

УДК 721.621

П.В. Прохоров, Е.М. Федосеева, Т.В. Ольшанская

P.V. Prokhorov, E.M. Fedoseeva, T.V. Olshanskaya

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Perm National Research Polytechnic University

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВАКУУМНОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВА 1420 НА КАЧЕСТВО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

INFLUENCE OF THERMAL-VACUUM TREATMENT OF ALLOY 1420 ON QUALITY OF WELDED JOINT

Приведены типичные свойства и характеристики алюминиево-литиевого сплава марки 1420: рассмотрены проблемы, возникающие в процессе сварки алюминиевого сплава группы Al–Li–Mg, представлена технология термовакuumной обработки листов алюминиевого сплава марки 1420 по рекомендации ВИАМа, а также рассмотрены параметры технологии ручной аргонодуговой сварки на АО «Воткинский завод».

Ключевые слова: алюминиевый сплав 1420, ручная аргонодуговая сварка, термовакuumная обработка, силикатные включения, упрочняющая фаза.

Typical properties and characteristics of 1420 grade aluminum-lithium alloy are given: problems arising in the process of welding of Al-Li-Mg grade aluminum alloy, technology of thermal-vacuum processing of 1420 grade aluminum alloy sheets on the recommendation of VIAM is presented, and parameters of manual argon-arc welding technology at SC "Votkinskiy Zavod" are considered.

Keywords: aluminum alloy 1420, manual argon-arc welding, heat-vacuum treatment, silicate inclusions, hardening phase.

Основной целью данного исследования является влияние термовакuumной обработки сплава марки 1420, предложенной ВИАМом для АО «Воткинский завод» в качестве рекомендации для внедрения технологии сварки и получения качественного сварного соединения деталей из данного сплава.

Сварка деталей из сплава 1420 приводит к образованию пористых сварных соединений. Пористость вызвана повышенным содержанием водорода в самом исходном материале. Для получения качественного сварного соединения необходимо, чтобы концентрация водорода в основном материале сплава не превышала $0,4 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ металла (согласно нормативному документу ТУ-1-95-205–2003), однако технология изготовления соединений из сплава 1420 не позволяет гарантированно обеспечить данное требование. В связи с этим исследование причин образования и уменьшения пористости сварных соединений является актуальным.

Одним из направлений решения этой задачи является применение термовакuumной обработки для обеспечения данной концентрации водорода в сплаве 1420, рекомендованной ВИАМ.

Исследования проводили на образцах, вырезанных из листов сплава 1420 толщиной 3 мм и размером 100×100 мм. Образцы разделены на две категории: первые образцы – без термовакuumной обработки, вторые подвергнуты термовакuumной обработке, рекомендованной ВИАМ, по режимам, рассмотренным в работе [1]. Пластины сваривались ручной аргонодуговой сваркой [2], выполненной на предприятии АО «Воткинский завод». В качестве присадочного материала использована проволока Св-АМг6 ГОСТ 7871–75¹. Макроструктура микрошлифов образцов сварных соединений выполнена на микроскопе при увеличении до 200 крат на кафедре «Сварочное производство, метрология и технология материалов» Пермского национального исследовательского политехнического университета.

Механические испытания образцов, а также испытания на микротвердость не проводились.

Алюминиевый сплав 1420 относится к сплавам группы «алюминий – магний – литий». Впервые этот деформируемый сплав был открыт в 60-х гг. прошлого столетия в ВИАМе под руководством И.Н. Фридляндера [3].

Сплав имеет следующий номинальный состав:

- магний (Mg) – 5,5 %,
- литий (Li) – 2,1 %,
- цирконий (Zr) – 0,12 %,
- кремний (Si) – 0,083 %,
- остальное – алюминий.

Также в состав сплава входят интерметаллиды. Температура плавления сплава примерно 670 °С.

Большое преимущество сплава 1420 по сравнению с другими алюминиевыми сплавами – малая плотность, она составляет меньше 2,5 г/см³. Также сплав 1420 имеет высокую общую коррозионную стойкость (после закалки на воздухе), сваривается всеми видами сварки. Сочетание высокой прочности с малой плотностью, свойственное сплаву 1420, определяет большой интерес к нему авиационных конструкторов. Применение сплава 1420 в конструкциях вместо сплава Д16 позволяет снизить массу изделия на 10–15 % [4].

Алюминий является активным металлом, легко вступающим в реакцию с кислородом, что приводит к образованию на поверхности металла прочной оксидной пленки. Оксидная пленка существенно мешает процессу сварки алюминия, так как температура плавления алюминия составляет порядка 660 °С, а температура плавления оксидной пленки 2050 °С. Обладая такой

¹ ГОСТ 7871–75. Проволока сварочная из алюминия и алюминиевых сплавов.

