

УДК 669.046.516.2

А.И. Асташкин¹, В.В. Бабанов¹, А.А. Селиванов¹, Е.А. Ткаченко¹,
Д.В. Гусев², М.В. Царев²

УЛУЧШЕНИЕ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ МАССИВНЫХ ПОКОВОК ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg–Cu ПУТЕМ СБАЛАНСИРОВАННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ЦИНКОМ И МАГНИЕМ

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-35-42

Представлены результаты исследований влияния отношения Zn:Mg на прокаливаемость, структуру и комплекс механических и коррозионных свойств поковок толщиной 150 мм из сплавов на основе системы Al–Zn–Mg–Cu, изготовленных в производственных условиях металлургических заводов АО «АМР» и ОАО «КУМЗ».

Показано, что сплав системы Al–Zn–Mg–Cu с соотношением Zn:Mg не менее чем 4:1 при содержании меди не более 1,2 % (по массе) обладает более высокой прокаливаемостью, по сравнению со сплавом 1933 марочного состава, что обеспечивает получение однородных структуры и показателей механических и коррозионных свойств по толщине полуфабрикатов и позволяет на стадии изготовления в металлургическом производстве снизить остаточные закалочные напряжения в массивных поковках путем правки обжатием в свежезакаленном состоянии.

Ключевые слова: высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu, поковки, прокаливаемость, сбалансированное легирование, механические свойства, вязкость разрушения, коррозионные свойства, остаточные закалочные напряжения.

А.И. Astashkin¹, V.V. Babanov¹, А.А. Selivanov¹, Е.А. Tkachenko¹,
D.V. Gusev², M.V. Tsarev²

IMPROVING THE HARDENABILITY OF MASSIVE FORGINGS FROM ALLOYS OF THE Al–Zn–Mg–Cu SYSTEM BY BALANCED ALLOYING WITH ZINC AND MAGNESIUM

The paper presents the results of studies of the influence of the Zn:Mg ratio on the hardenability, structure and complex of mechanical and corrosive characteristics of forgings with 150 mm thickness made of alloys based on Al–Zn–Mg–Cu system, manufactured in the production conditions of metallurgical plants of JSC AMR and Public Corporation “KUMZ”.

It has been determined that an alloy of the Al–Zn–Mg–Cu system with Zn:Mg ratio of not less than 4,1:1 and copper mass content of not more than 1.2% has a higher hardenability compared to the 1933 alloy of standard composition, which ensures homogeneous structure and indicators of mechanical and corrosion properties over the thickness of semi-finished products; in metallurgical industry at the stage of manufacturing this allows reducing the residual quenching stresses in massive forgings by means of straightening by reduction in an as-quenched state.

Keywords: high-strength alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system, forgings, hardenability, balanced alloying, mechanical properties, fracture toughness, corrosion properties, residual quenching stresses.

¹Федеральное 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

²Акционерное общество «Алюминий Металлург Рус» [Joint Stock Company «Aluminium Metallurg Rus»]; e-mail: amr@amrbk.ru

Введение

В настоящее время существенно возросли требования к служебным и технологическим характеристикам материалов для обеспечения снижения массы и повышения экономической эффективности изделий авиационной и ракетно-космической техники нового поколения [1–6].

Алюминиевые сплавы цинковой группы, особенно в виде кованных, прессованных и катаных полуфабрикатов, применяемых для изготовления сложноконтурных деталей силового каркаса планера самолета, не исчерпали своих потенциальных возможностей. Задачей материаловедов является повышение уровня металлургического и технологического совершенства полуфабрикатов в соответствии с возросшими запросами разработчиков перспективных самолетов и вертолетов [7–11].

Штамповки, поковки и массивные прессованные полосы из высокопрочных сплавов цинковой группы широко используются для получения силовых деталей планера современных серийных самолетов Як-130 и SSJ, а также в конструкции нового пассажирского среднемагистрального самолета MC-21. В конструкции перспективных вертолетов также планируется применение высокопрочных сплавов указанной группы в виде крупногабаритных поковок и плит [8].

