

УДК 621.79

И.А. Рожков, Е.М. Федосеева, Т.В. Ольшанская

I.A. Rozhkov, E.M. Fedoseeva, T.V. Olshanskaya

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**АНАЛИЗ ОБРАЗОВАНИЯ ВОЗМОЖНЫХ ФАЗ
ПРИ РАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ ПРИ СВАРКЕ
MIG ПРОВОЛОКОЙ СВ-АМГ63**

**ANALYSIS OF THE FORMATION OF POSSIBLE
PHASES DURING EQUILIBRIUM CRYSTALLIZATION
IN THE ALUMINUM ALLOY DURING WELDING
WITH THE MIG SV-AMG63 WIRE**

Алюминиевые сплавы малой толщины широко используются для изготовления сварных конструкций в авиационной промышленности. Одним из перспективных в данной отрасли является алюминиевый сплав 1420. Это сплав системы Al-Mg-Li, имеющий пониженный удельный вес. В работе показано формирование фаз в сварных соединениях сплава при равновесной кристаллизации, полученных аргонодуговой сваркой с применением проволоки Св-АМГ63.

Ключевые слова: сварной шов, алюминиевый сплав, околошовная зона, сварка, фазы.

Aluminum alloys with small thickness are widely used in the aircraft industry for manufacturing of welded structures. The 1420 aluminum alloy of the Al-Mg-Li system is one of perspective alloys. It has low specific gravity. This work demonstrates the phases formation in welding joints of the alloy during equilibrium crystallization which are produced with the Sv-AMg63 wire argon arc welding.

Keywords: welding joint, aluminum alloy, heat affected zone, welding, phases.

Сплавы системы Al-Mg-Li подробно изучены в 1952 г. Ф.И. Шамраем [1], а также другими исследователями [2, 5, 7–9]. В 1965 г. рядом ученых была найдена большая концентрационная область сплавов системы Al-Mg-Li, характеризующихся значительным эффектом упрочнения после искусственного старения и достаточно высокими прочностными свойствами [3]. Они установили, что в отличие от общепринятого закона аддитивности возможен вариант, когда при введении в алюминий элементов с низким модулем упругости модуль упругости сплава не снижается, а повышается. Однако тройные

сплавы имели низкую коррозионную стойкость. Повышение коррозионной стойкости было достигнуто дополнительным введением марганца, циркония и кремния. Это привело к созданию нового промышленного сплава 1420, запатентованного в ряде стран.

Маркировка сплава 1420, согласно единой цифровой системе маркировки алюминиевых сплавов, введённой Министерством авиационной промышленности, подразумевает следующее: первая цифра показывает основу сплава, для алюминия это цифра 1. Следующая цифра 4 означает, что сплав легирован литием, цифра 2 обозначает порядковый номер сплава, последняя цифра 0 означает, что этот сплав является деформируемым.

Сплав имеет оптимальный химический состав [3–6]: магний (Mg) 5,0–6,0 %; литий (Li) – 1,9–2,3 %; цирконий (Zr) – 0,09–0,15 %; кремний (Si) – 0,1–0,3 %; примесей не более: железо (Fe) 0,3 %; титан (Ti) 0,1 %; марганец (Mn) 0,3 %; натрий (Na) 0,05 %; остальное – алюминий (Al). Сварные соединения получены аргонодуговой сваркой MIG с применением сварочной проволоки Св-АМг-63.

Целью работы является определение возможных фазовых составляющих в сварных соединениях алюминиевого сплава.

Как известно из литературных данных [2–5], фазовый состав сплава марки 1420 в равновесных условиях при температуре 430°C, как следует из диаграммы состояния Al–Mg–Li (рис. 1), $\alpha+S_1$ (Al_2MgLi). Al сплав 1420 перед производством сварных конструкций подвергается термической обработке: закалка до температуры 450°C и последующее искусственное старение при температуре 120 °C в течение 10–15 ч.

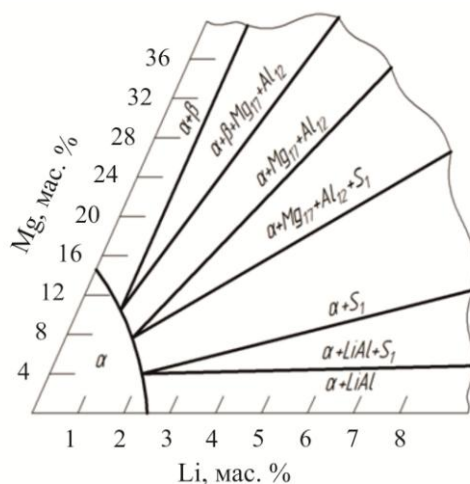


Рис. 1. Диаграмма состояния сплава Al–Mg–Li [4]

Охлаждение при закалке на воздухе обеспечивает более высокую коррозионную стойкость полуфабрикатов.