высокой температурой плавления, оксидная пленка не расплавляется в процессе сварки и покрывает металл прочной оболочкой, затрудняющей образование общей ванны. Но в то же время она имеет высокий электродный потенциал и является причиной высокой коррозионной стойкости алюминия, поэтому перед сваркой проводилось химическое фрезерование пластин сплава на глубину 0,2–0,3 мм.

Перед проведением анализа макроструктуры сварных швов микрошлифы были обработаны реактивом Келлера.

На рис. 1 представлена макроструктура первого образца сварного шва, не подвергнувшегося термовакуумной обработке.

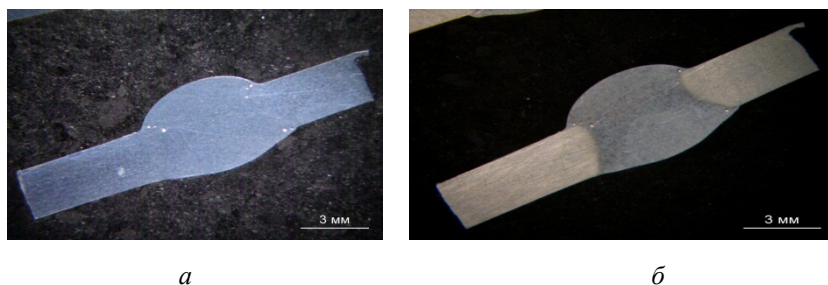


Рис. 1. Макроструктура первого образца сварного соединения: *а* – не обработанного реактивом Келлера; *б* – обработанного реактивом Келлера

На рис. 1 видно, что в сварном шве исходного материала образуются поры либо включения по границе сплавления в незначительном количестве. Это говорит о том, что, возможно, концентрация водорода в исходном материале сплава находится в пределах, оговоренных соответствующими требованиями, рассмотренными выше, на рис. 1, *б* четко видны границы наложения слоев сварного шва.

На рис. 2 представлены макрошлифы при большем увеличении ($\times 200$), на которых четко видны поры, образовавшиеся в процессе сварки в правой верхней части макрошлифа.

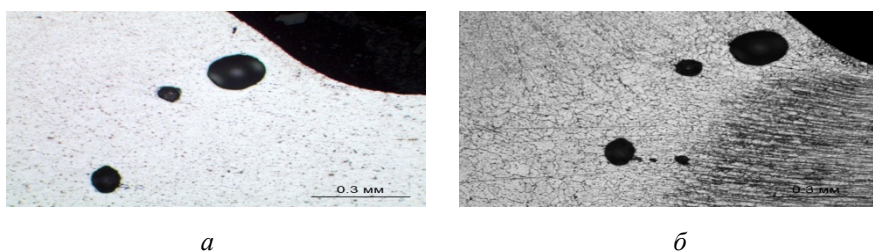


Рис. 2. Макроструктура первого образца сварного соединения в верхней правой части: *а* – не обработанного реактивом Келлера; *б* – обработанного реактивом Келлера

На рис. 2, б более четко видна макроструктура сварного шва: основной металл, металл сварного шва и линия сплавления. Околошовная зона относительно небольшой ширины, образование пор и образование некоторых ин-

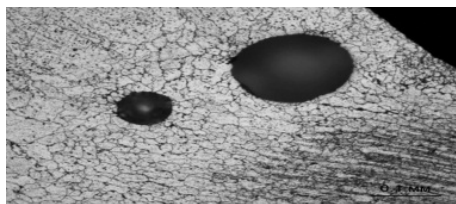


Рис. 3. Макроструктура первого образца сварного соединения в верхней правой части после обработки реактивом Келлера

терметаллидных включений происходит в зоне сплавления основного металла с присадочным материалом. На рис. 2 возможно проявление упрочняющей фазы. Анализ образца при большем увеличении ($\times 500$), а также в поляризованном и темном свете (рис. 3) позволил установить, что в образце присутствуют силикатные включения, а также упрочняющие фазы, которые содержат элементы

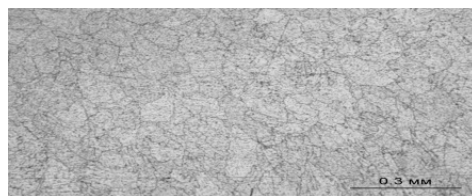
состава сложного включения, т.е. упрочняющей фазы, частично выкрошенного в процессе полировки.

На рис. 4 представлена макроструктура сварного шва, характеризующая проявление дендритной структуры металла шва после сварки.

