

Федосеева Е.М., Ольшанская Т.В., Прохоров П.В. Металлографические исследования сварных швов алюминиевого сплава системы Al–Mg–Li, подвергнутого термовакuumной обработке // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 40–53. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.1.05

Fedoseeva E.M., Olshanskaya T.V., Prokhorov P.V. Metallographic investigations of welded joints of aluminium alloy of Al–Mg–Li system, subjected to thermal vacuum treatment. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 40–53. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.1.05

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 22, № 1, 2020**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2020.1.05

УДК 621.79

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

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА  
СИСТЕМЫ Al–Mg–Li, ПОДВЕРГНУТОГО ТЕРМОВАКУУМНОЙ ОБРАБОТКЕ**

Сплав системы Al–Mg–Li достаточно широко известен как сплав, имеющий пониженный удельный вес и применяющийся в разных областях машиностроения. К системе Al–Mg–Li относится сплав 1420, характеризующийся высокой коррозионной стойкостью и термической стабильностью. Однако сплав 1420, как и другие Al–Mg–Li сплавы, недостаточно технологичен в металлургическом производстве: очень сильная окисляемость сплава при плавке (связанная с присутствием лития), пониженная пластичность в нагретом и особенно в холодном состоянии. Существует ряд особенностей, связанных с повышенной склонностью сплава 1420 к образованию пор в процессе сварки, что является одним из главных затруднений на пути получения качественных сварных соединений. Из газов и продуктов их взаимодействия наибольшее влияние на свойства сплава оказывают водород и оксиды металлов. Взаимодействие алюминия с водородом начинается при сравнительно низких температурах. Ввиду этого в качестве одной из основных мер предупреждения возникновения пористости в сварных швах системы Al–Mg–Li предложена термовакuumная обработка полуфабрикатов перед сваркой с целью изменения состава соединений и снижения концентрации водорода в основном металле, поэтому исследование влияния термовакuumной обработки на качество сварного соединения алюминиевого сплава марки 1420, полученного аргонодуговой сваркой, является актуальным. Проведенные исследования позволили установить, что сварные швы из сплава 1420, полученные аргонодуговой сваркой с применением проволоки AMr6 и предварительно подвергнутые термовакuumной обработке перед сваркой, имеют повышенное содержание включений как минимум трех видов, в отличие от сварных швов, не подвергнутых термовакuumной обработке. Дефекты преимущественно образуются в околошовной зоне, а именно по линии сплавления. Термовакuumная обработка, направленная на уменьшение концентрации водорода в сплаве 1420, практически не оказывает влияния на повышение качества сварного соединения, а, наоборот, способствует образованию и коалесценции включений разного сложного состава, а также пор, как в сварном шве, так и в околошовной зоне.

**Ключевые слова:** сварной шов, алюминиевый сплав, околошовная зона, термовакuumная обработка, сварка, дефекты, включения, поры, линия сплавления, водород.

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

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**METALLOGRAPHIC INVESTIGATIONS OF WELDED JOINTS OF ALUMINIUM ALLOY  
OF Al–Mg–Li SYSTEM, SUBJECTED TO THERMAL VACUUM TREATMENT**

Alloy of Al–Mg–Li system is widely known as an alloy with a reduced specific weight and used in various fields of mechanical engineering. Al–Mg–Li system includes 1420 alloy characterized by high corrosion resistance and thermal stability. However, alloy 1420, like other Al–Mg–Li alloys, is insufficiently technological in metallurgical production: very strong oxidation of the alloy during melting (associated with the presence of lithium), reduced ductility in hot and especially in cold condition. There are a number of features associated with the increased tendency of alloy 1420 to pores formation in the welding process, which is one of the main difficulties in obtaining quality welded joints. Of the gases and products of their interaction, hydrogen and metal oxides have the greatest influence on the properties of the alloy. The interaction of aluminum with hydrogen begins at relatively low temperatures. Therefore as one of the basic measures of prevention of occurrence of porosity in welded seams of system Al–Mg–Li thermal vacuum processing of half-finished products before welding, with the purpose of change of structure of connections, and decrease in hydrogen concentration in the basic metal is offered, therefore research of influence of thermal vacuum processing on quality of the welded connection of the aluminum alloy of mark 1420 received by argon-arc welding, is actual. The carried out researches have allowed to establish, that the welded seams from alloy 1420 received by argon-arc welding with application of wire AMr6 and preliminary subjected to thermo-vacuum processing before welding, have the raised maintenance of silicates and inclusions of at least three kinds, unlike welded seams not subjected to thermo-vacuum processing. The defects are mainly formed in the near seam zone, namely the fusion line. Thermovacuum treatment aimed at reducing the hydrogen concentration in alloy 1420 has practically no effect on improving the quality of the welded connection, but on the contrary contributes to the formation and coalescence of inclusions, different complex composition, as well as pores, both in the welded seam and the near-suture zone.

**Keywords:** welded seam, aluminum alloy, circumferential zone, thermal vacuum treatment, welding, defects, inclusions, pores, alloy line, hydrogen.

Алюминиевый сплав 1420 широко применяется в машиностроении. Этот деформируемый, термически упрочняемый сплав 1420 относится к системе Al–Mg–Li. Введение магния и лития в алюминий позволило получить материал с пониженным на 11 % по сравнению со сплавом марки Д16 удельным весом и повышенным на 4 % модулем Юнга [1–5]. По удельной прочности при комнатной температуре сплав марки 1420 превосходит сплав Д16Т, а по коррозионной стойкости близок к сплаву АМг6М. Из него изготавливают прессованные и катаные полуфабрикаты.

Исследования сплава тройной системы Al–Li–Mg с низким содержанием магния ведутся достаточно давно<sup>1</sup> [2, 3, 6–10].

Сплав 1420 характеризуется высокой коррозионной стойкостью и термической стабильностью. Данный вид сплава имеет достаточно сложный состав, а при легировании твердого раствора магний весьма существенно упрочняет алюминий. Максимальная концентрация магния в твердом растворе составляет 17,4 % при температуре 450 °С. С понижением температуры растворимость падает и при комнатной температуре составляет 1,4 %. В системе Al–Mg наиболее близкое к алюминию соединение  $Mg_5Al_8$  образует  $\beta$ -фазу. Соединение  $Mg_5Al_8$  вступает с твердым раствором алюминия в эвтектическую реакцию при температуре 449 °С. Выделение  $\beta$ -фазы в виде эвтектики наблюдается в сплавах с содержанием магния 3–6 %, что как раз характерно для сплава 1420 системы Al–Mg–Li.

Рассматриваемый алюминиевый сплав, как и другие Al–Mg–Li сплавы, недостаточно технологичен в металлургическом производстве. Очень сильная окисляемость сплава при плавке и литье (связанная с присутствием лития), пониженная пластичность в нагретом и особенно в холодном состоянии требуют разработки особых технологических приемов и специального металлургического оборудования [11, 12].

Свариваемость алюминиевого сплава марки 1420 имеет ряд особенностей, связанных с физико-химическими и технологическими свойствами материала [13–15]. Основные затруднения при сварке создает наличие плотной оксидной пленки, обладающей высокой адсорбционной способностью по отношению к газам, что резко отличает практически все алюминиевые сплавы от стали. Адсорбированная на рыхлой оксидной пленке влага в виде гидроксида алюминия переменного

состава ( $Al_2O_3 \cdot nH_2O$ ) и другие загрязнения взаимодействуют с жидким металлом сварочной ванны и выделяют в расплав пузырьки водорода. Характеризуясь высокой химической активностью, алюминий легко взаимодействует с кислородом воздуха и образует оксидную пленку.

На поверхности сплавов системы Al–Mg–Li образуется более толстый (до 0,3 мм) и рыхлый слой, содержащий оксиды и адсорбирующий большее количество влаги<sup>2</sup> [8, 16].