Анализ фазовых составляющих проводился с помощью термодинамического расчета фазового состава сплава в программе JMatPro. Расчет производился в интервале температур от 900 до 20 °С с шагом 5 °С (рис. 2).

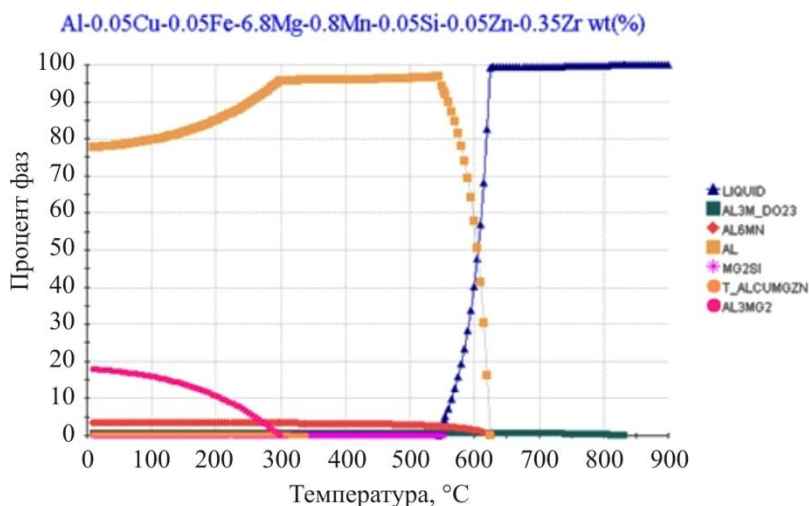


Рис. 2. Термодинамический расчет фазовых составляющих в сварном соединении Al сплава

Перевод обозначений фаз в программе:

AL3M_DO23	Al ₃ Zr
AL6MN	Al ₆ (Mn,Fe)
MG2SI	Mg ₂ Si
T_ALCUMGZN	(Al-Mg-Cu-Zn)
AL3MG2	Al ₃ Mg ₂

Полученные данные показали, что температура начала кристаллизации алюминия $T_L = 624$ °С, температура конца кристаллизации $T_S = 545$ °С.

До начала кристаллизации Al при температуре $T = 832$ °С из жидкости начинает образовываться Al₃Zr. При температуре $T = 627$ °С начинает кристаллизоваться Al₆(Mn,Fe), при этом содержание Al₃Zr составляет 0,61 %. Таким образом, образование Al₆(Mn,Fe) и кристаллизация Al начинаются практически одновременно.

При температуре $T = 552$ °С, когда основная доля Al (около 93 %) уже находится в твердом состоянии, начинает образовываться Mg₂Si. Содержание Al₆(Mn,Fe) увеличивается до 4,25 %, а содержание Al₃Zr составляет 0,58 %.

Когда процесс кристаллизации Al полностью завершается (545 °C), в сплаве содержание фаз достигает следующих значений: $Al_6(Mn,Fe)$ – 2,56 %, Al_3Zr – 0,59 %, Mg_2Si – 0,1 %.

Выделение фазы (Al-Mg-Cu-Zn) начинается при температуре T 339,5°C, при этом в сплаве содержится: $Al_6(Mn,Fe)$ – 3,32 %, Al_3Zr – 0,66 %, Mg_2Si – 0,14 %.

При температуре $T = 298$ °C начинается выделение Al_3Mg_2 , содержание фаз: $Al_6(Mn,Fe)$ – 3,34 %, Al_3Zr – 0,66 %, (Al-Mg-Cu-Zn) – 0,19 %, Mg_2Si – 0,14 %.

При комнатной температуре расчетное соотношение фаз следующее: Al_3Mg_2 – 17,72 %, $Al_6(Mn,Fe)$ – 3,35 %, Al_3Zr – 0,66 %, (Al-Mg-Cu-Zn) – 0,28 %, Mg_2Si – 0,14 % (рис. 3).