Требования, предъявляемые к сплавам, предназначенным для изготовления крупногабаритных деталей сложной формы (шпангоутов, лонжеронов, фитингов), обусловлены особенностями этих деталей, такими как сложная конфигурация; резкий перепад толщин; действие нагрузок, приложенных в процессе эксплуатации детали в разных направлениях относительно волокна в сложноконтурных изделиях. В связи с этим полуфабрикаты из сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu должны обладать необходимой однородностью и высоким уровнем свойств во всем объеме, что существенно зависит от прокаливаемости материала. Глубину прокаливаемости определяют главным образом два показателя – скорость охлаждения во время операции закалки и устойчивость переохлажденного α_{Al} -твердого раствора легирующих элементов в алюминии [12–14]. Чем больше скорость охлаждения и устойчивость твердого раствора, тем выше прокаливаемость.

Максимальная допустимая при закалке толщина кованных полуфабрикатов из высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавов серийных составов, ограниченная прокаливаемостью, составляет 50–80 мм (ОСТ1 90297–85). При такой толщине по всему объему поковки обеспечивается скорость охлаждения в воде с температурой 20 °С при закалке не ниже критической, и ее замедление в центральной части поковки (по сравнению с периферией) не приводит к заметному снижению эксплуатационных характеристик.

По этой причине термообработку кованных полуфабрикатов больших толщин проводят на авиастроительном предприятии после черновой обработки резанием до толщины, не превышающей 50–80 мм, что приводит к появлению значительных остаточных напряжений, возникающих как в процессе охлаждения при закалке, так и при заключительной механической обработке, и, как следствие, – к существенным поводам и короблению в деталях.

Известным методом снижения закалочных остаточных напряжений в кованных массивных полуфабрикатах является правка сжатием в свежезакаленном состоянии со степенью остаточной деформации 2–5 %, которую осуществляют на металлургических заводах с использованием мощного прессового оборудования. Другой часто применяемый способ снижения закалочных напряжений, в том числе на авиастроительных заводах, особенно для полуфабрикатов незначительной толщины и листовых деталей, – замедление скорости охлаждения во время операции закалки путем охлаждения в горячей воде с температурой не менее 65 °С или в водных растворах полимеров [12, 15].

В связи с этим для устранения остаточных напряжений в крупногабаритных поковках на стадии их изготовления необходимо расширение до толщины 150 мм номенклатуры полуфабрикатов, поставляемых в термоупрочненном состоянии, что возможно только при условии увеличения прокаливаемости сплава. Это позволит исключить дополнительную операцию правки, снизить трудоемкость при термической обработке и брак при изготовлении деталей на авиастроительных заводах, а также повысить коэффициент использования материала.

Известно [12–14], что величина прокаливаемости сплавов рассматриваемой системы легирования связана с соотношением между базовыми легирующими элементами в материале – цинком и магнием. При увеличении содержания меди в сплавах также снижается устойчивость α_{Al} -твердого раствора из-за увеличения его пересыщенности.

Микролегирование сплава переходными металлами, которые вводят в алюминиевые сплавы в качестве антирекристаллизаторов и модификаторов [16], оказывает существенное влияние на прокаливаемость сплавов цинковой группы. Из наиболее распространенных малых добавок в наибольшей мере снижает устойчивость α_{Al} -твердого раствора хром, в меньшей степени – оказывает влияние цирконий, а затем марганец.

В данной статье показаны результаты исследования влияния содержания цинка и магния на механические и коррозионные свойства, прокаливаемость, вязкость разрушения массивных поковок из сплавов цинковой группы с фиксированным содержанием меди и циркония при изменении соотношения цинка и магния, а также проведено сравнение эффективности основных методов и приемов по устранению остаточных напряжений в крупногабаритных кованных полуфабрикатах.

Материалы и методы

Образцы отбирали из крупногабаритных поковок толщиной 150 мм, изготовленных из алюминиевых сплавов цинковой группы с пропорциями содержания Zn к Mg, такими как 3,1:1; 4,1:1 и 4,4:1. Закалку, правку и искусственное старение по режиму T2 проводили в условиях металлургических предприятий.

