

Д.К. Рябов<sup>1</sup>, Н.И. Колобнев<sup>1</sup>

## ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА 1913 ПРИ ДВУХСТУПЕНЧАТОМ ИСКУССТВЕННОМ СТАРЕНИИ

*Сплавы систем Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu относятся к термически упрочняемым. Применяя те или иные режимы закалки и искусственного старения возможно варьировать механические и коррозионные характеристики в полуфабрикатах. Для получения наилучшего комплекса свойств целесообразно применять многоступенчатое старение, что позволяет интенсифицировать распад твердого раствора и добиться повышенных характеристик прочности при сохранении высокой коррозионной стойкости. Представлены результаты исследований изменения механических свойств листов из отечественного коррозионностойкого сплава 1913, легированного малой добавкой меди, при применении различных режимов двухступенчатого старения. Приведена краткая оценка целесообразности выбора температуры первой и второй ступеней старения.*

**Ключевые слова:** сплав 1913, многоступенчатое старение, прочность, термическая обработка, система Al–Zn–Mg.

D.K. Ryabov<sup>1</sup>, N.I. Kolobnev<sup>1</sup>

## EVOLUTION OF MECHANICAL PROPERTIES OF 1913 ALUMINIUM ALLOY DURING TWO-STAGE AGING

*Al–Zn–Mg and Al–Zn–Mg–Cu are heat treatment alloys. By applying different types of quenching and artificial aging it is possible to vary mechanical and corrosion properties in semi-products. It is reasonable to apply multistage aging that allows to intensify decomposition of solid solution to receiving the best complex of characteristics and to achieve improved characteristics of durability with high corrosion resistance. The results of study of evolution of mechanical properties of cold-rolled sheets of Russian corrosion resistant 1913 alloy (alloyed with small addition of Cu) during two-staged aging are introduced. The short assessment of expediency of a choice of temperature of the first and second steps of a step of aging is given.*

**Keywords:** 1913 alloy, multi-stage aging, strength, heat treatment, Al–Zn–Mg.

---

<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

Современный уровень развития техники и технологии требует разработки летательных аппаратов нового поколения. Для обеспечения весовой эффективности авиационных конструкций перспективным направлением является замена клепаных конструкций на сварные. Для сварных конструкций планера идеально подходят свариваемые алюминиевые сплавы системы Al–Zn–Mg–(Cu), которые помимо свариваемости всеми видами сварки обладают высокой коррозионной стойкостью. Их применение в сварных конструкциях позволяет обеспечить снижение массы на 20%, что является большим преимуществом при создании техники нового поколения [1–3].

В России сплавы этой системы начали разрабатываться с 60-х годов прошлого века. В 1963 г. был разработан сплав АЦМ, который обладал низкой расслаивающей и межкристаллитной коррозией и сваривался аргоно-дуговой сваркой. Но при эксплуатации сплава обнаружилась его склонность к коррозионному растрескиванию (КР) [4]. В отличие от высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, в которых с целью повышения коррозионной стойкости необходимо применять режимы старения на стадии перестаривания, за счет чего несколько снижаются прочностные свойства, в сплавах си-

стемы Al–Zn–Mg с небольшой добавкой меди при подборе режима упрочняющей термической обработки обеспечивается отсутствие межкристаллитной коррозии и склонности к расслаивающей коррозии на уровне 2 балла.

В интервале температур 100–120°C высокая прочность достигается за сравнительно короткое время (24–100 ч) – преимущественно путем образования когерентных метастабильных фаз. Но при этом структура не стабильна и последующее длительное вылеживание сплавов при температуре 70°C вызывает дополнительные изменения структуры и снижение сопротивления коррозии под напряжением [5].

Для этих сплавов характерно положительное влияние предварительного старения при низких температурах на последующее старение при сравнительно высоких температурах.

При температуре ~90°C уже даже короткая выдержка приблизительно 30 мин приводит к появлению метастабильных частиц и ухудшению коррозионных свойств [6].

В качестве материала для исследований выбран отечественный алюминиевый сплав 1913 в виде листов толщиной 1,5 мм, полученных в условиях металлургического производства. Среднепрочный, свариваемый, коррозионностойкий сплав 1913 относится к системе Al–Zn–Mg, дополнительно легирован небольшой добавкой меди для улучшения стойкости к коррозионному растрескиванию. В качестве элементов-антикристаллизаторов в состав сплава введены марганец, цирконий и скандий, соотношение цинка к магнию находится на уровне 2,6.

