

Федосеева Е.М., Ольшанская Т.В. Термокинетический расчет фазового состава сварных швов алюминиевого сплава 1420 системы Al–Mg–Li. Часть 1. Термокинетический расчет фазового состава сплава 1420 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 4. – С. 48–55. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.4.07

Fedoseeva E.M., Olshanskaya T.V. Thermokinetic analysis of phase composition of welds aluminum alloy 1420 system Al–Mg–Li. Part 1. Thermokinetic analysis of phase composition of alloy 1420. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2020, vol. 22, no. 4, pp. 48–55. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.4.07

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 22, № 4, 2020**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2020.4.07

УДК 621.79

**Е.М. Федосеева, Т.В. Ольшанская**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЙ РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА СВАРНЫХ ШВОВ**  
**АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420 СИСТЕМЫ AL–MG–LI.**

**ЧАСТЬ 1. ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЙ РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА 1420**

Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Li являются перспективными по использованию в промышленных масштабах в разных производственных областях. Это связано с тем, что сплавы данной системы обладают такими уникальными свойствами, как низкая плотность, требуемая прочность и исключительно высокое значение модуля упругости по сравнению с алюминиевыми сплавами других групп. Исследования данной группы сплавов в современном научном пространстве приобретают достаточно большой интерес и актуальность. Рассмотрен сплав марки 1420 системы Al–Mg–Li. Целью исследований являются термокинетические расчеты возможного фазового состава алюминиевого сплава 1420 в равновесном состоянии, а также уровня выделения включений в сплаве. Исследования позволили установить, что в сплаве присутствуют включения, имеющие разные вид, форму и состав. Выявлено наличие в составе включений фаз  $Al_3Fe$ ,  $Al_2ZrTi$  и  $Al_2TiZr$  при суммарном содержании более 1 %, тогда как ранее включения в алюминиевых сплавах интерпретировали под общим названием «окисные пленки», без разделения их по видам. Кроме того, определен возможный фазовый состав сплава в равновесном состоянии. Установлено, что после равновесной кристаллизации в сплаве будут присутствовать:  $Al_2MgLi$  около 20 %,  $Al_3Mg_2$  более 5 %,  $Mg_2Si$  около 1 %. Расчетные данные механических свойств показывают увеличение при возрастании скорости охлаждения по экспоненциальной зависимости. Определена начальная и конечная температура кристаллизации алюминиевого сплава, а расчетные данные термической и изотермической диаграмм позволили выявить образование метастабильных фаз в сплаве при их содержании более 0,5 %. К ним относятся Al–Mg–Zr–Ti,  $Al_3Li$ ,  $Al_2MgLi$ .

**Ключевые слова:** металл, алюминиевый сплав, включения, металлографический анализ, термокинетическая кривая, изотермическая кривая, скорость охлаждения, свойства, фазовый состав, расчет.

**E.M. Fedoseeva, T.V. Olshanskaya**

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**THERMOKINETIC ANALYSIS OF PHASE COMPOSITION OF WELDS**  
**ALUMINUM ALLOY 1420 SYSTEM AL-MG-LI.**

**PART 1. THERMOKINETIC ANALYSIS OF PHASE COMPOSITION OF ALLOY 1420**

Aluminum alloys of Al–Mg–Li system are promising to be used on industrial scale in different production areas. This is due to the fact that the alloys of this system have such unique properties as low density, the required strength and extremely high modulus of elasticity, compared to aluminum alloys of other groups. Research of this group of alloys in the modern scientific space is becoming quite interesting and relevant. In this paper we consider an alloy of grade 1420 of Al–Mg–Li system. The aim of the research is thermokinetic calculations of possible phase composition of aluminum alloy 1420 in equilibrium state, as well as the level of inclusions extraction in the alloy. The studies allowed to establish that the alloy contains inclusions of different types, shapes and compositions. The presence of phases  $Al_3Fe$ ,  $Al_2ZrTi$  and  $Al_2TiZr$  inclusions was found out, at the total content of more than 1 %, when, as before, inclusions in aluminum alloys were interpreted under the general name oxide films without dividing them by species. In addition, the possible phase composition of the alloy in equilibrium has been determined. It was found that after equilibrium crystallization in the alloy will be present  $Al_2MgLi$  about 20 %,  $Al_3Mg_2$  more than 5 %,  $Mg_2Si$  about 1 %. Calculated data on mechanical properties show an increase in the cooling rate by exponential dependence. The initial and final crystallization temperature of the aluminum alloy has been determined, and the calculated data of the thermal and isothermal diagrams allowed to reveal the formation of metastable phases in the alloy, with their content of more than 0.5 %, which include Al–Mg–Zr–Ti,  $Al_3Li$ ,  $Al_2MgLi$ .

**Keywords:** metal, aluminum alloy, inclusions, metallographic analysis, thermokinetic curve, isothermal curve, cooling rate, properties, phase composition, calculation.

Сварные конструкции из алюминиевых сплавов находят достаточно широкое применение в разных производственных областях, а отдельные сплавы имеют особое применение в самолетостроении. Это связано в первую очередь с рядом свойств материала сварных конструкций. Алюминиевые сплавы обладают не только высокой прочностью, но и рядом других свойств, отличающих их от других материалов [1–5]. Алюминиевые сплавы по классификации разнообразны. К одним из перспективных по использованию в промышленных масштабах относятся алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Li, применяемые в создании сварных конструкций. Как известно [6, 7], к системе алюминиевых сплавов Al–Mg–Li относится деформируемый сплав марки 1420, используемый в большинстве случаев для создания сварных конструкций летательных аппаратов.