Повышенная склонность сплава 1420 к образованию пор в процессе сварки является одним из главных затруднений на пути получения качественных сварных соединений. Со сплавом могут взаимодействовать водород, кислород, азот, пары воды, углекислый газ. В результате взаимодействия в металл попадают газы и продукты реакции газов с алюминием, легирующими элементами и примесями, присутствующими в сплаве. Из газов и продуктов их взаимодействия наибольшее влияние на свойства сплава оказывают водород и оксиды металлов.

Взаимодействие алюминия с водородом начинается при сравнительно низких температурах. Адсорбция водорода алюминием при температуре 0 °С незначительна. Нагрев алюминия способствует резкому возрастанию скорости взаимодействия, а в жидком состоянии алюминий растворяет водород в значительных количествах. Изменение растворимости водорода в алюминии в зависимости от температуры приведено на рис. 1.

Равновесная растворимость водорода в твердом алюминиевом сплаве мала и вплоть до температуры плавления составляет сотые доли кубического сантиметра на 100 г металла. Легирование

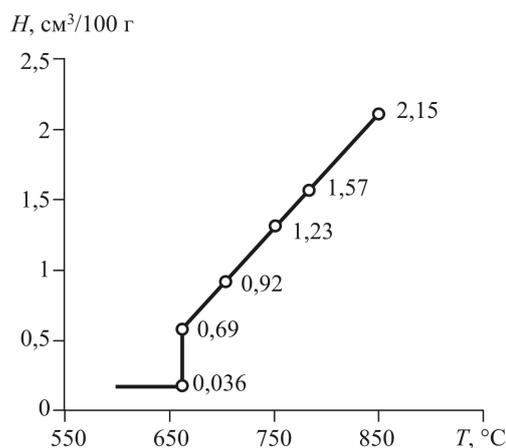


Рис. 1. Изменение растворимости водорода в алюминии в зависимости от температуры [10, 17–19]

<sup>1</sup> ГОСТ 7871–75. Проволока сварочная из алюминия и алюминиевых сплавов.

<sup>2</sup> Там же.

сплава магнием приводит к увеличению растворимости в нем водорода. Основным источником наводороживания сплава является немалекулярный водород, содержащийся в незначительном количестве в окружающей газовой среде.

Концентрация водорода в основном металле алюминиевых сплавов, а также соотношение легирующих элементов очень сильно влияют на качество сварного шва, которым определяется свойство сварного соединения. Также на качество сварного шва оказывают влияние такие факторы, как содержание примесей, свойства, структура металла и технология сварки, технология обработки (термообработки). Наличие большой концентрации водорода является основной причиной пористости металла шва. Кроме водорода в сварочную ванну могут попадать газы. В работах [9, 17] автором предлагается делить источники порообразования на внутренние и внешние. Внутренние – действующие внутри объема сварочной ванны, преимущественно в результате гетерогенного выделения газов на базе дисперсных тугоплавких включений из перенасыщенного раствора, а внешние – вне ее объема вследствие гетерогенного выделения газов при ее пиролизе газообразующих веществ и протекания химических реакций между соединениями, находящимися на поверхности кромок стыка и присадочного материала. Внутренние (металлургические) источники порообразования стимулируют возникновение зародышей газовых пузырьков на тугоплавких, плохо смачиваемых включениях, попадающих в ванну с поверхностями основного и присадочного металлов, а также на металлургических дефектах в структуре полуфабрикатов, рыхлотах, микропорах и расслоениях.

В сплавах системы Al–Mg–Li понятие о внутренних источниках порообразования было значительно расширено. Одним из основных источников порообразования для этих сплавов стали считать поверхностный слой, образующийся в процессе изготовления и технологических нагревов деталей [20, 21]. Соединения поверхностного слоя диссоциируют при сварочном нагреве с выделением газов. Исходя из этого в качестве основной меры предупреждения возникновения пористости в сварных швах системы Al–Mg–Li предложено два принципиальных решения: удаление поверхностного слоя механическим или химическим путем (химическое травление) на глубину 0,1–0,2 мм и термовакуумная обработка полуфабрикатов перед сваркой с целью изменения состава соединений и снижения концентрации водорода в основном металле. После проведения данных мероприятий источники порообразования для сплавов системы Al–Mg–Li практически ничем не отличаются от других алюминиевых сплавов.

В связи с этим исследование влияния термовакуумной обработки на качество сварного соединения алюминиевого сплава марки 1420 является актуальным.

Исследование сварных соединений проводилось на образцах из алюминиевого сплава марки 1420, выполненных аргодуговой сваркой с присадочной проволокой АМг6. Часть образцов перед сваркой были подвергнуты термовакуумной обработке по следующим режимам [18]:

- термовакуумная обработка при температуре  $450 \pm 10$  °С в течение 6 ч. Время обработки назначается в зависимости от толщины материала, вакуум не ниже 1 атм. с величиной натекания не более 15 л мкм/с;

- закалка при температуре  $450 \pm 15$  °С с последующим охлаждением на воздухе;

- искусственное старение при температуре  $120 \pm 15$  °С в течение 5 ч с охлаждением на воздухе.

Сварка образцов в производственных условиях проводилась по следующим режимам: ток сварки – 135 А; расход защитного газа – 12 л/мин; скорость сварки – 0,12–0,15 м/мин.

Металлографические исследования полученных сварных соединений выполнены на микроскопе ALTAMI. Сплав 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).

Основной целью данного исследования являлось установление влияния термовакуумной обработки сплава марки 1420 на образование пористости в сварных соединениях.

Анализ качества сварных соединений, полученных аргодуговой сваркой, проводили на шлифах, подготовленных для исследования макро- и микроструктуры, а также наличия дефектов в виде пор и включений.

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

На первом этапе анализ основного металла сплава 1420 показал следующие результаты по содержанию дефектов. Основным металлом полученных образцов показан на рис. 2 и 3.

Из полученных анализируемых данных видно, что основным металлом термически не обработанного соединения содержит ряд включений и поры, которые при большем увеличении с использованием разного освещения дают следующую картину: в поляризованном свете они становятся темными, а в темном освещении проявляется светящееся кольцо вокруг поры. Наряду с определенным

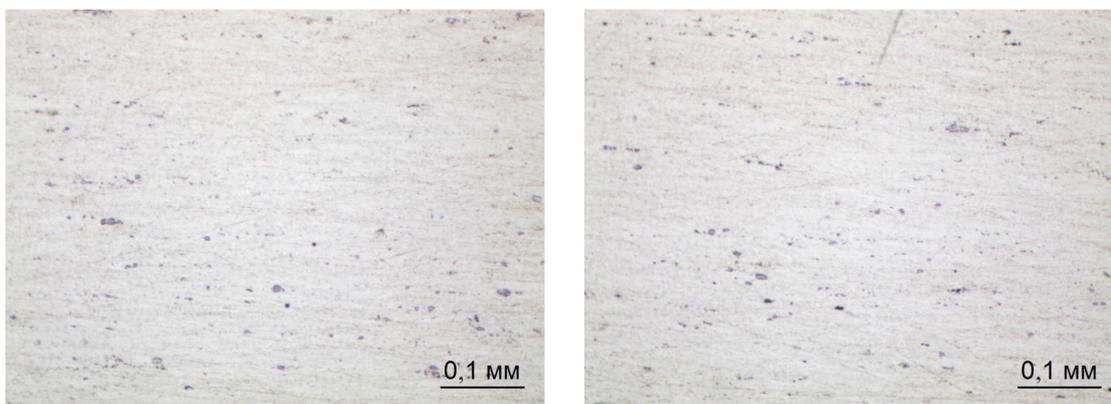
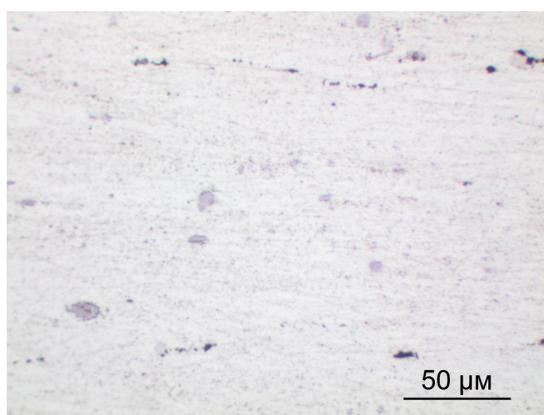
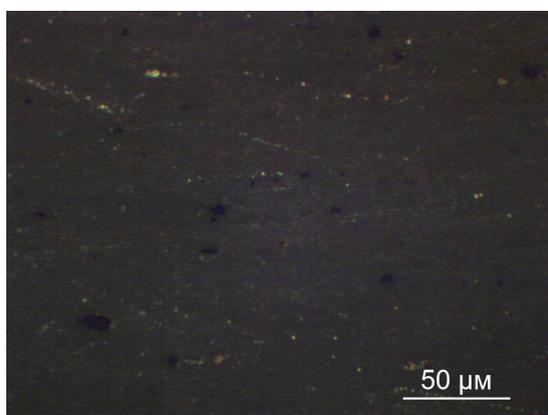