Склонность листов из сплава 1913 к межкристаллитной коррозии определяли по ГОСТ 9.021–74 в растворе №2 (состав: 1 н. раствор NaCl+0,3%Н<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) на плоских образцах размером 20×10 мм.

Испытания на расслаивающую коррозию проводили по ГОСТ 9.904–82. Для испытания применяли плоские образцы размером 60×40 мм. Перед испытанием образцы подвергали травлению в 10%-ном растворе едкого натра при температуре раствора 60°C в течение 5 мин и осветляли в 30%-ном растворе азотной кислоты, после чего еще раз промывали и высушивали на воздухе. Испытания проводили при полном погружении образцов в раствор №4 в течение 7 сут при температуре 18–25°C. Испытания на растяжение проводили при комнатной температуре по ГОСТ 1497–84 на универсальной сервогидравлической испытательной машине Zwick-Roell (Германия).

Искусственное старение листов проводили после закалки с температуры 470°C, которая была выбрана по результатам работ [7, 8]. Для исключения снижения механических свойств в состаренном состоянии, продолжительность перерыва между закалкой и старением регламентировалась и составила в среднем 10–15 минут [9]. Старение проводили в печах с принудительной конвекцией воздуха, подъем до температуры второй ступени осуществлялся с постоянной скоростью 5°C в минуту, показания термопары регистрировались каждые 20 с.

Из анализа результатов по исследованию кинетики одноступенчатого искусственного старения листов (рис. 1) были выбраны две различные температуры первой ступени (в интервале температур 50–150°C). Разница в температурах первой ступени при различных режимах составила 40°C, продолжительность выдержки при этом составляла 10 ч. Для сравнения механических свойств листов после старения только по первой ступени были проведены испытания при растяжении. Разница в пределах прочности и текучести листов, подвергнутых старению с низкотемпературной (далее – НС) и высокотемпературной (далее – ВС) первой ступенью, составила 10 и 30 МПа соответственно.

По данным ряда работ, для данной группы сплавов целесообразно применять многоступенчатое старение с повышением температуры на последующей ступени [10, 11], в отличие от высокопрочных сплавов типа В95 и В96, в которых для повышения характеристик коррозионной стойкости разработаны режимы термической обработки с повышенной температурой кратковременной второй ступени и последующим достариванием – так называемая RRA обработка [12–16].

Для исследования изменения механических свойств в процессе старения были выбраны три температуры второй ступени, обеспечивающие как старение на максимальную прочность, так и перестаривание. Изменение прочности листов из сплава 1913, состаренных по двухступенчатым режимам в зависимости от температуры первой

ступени и температурно-временных параметров второй ступени, представлены на рис. 2. Видно, что независимо от температуры первой ступени для обеспечения максимума прочности при температуре второй ступени 130°C необходимо длительное старение в течение более чем 12 ч, при этом аналогичных характеристик прочности возможно достичь при температуре второй ступени 150°C и более коротких выдержках.