Сплавы группы Al–Mg–Li обладают такими уникальными свойствами, как низкая плотность, требуемая прочность, и исключительно высоким значением модуля упругости по сравнению с алюминиевыми сплавами других групп. Кроме того, следует отметить, что свариваемость алюминиевого сплава марки 1420 имеет ряд особенностей, связанных с физико-химическими и технологическими свойствами материала [5, 8–11].

Свойства, благодаря повышенному модулю упругости, и особенности сварки сплава 1420 достаточно давно и широко изучаются [12, 13], однако исследования остаются актуальными в своем разнообразии и на сегодняшний день. Не менее актуальным вопросом в исследованиях остается изучение фазового состава сплава.

В работе рассмотрены металлографические исследования и термокинетические расчеты фазового сплава 1420 системы Al–Mg–Li. Согласно данным работ [14–17], сплав 1420 имеет следующий состав: 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).

Металлографические исследования полученных сварных соединений выполнены на микроскопе ALTAM1. Анализ металла проводили на шлифах, подготовленных для исследования микроструктуры. Перед проведением анализа микроструктуры сварных швов микрошлифы были обработаны реактивом Келлера.

Первоначально проведен металлографический анализ алюминиевого сплава. При увеличении 200 анализ показал в металле сплава 1420 характерное выделение включений (рис. 1), располо-

жение которых в исследуемых областях разное – от единичного до комплексного (в виде цепочек). Анализ включений при большем увеличении ( $\times 500$ ) в разных областях с использованием разного освещения дает следующую картину: в светлом поле видны как темные включения, так и светлые, имеющие при этом совершенно разную форму (рис. 2 и рис. 3, а). В поляризованном свете некоторые светлые включения становятся темными (рис. 2 и рис. 3, б), другие приобретают свечение, тогда как при темном освещении проявляется светящийся контур у большинства включений. Это дает основание утверждать, что в сплаве 1420 происходит выделение нескольких групп разных включений. Чтобы показать, что включения имеют разную форму, а ряд из них неправильную остроугольную, анализ провели при увеличении 1000 в светлом и поляризованном свете (рис. 4).

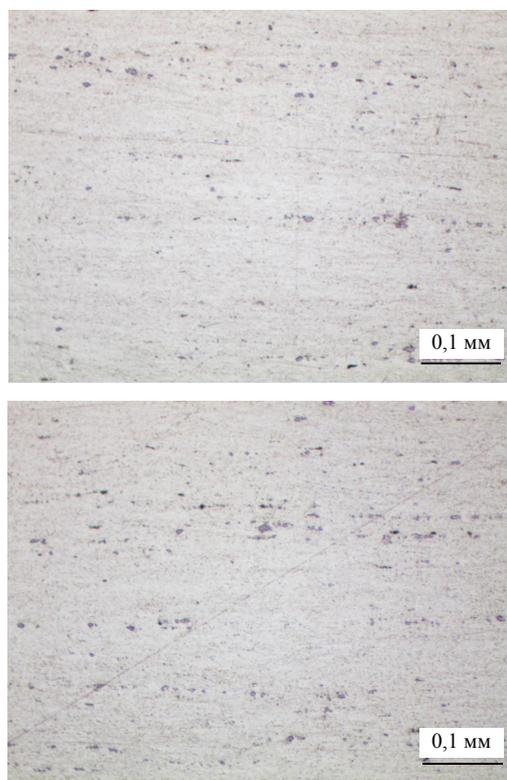


Рис. 1. Включения в алюминиевом сплаве 1420

После травления металл алюминиевого сплава имеет четко выраженную структуру материала со следами текстуры деформации (рис. 5). При разном освещении наблюдается ярко выраженное расположение включений в металле сплава 1420. Достаточно хорошо видны включения разной природы при большем увеличении (до 500) (рис. 6). Анализ при разном освещении позволил выявить в травленном образце металла алюминиевого сплава как минимум три вида включений.

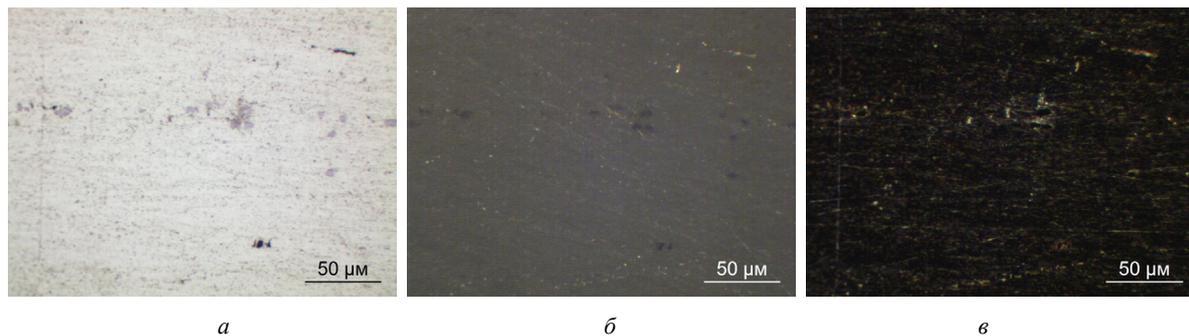


Рис. 2. Включения в сплаве 1420 (увеличение  $\times 500$ ): *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет; *в* – темное поле (область 1)

