

АНДРЕЕВ В.В., аспирант, НМетАУ, г. Днепропетровск
ГОЛОВКО А.Н., докт. техн. наук, проф. НМетАУ
БОНДАРЕНКО О.В., канд. техн. наук, доц. ДНУ им. О. Гончара

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОКАТЫВАЕМОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ AL-MG-SC

Рассмотрены перспективы использования легированных алюминиевых сплавов системы Al-Mg переходными металлами, в частности скандием. Показано, что сплав 01570 системы Al-Mg-Sc имеет во всех видах полуфабрикатов более высокие прочностные характеристики, чем традиционный сплав АМгб. Экспериментальное исследование деформируемости при прокатке сплава 01570 показало возможность применения данного способа обработки давлением в широком диапазоне величин обжатий.

Прокатка, алюминий, скандий, сплав, легирование, заготовка, эксперимент.

Розглянуто перспективи використання легованих алюмінієвих сплавів системи Al-Mg перехідними металами, зокрема скандієм. Показано, що сплав 01570 системи Al-Mg- Sc має у всіх видах напівфабрикатів більш високі характеристики міцності, ніж традиційний сплав АМгб. Експериментальне дослідження деформування при прокатці сплаву 01570 показало можливість застосування даного способу обробки тиском у широкому діапазоні величин обтиснень.

Прокатка, алюміній, скандій сплав, легування, заготовка, експеримент.

Prospects of use of the alloyed aluminum alloys of system Al-Mg are considered by transitive metals, in particular scandium. It is shown, that the alloy 01570 Al-Mg-Sc systems has in all kinds of half-finished products higher strength properties, than traditional alloy АМгб. The experimental research of deformability of alloy 01570 at rolling has shown the possibility of application of the mentioned metal forming way in a wide range of the reduction values.

Rolling, aluminium, scandium, alloy, alloying, billet, experiment.

Снижение массы транспортных средств в авиакосмической отрасли является актуальным направлением повышения массы полезного груза и снижения расхода топлива.

В авиационно-космической промышленности США широко применяют алюминиевые сплавы 2-й, 3-й, 5-й, 6-й и 7-й серий. Сплавы 2-й серии рекомендуются для работы при повышенных рабочих температурах и требуемых высоких значениях коэффициента вязкости разрушения, 7-й серии – для работы при более низких температурах значительно нагруженных деталей и для деталей с требуемой высокой сопротивляемостью к коррозии под напряжением. Для малонагруженных гидро-, масло- и топливных узлов используются сплавы 3-й, 5-й и 6-й серий. В России при изготовлении авиационной техники успешно применяют упрочняемые термической обработкой высокопрочные алюминиевые сплавы Al-Zn-Mg-Cu и Al-Mg-Cu [1]. Они являются конструкционным материалом для обшивки и внутреннего набора элементов самолета (фюзеляж, крыло и др.). Прочностные характеристики сплавов на основе систем Al-Cu и Al-Mg достигают 350 МПа при сохранении хорошей пластичности. К недостаткам этих сплавов можно отнести их склонность к образованию горячих трещин.

Достижение высоких прочностных свойств алюминиевых сплавов зачастую идет в ущерб их технологичности. В настоящее время разрабатываются новые сплавы, имеющие существенно более высокие прочностные характеристики, технологичность и надежность [2, 3]. Внедрение таких сплавов позволит не только повысить надежность и ресурс конструкции, но и снизить ее вес и металлоемкость.

Перспективным направлением решения этих задач, является легирование сплавов системы Al-Mg переходными металлами, такими как скандий, цирконий и др. (например [2-4]). Скандий, используемый в качестве легирующего элемента в алюминиевых сплавах, оказался наиболее эффективным переходным металлом из всех ранее известных, применительно к данной группе сплавов – выделения фазы Al_3Sc более дисперсные (1-10 нм), чем выделения от других металлов [5, 6]. Это объясняется тем, что высокая стабильность дисперсных выделений этой фазы в большой степени влияет на формирование ячеистой структуры деформированных полуфабрикатов. Дисперсные частицы интерметаллида в зависимости от температурных и скоростных условий пластической деформации сплава в большей или меньшей степени повышают температуру рекристаллизации и способствуют получению после высокотемпературных нагревов нерекристаллизованной структуры и дополнительного упрочнения сплава. По мере повышения дисперсности алюминиевых фаз увеличивается как эффект непосредственного дисперсионного твердения, так и величина структурного упрочнения [3]. Скандий также является сильным модификатором литой ячеистой структуры, его добавка позволяет получать слитки непрерывного литья из алюминиевых сплавов с недендритной структурой [7, 8]. При наличии дополнительных легирующих элементов 0,1-0,2% (особенно Ti, Zr, Hf) массовая критическая концентрация скандия ($\approx 0,15-0,35\%$), при которой образуется мелкозернистая структура, существенно уменьшается.

