

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. №10 (148). С.10-19.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. №10 (148). P. 10-19.

Научная статья

УДК 621.791

doi: 10.30987/2223-4608-2023-10-19

Особенности формирования сварных соединений алюминиевого сплава АК9, полученного селективным лазерным плавлением

Виктор Васильевич Овчинников¹, д.т.н.

Руслан Борисович Резцов², аспирант

^{1,2} Московский политехнический университет, Россия, Москва

¹ vikov1956@mail.ru; <https://orcid.org/0000-0003-2948-2202>

² anikron_91@mail.ru; <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

Аннотация. Рассмотрена проблема получения качественных сварных соединений пластин из сплава АК9, изготовленных из порошка методом селективного лазерного плавления. Выполнены сварные стыковые соединения пластин сплава АК9 толщиной 3,0 мм методами сварки плавлением (автоматическая аргонодуговая и электронно-лучевая сварка) и сваркой трением с перемешиванием. Основной металл пластин из сплава АК9 и их сварные соединения подвергались после сварки рентгеновскому просвечиванию, компьютерной томографии, металлографическому анализу и механическим испытаниям на статическое растяжение и статический трехточечный изгиб. Рентгеновский контроль сварных соединений, выполненных автоматической аргонодуговой и электронно-лучевой сваркой, выявил наличие в швах множественной пористости. Зародышами пор в металле шва служат микропоры сферической формы, которые образуются в основном металле в процессе селективного лазерного плавления. Диаметр этих микропор составил 150...200 мкм. В сварочной ванне при сварке плавлением происходит развитие микропор в диаметре до 420...1070 мкм для аргонодуговой сварки и 215...420 мкм для электронно-лучевой сварки. Металлографический анализ поперечных шлифов сварных соединений, выполненных методами сварки плавлением, выявил характерное расположение пор в металле шва. Так для варианта аргонодуговой сварки наиболее крупные поры располагались вблизи лицевой поверхности шва. В зоне сплавления на границе сварного шва и основного металла поры диаметром 80...220 мкм располагались в виде цепочек по всей толщине свариваемых пластин. При испытаниях сварных соединений на статическое растяжение разрушение соединений происходило именно по этой зоне. Коэффициент прочности соединений сплава АК9, полученных сваркой плавлением следующий: для автоматической аргонодуговой сварки 0,46, для электронно-лучевой сварки – 0,66. Установлено, что проблема пористости сварных соединений устраняется при использовании для получения стыковых соединений сварки в твердой фазе (сварка трением с перемешиванием). Коэффициент прочности стыковых соединений пластин сплава АК9, выполненных сваркой трением с перемешиванием, находится на уровне 0,81...0,86 от временного сопротивления основного металла. Разрушение сварных соединений происходит по зоне перемешивания. В зоне шва при сварке трением с перемешиванием в результате динамической рекристаллизации сформирована мелкозернистая равноосная структура со средним размером зерна 4,5...6,2 мкм практически без наличия пор. Основной металл представлен ячеистой структурой, в которой имеются поры размером до 168 мкм.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, алюминиевый сплав, сварка плавлением, сварка трением с перемешиванием, пористость, механические свойства

Благодарности: материал подготовлен в рамках научных исследований по проекту Российского научного фонда №22–19–00121 «Закономерности структурно-фазовых превращений в алюминий-кальциевых сплавах, легированных цинком и магнием, в условиях сварки».

Для цитирования: Овчинников В.В., Резцов Р.Б. Особенности формирования сварных соединений алюминиевого сплава АК9, полученного селективным лазерным плавлением // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2023. № 10 (148). С. 10–19. doi: 10.30987/2223-4608-2023-10-19

Specificities of welds formation with aluminum alloy AK 9 obtained by selective laser melting

Viktor V. Ovchinnikov¹, D. Eng.