Рис. 5 дает полную картину макрошлифа сварного шва первого образца. Основной металл имеет четко выраженную структуру материала, со следами текстуры деформации. Металл шва дендритного строения, а зона сплавления, имеющая небольшую ширину, имеет мелкозернистую структуру.



a



б

Рис. 4. Макроструктура сварного шва первого образца, $\times 100$: *a* – не обработанного реактивом Келлера; *б* – обработанного реактивом Келлера

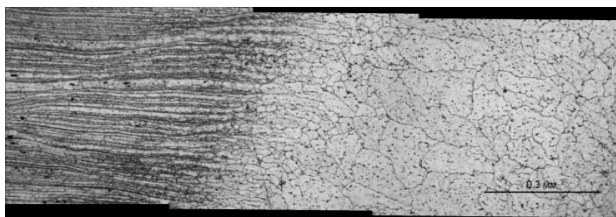


Рис. 5. Макроструктура первого образца после обработки реактивом Келлера ($\times 200$)

Не менее интересные результаты получены при исследовании макроструктуры второго образца, подвергнутого термовакuumной обработке по рекомендации ВИАМ (рис. 6).

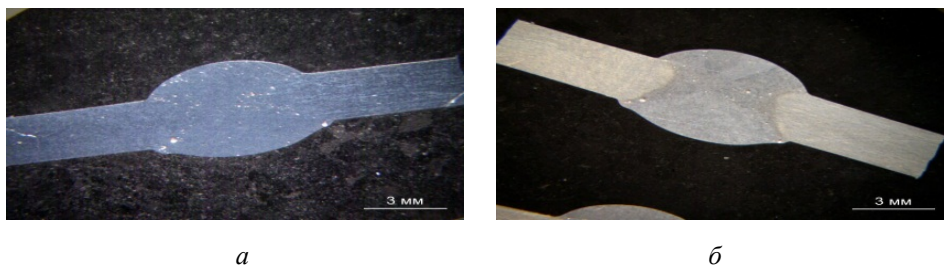


Рис. 6. Макроструктура второго образца сварного соединения: *a* – не обработанного реактивом Келлера; *б* – обработанного реактивом Келлера

Термовакuumная обработка материала и последующая сварка привели к образованию многочисленных пор и включений, располагающихся по всей зоне сварного соединения, а также на границах сплавления между слоями шва. Достаточно хорошо это видно на рис. 6, *б*.

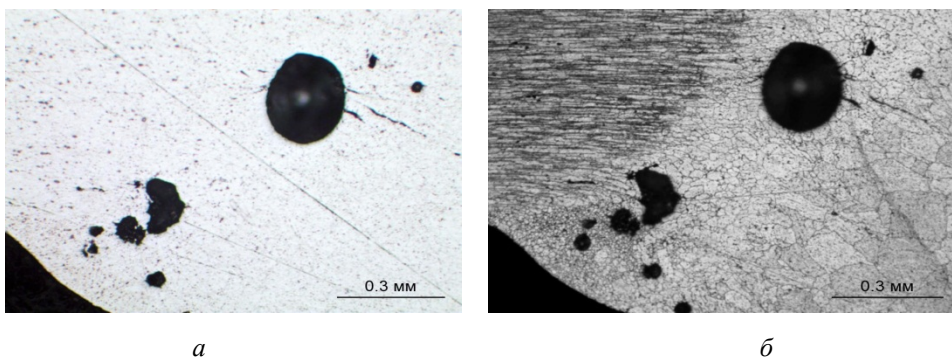


Рис. 7. Макроструктура второго образца сварного соединения ($\times 100$): *a* – не обработанного реактивом Келлера; *б* – обработанного реактивом Келлера

Как видно из рис. 7, после проведения термовакuumной обработки количество пор (возможно, ликвационных), включений и их размер увеличились. Они расположены преимущественно в зоне сплавления, размер которой стал больше, чем в первом образце. Включения неправильной формы, предположительно сложного состава, в котором присутствуют силикаты. Кроме того, на рис. 7, *б* четко просматриваются образовавшиеся трещины, которые являются концентраторами напряжений и способствуют разрушению конструкции.

На рис. 8 представлена макроструктура второго образца, в частности отчетливо видны образовавшиеся в зоне сплавления многочисленные поры и включения (упрочняющая фаза).

