

УДК 621.777

Андреев В. В.
Беляев С. М.
Кузьмин А. С.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ЭНЕРГОСИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ ТРУБ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Sc

В настоящее время алюминиевые сплавы являются основным конструкционным материалом не только для авиационных изделий и ракет, но также широко используются в машиностроении, судостроении и других отраслях промышленности. Для получения хорошей удельной прочности в сочетании с длительным ресурсом работы и надежностью в эксплуатации данные сплавы должны обладать комплексом необходимых характеристик: высокой прочностью, хорошей коррозионной стойкостью, высоким сопротивлением повторным нагрузкам и малой скоростью развития усталостных трещин.

В связи с этим в последние годы стало появляться все большее количество публикаций, посвященных алюминиевым сплавам, легированным переходными металлами (ПМ), среди которых скандий, цирконий, титан, гафний и др. [1–6]. Внимание, которое уделяется скандию как легирующему компоненту в алюминиевых сплавах, объясняется его сильным и многообразным влиянием на структуру и свойства этих сплавов, и, прежде всего, его сильным упрочняющим действием. Рост прочностных характеристик обусловлен двумя факторами: образованием продуктов распада твердого раствора скандия в алюминии в виде дисперсных частиц фазы Al_3Sc и сохранением в деформированных полуфабрикатах после их термической обработки нерекристаллизованной структуры.

Скандий, при его содержании в сплавах 0,15–0,25 %, обуславливает очень высокий эффект дисперсионного твердения слитков. Выделения фазы Al_3Sc значительно дисперснее, в сравнении с другими упрочняющими фазами алюминидов марганца и циркония (табл. 1) [1].

Таблица 1

Вторичные выделения алюминидов после гомогенизации

Сплавы с различными ПМ	Типичное содержание ПМ, %	Температура нагрева, °С	Выделяющаяся фаза	Величина выделений, нм
Al–Mn	0,2–1,5	480–500	Al_6Mg	100–1000
Al–Zr	0,08–0,25	450–480	Al_3Zr	10–100
Al–Sc	0,15–0,40	360–460	Al_3Sc	1–10

Сохранение нерекристаллизованной структуры в деформируемых полуфабрикатах заключается в том, что при правильном выборе состава сплава, особенно концентрации скандия, а также технологических параметров, температура рекристаллизации становится выше температуры солидуса. В своей более поздней работе авторы [1] показали, что с повышением содержания скандия от 0 до 0,6 % прочностные характеристики существенно возрастают [2]. Также авторы утверждают, что увеличение прочностных свойств происходит с затуханием. Т. е. при содержании $> 0,6$ % Sc повышение прочностных характеристик будет незначительным.

В настоящее время из сплавов Al–Mg–Sc изготавливают лишь полуфабрикаты, такие как: холоднокатаный лист, горячекатаные плиты, штамповки. Это связано с тем, что наличие высоких прочностных характеристик в сплавах приводит к большим энергозатратам при деформации, либо вообще к невозможности осуществления процесса. Для анализа условий проведения технологического процесса, уменьшения затрат на производство и обеспечения механических свойств готовых изделий необходимо определение влияния деформационных и температурно-скоростных параметров на энергосиловые показатели процесса.

Целью данной работы является теоретическое определение деформационных и энергосиловых параметров процесса прессования труб из сплава 01570 системы Al–Mg–Sc.

Сплав 01570 содержит около 6 % магния, добавки марганца, меди, цинка, и некоторых других элементов [9]. Основное отличие данного сплава от стандартного сплава АМг6 заключается в том, что он дополнительно легирован скандием и цирконием. Сплав обладает высокой прочностью, теплопрочностью, удовлетворительной свариваемостью и коррозионной стойкостью. Подобно всем термически неупрочняемым сплавам на основе системы Al–Mg сплав 01570 обладает хорошей свариваемостью. Наличие скандия оказывает значительное модифицирующее воздействие на структуру сварного шва. Согласно паспорту сплава [9], его можно применять как криогенный конструкционный материал для работы в среде жидкого азота и жидкого кислорода (предел прочности и предел текучести для прессованного профиля при – 196 °С соответственно равны: 572,3 МПа и 371,4 МПа), что особенно актуально для авиастроительной и космической техники при производстве топливных баков ракет и труб подачи топлива.