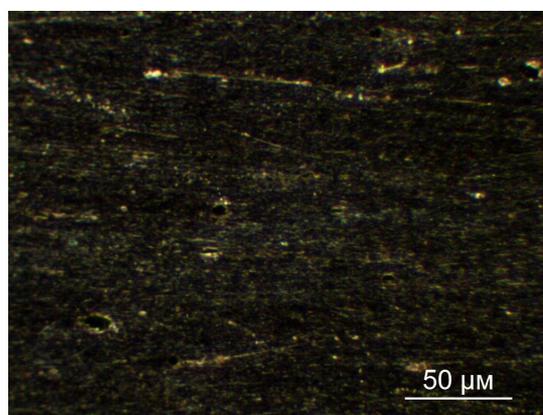
Рис. 2. Первый образец – исходное состояние, без термовакуумной обработки (до травления)



*a*



*б*



*в*

Рис. 3. Первый образец – исходное состояние, без термовакуумной обработки (до травления):  
*a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет; *в* – темное поле

количеством пор наблюдается ряд включений, которые присутствуют в основном металле сплава 1420. Полученный результат после травления образцов представлен на рис. 4.

На рис. 4 после травления основной металл имеет четко выраженную структуру материала со следами текстуры деформации. При разном освещении наблюдается ярко выраженное расположение включений

в основном металле сплава 1420. Достаточно хорошо видны включения разной природы при большем увеличении – до 500 крат. (рис. 5). Анализ при разном освещении позволил выявить в травленном образце основного металла как минимум три вида включений.

Основной металл сварных образцов сплава 1420, подвергнутого термовакуумной обработке, представлен на рис. 6.

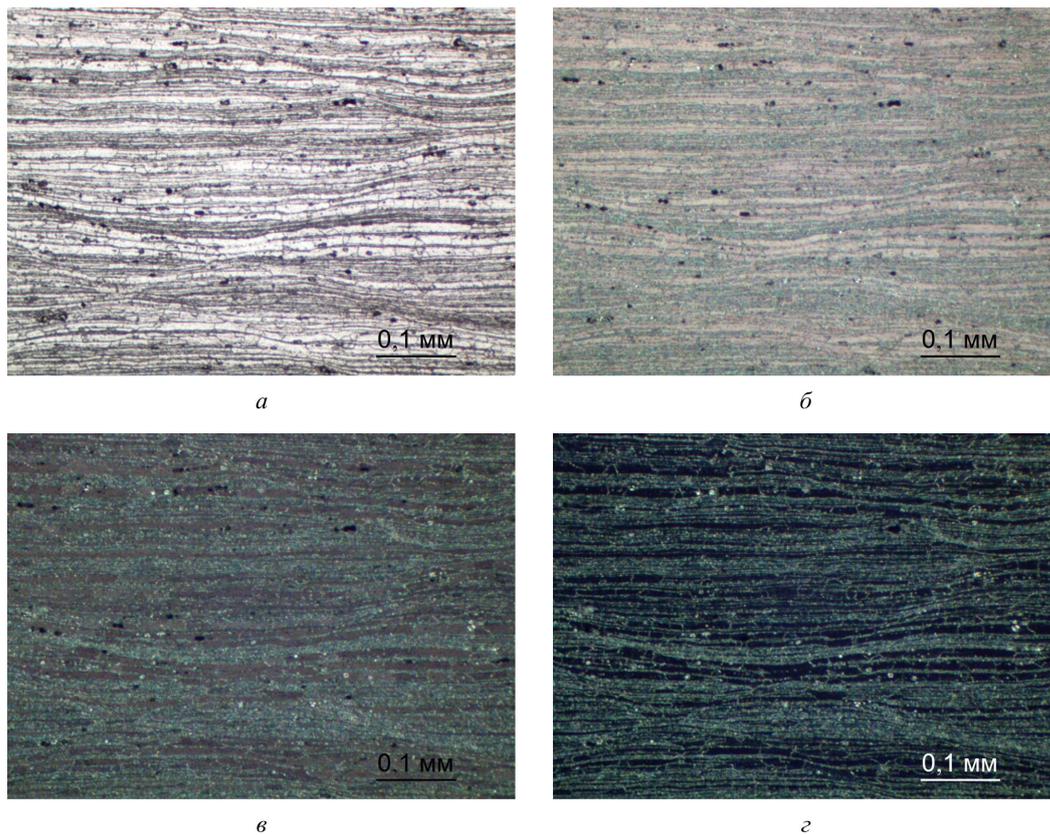


Рис. 4. Основной металл (1-й образец) без термовакуумной обработки, после травления: а – светлое поле; б–г – поляризованный свет, постепенное гашение

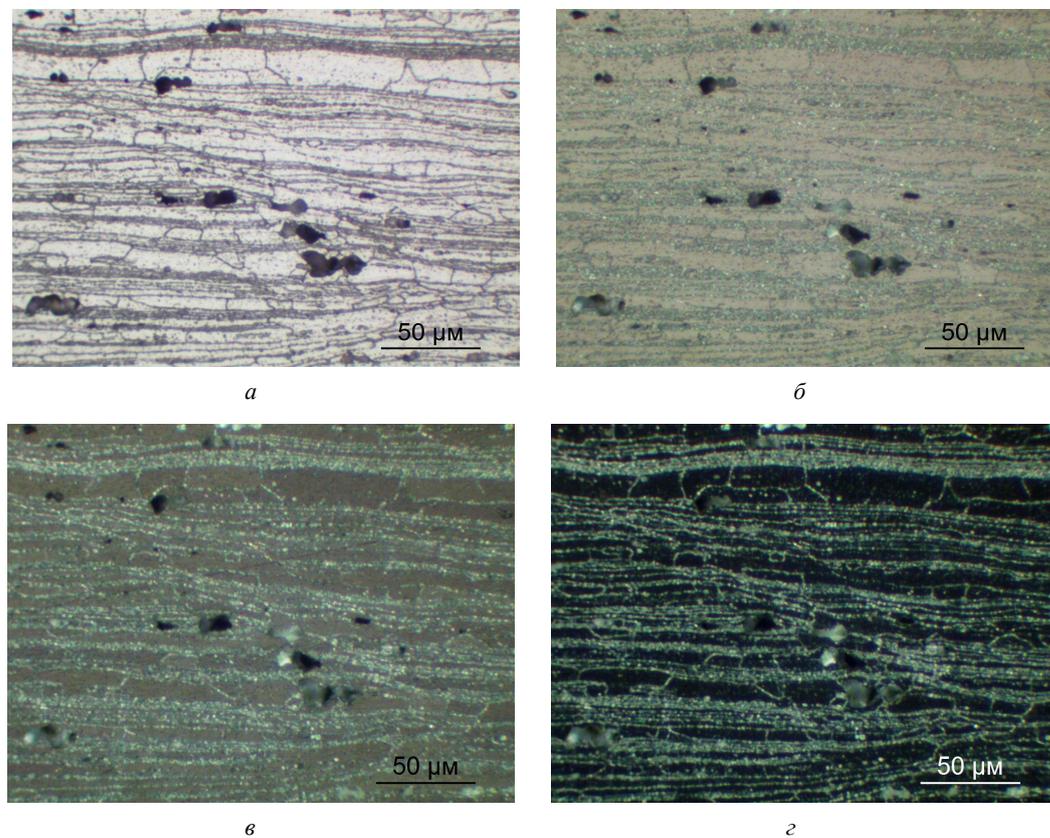


Рис. 5. Основной металл (1-й образец) после травления: а – светлое поле; б–г – поляризованный свет, постепенное гашение

