

Д.К. Рябов¹, Н.И. Колобнев¹, С.В. Самохвалов¹, В.В. Махсидов¹

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ЕСТЕСТВЕННОГО СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА СПЛАВА 1913 В ИСКУССТВЕННО СОСТАРЕННОМ СОСТОЯНИИ

Представлены результаты исследования влияния предварительного длительного естественного старения на механические свойства листов из коррозионностойкого свариваемого сплава 1913 системы Al–Zn–Mg–(Cu) в искусственно состаренном состоянии. Установлено влияние перерыва между закалкой и искусственным старением на механические и коррозионные свойства (МКК, РСК) сплава 1913.

Ключевые слова: сплав 1913, естественное старение, закалка, механические свойства.

D.K. Ryabov¹, N.I. Kolobnev¹, S.V. Samohvalov¹, V.V. Makhsidov¹

THE EFFECT OF NATURAL AGEING ON EVOLUTION OF MECHANICAL PROPERTIES OF 1913 ALUMINIUM ALLOY DURING ARTIFICIAL AGEING

The effect of natural ageing on evolution of mechanical and corrosion (intergranular, exfoliation) properties during artificial ageing of Russian medium strength corrosion resistant weldable aluminium alloy 1913 (Al–Zn–Mg–(Cu)) is described. Kinetics of long-time natural aging is studied.

Keywords: 1913 alloy, natural aging, quenching, mechanical properties.

¹ 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

Алюминиевые сплавы широко применяются в авиа- и автомобилестроении. При этом, если в качестве материала планера все чаще находят применение полимерные композиционные материалы, то в конструкции автомобилей алюминий постепенно вытесняет сталь. Отечественные исследования в области алюминиевых сплавов направлены на оптимизацию химического состава, в том числе по примесям, а также на положительное влияние малых добавок различных элементов, включая редкоземельные металлы (РЗМ) [1].

Алюминиевый сплав 1913 можно отнести к группе малолегированных сплавов 1915, 1925 и 1935 системы Al–Zn–Mg, в которых суммарное содержание цинка и магния не превышает ~6,0%. Данные сплавы отличаются высоким уровнем механических свойств, хорошей коррозионной стойкостью, хорошо свариваются всеми видами сварки [2, 3]. Сплав 1913 отличается от указанных сплавов дополнительным легированием медью в малом количестве (~0,5%) [4].

Одной из особенностей сплавов 1915, 1925 и 1935 является постоянное повышение прочности в процессе естественного старения, которое наблюдается и после 10–15 лет выдержки. Основной прирост прочности происходит за первые месяцы старения. Относительное удлинение сплавов при этом снижается незначительно, что не сказывается на технологической пластичности при холодном деформировании. Длительность естественного старения после закалки оказывает определенное влияние на механические свойства в искусственно состаренном состоянии.

Термически упрочняемые алюминиевые сплавы других систем легирования также подвержены естественному старению, но при этом могут снижаться пластические характеристики, которые важны, например, для заклепок и холодной листовой штамповки. Для ряда алюминиевых сплавов ограничивается продолжительность перерыва между закалкой и искусственным старением. Это связано с тем, что длительная выдержка между закалкой и искусственным старением может приводить к изменению тонкой структуры и эксплуатационных свойств материала. В работах [5, 6] описано влияние продолжительности перерыва между закалкой и искусственным старением для отечественного высокопрочного сплава В95, в котором данный перерыв регламентирован (не более 4 ч) в связи со снижением характеристик прочности при наложении искусственного старения после естественного старения в течение нескольких часов. Тем не менее, при увеличении перерыва между закалкой и искусственным старением до нескольких дней механические свойства сплава вновь повышаются. В работе [7] исследовано негативное влияние перерыва между закалкой и искусственным старением на сплавах серии 6XXX (система Al–Mg–Si), которое приводит к огрублению тонкой структуры и снижению пределов прочности и текучести, сделаны выводы о целесообразности искусственного старения непосредственно после закалки.