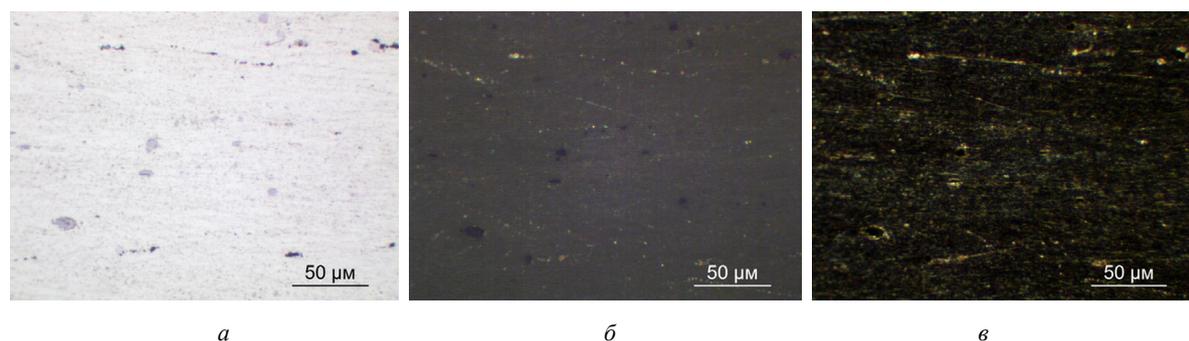


Рис. 3. Включения в сплаве 1420 (увеличение  $\times 500$ ): *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет; *в* – темное поле (область 2)

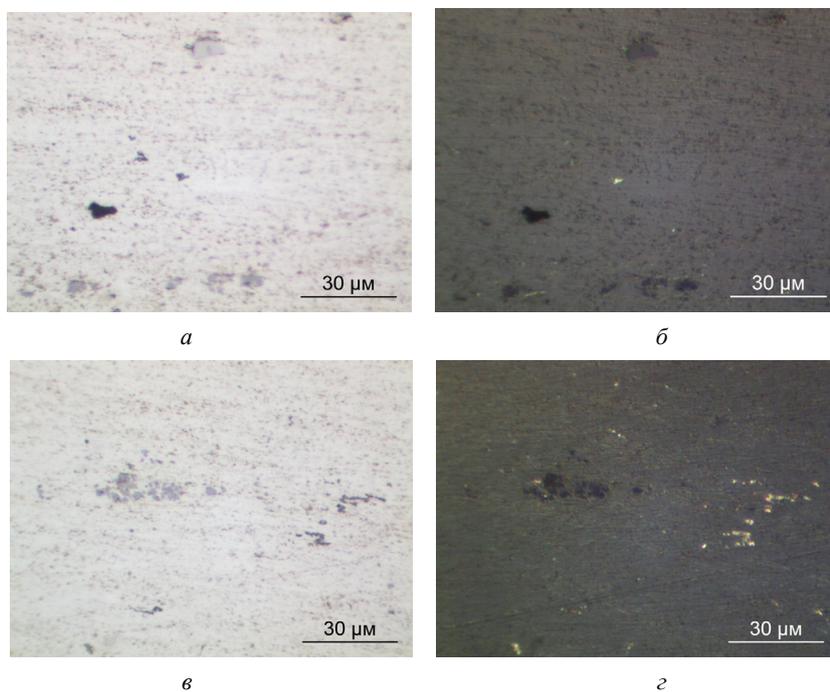


Рис. 4. Включения в сплаве 1420 ( $\times 1000$ ): *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет (область 2); *в* – светлое поле; *г* – поляризованный свет (область 2)

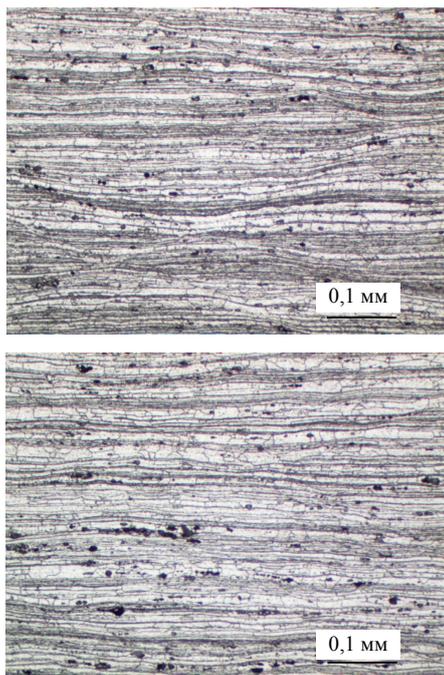


Рис. 5. Включения в алюминиевом сплаве после травления (увеличение  $\times 200$ )