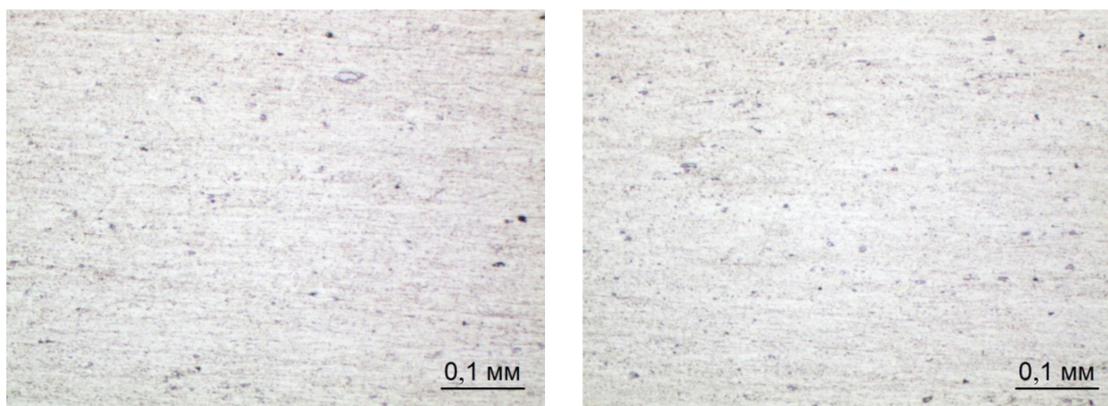
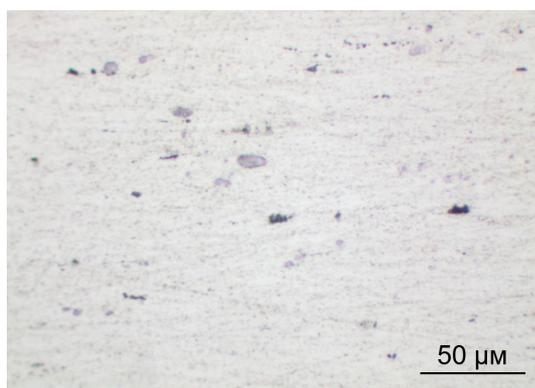
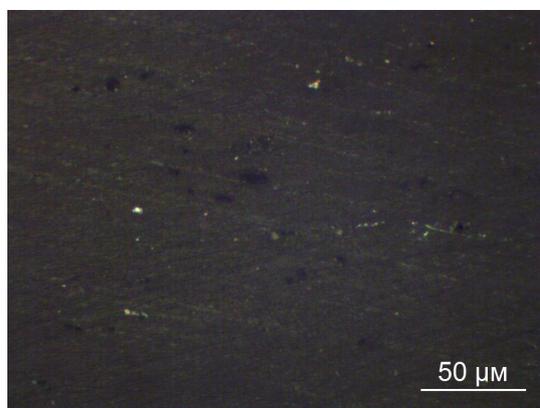


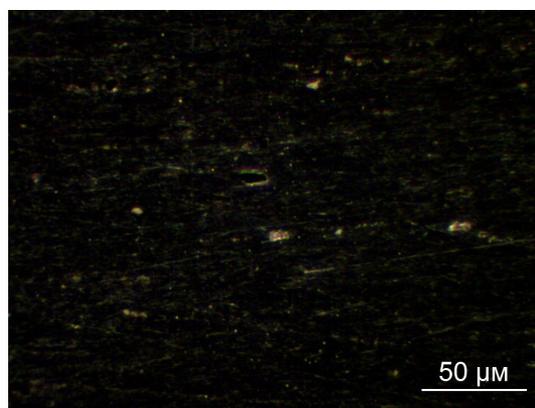
Рис. 6. Второй образец – исходное состояние после термической обработки, до травления



*a*



*б*



*в*

Рис. 7. Первый образец, подвергнутый термовакуумной обработке, до травления:  
*a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет; *в* – темное поле

В нетравленном состоянии образцы 1 и 2 основного металла практически ничем не отличаются. При большем увеличении, до 500 крат. (рис. 7), можно также увидеть небольшое количество пор и включений, которые при разном освещении дают разную картину. Чтобы увидеть картину по содержанию пор и наличие включений отличающегося состава, провели анализ образцов после травления при увеличении 200 и 500 крат. (рис. 8). Такой анализ дал более полную картину по качеству исходного металла после термовакуумной обработки.

Следует отметить, что в основном металле (см. рис. 8) травленого металла четко видны следы текстуры деформации, которые при условии термовакуумной обработки должны исчезнуть, так как при заданных температурах теоретически происходит процесс рекристаллизации и зерна приобретают равноосный вид, чего не произошло. Объяснить данное явление достаточно затруднительно, ссылаясь на нарушение технологического режима обработки.

Следующий этап исследований проведен на сварных швах, полученных аргонодуговой сваркой.

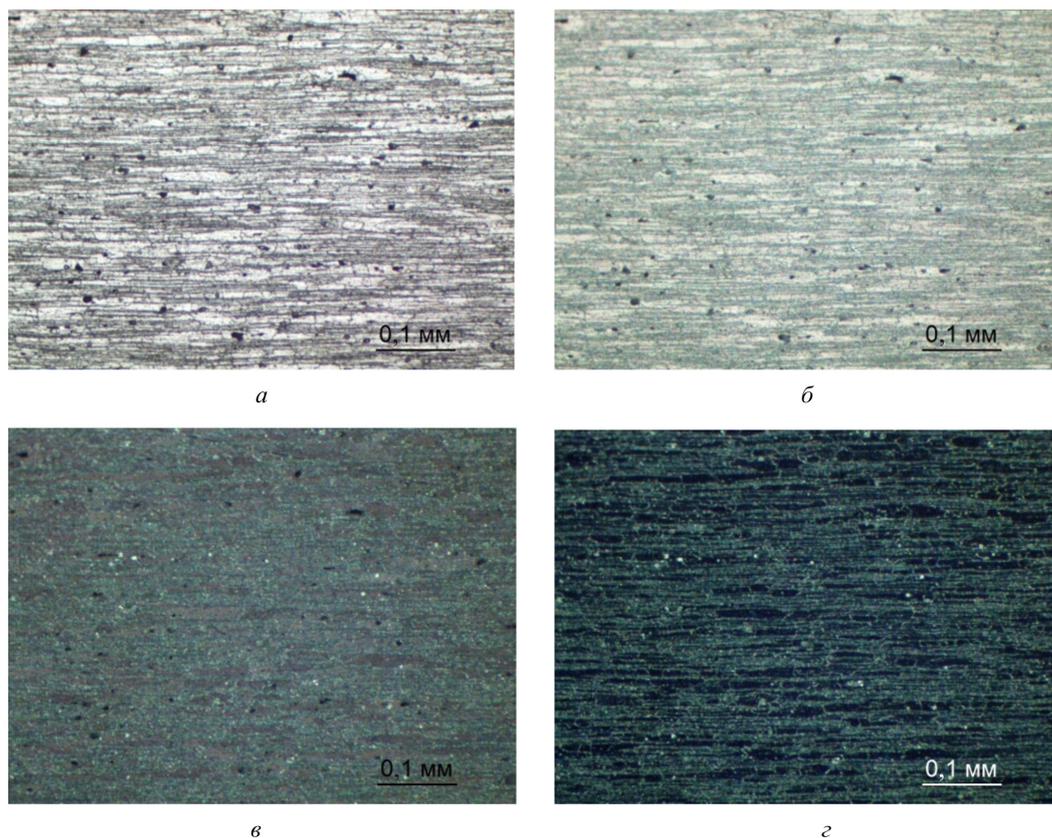


Рис. 8. Второй образец, подвергнутый термовакуумной обработке, после травления: а – светлое поле; б–г – поляризованный свет, постепенное гашение