Суммарное содержание цинка и магния в исследуемых сплавах составляло 8,8–9,2 % (по массе) при одинаковых содержаниях меди 1,2 % (по массе) и циркония 0,12 % (по массе). Присутствие примесей, таких как Fe и Si, в исследуемых сплавах также было практически одинаковым.

Анализ микроструктуры проводили на микроскопе Olympus GX 51 по МР 21-31–85 на шлифах, отобранных из периферийной и центральной частей по толщине крупногабаритных поковок.

Электронно-микроскопические структурные исследования выполняли на просвечивающем электронном микроскопе JEM 200CX (ЕМ 132039-49) по ММ 1.595-17-344–2007. Фольги для исследований изготавливали электроэрозионной резкой, шлифовкой и электролитической полировкой при температуре $-38\text{ }^{\circ}\text{C}$ в спиртовом растворе HNO_3 .

Для определения механических свойств, вязкости разрушения и коррозионных свойств образцы отбирали из периферийных и центральной частей по толщине поковок.

Механические свойства (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ) определяли на машине Zwick/Roell Z250 при комнатной температуре в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 на цилиндрических образцах (по 5 образцов на точку).

Критический коэффициент вязкости разрушения (K_{Ic}) при внецентренном растяжении компактных образцов (по 5 образцов на точку) определяли на испытательной машине Walter+Bai LFMZ-250 в соответствии с ОСТ 25.506–85.

Склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) определяли по стандартной методике в растворе 2 по ГОСТ 9.021–74 (по 6 образцов на точку).

Остаточные напряжения в исследуемой поковке, подвергнутой правке в свежезакаленном состоянии и термообработанной по режиму Т2, оценивали рентгеноструктурным методом по методике ММ 1.595-17-225-2004 на анализаторе остаточных напряжений.

Результаты и обсуждение

Микроструктура исследованных крупногабаритных поковок толщиной 150 мм из сплавов трех составов приведена на рис. 1. Существенных различий в структуре поковок не обнаружено – все поковки имеют преимущественно нерекристаллизованную (полигонизованную) структуру, однако отмечается тенденция к некоторому укрупнению зерна в центральных зонах по толщине, что вызвано неоднородностью деформации, возникающей при ковке массивных поковок.