Для сплава 1913 отсутствуют подробные данные по длительному естественному старению и его влиянию на свойства этого сплава в искусственно состаренном состоянии. Целью работы является исследование кинетики естественного старения листов из сплава 1913 для понимания возможности применения данного материала в состоянии T, исключая дополнительную операцию искусственного старения, а также исследование зависимости механических и коррозионных свойств от перерыва между закалкой и искусственным старением – для регламентирования процесса термической обработки в условиях металлургического и машиностроительного производства.

В качестве материала для исследований использовали листы из сплава 1913 толщиной 1,5 мм опытно-промышленной партии, полученной в условиях металлургического производства холодной прокаткой со степенью деформации ~70%. Сплав среднепрочный, коррозионностойкий, дополнительно легирован цирконием и скандием.

На основании результатов работ [8, 9] по исследованию ДСК-кривых сплава 1913 и влияния параметров закалки, выбрана температура нагрева под закалку: 470°C. Образцы из листов закачивали в воде комнатной температуры. Для исследования влияния перерыва между закалкой и искусственным старением листы после естественного старения при комнатной температуре подвергали термической обработке в печах с принудительной конвекцией по стандартному двухступенчатому режиму T3 с температурой нагрева второй ступени 165–170°C.

Определение механических свойств при растяжении проводили при комнатной температуре по ГОСТ 1497–84 на универсальной сервогидравлической испытательной машине MTS (США).

Испытания на определение межкристаллитной коррозии проводили по ГОСТ 9.021–74 в растворе №1, содержащем 30 г/л хлористого натрия +10 мл/л соляной кислоты, температура раствора 18–25°C, продолжительность испытания 24 ч. Для испытаний применяли плоские образцы 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. Состав раствора:

– калий двуххромовокислый (плотность 2,676 г/см³) ... 20 г/л;

– кислота соляная (плотность 1,19 г/см³) ... 9 г/л.

В результате естественного старения алюминиевых сплавов происходит распад пересыщенного твердого раствора, на начальных стадиях которого возникают так называемые зоны Гинье–Престона (ГП). Форма зон может быть или сферической, как в сплавах Al–Zn, или пластинчатой, как в сплавах Al–Cu, или даже игольчатой, характерной для сплавов системы Al–Si–Mg [10]. Количество и размер зон, а также плотность их распределения напрямую влияют на механические свойства алюминиевых сплавов. В сплавах систем Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu распад пересыщенного твердого раствора начинается уже при комнатной температуре, однако скорость естественного старения этих сплавов ниже, чем сплавов системы Al–Cu–Mg, в которых уровень максимальной прочности достигается уже через несколько дней [11, 12]. Максимальный рост прочности в сплавах систем Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu наблюдается в первые три месяца, а затем – замедляется, но незначительный рост прочности наблюдается и после трех лет выдержки [13].

При определении скорости естественного старения листов из сплава 1913 установлена максимальная длительность естественного старения – 3500 ч, что составляет ~5 мес. Средняя температура помещения, где находились образцы из листов, составляла ~24°C. Зависимости механических свойств листов из сплава 1913 от длительности естественного старения представлены на рис. 1. Видно, что наиболее быстро упрочнение проходит в первый месяц вылеживания, что, по-видимому, связано с активным образованием зон ГП и их ростом.