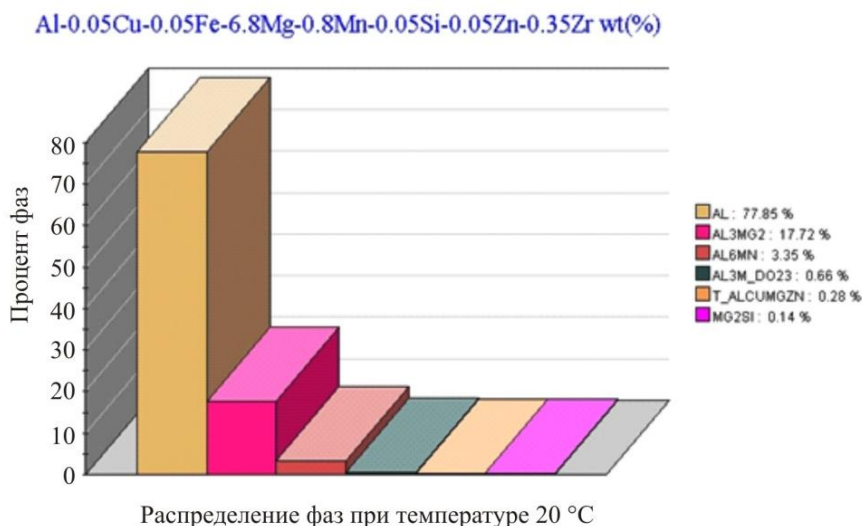


Рис. 3. Распределение фазовых составляющих

Таким образом, после равновесной кристаллизации в сплаве будут присутствовать Al_3Mg_2 около 18 %, $Al_6(Mn,Fe)$ более 3 % и включения Al_3Zr , (Al-Mg-Cu-Zn), Mg_2Si при суммарном содержании более 1 %.

С использованием модуля построения ССТ и ТТТ (термокинетических (рис. 4) и изотермических (рис. 5)) диаграмм в программе JMatPro был произведен расчет от температуры чуть ниже конца кристаллизации – 540°C. При расчете в программе учитывается, что при данной температуре уже присутствуют фазы: Al – 97,27 %, $Al_6(Mn,Fe)$ – 2,27 %, (Al-Mg-Cu-Zn) – 0,11 %, Mg_2Si – 0,11 %.

Расчет показал, что при непрерывном охлаждении могут выделяться следующие фазы, при их содержании более 0,5 %: T_ALCUMGZN (Al-Mg-Cu-Zn) и GP (ГП). Их образование возможно при очень медленных скоростях охлаждения – ниже 0,1 °C/c.

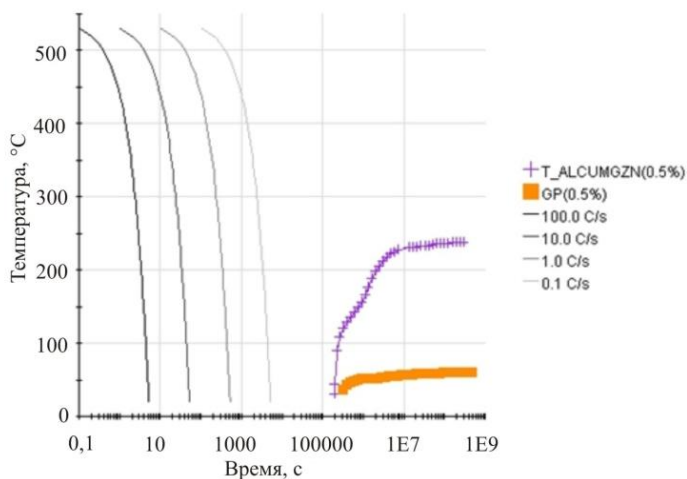


Рис. 4. Термокинетическая диаграмма алюминиевого сплава

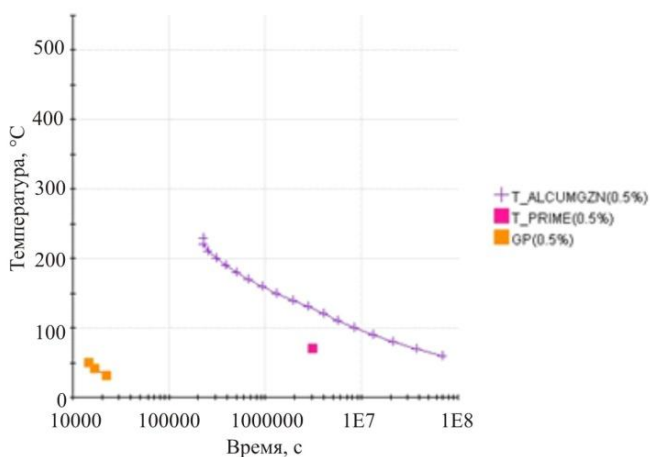


Рис. 5. Изотермическая диаграмма алюминиевого сплава

Таким образом, при ускоренном охлаждении сплава в структуре будут присутствовать фазы, образовавшиеся выше температуры конца кристаллизации: $Al_6(Mn,Fe)$, $(Al-Mg-Cu-Zn)$, Mg_2Si .