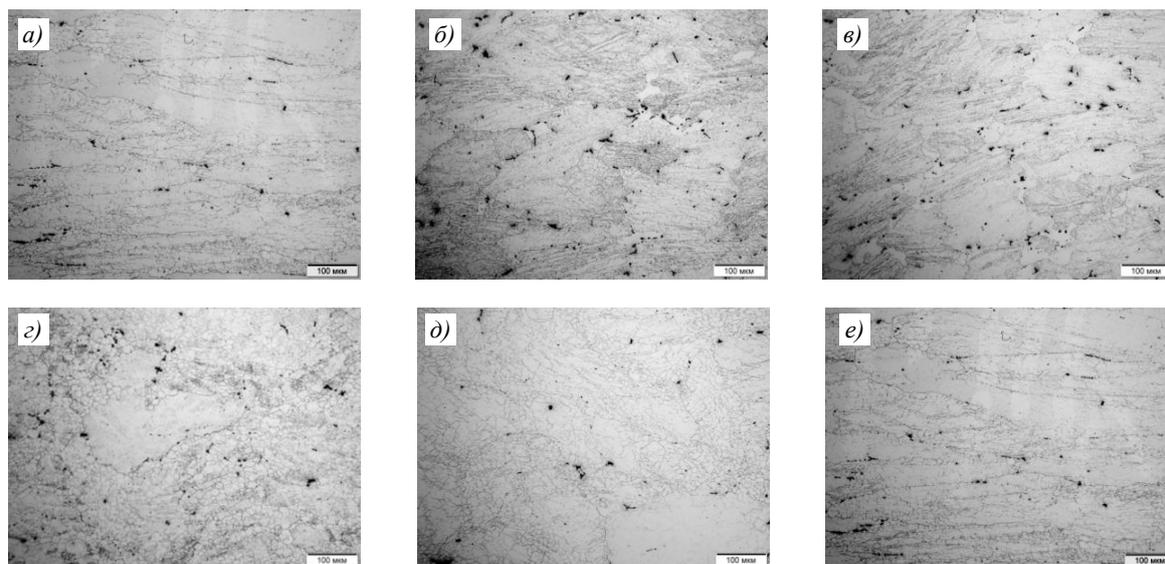


Рис. 1. Микроструктура в средней зоне сечения по толщине (а, в, д) и на периферии (б, г, е) массивных кованых полуфабрикатов из сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu с отношением цинка к магнию 4,4:1 (а, б); 4,1:1 (в, г) и 3,1:1 (д, е)

Установлено (табл. 1), что у поковок, охлажденных в воде с температурой 20 °С во время закалки, при низких значениях отношения цинка к магнию в центральных частях снижение уровня прочности по сравнению с уровнем прочности на периферии составляет 40 МПа в термоупрочненном состоянии, в то время как при большем соотношении (более 4,1:1) – не превышает 10 МПа.

Аналогичный характер имеет изменение уровня вязкости разрушения (K_{1c}) поковок (табл. 1). При высоких значениях соотношения Zn и Mg различие уровня значений K_{1c} по сечению незначительно. При соотношении Zn к Mg, равном 3,1:1, значение K_{1c} в центральной зоне поковки снижается на ~10 % по сравнению с периферийными зонами.

При оценке склонности к МКК установлено (табл. 2), что при более высоком значении соотношения Zn к Mg обеспечивается отсутствие склонности к МКК в поковках, а при уменьшении этого соотношения в центральной зоне поковок появляется склонность к МКК – до ~0,145 мм. В табл. 2 для сравнения приведены также ранее полученные данные по склонности к МКК аналогичных крупногабаритных поковок из сплавов цинковой группы, охлажденных в горячей воде во время операции закалки. Видно, что при температуре воды 70 °С повышается склонность к МКК по сравнению с охлаждением в воде с температурой 20 °С, особенно в центральной части поковок из сплава марки 1933 с соотношением цинка к магнию, равным 3,1:1.

Таблица 1

**Механические свойства и вязкость разрушения поковок толщиной 150 мм
из сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu с различным отношением Zn к Mg**

Соотношение Zn:Mg	Зона вырезки образца	Направление вырезки образца	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	$K_{Ic},$ МПа $\sqrt{м}$
			МПа			
4,4:1	Поверхность	Продольное	515	485	13	39,5
		Поперечное	505	480	12	–
	Середина	Продольное	505	475	15	38
		Поперечное	500	475	13	–
		Высотное	485	450	9	–
4,1:1	Поверхность	Продольное	505	465	12	38,0
		Поперечное	500	460	10	–
	Середина	Продольное	495	440	14	36,5
		Поперечное	490	450	10	–
		Высотное	485	440	8	–
3,1:1	Поверхность	Продольное	515	485	13	38,0
		Поперечное	510	480	13	–
	Середина	Продольное	475	445	14	34,0
		Поперечное	460	440	13	–
		Высотное	440	410	6	–

Таблица 2

**Склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) поковок толщиной 150 мм
из сплава марки 1933 сбалансированного состава с различным соотношением Zn к Mg**

Соотношение Zn:Mg	Условия охлаждения при закалке	Склонность к МКК, мм	
		на поверхности	в середине
4,4:1	Холодная вода	Отсутствует	
	Горячая вода*	0,05	0,105
4,1:1	Холодная вода	Отсутствует	
3,1:1	Холодная вода	Отсутствует	0,145
	Горячая вода*	0,105	0,175

* Ранее полученные данные.