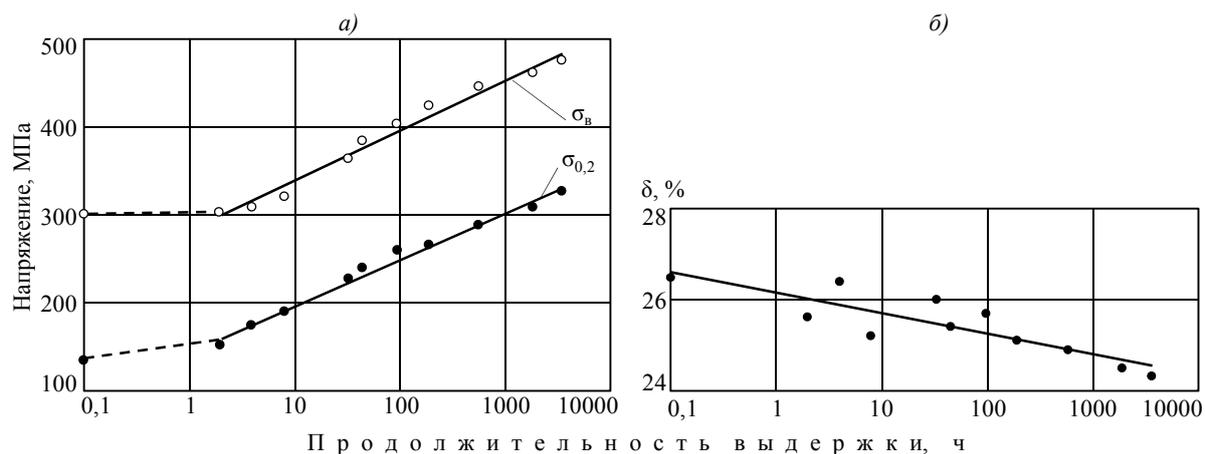


Рис. 1. Изменение прочностных свойств (а) и относительного удлинения (б) листов из сплава 1913 при естественном старении

Известно, что добавка 0,5% меди в сплавы системы Al–Zn–Mg сильно повышает твердость при старении на первых стадиях старения. Это происходит из-за того, что медь инициирует образование кластеров Zn–Zn, Zn–Mg, Mg–Mg, Cu–Zn–Mg, что обеспечивает более высокое упрочнение сплавов [14]. Необходимо отметить, что и после 4 мес естественного старения листы из сплава 1913 продолжают упрочняться, однако скорость повышения прочности заметно снижается. Полученные экспериментальные данные коррелируют с логарифмическим характером изменения пределов прочности и текучести во времени.

Кроме того, на графиках изменения пределов прочности и текучести обнаруживается характерный участок, на котором эти показатели практически не меняются. Этот участок охватывает первые полтора часа после закалки. Его можно рассматривать как некий «инкубационный период». Скорее всего, на нем только формируются кластеры

легирующих элементов, которые из-за малых размеров и особенностей строения не обеспечивают рост прочности.

После 4 мес вылеживания при значительном повышении соотношения предела текучести к пределу прочности сплав не теряет высокие пластические свойства: наблюдается незначительное падение относительного удлинения, которое можно описать логарифмической зависимостью. Тем не менее, уровень механических свойств листов, в особенности предела текучести, остается на низком уровне, что не позволяет рассматривать данный материал для применения в естественно состаренном состоянии; к тому же скорость упрочнения в процессе старения недостаточно высокая и для достижения приемлемых характеристик прочности должно пройти >2 мес.

Для определения влияния продолжительности перерыва между закалкой и искусственным старением исследовались те же самые длительности выдержки, что и при эксперименте по кинетике естественного старения. Графики изменения пределов прочности и текучести приведены на рис. 2. Видно, что перерыв между закалкой и последующим искусственным старением не влияет на прочность листов из сплава 1913 – она остается на уровне 462–468 МПа, но при этом прослеживается негативная динамика снижения предела текучести с увеличением длительности перерыва. За двое суток предел текучести снизился на ~20 МПа, затем скорость снижения уменьшается, и после 24 сут перерыва эта характеристика стабилизируется на уровне 356 МПа, что ниже предела текучести материала, состаренного без перерыва, – на 30 МПа. Снижение предела текучести можно объяснить тем, что в процессе вылеживания после закалки происходит рост и укрупнение зон ГП. Можно предположить, что при наложении искусственного старения рост зон идет неравномерно и местами предпочтительного выделения метастабильных фаз будут являться более крупные зоны, что сказывается на снижении плотности выделений, огрублении тонкой структуры и снижении предела текучести. Предел текучести – важная характеристика для расчета конструкций, и его снижение приведет к необходимости перерасчета толщины деталей и узлов, что отразится на весовой эффективности.