Методика определения деформационных и энергосиловых параметров процесса прессования заключалась в проведении моделирования в конечно-элементной программе Forge®. Принципы работы данного программного продукта описаны в работах авторов [10–13]. Для оценки температурных параметров и распределения «мертвых зон» по объему образца анализировали, соответственно, поля температур и скоростей течения металла в объеме заготовки. Для определения силы деформации и других энергосиловых параметров использовали диаграммы изменения силы прессования от времени протекания процесса.

Расчеты в Forge® основаны на вариационном принципе Лагранжа, функционал которого сформулирован как:

$$I = \int_V \left(\int_0^H T dH \right) dV - \int_V F_i U_i dV - \int_S f_i U_i dS, \quad (1)$$

где T – интенсивность касательных напряжений; H – интенсивность скоростей деформации сдвига; F_i, f_i, U_i – соответственно проекции векторов объемных сил, поверхностных нагрузок и скоростей течения; S – площадь поверхности; V – объем.

Реологические свойства материала описывали с применением уравнения Хензеля-Шпиттеля [14], которое в программе имеет вид:

$$\sigma_T = A e^{a_1 T} T^{a_9} \varepsilon^{a_2} e^{a_4/\varepsilon} (1 + \varepsilon)^{a_5 T} e^{a_7 \varepsilon} \dot{\varepsilon}^{a_3} \dot{\varepsilon}^{a_8 T}, \quad (2)$$

где σ_m – напряжение текучести; ε – интенсивность деформации; $\dot{\varepsilon}$ – интенсивность скоростей деформации; T – температура; $A, a_1 \dots a_9$ – коэффициенты регрессии (табл. 2). Как аналог сплава 01570 выбран алюминиевый сплав высокой прочности системы Al–Mg марки АМг6. Его химический состав, как было сказано выше, отличается от сплава 01570 лишь отсутствием скандия и циркония, которые и являются упрочняющими элементами. В связи с этим для уравнения Хензеля-Шпиттеля увеличиваем величину коэффициента A в 1,7 раза, соответственно до соотношения напряжений текучести данных сплавов в отожженном состоянии.

Таблица 2

Коэффициенты регрессии уравнения Хензеля-Шпиттеля для сплава 01570

A	a ₁	a ₂	a ₃	a ₄	a ₅	a ₇	a ₈	a ₉
250	-0,00538	0,17556	0,03527	0,0040254	-0,0006776	-0,36509	0,0001613	0,280856

Для исследований выбрано четыре типа размеров труб: 50 × 5 мм, 39 × 1,5 мм (для контейнера Ø159 мм); 23 × 2 мм, 17 × 1 мм (для контейнера Ø70 мм). Коэффициенты вытяж-

ки l и соотношений D/s принимались, соответственно: $l_1 = 30$ и $D_1/s_1 = 10$; $l_2 = 50$ и $D_2/s_2 = 25$; $l_3 = 30$ и $D_3/s_3 = 10$; $l_4 = 50$ и $D_4/s_4 = 17,5$. Т. к. схема прессования трубы соответствует схеме осесимметричной задачи, при помощи САПР была разработана геометрия инструмента и заготовки, после чего она экспортировалась в формат «.stl», который поддерживается Forge®. Для прессования использовалась коническая матрица, с основными геометрическими параметрами, приведенными на рис. 1. Скорость прессования принималась для всех процессов постоянной, равной 20 мм/с. Температурные параметры и показатели трения, принимаемые в расчете, приведены в табл. 2.