Как показали электронно-микроскопические исследования структуры поковок (рис. 2), указанные изменения свойств связаны со степенью распада (устойчивостью) пересыщенного α_{Al} -твердого раствора сплавов цинковой группы при охлаждении в процессе закалки в зависимости от содержания цинка и магния.

В структуре периферийных зон сечения кованных массивных полуфабрикатов из сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, закаленных в воде с температурой 20 °С, по границам субзерен отсутствуют выделения фазы $MgZn_2$ (рис. 2, а, б) при соотношении цинка к магнию, равном 4,1:1, но в центральной зоне отмечается незначительный распад твердого раствора по границам субзерен (рис. 2, в).

В центральной части по сечению поковок с соотношением содержания цинка к магнию, равным 3,1:1, замедление скорости охлаждения приводит к частичному распаду пересыщенного твердого раствора, что сопровождается выделением большего количества частиц фазы $MgZn_2$ на субграницах (рис. 2, г), чем в структуре образца, вырезанного из центра поковки с соотношением цинка к магнию более 4,1:1 (рис. 2, б), что и привело к заметной разнице свойств образцов, вырезанных из поверхностных и центральных частей поковки с соотношением цинка к магнию, равным 3,1:1.

В поковках, охлажденных в горячей воде (рис. 2, д–з), на границах субзерен наблюдается распад α_{Al} -твердого раствора независимо от количества цинка и магния в сплаве, однако по качественной оценке – наибольшее количество частиц фазы $MgZn_2$ наблюдается в центральной части по сечению поковки с соотношением Zn к Mg,

равным 3,1:1 (рис. 2, з), и незначительное количество более мелких частиц фазы $MgZn_2$ присутствует в периферийных зонах поковки с соотношением Zn к Mg, равным 4,1:1 (рис. 2, д).