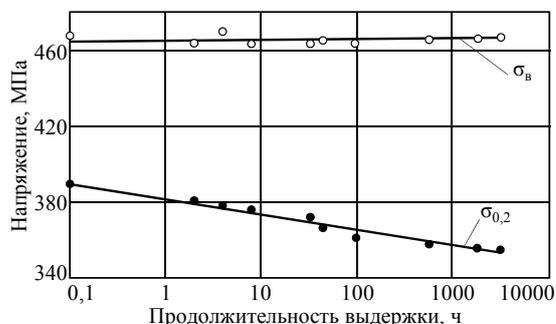


Рис. 2. Изменение прочностных свойств листов из сплава 1913 в зависимости от перерыва между закалкой и естественным старением

Известно [12], что в сплавах системы Al–Zn–Mg могут существовать несколько видов зон ГП, которые растворяются в зависимости от температуры термической обработки; к тому же сделано предположение о том, что метастабильная фаза η' может выделяться в процессе нагрева при искусственном старении не только из зон, но и из кластеров, а также зарождаться гомогенно. Чем стабильнее и крупнее зона ГП, тем больше вероятность перехода ее в метастабильную фазу. Во время перерыва образуются различные зоны, которые стабилизируются, но при наложении температуры выше комнатной будут только зоны, которым это энергетически выгодно, а другие зоны будут растворяться; тем самым будет несколько понижаться плотность выделений, так

как на месте растворенных зон не обязательно вырастают новые. Это приводит к понижению характеристик текучести, так как предел прочности менее чувствителен к тонкой структуре. Относительное удлинение не изменяется с увеличением длительности перерыва и остается на уровне 13–15%.

Положительное влияние перерыв оказывает на коррозионные свойства материала. В таблице приведены результаты испытаний на коррозионную стойкость листов, состаренных непосредственно после закалки и после вылеживания в течение недели.

**Коррозионные свойства листов из сплава 1913
с перерывом между закалкой и старением и без перерыва**

Продолжительность перерыва, ч	РСК, балл	МКК, мм
Без перерыва	2/3	0,06
160	1/2	0

Улучшение характеристик коррозионной стойкости может быть связано с тем, что при комнатной температуре из-за подвижности атомов легирующих элементов за сравнительно короткое время успевают появиться зоны ГП по всему объему материала, включая и тело зерна, и приграничные области. При дальнейшем старении эти зоны равномерно растут, тем самым уравнивая разность потенциалов и избавляясь от зон, свободных от выделений, которые негативно сказываются на стойкости материала к расслаивающей коррозии. Перерыв между закалкой и искусственным старением целесообразно вводить для режимов, обеспечивающих максимальную прочность, так как это позволяет повысить коррозионную стойкость, незначительно понизив лишь предел текучести.

Выводы:

– Установлены закономерности изменения механических свойств при длительном естественном старении до 3500 ч (5 мес) листов из сплава 1913. Пределы прочности и текучести возрастают до уровня 465 и 325 МПа соответственно при незначительном снижении относительного удлинения с 26,5 до 24%.

– Перерыв между закалкой и искусственным старением до 4 мес практически не сказывается на уровне предела прочности, при этом несколько снижается предел текучести (на 30 МПа) и сохраняется высокая коррозионная стойкость.

– Сплав 1913 нецелесообразно применять в естественно состаренном состоянии из-за недостаточно высокого уровня прочностных свойств. Кроме того, при длительном естественном старении продолжает не только увеличиваться прочность, но проходят и неконтролируемые структурные изменения в сплаве.

ЛИТЕРАТУРА

1. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 167–182.
2. Елагин В.И., Захаров В.В., Дриц А.М. Структура и свойства сплавов системы Al–Zn–Mg. М.: Металлургия. 1982. 222 с.
3. Елагин В.И. Легирование деформированных алюминиевых сплавов переходными металлами. М.: Металлургия. 1975. 321 с.
4. Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник /Под ред. Ф.И. Квасова, И.Н. Фридляндера. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия. 1984. 528 с.
5. Фридляндер И.Н. Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы. М.: Оборонгиз. 1960. 290 с.
6. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М.: Металлургия. 1979. 208 с.
7. Martinsen F.A., Ehlers F.J.H., Torster M., Holmestad R. Reversal of the negative natural aging effect in Al–Mg–Si alloys //Acta Materialia. 2012. V. 60. P. 6091–6101.