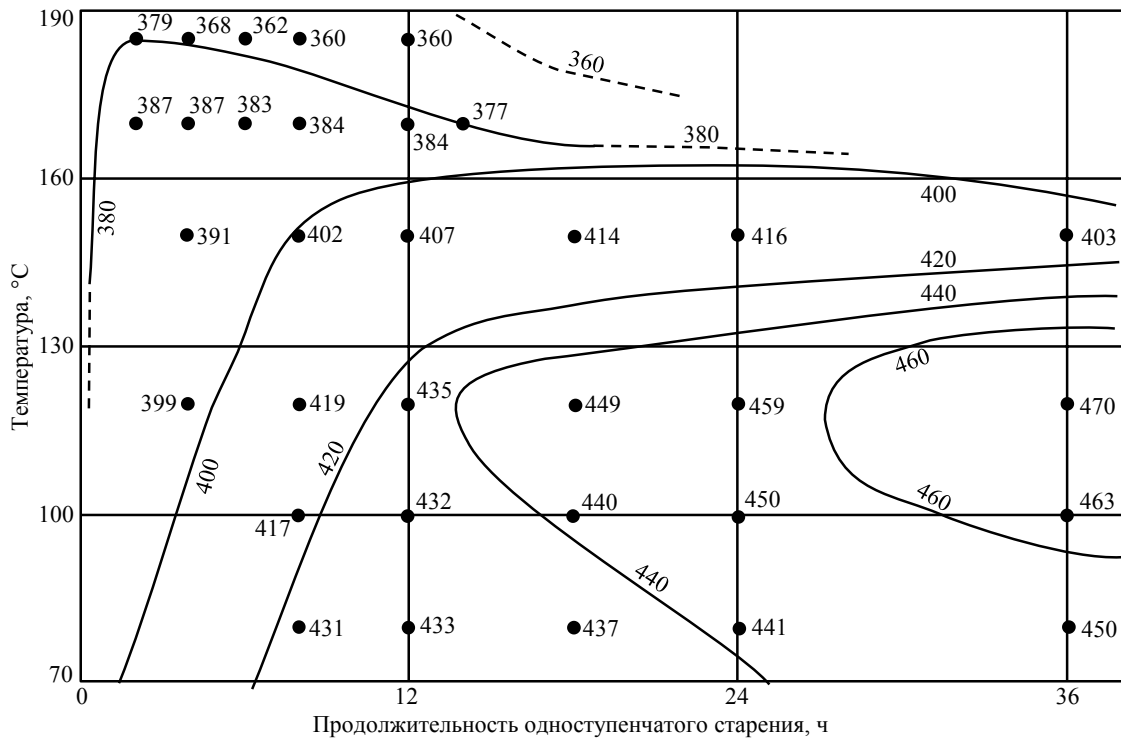


Рис. 1. Карта изменения предела прочности (в МПа) листов из сплава 1913 при одноступенчатом старении

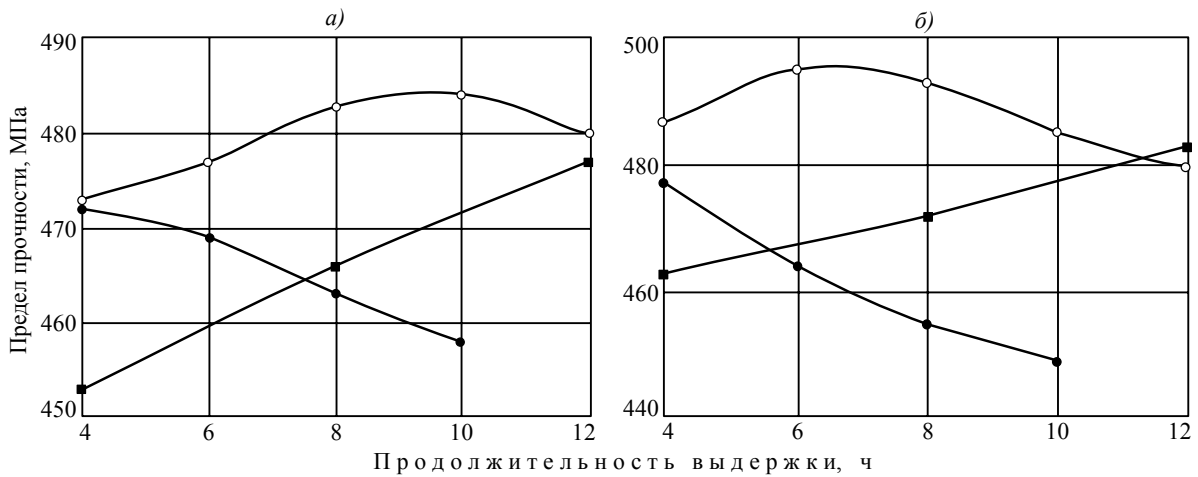


Рис. 2. Зависимость изменения прочности листов из сплава 1913 в зависимости от температурно-временных параметров второй ступени старения при 130 (■), 150 (○) и 170°C (●) после первой низкотемпературной (а) и высокотемпературной ступеней (б)

Для подбора оптимального режима старения, обеспечивающего оптимальный комплекс свойств, были проведены коррозионные испытания на склонность листов к межкристаллитной (МКК) и расслаивающей коррозии (РСК). Результаты испытаний представлены в таблице.

### Результаты испытаний на коррозионную стойкость

Режим термообработки*	МКК, мм	РСК, балл
НС+130°C, 8 ч	0,12	4–5
НС+150°C, 10 ч	0,06**	4
НС+170°C, 6 ч	0	2
ВС+130°C, 8 ч	0,09	3–4
ВС+150°C, 6 ч	0	2–3
ВС+170°C, 6 ч	0	2

\* НС и ВС – низкотемпературное и высокотемпературное старение.

\*\* Единичные поражения.