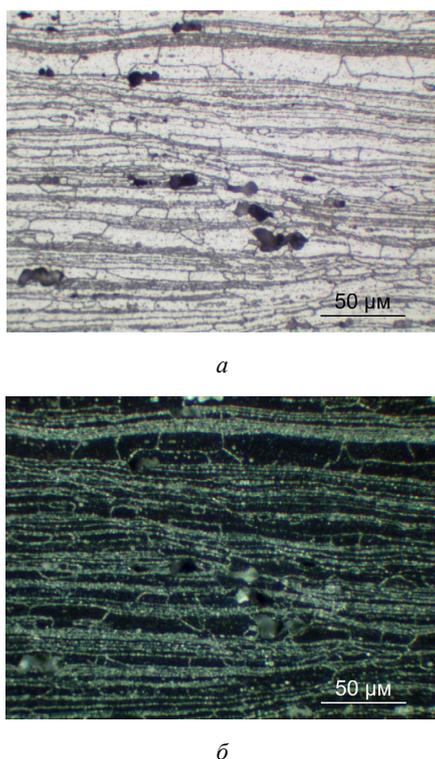


Рис. 6. Включения в алюминиевом сплаве после травления (увеличение  $\times 500$ ): *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

До недавнего времени все неметаллические включения, обнаруживаемые в алюминиевых сплавах, объединяли общим названием – окисные плены [18, 19]. Однако включения отличаются

большим разнообразием оттенков и структуры. При определении степени загрязненности сплава обычно подсчитывают только площадь, занимаемую включениями, без разделения их по видам. Установлено, что обнаруживаемые загрязнения по внешнему виду в основном можно разделить на четыре группы [10, 18]:

- 1) включения, представляющие собой гладкие площадки с металлическим блеском того же оттенка, что и основной металл;
- 2) включения, подобные первым, но с золотистым оттенком;
- 3) включения тускло-серого цвета с шероховатой поверхностью;
- 4) включения темного цвета с вкраплениями мелких кусочков шлака.

Как известно, в настоящее время нет полных исследований, что представляет собой каждый из перечисленных дефектов.

В литературных данных [9, 16, 20, 21] указывается, что фазовый состав сплава марки 1420 в равновесных условиях при температуре  $430\text{ }^{\circ}\text{C}$  –  $\alpha + S_1$  ( $\text{Al}_2\text{MgLi}$ ), соответствующий диаграмме состояния Al–Mg–Li [21, 22] (рис. 7).

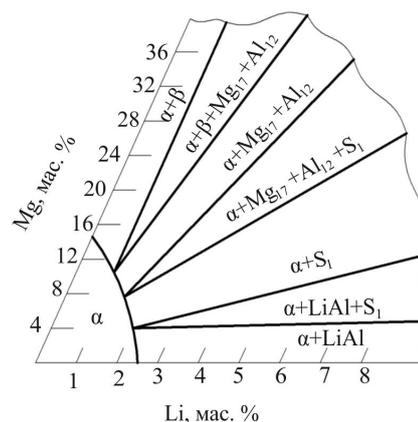


Рис. 7. Диаграмма состояния сплава Al–Mg–Li

Анализ термокинетических расчетов возможных фаз при равновесной кристаллизации сплава (в координатах «процент фаз от температуры»), проведенный с помощью программного комплекса JMatPro, показал результаты, представленные на рис. 8. Расчет производился в интервале значений температуры от  $900$  до  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , с шагом  $5\text{ }^{\circ}\text{C}$ . По полученным данным установлено, что температура начала кристаллизации алюминия  $T_L = 663\text{ }^{\circ}\text{C}$ , температура конца кристаллизации  $T_S = 529\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

До начала кристаллизации алюминия (Al) при температуре  $T = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$  из жидкости (LIQUID) начинает образовываться  $\text{Al}_2\text{ZrTi}$ . При температуре  $T = 651\text{ }^{\circ}\text{C}$  начинает кристаллизоваться  $\text{Al}_3\text{Fe}$ , при этом содержание  $\text{Al}_2\text{ZrTi}$  составляет  $0,48\%$ .

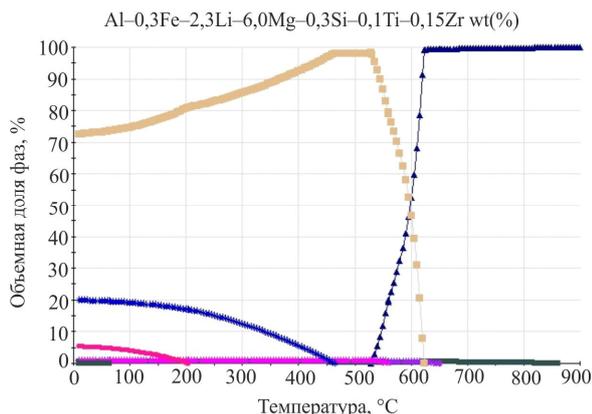


Рис. 8. Термокинетический расчет фазового состава сплава 1420 в равновесном состоянии: ▲ LIQUOID; ■ AL3M\_DO23; \* AL3FE; ■ AL; \* MG2SI; \* TAU\_ALLIMG; ● AL3MG2; ■ AL3M\_DO22

Примерная расшифровка фаз, обозначенных в программе, указана ниже.

Фазы, образованные в сплаве, на основе результатов термокинетического расчета

AL3M DO23	Al <sub>2</sub> ZrTi
AL3FE	Al <sub>3</sub> Fe
MG2SI	Mg <sub>2</sub> Si
TAU ALLIMG	Al <sub>2</sub> MgLi
AL3MG2	Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub>
AL3M DO22	Al <sub>2</sub> TiZr

К моменту начала кристаллизации Al (663 °C) в расплаве содержится Al<sub>2</sub>ZrTi – 0,51 %, Al<sub>3</sub>Fe – 0,25 %.