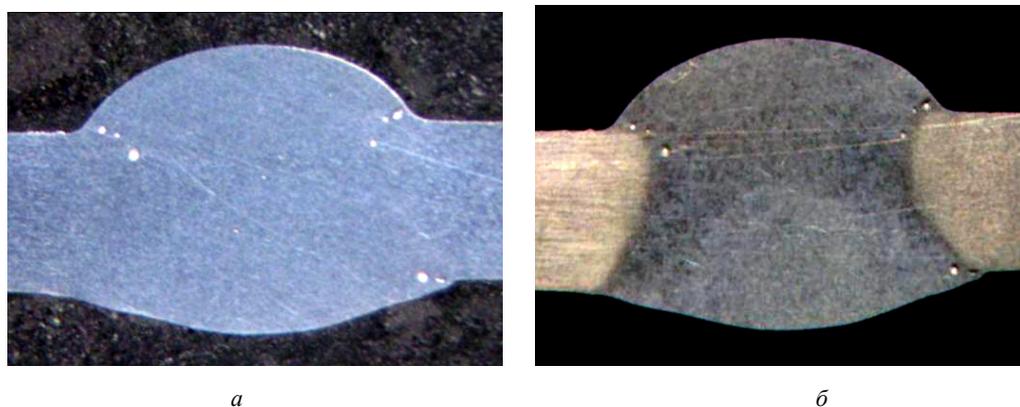


Рис. 9. Макроструктура 1-го образца сварного соединения: а – до травления; б – после травления

На рис. 9 представлен 1-й образец, не подвергнутый термовакуумной обработке.

При первичном анализе макрошлифа, представленного на рис. 9, выявлено, что в сварном шве поры по границе сплавления присутствуют в незначительном количестве. Однозначно утверждать, что это только поры, невозможно: не исключено, что на шлифах видны и включения. На рис. 9, б после травления хорошо видны слои наложения швов.

Дальнейший анализ при увеличении (рис. 10) позволил выявить поры, образовавшиеся в процессе сварки на границе сплавления.

На рис. 10, б представлена макроструктура сварного шва: основной металл, металл сварного шва и линия сплавления. Образование пор и образование некоторых интерметаллидных включений происходит преимущественно в зоне сплавления основного металла с присадочным материалом, возможно проявление упрочняющей фазы. Анализ образца при увеличении (рис. 11) позволил выявить разного размера включения: от мелких до значительно крупных, а также упрочняющие фазы, которые содержат элементы состава сложного включения, в основном располагающиеся

в зоне сплавления. Граница сплавления достаточно широкая.

На рис. 12 представлена макроструктура сварного шва, характеризующая проявление дендритной структуры металла шва после сварки.

Рис. 13 дает полную картину макрошлифа сварного шва 1-го образца. Основной металл имеет четко выраженную структуру материала со следами текстуры деформации. Металл шва дендритно-

го строения, а зона сплавления, имеющая значительную ширину, мелкозернистой структуры.

Детальный анализ сварного шва показал практически полное отсутствие пор и включений в сварном шве, а их наличие, как было отмечено ранее, наблюдалось преимущественно по линии сплавления. На рис. 14 показано включение в шве после травления при разном освещении, чтобы металлографически выявить природу образования включения.

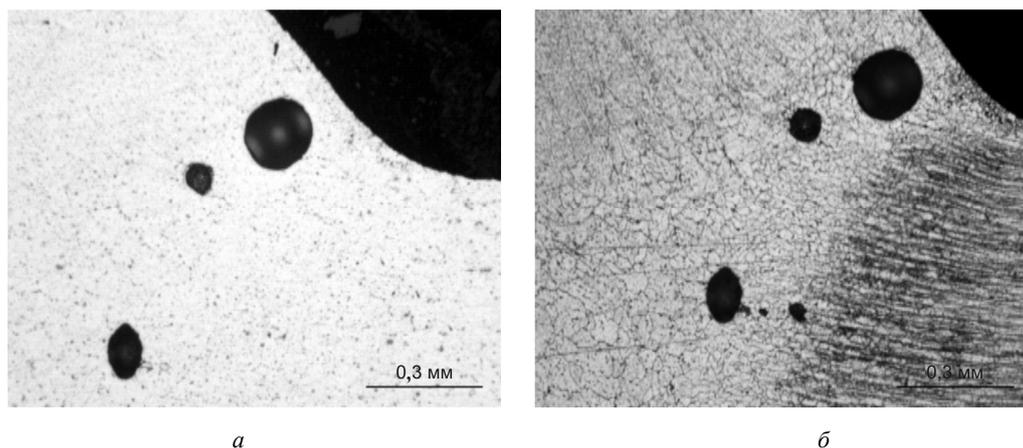


Рис. 10. Макроструктура 1-го образца сварного соединения на границе сплавления: а – до травления; б – после травления

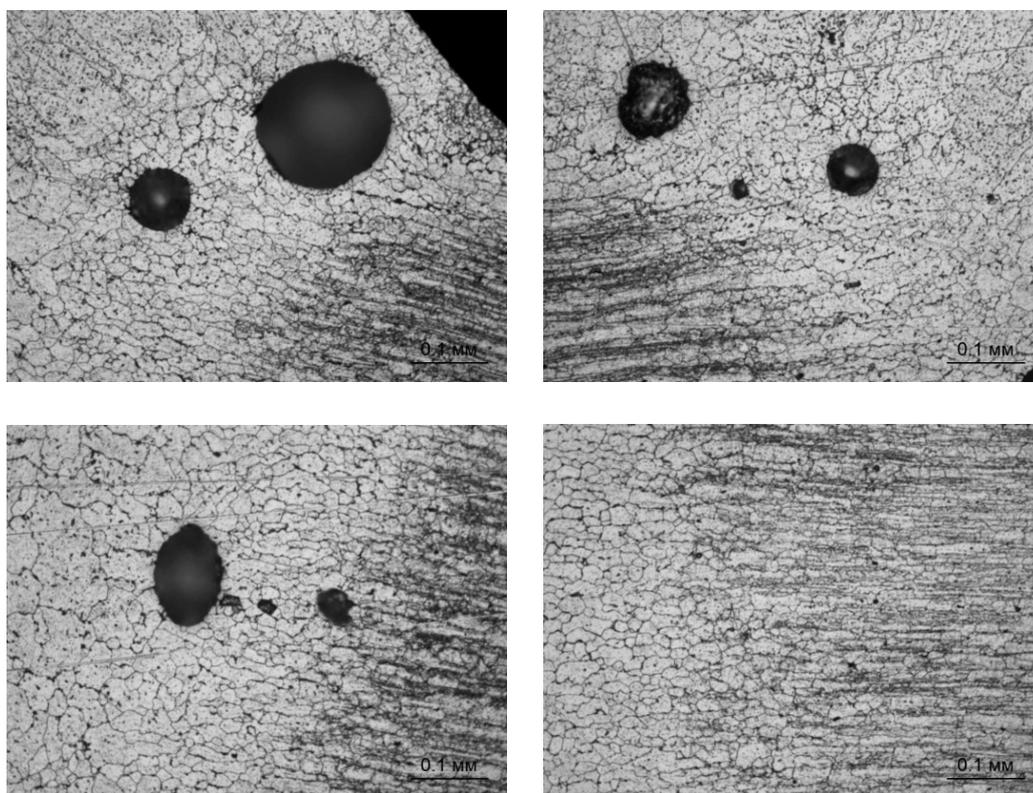


Рис. 11. Макроструктура 1-го образца сварного соединения, линия сплавления, после травления