Результаты коррозионных испытаний показали целесообразность применения двухступенчатых режимов старения с температурой второй ступени  $>150^{\circ}\text{C}$ . Кроме того, из сравнения режимов видно, что старение с низкотемпературной ступенью, обеспечивающее максимальный уровень механических свойств, показывает более высокую склонность к развитию межкристаллитной и расслаивающей коррозии в образцах.

Необходимо отметить, что старение на второй ступени при температуре  $170^{\circ}\text{C}$  обеспечивает перестаривание листов, что выражается в падении прочности, которое проходит тем сильнее, чем более высокие свойства были после первой ступени старения, при этом коррозионные характеристики листов находятся на высоком уровне, что хорошо согласуется с результатами работ [17–19] по исследованию характеристик коррозионной стойкости в перестаренном состоянии.

Для получения изображений тонкой структуры листов, состаренных при температуре второй ступени  $150^{\circ}\text{C}$  и одинаковом времени выдержки (4 ч), были проведены электронно-микроскопические исследования (рис. 3).

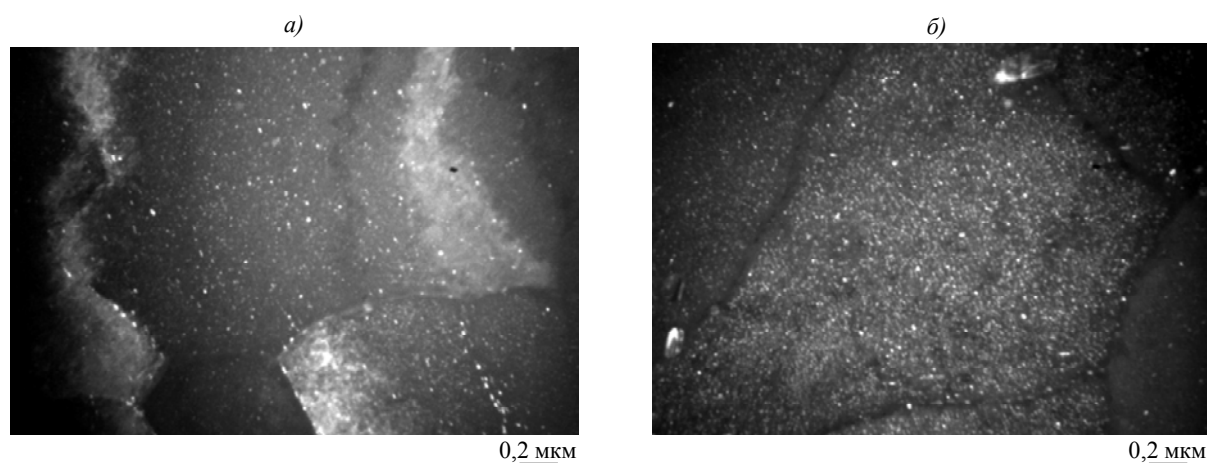


Рис. 3. Темнопольное изображение  $\eta$ -фазы после старения по режиму при  $150^{\circ}\text{C}$ , 4 ч при низкотемпературной (а) и высокотемпературной (б) первой стадии старения

Старение на первой ступени с повышенной температурой при температуре второй ступени  $150^{\circ}\text{C}$  обеспечивает более интенсивный и равномерный распад твердого раствора, что отражается в повышенных механических характеристиках. Можно предположить, что при второй ступени старения частично наследуется структура, характерная после первой ступени старения, поэтому целесообразно при разработке промышленных режимов выбирать первую ступень таким образом, чтобы она обеспечивала как можно более равномерные выделения упрочняющей фазы в теле зерна и по границам, что позволит проводить старение листов на максимальную прочность при сохранении высоких характеристик коррозионной стойкости.

По результатам проведенных исследований сделан вывод о целесообразности применения двухступенчатых режимов старения для сплава 1913, при этом в качестве температуры второй ступени целесообразно выбирать температуры  $>150^{\circ}\text{C}$  – для обеспечения высокой коррозионной стойкости. При разработке многоступенчатых режимов температуру первой ступени целесообразно выбирать с целью обеспечения как можно более благоприятной структуры выделений в сплаве.

Перестаривание сплава вне зависимости от температуры первой ступени обеспечивает отсутствие межкристаллитной коррозии и характеристики РСК на уровне 2–3 балла, при этом уровень свойств на 30 МПа ниже, чем при старении с температурой второй ступени  $150^{\circ}\text{C}$ .