При температуре  $T = 559$  °C, когда основная доля Al (около 80 %) уже находится в твердом состоянии, начинает образовываться Mg<sub>2</sub>Si, содержание Al<sub>3</sub>Fe увеличивается до 0,72 %, содержание Al<sub>2</sub>ZrTi составляет 0,33 %.

К моменту полного затвердевания Al (529 °C) в сплаве содержание Mg<sub>2</sub>Si – 0,78 %, Al<sub>3</sub>Fe – 0,73 %, Al<sub>2</sub>ZrTi – 0,36 %.

Выделение фазы Al<sub>2</sub>MgLi из твердого раствора начинается при температуре  $T = 464$  °C, при этом в сплаве содержится Mg<sub>2</sub>Si – 0,81 %, Al<sub>3</sub>Fe – 0,73 %, Al<sub>2</sub>ZrTi – 0,42 %.

При температуре  $T = 203$  °C начинается выделение Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>, содержание фазы Al<sub>2</sub>MgLi увеличивается до 16,96 %, содержание Mg<sub>2</sub>Si – 0,82 %, Al<sub>3</sub>Fe – 0,73 %, Al<sub>2</sub>ZrTi – 0,55 %.

При  $T = 64$  °C начинается выделение фазы Al<sub>2</sub>TiZr. Данная фаза отличается от Al<sub>2</sub>ZrTi меньшим содержанием в ней Zr. В состав фазы Al<sub>2</sub>ZrTi входит Zr – 29,68 %, Ti – 16,34 %; а в состав фазы Al<sub>2</sub>TiZr входит Zr – 2,67 %, Ti – 35,29 %.

При комнатной температуре получено следующее расчетное соотношение фаз (рис. 9): Al<sub>2</sub>MgLi – 19,83 %, Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> – 5,31 %, Mg<sub>2</sub>Si – 0,82 %, Al<sub>3</sub>Fe – 0,73 %, Al<sub>2</sub>ZrTi – 0,51 %, Al<sub>2</sub>TiZr – 0,04 %.

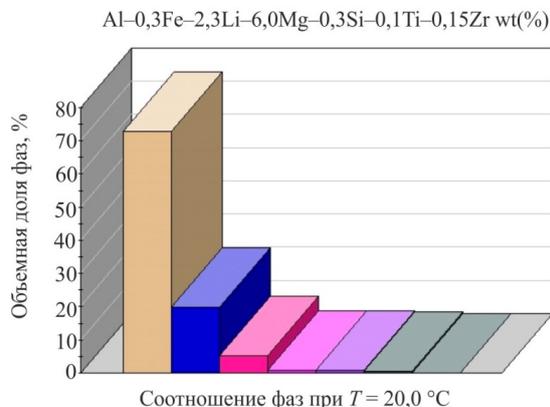


Рис. 9. Расчетное соотношение фаз в сплаве 1420 при  $T = 20$  °C: ■ AL: 72,75 %; ■ TAU\_ALLIMG: 19,83 %; ■ AL3MG2: 5,31 %; ■ MG2SI: 0,82 %; ■ AL3FE: 0,73 %; ■ AL3M\_DO23: 0,51 %; ■ AL3M\_DO22: 0,04 %

Таким образом, после равновесной кристаллизации в сплаве будут присутствовать: Al<sub>2</sub>MgLi около 20 %, Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> более 5 %, Mg<sub>2</sub>Si около 1 % и включения Al<sub>3</sub>Fe, Al<sub>2</sub>ZrTi, Al<sub>2</sub>TiZr при суммарном содержании более 1 %.

Дальнейший анализ образования возможных фаз при ускоренной кристаллизации сплава показал не менее интересные результаты. Известно, что при быстром охлаждении с температур ниже конца кристаллизации в алюминиевых сплавах происходит образование метастабильных фаз. Для того чтобы можно было оценить вероятность их образования, можно использовать термокинетические диаграммы распада сплава при непрерывном охлаждении.

С использованием модуля построения ССТ и ТТТ, а именно термокинетических (рис. 10) и изотермических (рис. 11) диаграмм соответственно, в программе JMatPro был произведен расчет диаграмм с температуры несколько ниже конца кристаллизации – 525 °C.

При расчете в программе учитывается, что при данной температуре уже присутствуют фазы: Al – 98,45 %, Al<sub>3</sub>Fe – 0,54 %, Al<sub>2</sub>ZrTi – 0,23 %, Mg<sub>2</sub>Si – 0,77 %.

Полученные расчетные данные исследований показали, что при непрерывном охлаждении могут выделяться следующие фазы, при их содержании более 0,5 %: AL3M\_L12 (Al–Mg–Zr–Ti), ALLI (Al<sub>3</sub>Li), TAU\_ALLIMG (Al<sub>2</sub>MgLi). Образование фазы Al–Mg–Zr–Ti возможно в интервале скоростей

охлаждения от 0,1 до 100 °C/c, а фаз  $Al_3Li$  и  $Al_2MgLi$  при 0,1–1 °C/c. С учетом того, что в сплаве до температуры 525 °C уже были образованы включения, фазовый состав сплава в интервале скоростей охлаждения от 1 до 100 °C/c может быть следующим:  $Al_3Fe$ ,  $Al_2ZrTi$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Al-Mg-Zr-Ti$ .