Характер выделения фаз подтвержден металлографическим анализом. Как видно из рис. 6, на нетравленном шлифе достаточно хорошо проявляется ряд упрочняющих фаз, распределение которых в сварном шве наблюдается от единичных до комплексных. Кроме того, выявлены дефекты в виде пор (рис. 7) и крупных включений (рис. 6, з).

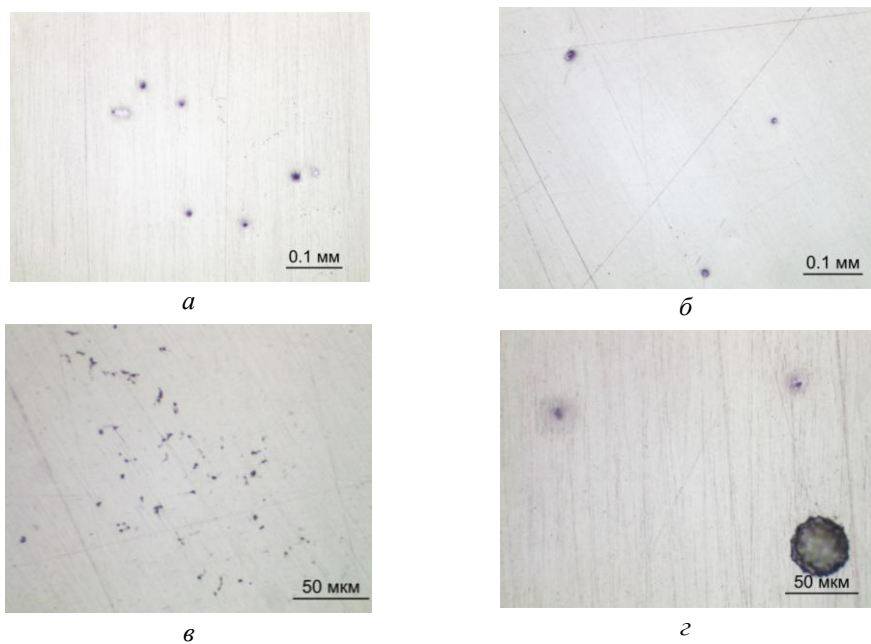


Рис. 6. Микроструктура (без травления) сварного шва с применением проволоки Св-АМГ-63: *a, б* – $\times 200$; *в, г* – $\times 500$

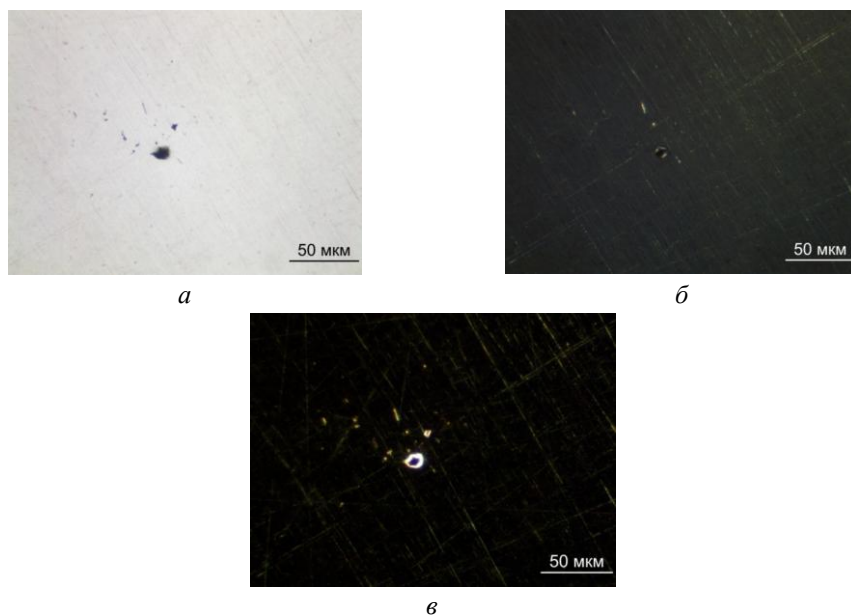


Рис. 7. Поры в сварном шве сплава: *a* – $\times 500$ – светлое поле; *б* – поляризованный свет; *в* – темное поле

Изменение механических свойств с учетом выделения фаз представлено на рис. 8. Характер изменения свойств имеет прямую зависимость от скорости охлаждения.