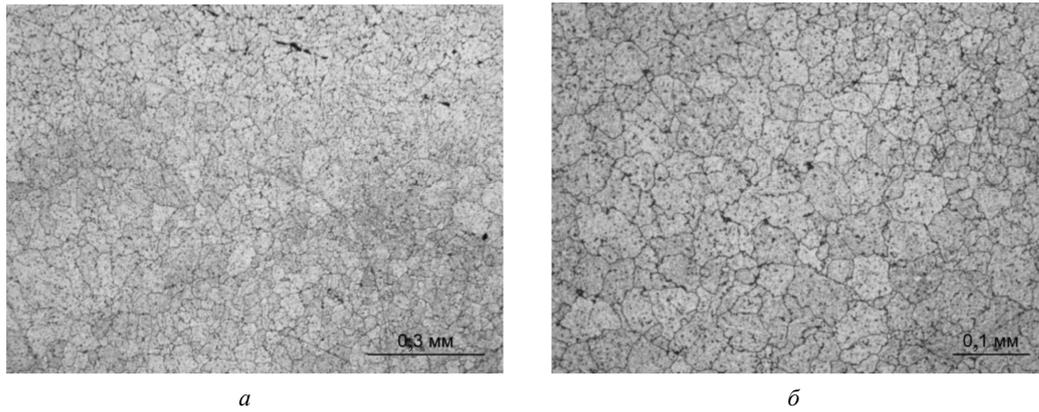


Рис. 12. Макроструктура сварного шва 1-го образца: *a* – до травления; *б* – после травления

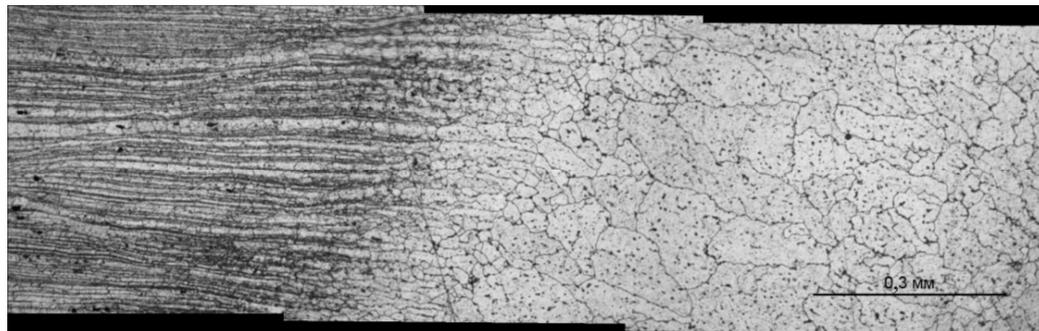
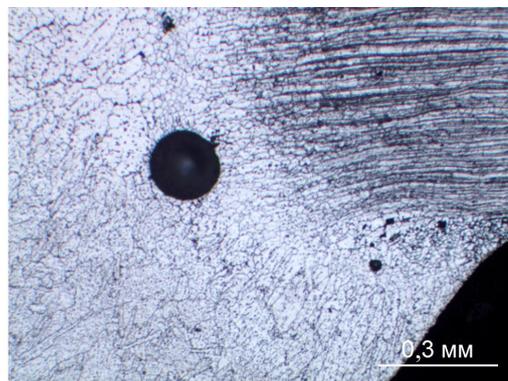
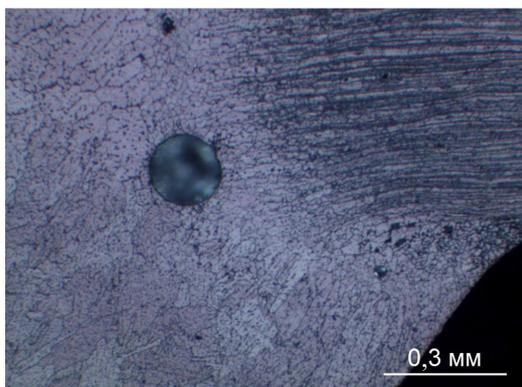


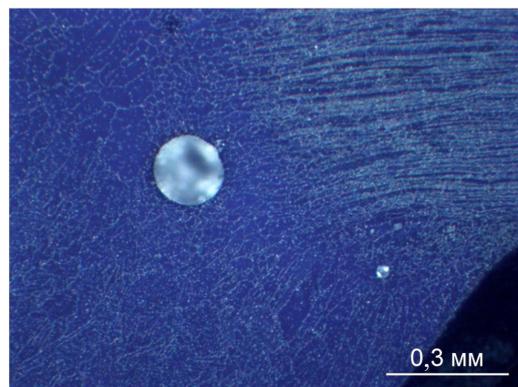
Рис. 13. Макроструктура 1-го образца после травления



*a*



*б*



*в*

Рис. 14. Первый образец, не подвергнутый термовакуумной обработке:  
*a* – светлое поле; *б, в* – поляризованный свет, постепенное гашение

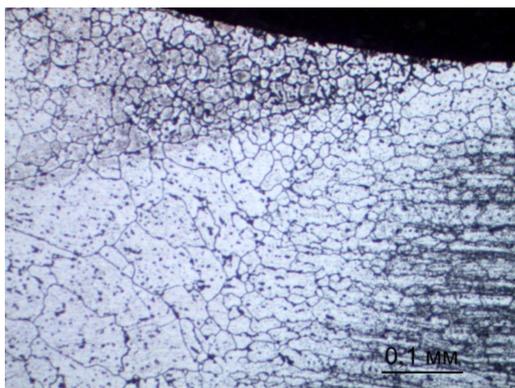
Хорошо видно, что данное включение при таком строении будет содержать силикаты.

На рис. 15 показан переход от шва к основному металлу, околосшовная зона достаточно протяженная.

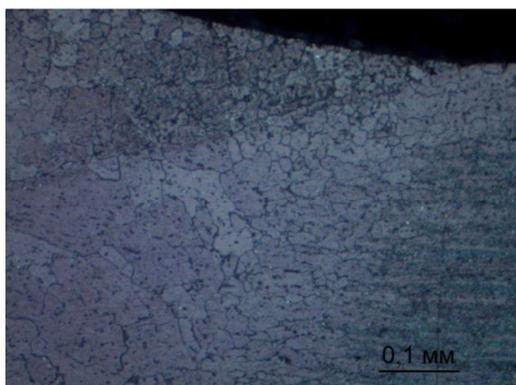
Не менее интересные результаты получены при исследовании макроструктуры 2-го образца, подвергнутого термовакуумной обработке. В сварных швах данных образцов выявлены многочисленные поры и включения, располагающиеся по

всей зоне сварного соединения, а также на границах сплавления между слоями шва (рис. 16).

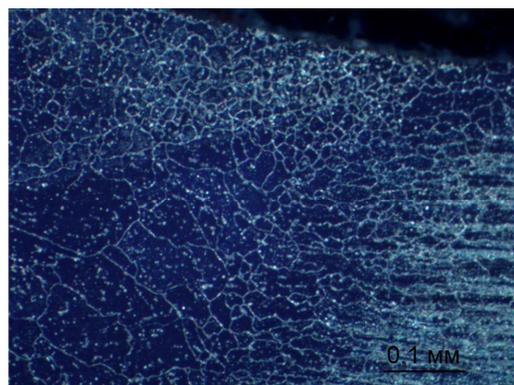
Как видно из рис. 16, после проведения термовакуумной обработки количество пор, включений и их размер увеличились. Их расположение – преимущественно в зоне сплавления. При анализе выявлено выделение включений неправильной формы, сложного состава, в которых присутствуют силикаты. Кроме того, на рис. 16, б четко просматриваются образовавшиеся трещины от включений,