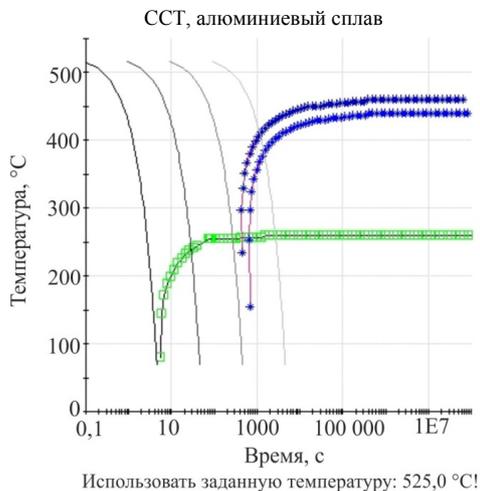


Рис. 10. Термокинетическая диаграмма сплава 1420 при непрерывном охлаждении:  $\square$  AL3M\_L12 (0,5 %);  $*$  ALLI (0,5 %);  $*$  TAU\_ALLIMG (0,5 %); — 100,0 °C/c; — 10,0 °C/c; — 1,0 °C/c; — 0,1 °C/c

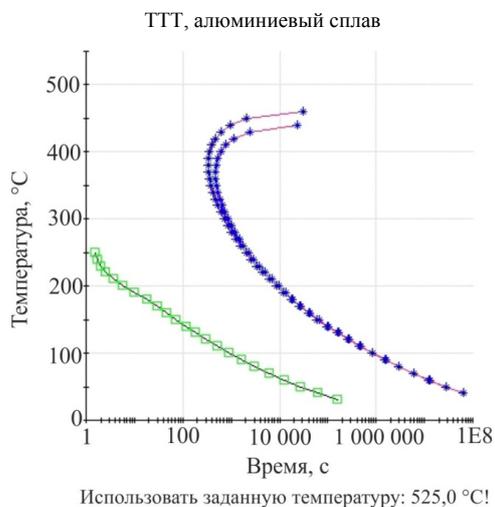


Рис. 11. Изотермическая диаграмма сплава 1420:  $\square$  AL3M\_L12 (0,5 %);  $*$  ALLI (0,5 %);  $*$  TAU\_ALLIMG (0,5 %)

Кроме того, термокинетические расчеты позволили установить изменение механических свойств в зависимости от скорости охлаждения (рис. 12).

Сравнение полученных значений твердости и напряжения при растяжении с допустимым напряжением при возрастании скорости охлаждения показывает абсолютно экспоненциальное их увеличение.

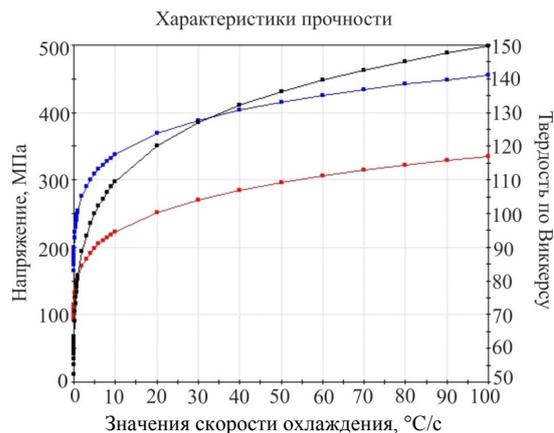


Рис. 12. Зависимость механических свойств (твердости, напряжения) сплава 1420 от скорости охлаждения:  $\blacksquare$  допустимое напряжение при степени деформации 0,2 %;  $\blacksquare$  твердость;  $\blacksquare$  растяжение

### Вывод

Таким образом, по результатам проведенных металлографических исследований и термокинетических расчетов установлено, что в металле алюминиевого сплава системы  $Al-Mg-Li$  происходит выделение включений сложного состава, имеющих разные размер и форму, что характерно для протекания физико-химических реакций. Выявлено наличие в составе включений фаз  $Al_3Fe$ ,  $Al_2ZrTi$  и  $Al_2TiZr$  при суммарном содержании более 1 %, тогда как ранее включения в алюминиевых сплавах интерпретировали под общим названием «окисные пленки», без разделения их по видам. Кроме того, определен возможный фазовый состав сплава в равновесном состоянии. Выявлено, что после равновесной кристаллизации в сплаве будут присутствовать  $Al_2MgLi$  около 20 %,  $Al_3Mg_2$  более 5 %,  $Mg_2Si$  около 1 %.

Установлена начальная и конечная температура кристаллизации алюминиевого сплава 1420 – 663 и 529 °C соответственно. Расчетные данные термокинетической и изотермической диаграмм позволили выявить образование метастабильных фаз в сплаве. При непрерывном охлаждении могут выделяться следующие фазы, при их содержании более 0,5 %:  $Al-Mg-Zr-Ti$ ,  $Al_3L$  и  $Al_2MgLi$ . Образование фазы  $Al-Mg-Zr-Ti$  возможно в интервале скоростей охлаждения от 0,1 до 100 °C/c, а фаз  $Al_3Li$  и  $Al_2MgLi$  при 0,1–1 °C/c. С учетом того, что в сплаве до температуры 525 °C уже были образованы включения, фазовый состав сплава в интервале скоростей охлаждения от 1 до 100 °C/c может быть следующим:  $Al_3Fe$ ,  $Al_2ZrTi$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Al-Mg-Zr-Ti$ . Расчетные данные механических свойств показывают увеличение значений при возрастании скорости охлаждения по экспоненциальной зависимости.