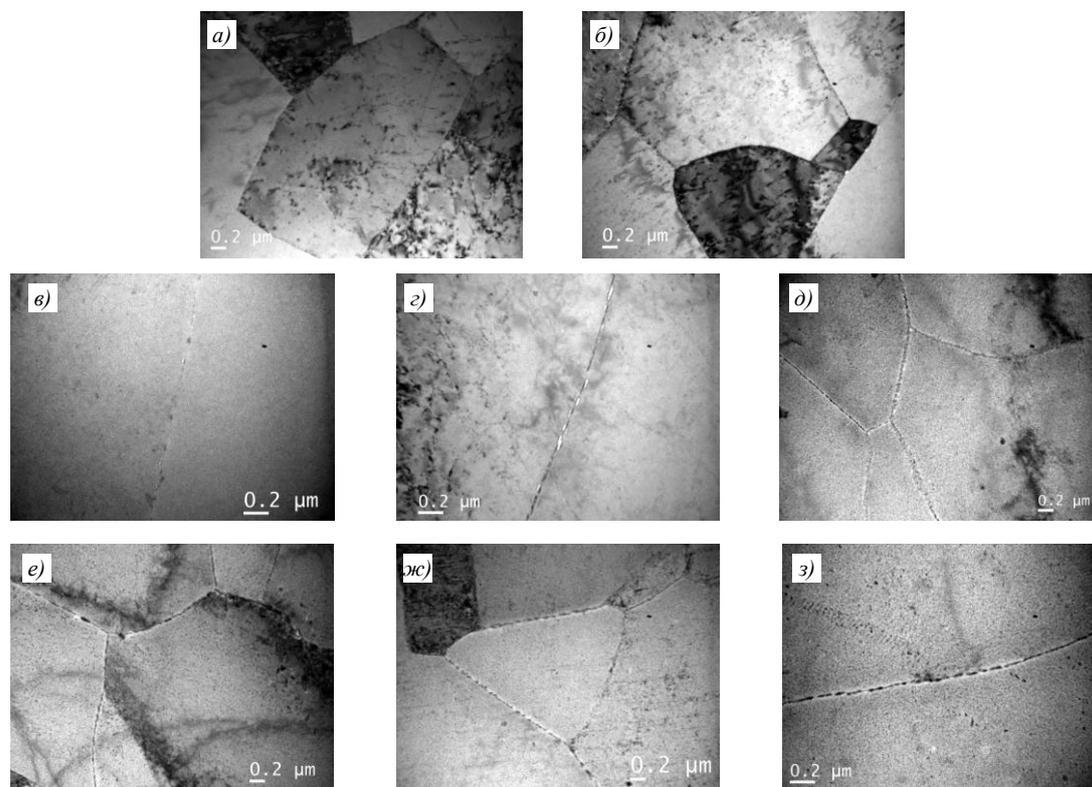


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение (ПЭМ) структуры на поверхности (а, в, д, ж) и в центральной зоне (б, г, е, з) по толщине массивных поковок из сплава марки 1933, закаленных в холодной (а–г) и горячей (д–з) воде, с соотношением цинка и магния 4,1:1 (а, б, д, е) и 3,1:1 (в, г, ж, з)

Следует отметить, что для достижения сбалансированного соотношения цинка к магнию даже минимальной величины ($Zn:Mg = 4,1:1$), обеспечивающей повышение прокаливаемости сплава марки 1933 марочного состава (по ОСТ1 90026–80), необходимо содержание цинка в нем устанавливать строго на верхнем пределе, в то время как содержание магния, соответствующее сбалансированному составу, должно быть ограничено интервалом значений 1,6–1,8 % (по массе) Mg, близких к нижнему пределу по ОСТ1 90026–80, при возможном суммарном содержании $Zn+Mg$ – от 7,95 до 9,0 % (по массе). Такие требования трудно выполнять в условиях серийного производства, следовательно возможность для улучшения прокаливаемости сплава марки 1933 марочного состава ограничена. В связи с этим для обеспечения стабильного уровня соотношения $Zn:Mg$ более 4,1:1 при суммарном содержании $Zn+Mg$ – от 8,1 до 9,2 % (по массе), необходимо поднять верхнюю и нижнюю границы содержания цинка в сплаве на 0,3 и 0,2 % (по массе) соответственно (по сравнению с марочным составом сплава марки 1933), ограничив содержание магния диапазоном значений 1,6–1,85 % (по массе).

На поковке толщиной 150 мм из сплава системы Al–Zn–Mg–Cu сбалансированного состава с высоким соотношением $Zn:Mg$ (более 4,1:1), которая, как показали результаты исследований, обладает повышенной прокаливаемостью, подвергнутой в свежезакаленном состоянии правке сжатием с остаточной деформацией 2,8 %, а затем состаренной по режиму T2, определены остаточные закалочные напряжения (табл. 3).

Таблица 3

**Сравнительные показатели по прокаливаемости поковок из сплава марки 1933
с различным соотношением Zn к Mg**

Химический состав сплава марки 1933	Условия охлаждения при закалке (наличие правки)	Остаточные напряжения, МПа	Допустимая толщина поковки при закалке, мм
Сбалансированный (соотношение Zn к Mg более 4,1:1)	Охлаждение в холодной воде (правка 2,8 %)	60–80	150
	Охлаждение в горячей воде (без правки)	90–100	100*–150
Серийный (соотношение Zn к Mg, равное 3,1:1)	Охлаждение в холодной воде (без правки)	160–180	80

* С учетом склонности к межкристаллитной коррозии.

Исследования показали, что правка сжатием в свежезакаленном состоянии позволяет снизить уровень остаточных напряжений со 160–180 МПа в поковках, не подвергнутых правке, до 80–90 МПа в поковках с правкой сжатием. При этом поковка из сплава системы Al–Zn–Mg–Cu сбалансированного состава, закаленная при толщине 150 мм, в отличие от серийной поковки аналогичных габаритов, имеет однородные свойства по всему сечению, а также превосходит ее по уровню механических и коррозионных свойств в центральной зоне по толщине.

Охлаждение при закалке в горячей воде приводит к снижению остаточных напряжений в 1,3–1,5 раза, по сравнению с двукратным их снижением после правки сжатием в свежезакаленном состоянии.