#### ЛИТЕРАТУРА

1. История авиационного материаловедения. ВИАМ – 80 лет: годы и люди /Под общ. ред. Е.Н. Каблов. М.: ВИАМ. 2012. 475 с.
2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
3. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 167–182.
4. Елагин В.И., Захаров В.В., Дриц А.М. Структура и свойства сплавов системы Al–Zn–Mg. М.: Металлургия. 1982. 222 с.
5. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник. М.: Металлургия. 1984. 527 с.
6. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М.: Металлургия. 1979. 208 с.
7. Рябов Д.К., Колобнев Н.И., Махсидов В.В., Фомина М.А. О стабильности пересыщенного твердого раствора листов сплава 1913 при закалке //Металлургия машиностроения. 2012. №3. С. 30–33.
8. Лощинин Ю.В., Пахомкин С.И., Фокин А.С. Влияние скорости нагревания при исследовании фазовых превращений в алюминиевых сплавах методом ДСК //Авиационные материалы и технологии. 2011. №2. С. 3–6.
9. Рябов Д.К., Колобнев Н.И., Самохвалов С.В., Махсидов В.В. Влияние предварительного естественного старения на свойства сплава 1913 в искусственно состаренном состоянии //Авиационные материалы и технологии. 2013. №2. С. 8–11.
10. Ying Deng, Zhimin Yin, Kai Zhao, Jiaqi Duan, Jian Hu, Zhenbo He. Effects of Sc and Zr microalloying additions and aging time at  $120^{\circ}\text{C}$  on the corrosion behaviour of an Al–Zn–Mg alloy //Corrosion Science. 2012. V. 65. P. 288–298.
11. Marlauda T., Deschamps A., Bleya F., Lefebvre W., Baroux B. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al–Zn–Mg–Cu alloys //Acta Materialia. 2010. V. 58. №1. P. 248–260.
12. Zhi Hui Li, Bai Qing Xiong, Yon Gan Zhang, Xin Yu Lu, Zhen Bo He, Long Bin Jin, Xi Wu Li, Xiao Lei Han. Research on multi-artificial aging applied to aluminum alloy 7150 plate //Materials Science Forum. 2012. V. 706–709. P. 340–345.
13. Xu K., Birbilis N., Rometsch P.A. The effect of pre-aging temperature and retrogression heating rate on the strength and corrosion behavior of AA7150 //Corrosion Science. 2012. V. 54. №1. P. 17–25.
14. Angappana M., Sampathb V., Ashoka B., Deepkumar V.P. Retrogression and re-aging treatment on short transverse tensile properties of 7010 aluminum alloy extrusions //Materials & Design. 2011. V. 32. №7. P. 4050–4053.
15. Buhaa J., Lumleyb R.N., Crosky A.G. Secondary aging in an aluminum alloy 7050 //Materials Science and Engineering A. 2008. V. 492. №1–2. P. 1–10.
16. Ng Guan Yao, Bin Abd Rashid Mohd Warikh, Zolkepli B., Nadiah N., Leng S.C. Effect of retrogression medium to the mechanical properties of aluminum alloy 7075 //Applied Mechanics and Materials. 2012. V. 165. P. 6–11.
17. Mukhopadhyay A.K., Prasad K.S., Vikas Kumar, Reddy G.M., Kamat S.V., Varma V.K. Key Microstructural Features Responsible for Improved Stress Corrosion Cracking Resistance and

- Weldability in 7xxx Series Al Alloys Containing Micro /Trace Alloying Additions /In: Proceedings of the 10-th International Conference on Aluminium Alloys. Vancouver. 2006. P. 315–320.
18. Li Jin-feng, Peng Zhuo-wei, Li Chao-xing etc. Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments //Transactions of Non-ferrous Metals Society of China. 2008. V. 18. P. 755–762.
  19. Ling-Mei Wu, Seyring M., Rettenmayr M., Wen-Hsiung Wang. Characterization of precipitate evolution in an artificially aged Al–Zn–Mg–Sc–Zr alloy //Materials Science and Engineering A. 2010. V. 527. P. 1068–1073.