### Список литературы

1. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. – М.: Изд-во МИСиС, 2009. – 392 с.
2. Алюминиевые сплавы. Промышленные, деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы: справ. рук-во / М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян, Н.А. Аристова [и др.]. – М.: Metallurgia, 1972. – 552 с.
3. Лукин В.И., Грушко О.Е. Особенности влияния металлургических факторов производства сплава 1420 на качество сварных соединений // Сварочное производство. – 1998. – № 1. – С. 8–9.
4. Фридлиндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Metallurgia, 1979. – 208 с.
5. Лукин В.И., Якушин Б.Ф., Настич С.Ю. Исследование свариваемости сверхлегких Al–Mg–Li сплавов // Сварочное производство. – 1996. – № 12. – С. 15–20.
6. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. – М.: Руда и Металлы, 2016. – 256 с.
7. Фридлиндер И.Н., Братухин А.Г., Давыдов В.Г. Алюминиево-литиевые сплавы для сварных авиационных конструкций // Металлы. – 1992. – № 3. – С. 117–119.
8. Теоретические методы исследования межатомного взаимодействия и их применение для разработки конструкционных материалов / С.Т. Кишкин, К.И. Портной, А.В. Логунов, В.И. Богданов, Е.А. Кулешова, А.В. Рубан // Вопросы авиационной науки и техники. Авиационные материалы. Методы исследования конструкционных материалов / ВИАМ. – М., 1987. – С. 123.
9. Способы сварки и их влияние на свойства сварных соединений алюминиевого сплава 1420 / В.И. Лукин, В.М. Лоскутов, Ю.П. Арбузов [и др.] // Автоматическая сварка. – 1993. – № 6. – С. 35–37.
10. Металловедение алюминия и его сплавов: справ. рук-во / А.И. Беляев, О.А. Романова, О.С. Бочвар, К.С. Походаев, Н.Н. Буйнов, Н.А. Локтинова, И.Н. Фридлиндер. – М.: Metallurgia, 1983. – 352 с.
11. Овчинников В.В., Лопаткин А.И. Современные технологии сварки плавлением алюминиевых сплавов. – М.: Инфра-Инженерия, 2020. – 372 с.
12. Mondolfo L.F. Aluminium alloys: structure and properties. – London: Butter Words, 1976. – 755 p.
13. 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.
14. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства / И.Н. Фридлиндер, К.В. Чуисов, А.Л. Березина [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1992. – 192 с.
15. Особенности сварки тонколистовых конструкций из сплава 1420 / В.В. Гринин, А.И. Лопаткин, В.В. Овчинников [и др.] // Сварочное производство. – 1985. – № 8. – С. 13–15.
16. Напалков В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния – М.: Изд-во МИСИС, 2002. – 376 с.
17. The microstructure-strength relationship in a deformation processed Al–Ca composite / L. Tian, H. Kim, I. Ander-

son, A. Russell // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 570. – P. 106–113.

18. Альтман М.Б. Неметаллические включения в алюминиевых сплавах. – М.: Metallurgia, 1965. – 127 с.
19. Крылов М.С. Неметаллические включения в алюминии // Проблемы и перспективы реализации междисциплинарных исследований: сб. ст. по итогам междунар. науч.-практ. конф., Самара, 3 июля 2019 г. / ООО «Агентство междунар. исследований». – Уфа, 2019. – С. 72–75.
20. Портной К.И., Богданов В.И., Фукс Д.Л. Расчет взаимодействия и стабильности фаз. – М.: Metallurgia, 1981. – Гл. IV. – 214 с.
21. Аникина В.И., Гильманшина Т.Р., Баранов В.Н. Структура и свойства алюминиево-магниевых сплавов. – Красноярск: Изд-во Сибир. федер. ун-та, 2012. – 112 с.
22. Особенности структурообразования и свойства металла при высокоскоростной кристаллизации-деформации и модифицировании алюминиевых сплавов / С.Б. Сидельников, Е.С. Лопатина, Н.Н. Довженко [и др.]. – Красноярск: Изд-во Сибир. федер. ун-та, 2015. – 180 с.

