефектов и трещин.

### **Обсуждение и заключения**

Проведены исследования влияния режимов гомогенизации на структуру и механические свойства сплава В95о.ч. Установлено, что оба режима гомогенизации (при выдержке в течение 24 и 36 ч) обеспечивают выравнивание концентрации состава твердого раствора внутри зерен и практически полное растворение эвтектических и избыточных фаз (не более 1,7%). После двух режимов гомогенизации величина зерна по сечению слитков находится практически на одинаковом уровне и увеличивается от периферии к центру слитка – со 176 до 352 мкм.

Исследование влияния продолжительности выдержки при нагреве и температуры охлаждающей воды при закалке раскатных колец ( $R \leq 1500$  мм) из сплава В95о.ч.-Т2 показало, что увеличение продолжительности выдержки при нагреве под закалку со 150 до 200 мин и температуры закалочной среды с 30 до 60°C приводит к небольшому росту зерна и меньшему пересыщению. После всех режимов термической обработки раскатных колец в них наблюдается преимущественно нерекристаллизованная структура с выраженной текстурой деформации, которая представляет собой вытянутые

зерна  $\alpha$ -твердого раствора, с высокой плотностью дисперсных выделений упрочняющей фазы внутри и ЗСВ по границам.

Показано, что увеличение длительности выдержки со 150 до 200 мин при нагреве под закалку (после предварительной деформации заготовок) раскатного кольца из-за частичного снятия структурного упрочнения, а также увеличение температуры закалочной среды с 30 до 60°C приводят к небольшому снижению прочностных характеристик (до 10%). Однако все предлагаемые режимы термической обработки обеспечивают более равномерное изменение механических свойств по сечению раскатных колец по сравнению с плитами, а уровень значений свойств раскатных колец не ниже:  $\sigma_{\text{в}} \geq 470$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 380$  МПа,  $\delta \geq 6\%$ . Наиболее высокие прочностные характеристики при необходимом уровне пластичности обеспечиваются после гомогенизации в течение 24 ч и закалки при 465–475°C с продолжительностью выдержки 150 мин и охлаждением в холодной воде (30°C) с последующим старением (T2). Данный режим термической обработки раскатных колец также является более энергетически и экономически выгодным.

При этом следует отметить, что для предлагаемой новой технологии изготовления раскатных колец из высокопрочного сплава В95о.ч.-Т2 требуется специальное оборудование для термической обработки полуфабриката большого диаметра.

Исследования в данной работе проведены на опытной партии полуфабрикатов. Для организации серийного производства раскатных колец необходимого размера (диаметром >3000 мм) применительно к изготовлению сегментов шпангоутов необходима разработка промышленной технологии.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Молостова И.И. Развитие и применение высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu для авиакосмической техники // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбил. науч.-технич. сб. М.: ВИАМ, 2007. С. 155–163.
2. Илларионов Э.И., Колобнев Н.И., Горбунов П.З., Каблов Е.Н. Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике. М.: Наука, 2001. 192 с.
3. Antipov V.V., Blinova N.E., Senatorova O.G. et al. Investigations of properties and structure of V95och and V96Zr-3pch. alloys during stress ageing // Proceedings of ICAA-11. 2008. P. 1864–1868.
4. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
5. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
6. Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в период 1970–2015 гг. // Технология легких сплавов. 2002. №4. С. 12–17.
7. Каблов Е.Н., Гриневиц А.В., Луценко А.Н., Ерасов В.С., Нужный Г.А., Гулина И.В. Исследование кинетики разрушения конструкционных алюминиевых сплавов при длительном воздействии статической нагрузки и коррозионной среды с использованием образца нового типа // Деформация и разрушение материалов. 2016. №10. С. 42–48.
8. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 167–182.
9. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. №5. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
10. Fridlyander I.N., Senatorova O.G., Ryazanova N.A., Nikiforov A.O. Grain structure and superplasticity of strength Al–Zn–Mg–Cu alloys with different minor additions // Proceedings of 1994 International Conference on Superplasticity in Advanced Materials (ICSAM-94). 1994. P. 345–349.

11. Сенаторова О.Г., Сухих А.Ю., Сидельников В.В. и др. Развитие и перспективы применения высокопрочных алюминиевых сплавов для катаных полуфабрикатов // Технология легких сплавов. 2002. №4. С. 28–33.
12. Милевская Т.В., Рушиц С.В., Ткаченко Е.А., Антонов С.М. Деформационное поведение высокопрочных алюминиевых сплавов в условиях горячей деформации // Авиационные материалы и технологии. 2015. №2 (35). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-3-9.
13. ОСТ1 90113–86. Профили прессованные из алюминиевых сплавов. Технические условия. М., 1987. 46 с.
14. Курс М.Г. Прогнозирование прочностных свойств обшивки ЛА из деформируемого алюминиевого сплава В95о.ч.-Т2 с применением интегрального коэффициента коррозионного разрушения // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №5. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-101-109.
15. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
16. ГОСТ 4784–97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. М.: Стандартиформ, 2009. 15 с.
17. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Новиков И.И. и др. Сверхпластичность высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, легированных скандием // Технология легких сплавов. 1993. №7–8. С. 43–46.
18. Фридляндер И.Н. Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы. М.: Оборонгиз, 1960. С. 191–195.
19. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение): справочник. Киев: Коминтех, 2005. С. 99.