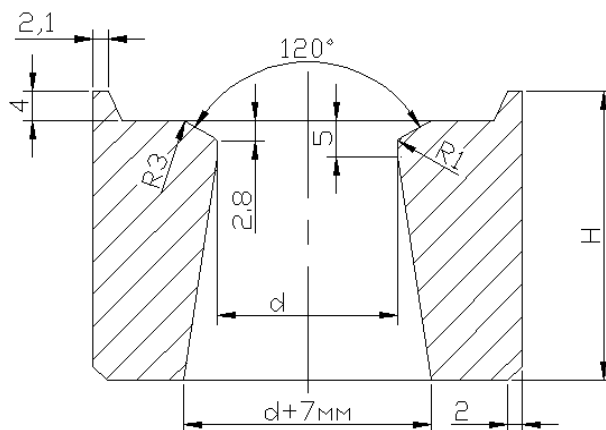


Рис. 1. Основные геометрические размеры матрицы:
 H – высота матрицы, мм; d – диаметр готовой трубы, мм

Таблица 2

Параметры процесса прессования, принимаемые для исследований

Инструмент	Температура (Т), °С	Показатель трения (f)
Заготовка	470	–
Матрица	420	0,45
Оправка	420	0,3
Контейнер	420	0,6

Анализируя результаты распределения температуры по сечению образцов, можно сделать вывод о том, что никаких существенных аномалий не наблюдается. В процессе прессования происходит деформационный разогрев, и температура металла возрастает. Максимальная температура по сечению готового изделия на выходе из матрицы составляет 551 °С. Однако, судить о том, пригодна ли данная величина для сплава 01570 и как она, в свою очередь, отразится на структуре и свойствах материала, пока не представляется возможным, т. к. в настоящее время нет рекомендаций по разработке конкретных технологических режимов.

На рис. 2 приведено распределение «мертвых зон» по объему очага деформации (зона I). Как видно, практически для всех процессов характер распределения этих зон одинаков, однако при прессовании трубы 17×1 мм наблюдается более выпуклая форма границы раздела, что может быть объяснено большим деформационным разогревом металла в области «мертвых зон».

Из литературы известно, что с увеличением объема «мертвых зон» повышается сила прессования, что подтверждается диаграммами силы прессования, представленными на рис. 3.

В последующих работах предполагается проведение исследований процесса прессования, с целью уменьшения объема «мертвых зон», что должно привести к уменьшению силы прессования и более благоприятными условиями формоизменения.

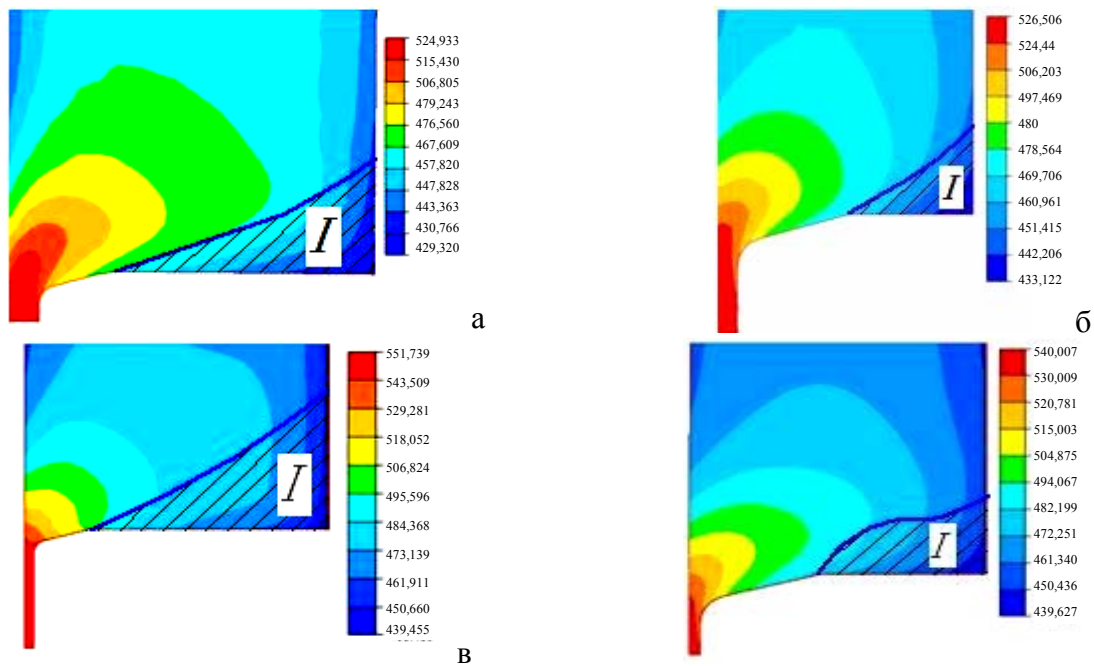


Рис. 2. Распределение температуры по сечению образца в очаге деформации при прессовании трубы:

а – 50×5 мм; б – 23×2 мм; в – $39 \times 1,5$ мм; г – 17×1 мм

На рис. 3 представлены диаграммы изменения силы прессования от времени проведения процесса. Из диаграмм видно, что весь процесс можно разделить на три основные зоны деформации: зона 1 – заполнение металлом полости контейнера; зона 2 – заполнение полости матрицы, на котором наблюдается резкое повышение силы прессования; зона 3 – установившейся процесс прессования.

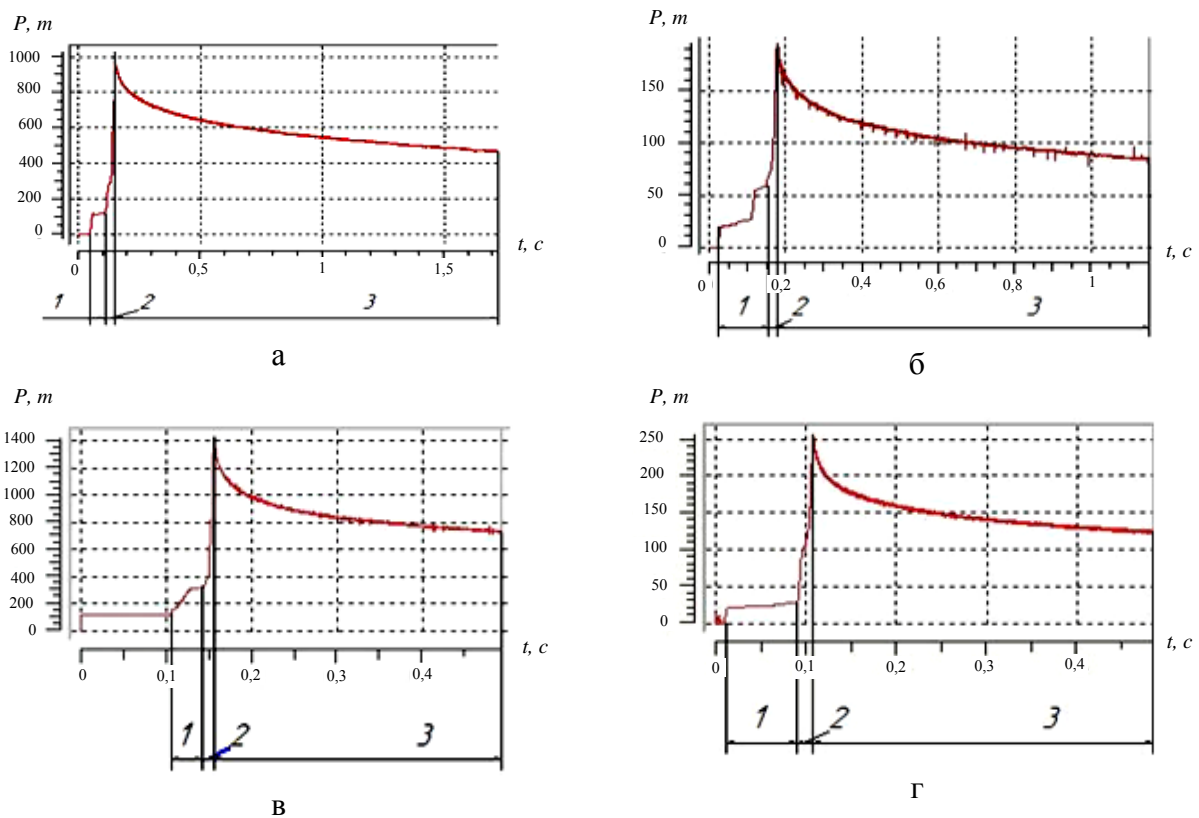


Рис. 3. Сила прессования на оправке при прессовании трубы:

а – 50×5 мм; б – 23×2 мм; в – $39 \times 1,5$ мм; г – 17×1 мм

ВЫВОДЫ

Проведенный литературный анализ показал перспективность использования сплавов системы Al–Mg–Sc в авиационно-космической технике. Однако из литературы остается не ясным, при каких условиях и параметрах деформации необходимо проводить технологический процесс для получения оптимальных механических свойств и структуры изделий.

При помощи компьютерного моделирования получено распределение температуры по сечению образца при прессовании труб из сплава 01570. Анализ данных распределения температур показал, что температурное поведение данного сплава практически не отличается от других сплавов.

Определено распределение «мертвых зон» по объему очага деформации. Наличие больших по величине «мертвых зон» оказывает существенное влияние на величину силы прессования, что приводит к пику силы в начале процесса прессования, который может превышать величину допустимой для используемого типа оборудования и инструмента. Для данного исследования силы прессования равны: для контейнера $\varnothing 159$ мм максимальная сила, возникающая при прессовании трубы $39 \times 1,5$ мм – 1400 тонн; для контейнера $\varnothing 70$ мм при прессовании трубы 17×1 мм – 250 тонн.

ЛИТЕРАТУРА

1. Елагин В. И. Пути развития высокопрочных и жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов в XXI столетии / В. И. Елагин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2007. – № 9. – С. 3–11.
2. 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.
3. Захаров В. В. Влияние скандия, переходных металлов и примесей на упрочнение алюминиевых сплавов при распаде твердого раствора / В. В. Захаров, Т. Д. Ростова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2007. – № 9. – С. 12–19.
4. Филатов Ю. А. Деформируемые сплавы на основе системы Al–Mg–Sc / Ю. А. Филатов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1996. – № 6. – С. 33–36.
5. 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.
6. Захаров В. В. Промышленные алюминиевые сплавы с добавкой скандия / В. В. Захаров // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1995. – № 7. – С. 21–23.
7. Røyset J. Scandium in Aluminium Alloys Overview: *Physical Metallurgy, Properties and Applications* / J. Røyset // *Metallurgical Science and Technology*. – 2007. – № 25. – P. 11–21.
8. Røyset J. Kinetics and mechanisms of precipitation in an Al–0.2wt.%Sc alloy / J. Røyset, N. Ryum // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – № 396. – P. 409–422.
9. Паспорт 11-61-84 на алюминиевый сплав марки 01570 от 23.12.1984 г.
10. Effect of symmetrical and asymmetrical forging processes on the quality of forged products / H. Dyja, G. Banaszek, S. Berski, S. Mroz // *Journal of materials processing technology*. – 2004. – № 157–158. – P. 496–501.
11. Dyja H. 3D FEM modeling and its experimental verification of the rolling of reinforcement rod / H. Dyja, P. Szota, S. Mroz // *Journal of materials processing technology*. – 2004. – № 153–154. – P. 115–121.
12. Modeling of shape anvils in free hot forging of long products / H. Dyja, G. Banaszek, S. Mroz, S. Berski // *Journal of materials processing technology*. – 2004. – № 157–158. – P. 131–137.
13. Duan X. Three dimensional thermal mechanical coupled simulation during hot rolling of aluminium alloy 3003 / X. Duan, T. Sheppard // *International journal of mechanical sciences*. – 2002. – № 44. – P. 2155–2172.
14. Spittel Thilo *Ferrous Alloys. V. 2* / Thilo Spittel, Marlene Spittel. – New York: Springer, 2009. – 800 p.

Андреев В. В. – аспирант НМетАУ;

Беляев С. М. – ассистент НМетАУ;

Кузьмин А. С. – бакалавр НМетАУ.

НМетАУ – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск.

E-mail: vitalik_dndz@mail.ru