Заключения

Установлено, что сплав системы Al–Zn–Mg–Cu сбалансированного состава с суммарным содержанием цинка и магния от 8,1 до 9,2 % (по массе) и соотношением Zn:Mg более 4,1:1 обладает повышенной прокаливаемостью, которая позволяет осуществлять закалку поковок толщиной до 150 мм без ухудшения механических и коррозионных свойств по толщине термоупрочненного полуфабриката.

Для улучшения прокаливаемости сплава марки 1933 путем сбалансированного легирования и стабильного обеспечения в серийном производстве полуфабрикатов с соотношением Zn:Mg более 4:1, следует поднять верхнюю и нижнюю границы содержания цинка в сплаве на 0,3 и 0,2 % (по массе) соответственно (по сравнению с марочным составом сплава марки 1933), ограничив содержание магния диапазоном значений 1,6–1,85 % (по массе).

Оптимизация химического состава сплава марки 1933 с целью повышения прокаливаемости за счет сбалансированного легирования цинком и магнием при суммарном их содержании от 8,2 до 9,2 % (по массе) позволяет проводить в процессе изготовления правку массивных поковок в свежезакаленном состоянии, что обеспечивает двукратное снижение остаточных напряжений и позволит на авиастроительных заводах существенно сократить количество операций правки и трудоемкость при термической обработке, снизить брак при механической обработке деталей, а также увеличить коэффициент использования материала.

Получено, что более эффективное снижение остаточных закалочных напряжений (в 2 раза) в массивных поковках из сбалансированно легированного сплава

системы Al–Zn–Mg–Cu достигается правкой сжатием в свежезакаленном состоянии после закалки в холодной воде, по сравнению с уменьшением остаточных напряжений (в 1,3–1,5 раза) путем замедления скорости охлаждения при закалке в горячей воде.

Библиографический список

1. 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.
2. Каблов Е.Н. ВИАМ: продолжение пути // *Наука в России*. 2012. № 11. С. 16–21.
3. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
4. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения // *Вестник РФФИ*. 2017. № 3. С. 97–105.
5. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 1. Испытания новых материалов // *Труды ВИАМ*. 2021. № 1 (95). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.02.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-114-122.
6. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
7. Селиванов А.А., Ткаченко Е.А., Попова О.И., Бабанов В.В. Высокопрочный алюминиевый деформируемый свариваемый сплав В-1963 для деталей силового набора изделий современной авиационной техники // *Труды ВИАМ*. 2017. № 2 (50). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-1-1.
8. Дуюнова В.А., Нечайкина Т.А., Оглодков М.С., Яковлев А.Л., Леонов А.А. Перспективные разработки в области легких материалов для современной авиакосмической техники // *Технология легких сплавов*. 2018. № 4. С. 28–43.
9. 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*. М.: ВИАМ, 2007. С. 155–163.
10. Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
11. Антипов В.В. Перспективы развития легких сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Металловедение и современные разработки в области технологий литья, деформации и термической обработки легких сплавов: сб. докладов науч.-техн. конф.* М.: ВИАМ, 2016. С. 1.
12. Фридляндер И.Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов: Избранные труды: к 100-летию со дня рождения / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2013. 291 с.
13. Li P.-Yu., Xiong B.-Q., Zhang Y.-A. et al. Quench sensitivity and microstructure character of high strength AA7050 // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2012. Vol. 22 (2). P. 268–274.
14. Вахромов Р.О. Изменения структуры, свойств и уровня остаточных напряжений в кованных полуфабрикатах из алюминиевого сплава 1933 в зависимости от химического состава и режимов термической обработки: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М.: ВИАМ, 2015. 24 с.
15. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: справочное руководство: в 6 т. / под ред. В.А. Ливанова, В.И. Елагина. М.: Металлургия, 1985. Т. IV. 408 с.
16. Давыдов В.Г., Захаров В.В., Захаров Е.Д., Новиков И.И. Диаграммы изотермического распада раствора в алюминиевых сплавах: справочник / под ред. И.И. Новикова. М.: Металлургия, 1973. 152 с.