а

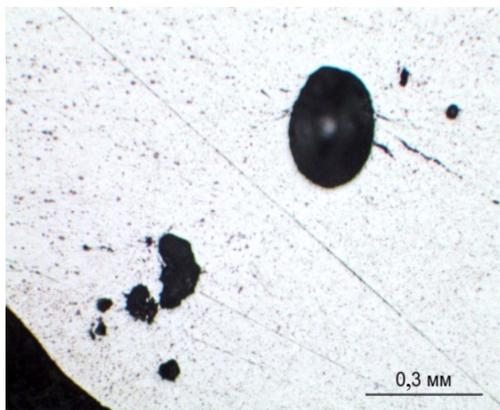


б

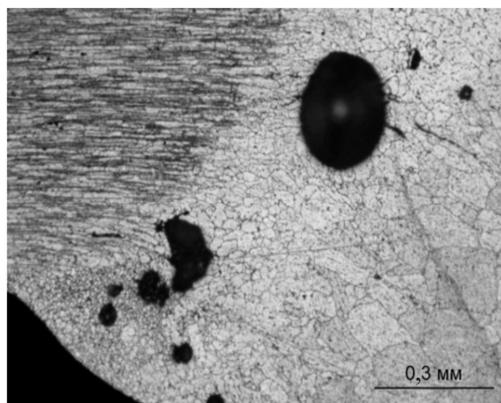


в

Рис. 15. Первый образец, не подвергнутый термовакуумной обработке:  
а – светлое поле; б, в – поляризованный свет, постепенное гашение



а



б

Рис. 16. Макроструктура 2-го образца сварного соединения: а – до травления; б – после травления

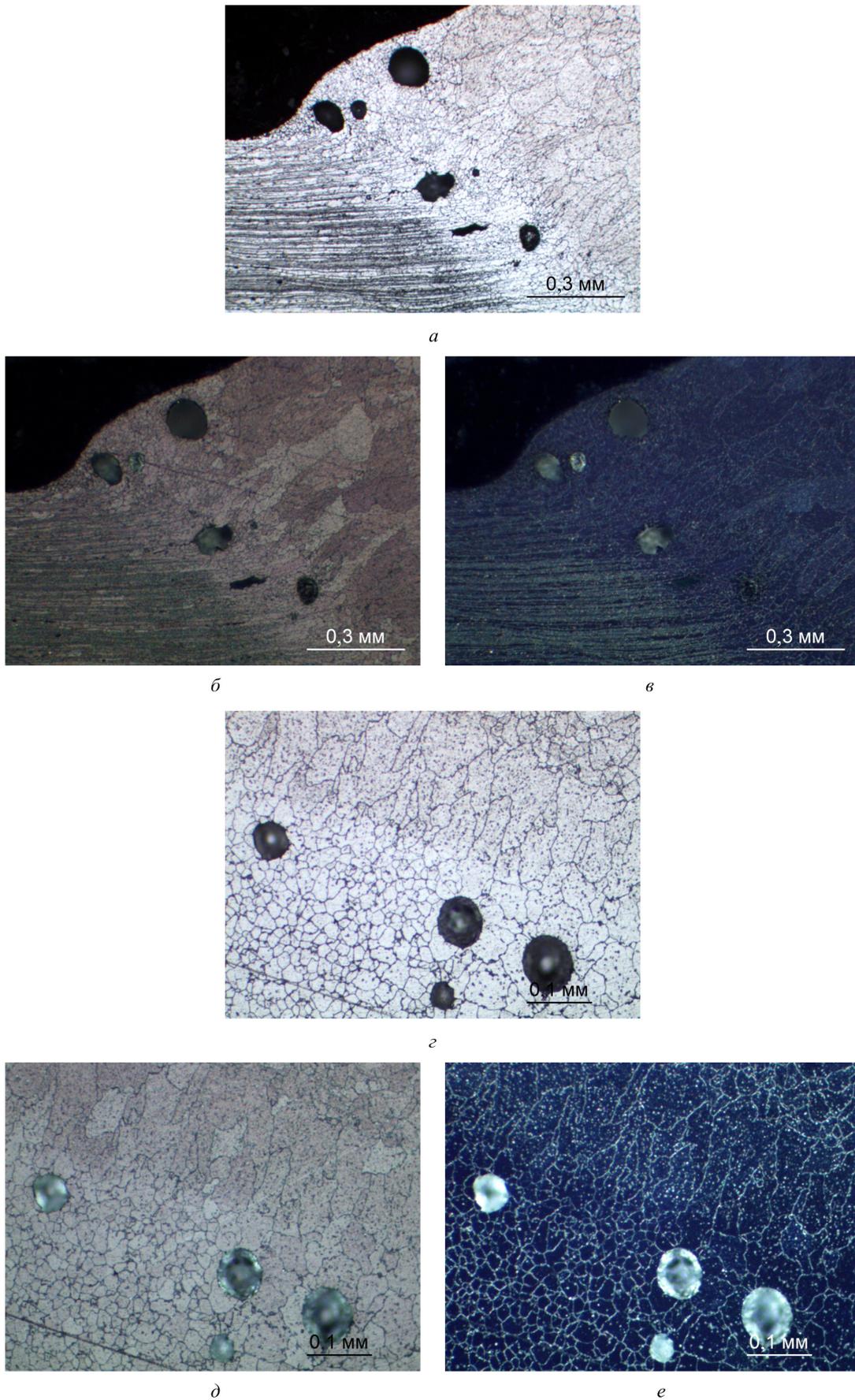


Рис. 17. Второй образец после термовакуумной обработки, после травления, разные участки шва: а, г – светлое поле; б, в, д, е – поляризованный свет, постепенное гашение; а, б, в – 0,3 мм; г, д, е – 0,1 мм

которые считаются концентраторами напряжений и в дальнейшем могут способствовать разрушению конструкции. Это подтверждает, что поверхность твердых частиц может иметь контактный слой, близкий по своим кристаллографическим параметрам интерметаллической фазе. В качестве твердых частиц, изоморфных первичной интерметаллической фазе, выступают некоторые карбиды, нитриды, бориды и другие соединения.

Наиболее полная картина образовавшихся в зоне сплавления многочисленных пор и включений представлена на рис. 17. Анализ проведен при разном освещении, чтобы выявить природу образования включений и отличить их от пор.

Установлено, что образовавшиеся дефекты представляют собой поры и 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 в более крупные и, соответственно, сложного состава фазы. В данном случае получен пример активированной примеси – взвешенный оксид алюминия, побывавший в контакте с затвердевшим металлом, в трещинах и углублениях которого сохраняется твердая фаза, близкая по составу к твердому раствору или интерметаллическому соединению.

Проведенные исследования позволили установить, что сварные швы из сплава 1420, полученные аргонодуговой сваркой с применением проволоки АМг6 и предварительно подвергнутые термовакуумной обработке перед сваркой, имеют повышенное содержание включений как минимум трех видов, в том числе содержащих силикаты, в отличие от сварных швов, не подвергнутых термовакуумной обработке. Включения и поры образуются как в самом сварном шве, так и по линии сплавления. Однако дефекты преимущественно образуются в околошовной зоне, а именно по линии сплавления.

Таким образом, металлографический анализ сварных швов образцов, полученных аргонодуговой сваркой алюминиевого сплава 1420, как подвергнутого термовакуумной обработке, так и без обработки, позволил установить насыщенность сварных швов включениями сложного состава, а также порами. Содержание включений превышает содержание пор что в первом, что во втором случае. Уменьшение содержания пор после термовакуумной обработки, как одной из основных мер предупреждения возникновения пористости в сварных швах системы Al–Mg–Li, не наблюдается. Преимущественное количество дефектов наблюда-

ется в околошовной зоне и линии сплавления. Установлено, что термовакуумная обработка практически не оказывает влияния на повышение качества сварного соединения, а, наоборот, способствует образованию и коалесценции включений разного сложного состава как в сварном шве, так и в околошовной зоне.

Околошовная зона у данного вида сплава, ввиду его сложного химического состава, достаточно широкая, что определяется его температурой начала и конца кристаллизации. По ряду аналитических исследований установлено, что температура начала кристаллизации составляет 628 °С, а конца 540 °С, что достаточно для того, чтобы могли протекать сложные процессы коалесценции включений в сварном шве.

Известно, что со сплавом может взаимодействовать не только водород, но и другие газы, а поскольку сварка проводилась с применением аргона, не исключено, что в результате взаимодействия в металл попадают газы и продукты реакции газов с алюминием, легирующими элементами и примесями и, как правило, ввиду нерастворимости в жидком металле могут влиять на образование пор.