Требованиям авиационно-космической промышленности в большей мере удовлетворяет высокопрочный термически не упрочняемый алюминиевый сплав 01570. Сплав 01570 системы Al-Mg-Sc был разработан ВИЛС в 70-х годах прошлого столетия. В нем содержится: 5,8-6,8% Mg, 0,3-0,5% Sc, 0,1-0,25% Mn, 0,05-0,15% Zr, а также добавки др. элементов [9]. Сплав обладает высокой коррозионной стойкостью, прочностью и теплопрочностью и хорошей свариваемостью.

В отожженном состоянии сплав предназначен для изготовления как сварных, так и бесшовных конструкций, работающих в диапазоне температур от -196 °С до 156 °С, и имеет во всех видах полуфабрикатов более высокие, чем у сплавов системы Al-Mg, прочностные характеристики (табл. 1.) [2, 4, 10, 11].

Сплав 01570 не является жаропрочным: при повышении температуры испытаний он быстро разупрочняется. Вместе с тем известно, что сплав является природно сверхпластичным, т.е. деформированные полуфабрикаты из него могут подвергаться сверхпластической формовке без специальной подготовки структуры [12-14], что в свою очередь позволит получать изделия сложной формы. В.Н. Перевезенцев с коллегами [12], проведя исследования, направленные на изучение данного явления, установили, что в диапазоне

температур 300-400°C заготовки из сплава 01570, полученные методами интенсивной пластической деформации кручением, демонстрируют высокие значения относительного удлинения ($\delta=520-1460\%$). Однако автор считает, что для объяснения причин такого поведения нанокристаллического сплава, особенно при 400°C, необходимо проведение дополнительных исследований. В работе [13] также показано, что при определенных температурах и скоростях деформирования сплав демонстрирует уникальные значения относительного удлинения ($\delta=1400-2300\%$). Однако из работы остается непонятным, какими способами и при каких условиях деформирования были получены первоначальные полуфабрикаты из этого сплава.

Табл. 1 – Механические свойства деформированных полуфабрикатов из сплавов АМгб и 01570 (отожженное состояние) [2; 4]

Вид полуфабриката	Сплав АМгб			Сплав 01570		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Штампованный профиль	340	170	20	380	250	23
Прессованный профиль	350	180	22	420	290	20
Лист 6 мм	340	160	20	420	290	20
Лист 2 мм	340	170	20	440	320	18

Важным показателем качества продукции является равномерная по сечению мелкозернистая структура изделия. Существует ряд способов получения такой структуры в сплавах, не претерпевающих фазовых превращений. Одним из них является процесс производства листов из конструкционных высокопрочных сплавов, который включает в себя получение слитка, прессование заготовки в виде полосы и последующую горячую и холодную прокатку [15]. Однако, данный способ получения листового проката является довольно трудоемкими и энергозатратным.

Для снижения трудоемкости производства и энергосиловых параметров самого процесса изготовления готового продукта необходимо определить предпочтительную структуры заготовки под обработку давлением (литая, ковкая или прессованная) и влияние основных параметров процесса деформации на изменение данного типа структуры.

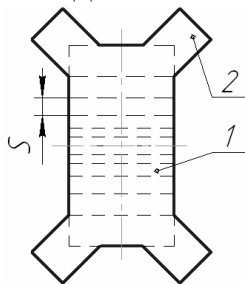


Рис. 1 – Эскиз исходной прессованной заготовки для отбора образцов под прокатку:
1- тело; 2 – фланцы

В настоящее время мировое производство полос из рассматриваемого сплава невелико, и опыт их обработки давлением ограничен. Актуальной остается задача определения рациональной схемы производства листа и выбор способа получения заготовки.