### References

1. Belov N.A. Fazovyi sostav aliuminievykh splavov [Phase composition of aluminum alloys]. Moscow: Izdatelstvo dom MISiS, 2009, 392 p.
2. Al'tman M.B., Ambartsumian S.M., Aristova N.A. Aliuminievye splavy. Promyshlennye, deformiruemye, spechennye i liteinye aliuminievye splavy [Aluminum alloys. Industrial, deformable, sintered and cast aluminium alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1972, 552 p.
3. Lukin V.I., Grushko O.E. Osobennosti vliianiia metallurgicheskikh faktorov proizvodstva splava 1420 na kachestvo svarykh soedinenii [Features of influence of metallurgical factors of 1420 alloy production on quality of welded joints]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1998, no. 1, pp. 8–9.
4. Fridliander I.N. Aliuminievye deformiruemye konstruksionnye splavy [Aluminum deformable structural alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1979, 208 p.
5. Lukin V.I., Iakushin B.F., Nastich S.Iu. Issledovanie svarivaemosti sverkhlegkikh Al–Mg–Li splavov [Weldability study of ultra-light Al–Mg–Li alloys]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1996, no. 12, pp. 15–20.
6. Belov N.A., Naumova E.A., Akopian T.K. Evteticheskie splavy na osnove aliuminiia: novye sistemy legirovaniia [Eutectic aluminium-based alloys: new alloying systems]. Moscow: Ruda i Metally, 2016, 256 p.
7. Fridliander I.N., Bratukhin A.G., Davydov V.G. Aliuminievo-litievye splavy dlia svarykh aviatsionnykh konstruksii [Aluminium and lithium alloys for welded aircraft structures]. *Metally*, 1992, no. 3, pp. 117–119.
8. Kishkin S.T., Portnoi K.I., Logunov A.V., Bogdanov V.I., Kuleshova E.A., Ruban A.V. Teoreticheskie metody issledovaniia mezhatom-nogo vzaimodeistviia i ikh primeneniie dlia razrabotki konstruksionnykh materialov [Theoretical methods of investigation of interatomic interaction and their application for development of structural materials]. *Voprosy aviatsionnoi nauki i tekhniki. Aviatsionnye materialy. Metody issledovaniia konstruksionnykh materialov. VIAM*. Moscow, 1987, p. 123.

9. Lukin V.I., Loskutov V.M., Arbuzov Iu.P. Sposoby svarki i ikh vliianie na svoistva svar-nykh soedinenii aliuminieвого сплава 1420 [Welding methods and their influence on properties of welded joints of aluminum alloy 1420]. *Avtomaticheskaja svarka*, 1993, no. 6, pp. 35–37.

10. Beliaev A.I., Romanova O.A., Bocharov O.S., Pokhodaev K.S., Buinov N.N., Loktina N.A., Fridliander I.N. Metallovedenie aliuminii i ego splavov [Metal science of aluminum and its alloys]. Moscow: Metallurgija, 1983, 352 p.

11. Ovchinnikov V.V., Lopatkin A.I. Sovremennye tekhnologii svarki plavleniem aliuminievykh splavov [Modern fusion welding technologies of aluminum alloys]. Moscow: InfraInzheneriia, 2020, 372 p.

12. Mondolfo L.F. Aluminium alloys: structure and properties. London: Butter Words, 1976, 755 p.

13. 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, pp. 1247–1250.

14. Fridliander I.N., Chuisov K.V., Berezina A.L. Aliuminii-litievye splavy. Struktura i svoistva [Lithium-aluminum alloys. Structure and properties]. Kiev: Naukova dumka, 1992, 192 p.

15. Grinin V.V., Lopatkin A.I., Ovchinnikov V.V. Osobennosti svarki tonkolistovykh konstruksii iz splava 1420 [Welding Features of 1420 alloy thin sheet structures]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1985, no. 8, pp. 13–15.

16. Napalkov V.I., Makhov S.V. Legirovanie i modifitsirovanie aliuminii i magnii [Aluminium and magnesium alloying and modification]. Moscow: Izdatelstvo MISIS, 2002, 376 p.

17. Tian L., Kim H., Anderson I., Russell A. The microstructure-strength relationship in a deformation processed Al–Ca composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 570, pp. 106–113.

18. Al'tman M.B. Nemetallicheskie vklucheniia v aliuminievykh splavakh [Nonmetallic inclusions in aluminum alloys]. Moscow: Metallurgija, 1965, 127 p.

19. Krylov M.S. Nemetallicheskie vklucheniia v aliuminii [Nonmetallic inclusions in aluminum]. *Problemy i perspektivy realizatsii mezh-distiplinarnykh issledovani: sb. st. po itogam mezh-dunar. nauch.-prakt. konf., Samara, 3 iiulia 2019 g. OOO "Agentstvo mezh-dunar. issledovani"*. Ufa, 2019, pp. 72–75.

20. Portnoi K.I., Bogdanov V.I., Fuks D.L. Raschet vzaimodeistviia i stabil'nosti faz [Calculation of interaction and phase stability]. Moscow: Metallurgija, 1981, Gl. IV, 214 p.

21. Anikina V.I., Gil'manshina T.R., Baranov V.N. Struktura i svoistva aliuminievo-magnievyykh splavov [Structure and properties of aluminum-magnesium alloys]. Krasnoarsk: Izdatelstvo Sibirskogo feder. universiteta, 2012, 112 p.

22. Side'nikov S.B., Lopatina E.S., Dovzhenko N.N. Osobennosti strukturoobrazovaniia i svoistva metalla pri vysokoskorostnoi kristallizatsii-defor-matsii i modifitsirovani aliuminievykh splavov [Structural formation features and metal properties at high speed crystallization-strain and modification of aluminum alloys]. Krasnoarsk: Izdatelstvo Sibirskogo feder. universiteta, 2015, 180 p.

Получено 03.11.2020

Опубликовано 10.12.2020

### Сведения об авторах

**Ольшанская Татьяна Васильевна** (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета, e-mail: tvo66@ Rambler.ru.

**Федосеева Елена Михайловна** (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета, e-mail: fedoseeva.pstu@mail.ru.

### About the authors

**Tatyana V. Olshanskaya** (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University, e-mail: tvo66@ Rambler.ru.

**Elena M. Fedoseeva** (Perm, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University, e-mail: fedoseeva.pstu@mail.ru.