### Список литературы

1. Jones W.R.D., Das P.P. The mechanical properties of aluminum-lithium alloys // J. Inst. Met. – 1959–1960. – Vol. 88. – P. 435–438.
2. Фридляндер И.Н., Шамрай В.Ф., Ширяева Н.В. Исследование сплавов Al–Al<sub>2</sub>CuMg–Al<sub>2</sub>CuLi // Изв. АН СССР. Металлы. – 1969. – № 2. – С. 153–156.
3. Алюминиевые сплавы. Промышленные, деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы: справ. рук-во / под ред. Ф.И. Квасова, И.Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 1972. – 552 с.
4. Лукин В.И., Грушко О.Е. Особенности влияния металлургических факторов производства сплава 1420 на качество сварных соединений // Сварочное производство. – 1998. – № 1. – С. 8–9.
5. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
6. Алов А.А., Виноградов В.С. Повышение качества сварных швов // Сварочное производство. – 1957. – № 7. – С. 9–10.
7. Металлургические основы литья легких сплавов / И.Н. Фридляндер, Е.Д. Захаров, Н.П. Дронова, В.В. Соловьева; Оборонгиз. – М., 1957. – С. 236–285.
8. Лигатуры для производства алюминиевых и магниевых сплавов / В.И. Напалков, Б.И. Бондарев, В.И. Тарарышкин [и др.]. – М.: Металлургия, 1983. – 160 с.
9. 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. – С. 22.

10. 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.

11. Влияние термообработки в вакууме на склонность сплава 1420 к образованию пор при сварке / С.З. Бокштейн, А.Н. Каганов, Е.Н. Корнвейц, Р.С. Курочко // Автоматическая сварка. – 1975. – № 9. – С. 52–54.

12. 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.

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

14. Склонность к литейным трещинам сплавов с литием / О.Е. Грушко, Л.А. Иванова, А.Е. Семенов [и др.] // Вопросы авиационной науки и техники. – 1996. – Вып. 4. – С. 5.

15. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства / И.Н. Фридлиндер, К.В. Чуисов, А.Л. Березина [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1992. – 192 с.

16. 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.: Металлургия, 1983. – 352 с.

17. Фридлиндер И.Н., Братухин А.Г., Давыдов В.Г. Алюминиево-литиевые сплавы для сварных авиационных конструкций // Металлы. – 1992. – № 3. – С. 117–119.

18. Алюминиевые сплавы. Промышленные, деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы: справ. рук-во / М.Б. Альтман [и др.]. – М.: Металлургия, 1972. – 352 с.

19. Структура и свойства металла швов на сплавах Амгб при сварке с электромагнитным перемешиванием / В.П. Черныш, В.В. Сыровапса, А.Ф. Гриценко, Б.П. Ржанов // Автоматическая сварка. – 1972. – № 11. – С. 16–19.

20. Напалков В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния / МИСИС. – М., 2002. – 376 с.

21. Никифоров Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1972. – 262 с.

## References

1. Jones W.R.D., Das P.P. The mechanical properties of aluminum-lithium alloys. *Journal Inst. Met.*, 1959–1960, vol. 88, pp. 435–438.

2. Fridliander I.N., Shamrai V.F., Shiriaeva N.V. Issledovanie splavov Al–Al<sub>2</sub>CuMg–Al<sub>2</sub>CuLi [Investigation of Al–Al<sub>2</sub>CuMg–Al<sub>2</sub>CuLi alloys]. *Izvestia AN SSSR. Metally*, 1969, no. 2, pp. 153–156.

3. Aiuminievye splavy. Promyshlennye, deformiruemye, spechennye i liteinye aiuminievye splavy [Aluminum alloys. Industrial, deformable, sintered and cast aluminum alloys]. Ed. F.I. Kvasova, I.N. Fridliandera. Moscow: Metallurgiiia, 1972, 552 p.

4. 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.

5. Fridliander I.N. Aiuminievye deformiruemye konstruktсионnye splavy [Aluminium wrought structural alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1979, 208 p.

6. Alov A.A., Vinogradov V.S. Povyshenie kachestva svarykh shvov [Improving the quality of welds]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1957, no. 7, pp. 9–10.

7. Fridliander I.N., Zakharov E.D., Dronova N.P., Solov'eva V.V. Metallurgicheskie osnovy lit'ia legkikh splavov [Metallurgical bases of light alloy casting]. Oborongiz. Moscow, 1957, pp. 236–285.

8. Napalkov V.I., Bondarev B.I., Tararyshkin V.I. et al. Ligatury dlia proizvodstva aiuminievykh i magnievykh splavov [Ligatures for the production of aluminium and magnesium alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1983, 160 p.

9. Mamonov I.M. Vliianie termicheskoi obrabotki na vnutrennie napriazheniia i rabotosposobnost' svarykh konstruktсионii iz listov aiuminieвого splava 1420 [Effect of thermal treatment on internal stresses and serviceability of welded structures made of aluminum alloy sheets 1420]. PhD. thesis. Moscow, 1994, pp. 22.

10. Lukin V.I., Loskutov V.M., Arbuzov Iu.P. et al. Sposoby svarki i ikh vliianie na svoistva svarykh soedinenii aiuminieвого splava 1420 [Welding methods and their influence on properties of welded joints of aluminum alloy 1420]. *Avtomaticheskaiia svarka*, 1993, no. 6, pp. 35–37.

11. Bokhshtein S.Z., Kaganov A.N., Kornveits E.N., Kurochko R.S. Vliianie termoobrabotki v vakuume na sklonnost' splava 1420 k obrazovaniu por pri svarke [Effect of vacuum heat treatment on the pore formation tendency of alloy 1420 at welding.]. *Avtomaticheskaiia svarka*, 1975, no. 9, pp. 52–54.

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

13. 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.

14. Grushko O.E., Ivanova L.A., Semenov A.E. et al. Sklonnost' k liteinym treshchinam splavov s litiem [Propensity to casting cracks in lithium alloys]. *Voprosy aviatsionnoi nauki i tekhniki*, 1996, iss. 4, pp. 5.

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

16. Beliaev A.I., Romanova O.A., Bochvar O.S., Pokhodaev K.S., Buinov N.N., Loktina N.A., Fridliander I.N. Metallovedenie aiuminii i ego splavov: sprav. ruk-vo [Metal science of aluminum and its alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1983, 352 p.

17. Fridliander I.N., Bratukhin A.G., Davydov V.G. Aiuminievo-litievye splavy dlia svarykh aviatsionnykh konstruktсионii [Lithium-aluminum alloys for welded aircraft structures]. *Metally*, 1992, no.3, pp. 117–119.

18. M.B. Altman et al. Aiuminievye splavy. Promyshlennye, deformiruemye, spechennye i liteinye aiuminievye splavy: sprav. ruk-vo [Aluminum alloys. Industrial, deformable, sintered and cast aluminium alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1972, 352 p.

19. Chernysh V.P., Syrovapsa V.V., Gritsenko A.F., Rzhanov B.P. Struktura i svoistva metalla shvov na splavakh Amg6 pri svarke s elektromagnitnym peremeshivaniem [Structure and properties of metal seams on AmG6 alloys at welding with electromagnetic stirring]. *Avtomaticheskaia svarka*, 1972, no. 11, pp. 16–19.

20. Napalkov V.I., Makhov S.V. Legirovanie i modifitsirovanie aliuminiia i magniia [Aluminium and magnesium alloying and modifying]. MISIS. Moscow, 2002, 376 p.

21. Nikiforov G.D. Metallurgii svarki plavleniem aluminievkikh splavov [Fusion welding of aluminium alloys]. Moscow: Metallurgii, 1972, 262 p.

Получено 20.01.2020

Опубликовано 25.03.2020

#### Сведения об авторах

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

**Федосеева Елена Михайловна** (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры

сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: emfedoseeva@pstu.ru.

**Прохоров Павел Валерьевич** (Пермь, Россия) – магистр кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета.

#### About the authors

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

**Pavel V. Prokhorov** (Perm, Russian Federation) – Master, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University.