#### REFERENS LIST

1. Istorija aviacionnogo materialovedenija. VIAM – 80 let: gody i ljudi [History of aviation materials science. VIAM – 80 years: years and people] /Pod obshh. red. E.N. Kablov. M.: VIAM. 2012. 475 s.
2. Kablov E.N. Strategicheskie napravlenija razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 goda [Strategical Areas of Developing Materials and Their Processing Technologies for the Period up to 2030] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 7–17.
3. Antipov V.V., Senatorova O.G., Tkachenko E.A., Vahromov R.O. Aljuminievye deformiruemye splavy [Aluminium wrought alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 167–182.
4. Elagin V.I., Zaharov V.V., Dric A.M. Struktura i svojstva splavov sistemy Al–Zn–Mg [Strukture and properties of alloys of Al–Zn–Mg system]. M.: Metallurgija. 1982. 222 s.
5. Alieva S.G., Al'tman M.B., Ambarcumjan S.M. i dr. Promyshlennye aljuminievye splavy: Spravochnik [Industrial aluminum alloys]. M.: Metallurgija. 1984. 527 s.
6. Fridljander I.N. Aljuminievye deformiruemye konstrukcionnye splavy [Aluminum deformable constructional alloys]. M.: Metallurgija. 1979. 208 s.
7. Rjabov D.K., Kolobnev N.I., Mahsidov V.V., Fomina M.A. O stabil'nosti peresyshhennogo tverdogo rastvora listov splava 1913 pri zakalke [About stability of supersaturated solid solution of sheets of an alloy 1913 when quenching] //Metallurgija mashinostroenija. 2012. №3. S. 30–33.
8. Loshhinin Ju.V., Pahomkin S.I., Fokin A.S. Vlijanie skorosti nagrevanija pri issledovanii fazovyh prevrashhenij v aljuminievych splavah metodom DSK [Study of the heating rate effect on phase transformations of Al alloys by the differential scanning calorimetry method] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2011. №2. S. 3–6.
9. Rjabov D.K., Kolobnev N.I., Samohvalov S.V., Mahsidov V.V. Vlijanie predvaritel'nogo estestvennogo starenija na svojstva splava 1913 v iskusstvenno sostarennom sostojanii [The effect of natural ageing on evolution of mechanical properties of 1913 aluminium alloy during artificial ageing] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2013. №2. S. 8–11.
10. Ying Deng, Zhimin Yin, Kai Zhao, Jiaqi Duan, Jian Hu, Zhenbo He. Effects of Sc and Zr microalloying additions and aging time at 120°C on the corrosion behaviour of an Al–Zn–Mg alloy //Corrosion Science. 2012. V. 65. R. 288–298.
11. Marlauda T., Deschamps A., Bleya F., Lefebvre W., Baroux B. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al–Zn–Mg–Cu alloys //Acta Materialia. 2010. V. 58. №1. P. 248–260.
12. Zhi Hui Li, Bai Qing Xiong, Yon Gan Zhang, Xin Yu Lu, Zhen Bo He, Long Bin Jin, Xi Wu Li, Xiao Lei Han. Research on multi-artificial aging applied to aluminum alloy 7150 plate //Materials Science Forum. 2012. V. 706–709. R. 340–345.
13. Xu K., Birbilis N., Rometsch P.A. The effect of pre-aging temperature and retrogression heating rate on the strength and corrosion behavior of AA7150 //Corrosion Science. 2012. V. 54. №1. P. 17–25.
14. Angappana M., Sampathb V., Ashoka B., Deepkumar V.P. Retrogression and re-aging treatment on short transverse tensile properties of 7010 aluminum alloy extrusions //Materials & Design. 2011. V. 32. №7. P. 4050–4053.
15. Buhaa J., Lumleyb R.N., Crosky A.G. Secondary aging in an aluminum alloy 7050 //Materials Science and Engineering A. 2008. V. 492. №1–2. P. 1–10.
16. Ng Guan Yao, Bin Abd Rashid Mohd Warikh, Zolkepli B., Nadiah N., Leng S.C. Effect of retrogression medium to the mechanical properties of aluminum alloy 7075 //Applied Mechanics and Materials. 2012. V. 165. R. 6–11.

17. Mukhopadhyay A.K., Prasad K.S., Vikas Kumar, Reddy G.M., Kamat S.V., Varma V.K. Key Microstructural Features Responsible for Improved Stress Corrosion Cracking Resistance and Weldability in 7xxx Series Al Alloys Containing Micro /Trace Alloying Additions /In: Proceedings of the 10-th International Conference on Aluminium Alloys. Vancouver. 2006. R. 315–320.
18. Li Jin-feng, Peng Zhuo-wei, Li Chao-xing etc. Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments //Transactions of Non-ferrous Metals Society of China. 2008. V. 18. P. 755–762.
19. Ling-Mei Wu, Seyring M., Rettenmayr M., Wen-Hsiung Wang. Characterization of precipitate evolution in an artificially aged Al–Zn–Mg–Sc–Zr alloy //Materials Science and Engineering A. 2010. V. 527. R. 1068–1073.