Целью настоящей работы является определение основных факторов, ограничивающих проведение процесса, и допустимых значений обжатий при прокатке листа из прессованной заготовки.

Экспериментальные исследования по продольной прокатке образцов из сплава 01570 проведены на кафедре ОМД Национальной металлургической академии Украины. Заготовку получали из отходов X-образного прессованного профиля (рис. 1). Использовали образцы прямоугольного сечения с размерами в плане 45×100 мм и толщиной S от 6 до 16 мм, вырезанные в продольном направлении, а также квадратные - 52×52 мм с толщинами, соответствующим прямоугольным, которые были вырезаны из тела заготовки в поперечном направлении. Прокатку проводили на лабораторном стане дуо 200 с гладкой бочкой. Заготовку нагревали в электрической печи сопротивления до температуры 400-405⁰С в течении 1 часа с промежуточными нагревами до указанной температуры после каждого пропуска. Замер температуры внутри рабочего пространства печи осуществляли при помощи ручной проволочной Ni-NiCr термопары, а самих образцов – контактной термопарой. Конечная толщина полученной полосы составляла 2 мм. Относительное обжатие ϵ составило 10 - 30% в зависимости от номера прохода, в сторону уменьшения от начала процесса. Количество проходов – от 4-х до 7-ми. Величины обжатий и коэффициентов вытяжки по проходам для части образцов представлены в таблице 2.

Табл. 2 – Показатели деформации прокатанных образцов

№ образца	Размеры образца, мм	Логарифмическая деформация по высоте образца							Коэффициенты вытяжки по проходам							Сумм. деформация	Сумм. коэф. вытяжки	
		Номер прохода							Номер прохода									
		1	2	3	4	5	6	7	1	2	3	4	5	6	7			
1	5×52×52	-0,15	-0,33	-0,3	-0,05	-	-	-	1,09	1,29	1,25	1,01	-	-	-	-	0,83	1,76
2	6×52×52	-0,06	-0,41	-0,22	-0,17	-0,12	-0,18	-	1,04	1,40	1,10	1,21	1,10	1,10	-	-	1,16	2,35
3	6×52×52	-0,16	-0,15	-0,32	-0,29	-0,23	-	-	1,2	1,16	1,12	1,29	1,26	-	-	-	1,15	2,55
4	8×52×52	-0,13	-0,26	-0,23	-0,32	-0,26	-0,09	-	1,13	1,22	1,28	1,29	1,32	1,09	-	-	1,29	3,26
5	6×52×100	-0,38	-0,13	-0,15	-0,26	-0,13	-	-	1,08	1,06	1,21	1,17	1,21	-	-	-	1,05	1,97
6	8×52×100	-0,29	-0,14	-0,24	-0,10	-0,18	-0,26	-0,13	1,05	1,1	1,18	1,04	1,13	1,06	1,33	-	1,34	2,24
7	10×52×100	-0,10	-0,36	-0,26	-0,25	-0,33	-0,22	-0,29	1,1	1,35	1,26	1,21	1,32	1,3	1,31	-	1,81	5,08
8	12×52×100	-0,21	-0,40	-0,26	-0,23	-0,33	-0,26	-0,29	1,28	1,46	1,33	1,18	1,29	1,38	1,24	-	1,98	6,45

В качестве примера на рисунке 2 представлен вид образцов после прокатки. Образцы были прокатаны без видимых наружных дефектов, что подтверждает возможность обработки давлением данного сплава. Однако, в единичных случаях возникало полное разрушение образца в первом же проходе (рис. 3). При этом режим нагрева и степени деформации этих образцов были идентичны остальным случаям. Это явление может быть связано с дефектностью исходной прессованной заготовки, например ликвацией, влияние которой не было исправлено в достаточной мере при прессовании слитка (очевидно процесс прессования проводился с малыми коэффициентами вытяжки).