8. 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.
9. 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.
10. Старение сплавов: Лекции /Пер. с англ. Л.И. Миркина. М.: Metallurgizdat. 1962. 494 с.
11. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. М.: Metallurgija. 1986. 479 с.
12. Bergi L.K., Gjonnes J., Hansen V. Gp-zones in Al–Zn–Mg alloys and their role in artificial aging //Acta materialia. 2001. V. 49. P. 3443–3451.
13. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник. М.: Metallurgija. 1984. 527 с.
14. Liddicoat P.V., Honma T., Stephenson L.T., Ringer S.P. Evolution of Nanostructure During the Early Stages of Ageing in Al–Zn–Mg–Cu Alloys /Proceedings of the 10-th International Conference on Aluminium Alloys. Canada. 2006. P. 555–560.

REFERENS LIST

1. Antipov V.V., Senatorova O.G., Tkachenko E.A., Vahromov R.O. Aljuminievye deformiruemye splavy [Aluminum deformable alloys] //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 167–182.
2. Elagin V.I., Zaharov V.V., Dric A.M. Структура и свойства сплавов системы Al–Zn–Mg [Struktura and properties of alloys of Al–Zn–Mg system]. М.: Metallurgija. 1982. 222 с.
3. Elagin V.I. Legirovanie deformirovannyh aljuminievyyh splavov perehodnymi metallami [Doping of the deformed aluminum alloys transitional metals]. М.: Metallurgija. 1975. 321 с.
4. Promyshlennye aljuminievye splavy [Industrial aluminum alloys]: Spravochnik /Pod red. F.I. Kvasova, I.N. Fridljandera. 2-e izd., pererab. i dop. М.: Metallurgija. 1984. 528 с.
5. Fridljander I.N. Vysokoprochnye deformiruemye aljuminievye splavy [High-strength deformable aluminum alloys]. М.: Oborongiz. 1960. 290 с.
6. Fridljander I.N. Aljuminievye deformiruemye konstrukcionnye splavy [Aluminum deformable constructional alloys]. М.: Metallurgija. 1979. 208 с.
7. Martinsen F.A., Ehlers F.J.H., Torster M., Holmestad R. Reversal of the negative natural aging effect in Al–Mg–Si alloys //Acta Materialia. 2012. V. 60. P. 6091–6101.
8. 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 firm solution of sheets of an alloy 1913 when training] //Metallurgija mashinostroenija. 2012. №3. С. 30–33.
9. Loshhinin Ju.V., Pahomkin S.I., Fokin A.S. Vlijanie skorosti nagrevanija pri issledovanii fazovyh prevrashhenij v aljuminievyyh splavah metodom DSK [Influence of speed of heating at research of phase transformations in aluminum alloys the DSK method] //Авиационные материалы и технологии. 2011. №2. С. 3–6.
10. Starenie splavov [Aging of alloys]: Lekcii /Per. s angl. L.I. Mirkina. М.: Metallurgizdat. 1962. 494 с.
11. Novikov I.I. Teorija termicheskoj obrabotki metallov [Theory of heat treatment of metals]: Uchebnik dlja vuzov. М.: Metallurgija. 1986. 479 с.
12. Bergi L.K., Gjonnes J., Hansen V. Gp-zones in Al–Zn–Mg alloys and their role in artificial aging //Acta materialia. 2001. V. 49. P. 3443–3451.
13. Алиева С.Г., Ал'tман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. Промышленные алюминиевые сплавы [Industrial aluminum alloys]: Spravochnik. М.: Metallurgija. 1984. 527 с.
14. Liddicoat P.V., Honma T., Stephenson L.T., Ringer S.P. Evolution of Nanostructure During the Early Stages of Ageing in Al–Zn–Mg–Cu Alloys /Proceedings of the 10-th International Conference on Aluminium Alloys. Canada. 2006. P. 555–560.