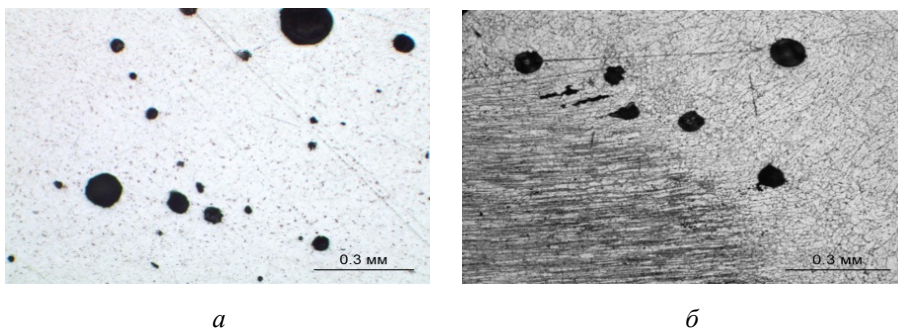


Рис. 8. Макроструктура второго образца: *а* – не обработанного реактивом Келлера; *б* – обработанного реактивом Келлера

При большем увеличении зоны сплавления и дополнительном исследовании (рис. 9) видно, что образовавшиеся поры представляют собой включения сложного состава, содержащие силикаты, и имеют увеличенный размер за счет протекания физико-химических реакций в процессе термовакуумной обработки и сварки, которые позволяют при определенных температурах сливаться и объединяться более крупные и, соответственно, в более сложного состава упрочняющие фазы. Кроме того, наблюдаются трещины от включений.

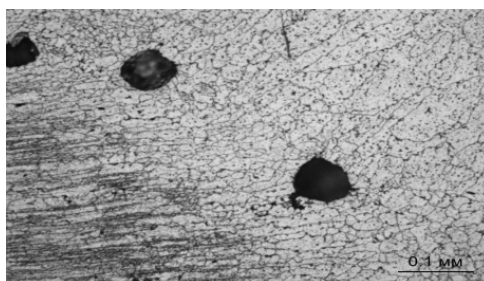


Рис. 9. Макроструктура второго образца ($\times 200$), обработанного реактивом Келлера

Рис. 10 дает общую картину макроструктуры сварного шва второго образца. Следует отметить, что в основном металле четко видны следы текстуры деформации, которые при условии термовакуумной обработки должны исчезнуть, так как при заданных температурах теоретически происходит процесс кристаллизации и зерна приобретают равноосный вид, чего не произошло. Структура околошовной зоны, зоны сплавления и металла шва мелкозернистая, имеет дендритное строение.

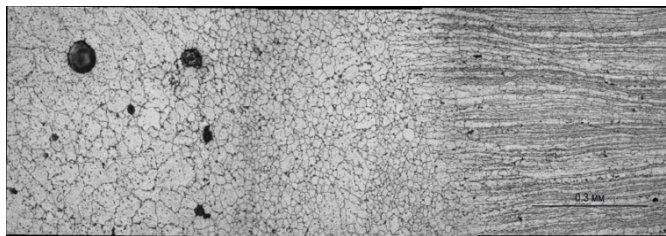


Рис. 10. Общая картина макроструктуры второго образца после обработки реактивом Келлера ($\times 200$)

Дальнейшие исследования направлены на детальное изучение основного материала до термовакуумной обработки и после соответственно, чтобы определить источник образования упрочняющей фазы и силикатных включений. Однозначно утверждать, что силикаты в материале сварного шва образовались в результате легирования из проволоки АМгб, которая содержит кремний, и в результате физико-химических и металлургических реакций, невозможно на данном этапе.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить, что предложенная технология термовакуумной обработки сплава марки 1420 приводит к повышенному образованию силикатов и упрочняющей фазы в сварном шве, а также, возможно, и к образованию пор по сравнению с материалом сварного шва, не подвергнутого термовакуумной обработке.

Установить причину образования перечисленных дефектов предстоит в дальнейших исследованиях, что поможет внести коррективы в указанную технологию.

Список литературы

1. Мамонов И.М. Влияние термической обработки на внутренние напряжения и работоспособность сварных конструкций из листов алюминиевого сплава 1420: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 1994. – 22 с.
2. 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.
3. Фридляндер И.Н., Братухин А.Г., Давыдов В.Г. Алюминиево-литиевые сплавы для сварных авиационных конструкций // Металлы. – 1992. – № 3. – С. 117–119.
4. Металловедение алюминия и его сплавов. Справочное руководство / А.И. Беляев, О.А. Романова, О.С. Бочвар, К.С. Походаев, Н.Н. Буйнов, Н.А. Локтинова, И.Н. Фридляндер. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.

Получено 23.01.2019

Прохоров Павел Валерьевич – магистр кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов, механико-технологический факультет, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, e-mail: pasha76-76@mail.ru.

Федосеева Елена Михайловна – кандидат технических наук, доцент кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов, заместитель декана механико-технологического факультета по науке, механико-технологический факультет, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, e-mail: elena.fedoseeva.79@mail.ru.

Ольшанская Татьяна Васильевна – кандидат технических наук, доцент кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов, старший преподаватель, механико-технологический факультет, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, e-mail: tvo66@rambler.ru.