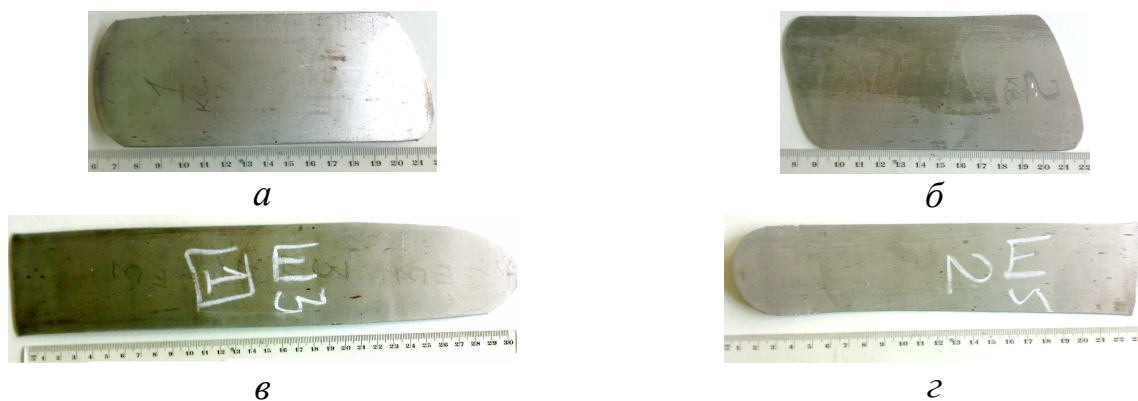


Рис. 2 – Вид образцов после прокатки

«а»-«б» – образцы с начальной толщиной 8 и 6 мм, соответственно;
«в»-«г» – образцы с начальной толщиной 13 и 11 мм, соответственно

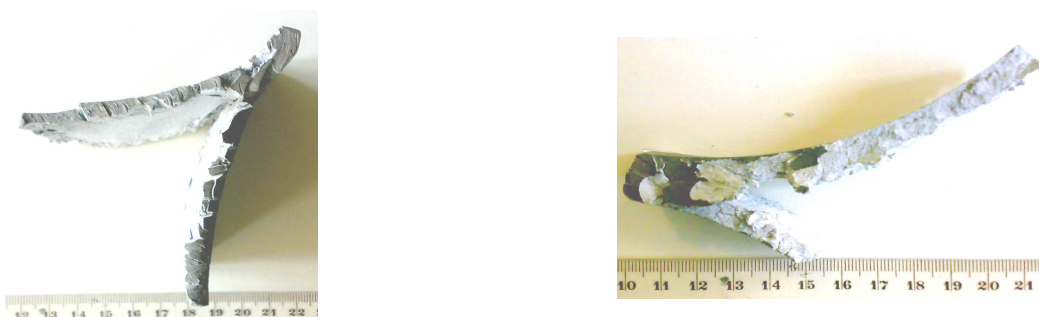


Рис. 3 – Вид разрушенных образцов в процессе прокатки

Таким образом, анализ литературных источников показал перспективность использования в авиационно-космической промышленности сплава 01570 системы Al-Mg-Sc, что связано с тенденцией снижения веса и металлоемкости конструкций и транспортных средств, а также увеличения массы полезного груза. В результате экспериментальных исследований установлено, что сплав 01570 может быть прокатан в горячем состоянии, при температуре 400 °С без видимых дефектов при единичных логарифмических обжатиях 0,26–0,33, и суммарных до 2,0. Наличие единичных случаев полного разрушения образцов при прокатке в первом проходе при относительно небольших обжатиях свидетельствует о необходимости дальнейшего исследования процесса гомогенизации заготовок под прокатку и прокатки этого сплава.

Список литературы: 1. Алюминиевые сплавы. Выпуск 6. Свариваемые сплавы / сб. статей под ред. Фридляндера И.Н.. – М.: Металлургия, 1969. – 180 с., ил. 2. Filatov Yu. A. New Al-Mg-Sc alloys / Yu. A. Filatov, V. I. Yelagin, V. V. Zakharov // Mater. Sci. Eng. – 2000. – V. A280. – P. 97-101. 3. Елагин В.И. Конструкционные наноструктурные сплавы на основе алюминиевой основе / В.И. Елагин // Цветные металлы. – 2009. – № 6. – С. 103-111. 4. Филатов Ю.А. Деформируемые сплавы на основе системы Al-Mg-Sc и перспективы их применения в автомобилестроении / Ю.А. Филатов // Цветные металлы. – 1997. – № 2. – С. 60-62. 5. J. Royset. Kinetics and mechanisms of precipitation in an Al-0.2WT.% Sc alloy / J. Royset, N. Ryum // Mater. Sci. Eng. – 2005. – V. 396. – P. 409-422. 6. Авіаційно-космічні матеріали та технології / [Богуслаєв В.О., Качан О.Я., Калініна Н.Є. та інш.]. – Запоріжжя: ВАТ «Мотор-Січ», 2009. – 383 с. 7. Елагин В. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д. // Цветные металлы. 1982. № 12. С. 96–97. 8. Елагин В.И. Алюминиевые сплавы, легированные скандием / В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1992. – № 1. – С. 24-28. 9.