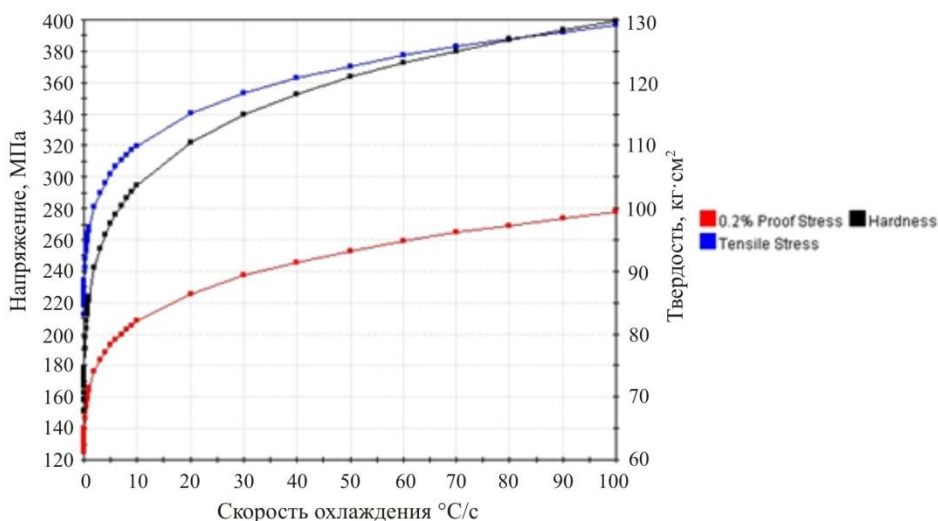


Рис. 8. Изменение механических свойств в зависимости от скорости охлаждения

Таким образом, полученные термодинамические расчеты позволили определить возможные упрочняющие фазы в сварном соединении алюминиевого сплава 1420 с применением сварочной проволоки Св-АМг-63. Установлено, что процесс кристаллизации сплава начинается при температуре 624 °С, а температура конца кристаллизации T_S составляет 545 °С. При этом в закристаллизованном состоянии, при комнатной температуре расчетное соотношение фаз будет следующее: Al_3Mg_2 – 17,72 %, $Al_6(Mn,Fe)$ – 3,35 %, Al_3Zr – 0,66 %, $(Al-Mg-Cu-Zn)$ – 0,28 %, Mg_2Si – 0,14 %.

Список литературы

1. Шамрай Ф.И. Литий и его сплавы. – М.: Изд-во АН СССР, 1952. – 254 с.
2. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. – М.: Изд. дом «МИСиС», 2009 – 392 с.
3. Фридляндер И.Н., Шамрай В.Ф., Ширяева Н.В. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1969. – №2. – С. 153–156.
4. Алюминиевые сплавы. Промышленные, деформируемые, спечённые и литейные алюминиевые сплавы: справ. рук-во / М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян, Н.А. Аристова [и др.]. – М.: Металлургия, 1972. – С. 552.

5. Лукин В.И., Грушко О.Е. Особенности влияния металлургических факторов производства сплава 1420 на качество сварных соединений // Сварочное производство. – 1998. – №1. – С. 8–9.

6. Mondolfo L.F. Aluminium Alloys: Structure and Properties. – London: Butter Words, 1976. – 755 с.

7. Lee S.M., Pyun S.I. Effects of microstructure and strain rate on hydrogen-assisted cracking of Al-1.9 % Li alloy // Journal of Materials Science Letters. – 1990. – Vol. 9. – P. 1247–1250.

8. Prasad E., Gokhale A., Wanhill R.J.H. Aluminum-Lithium Alloys. Processing, Properties, and Applications. – Publisher: Elsevier, 2013.

9. Лукин В.И., Якушин Б.Ф., Настич С.Ю. Исследование свариваемости сверхлёгких Al-Mg-Li сплавов // Сварочное производство. – 1996. – №12. – С. 15–20.

Получено 03.02.2021

Рожков Иван Алексеевич – студент гр. ЛТС-21 м, механико-технологический факультет, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, e-mail: gozhkov.vanja@yandex.ru

Научный руководитель **Федосеева Елена Михайловна** – кандидат технических наук, доцент кафедры «Сварочное производство, метрология и технология материалов», Пермский национальный исследовательский политехнический университет, e-mail: fedoseeva.pstu@mail.ru.

Ольшанская Татьяна Васильевна – доктор технических наук, профессор кафедры «Сварочное производство, метрология и технология материалов», Пермский национальный политехнический университет, e-mail: tvo66@rambler.ru.