Паспорт 11-61-84 на алюминиевый сплав марки 01570, 1984 г. **10.** Effect of Sc on Recrystallization of Aluminum and it's Alloys / T.D. Rostova, V.G. Davydov, V.I. Yelagin [and other] // Proc. of ICAA7/ - 2000. – Part 2. – P. 793-798. **11.** Особенности формирования структуры и свойств литейных Al-Mg-сплавов, легированных скандием / В.В. Черкасов, П.П. Побежимов, Л.П. Нефедова [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1996. – № 6. – С. 30-32. **12.** Высокоскоростная сверхпластичность нанокристаллического алюминиевого сплава 01570 / В.Н. Перевезенцев, М.Ю. Щербань, М.Ю. Мурашкин [и др.] // Письма в «Журнал технической физики». – 2007. – Т. 33. - № 15. – С. 40-46. **13.** Автократова Е.В. Перспективный Al-Mg-Sc сплав для самолетостроения / Е.В. Автократова // Вестник уфимского государственного авиационного технического университета. – 2007. – Т. 9. – № 1. – С. 182-183. **14.** Юнусова Н.Ф. Высокоскоростная сверхпластичность в алюминиевых сплавах 1420 и 1421, равноканальному угловому прессованию / Н.Ф. Юнусова, Р.К. Исламгалиев, Р.З. Валиев // Металлы. – 2004. – №2. – С. 21-28. **15.** Пат. 2246555 Россия, МПК С22F1/053. Способ получения сверхпластичного листа из высокопрочного алюминиевого сплава и изделие, полученное из него / И.Н. Фридляндер, О.Г. Сенаторова, В.В. Сидельников и др. – Заявл. 22.01.2004; Опубл. 20.02.2005.

УДК 621.771

ПЛЕСНЕЦОВ Ю.А., канд. техн. наук, зав. кафедрой «ОМД» НТУ «ХПИ»
ГОРОБЕЙ Н.Р., студентка, НТУ «ХПИ»
КОВОРОТНЫЙ Т.Л., ассистент, НТУ «ХПИ»

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ ПРОФИЛЕЙ С ПОПЕРЕЧНЫМ ПЕРИОДИЧЕСКИМ ОРЕБРЕНИЕМ

С использованием метода конечных элементов выполнен анализ формоизменения металла и определены энергосиловые параметры прокатки периодических полосовых бичевых профилей. Анализ полученных теоретических зависимостей позволил установить, что с увеличением температуры деформации (от 950°C до 1150°C) энергосиловые параметры процесса снижаются до 50%, увеличение истинной деформации от 1,5 до 2,0 приводит к их возрастанию до 40%, для достижения требуемой высоты ребра (8 мм) необходимо создание истинной деформации пределах 1,5. Для этого не требуется применение повышенной жесткости.

З використанням метода кінцевих елементів виконано аналіз формозмінення металу та визначені енергосилові параметри прокатки періодичних смугових бичових профілів. Аналіз отриманих теоретичних залежностей дозволив встановити, що зі збільшенням температури деформації (від 950°C до 1150°C) енергосилові параметри процесу знижуються до 50%, збільшення істинної деформації від 1,5 до 2,0 призводить до їх зростання до 40%, для досягнення потрібної висоти ребра (8 мм) необхідно створення істинної деформації в межах 1,5. Для цього не потрібне використання підвищеної жорсткості.

Using method of finite elements the analysis of metal forming of periodic stripped whip roll forms was completed and their energy power parameters were defined. The analysis of gained theoretic dependencies allowed to determine that with growing the strain temperature (from 950°C to 1150°C) the energy power parameters of process fall down to 50%, and increase of true strain from 1,5 to 2,0 cause their growth up to 40%, to gain the required rib height (8 mm) it is needed to create the true strain near 1,5. Increased harshness is not required in this case.