Ruslan B. Reztsov², PhD student

^{1, 2} Moscow Polytechnic University, Russia, Moscow

¹ vikov1956@mail.ru

² anikron_91@mail.ru

Abstract. The problem of obtaining high-quality plate welds made of AL9 alloy and powder by selective laser melting is viewed. Welded butt joints of plates of AK9CH alloy with a thickness of 3,0 mm were made by melting welding (automatic argon arc and electron beam welding) and friction stir welding. After welding the base metal of the AK9 alloy plates and their welded joints were subjected to X-ray transmission, computed tomography, metallographic analysis and mechanical tests for static tension and static three-point bending. X-ray inspection of welded joints made by automatic argon arc and electron beam welding revealed multiple porosity inside welds. The nuclei of pores in the weld metal are spherical micropores, formed in the parent metal during selective laser melting. The diameter of these micropores is 150...200 microns. In the welding bath during fusion welding, micropores develop up to 420...1070 microns in diameter in case of argon arc welding and 215...420 microns in case of electron beam welding. Metallographic analysis of cross-sections of welded joints performed by fusion welding revealed a characteristic pore distribution in the weld metal. So in case of argon arc welding, the largest pores were located near the front surface of the weld. In the fusion zone at the border of the weld and the base metal, pores with a diameter of 80...220 microns were located in the form of chains along the entire thickness of the plates being welded. When testing welded joints for static tension, the destruction of joints occurred precisely in this zone. The strength coefficient of the AK9 alloy joints obtained by fusion welding is as follows: for automatic argon arc welding 0,46, for electron beam welding – 0,66. It is established that the problem of porosity of welded joints is eliminated when using solid-phase welding for jointing (friction stir welding). The strength coefficient of the jointing of the AK9CH alloy plates made by friction stir welding is at the level of 0,81...0,86 of the time resistance of the base metal. The destruction of welded joints occurs along the mixing zone. In the weld zone during friction stir welding, as a result of dynamic recrystallization, a fine-grained equiaxed structure with an average grain size of 4,5...6,2 microns was formed with virtually no pores. The parent metal is represented by a cellular structure in which there are pores up to 168 microns in size.

Keywords: selective laser melting, aluminum alloy, fusion welding, friction stir welding, porosity, mechanical properties

Acknowledgements: the material was prepared within the framework of scientific research under the project of the Russian Scientific Foundation No. 22-19-00121 «Laws of structural-phase transformations in aluminum-calcium alloys alloyed with zinc and magnesium under welding conditions».

For citation: Ovchinnikov V.V., Reztsov R.B. Specificities of welds formation with aluminum alloy AK 9 obtained by selective laser melting / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023. № 10 (148). P. 10–19. doi: 10.30987/2223-4608-2023-10-19

Введение

Технология селективного лазерного плавления в настоящее время достаточно широко применяется для получения металлических изделий из сталей, титановых и алюминиевых сплавов. Технология селективного лазерного плавления позволяет получать изделия из металлических порошков, которые по своей конфигурации и размерам наиболее приближены к компьютерной модели. Важным является отсутствие требования к наличию сложной оснастки при выращивании изделий. В конечном итоге это позволяет существенно повысить эксплуатационные характеристики деталей [1].

В процессе селективного лазерного плавления источником энергии является остро

сфокусированный лазерный луч. Под действием лазерного излучения формируется ванна расплавленного металла малого размера. Скорость нагрева при ее формировании, а также скорость кристаллизации будут очень высокими. В результате указанных процессов будет формироваться материал с неравновесной микроструктурой, которая не типична таким традиционным процессам как сварка и литье.

Существующее оборудование для селективного лазерного плавления зачастую ограничено по величине рабочей зоны. Увеличение размеров рабочей зоны напрямую связано с усложнением и удорожанием технологического оборудования. Поэтому логичным перспективным представляется применение сварки для соединения отдельных деталей,

полученных селективным лазерным плавлением, в единую конструкцию.

Цель настоящей статьи заключалась в исследовании влияния сварки на микроструктуру и свойства пластин алюминиевого сплава АК9, полученных селективным лазерным плавлением из порошка.

Материалы и методы

Для выращивания пластин методом селективного лазерного плавления исходным материалом служил порошок сплава АК9 с насыпной плотностью 1,4316 г/см³, измеренной плотностью 1,6529 г/см³ и сферичностью частиц более 90 %. Химический состав порошка приведен в табл. 1.

1. Химический состав порошка алюминиевого сплава АК9, % масс.

1. Chemical composition of AK 9 aluminum alloy powder, % by weight.

Содержание элементов, % масс.							
Al	Si	Mn	Mg	Fe	Cu	Zn	Ni
85,1...91,3	8,0...11,0	0,2...0,5	0,2...0,4	До 1,3	До 1,0	До 0,5	До 0,3

В качестве объекта исследований служили пластины толщиной 3,0 мм (рис. 1) из сплава АК9, выращенные селективным лазерным плавлением. Для получения пластин была использована установка послыонного лазерного синтеза для металлических порошков марки EOS M 100. При выращивании пластин в качестве рабочей среды использовался аргон.



Рис. 1. Пластины толщиной 3,0 мм из сплава АК9, выращенные селективным лазерным плавлением

Fig. 1. Plates 3,0 mm thick from AK9 alloy grown by selective laser melting

Сварку стыковых соединений образцов осуществляли автоматической аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой СвАМг6, электронно-лучевой сваркой без присадочного металла и сваркой трением с перемешиванием. При аргонодуговой сварке использовали следующий режим: ток дуги 180...185 А, скорость сварки 15,2...15,0 м/ч, расход аргона через

сопло горелки 12,2...14 л/мин, скорость подачи присадочной проволоки диаметром 2,0 мм 18...19 м/ч. Питание дуги установки для сварки прямолинейных стыков осуществлялось от инверторного источника питания типа Сварог PRO TIG 315 Р АС/DC.

Электронно-лучевую сварку пластин сплава АК9 выполняли на установке ЭЛУ-20МК на режиме: ток луча $I_L = 140...155$ мА, ток фокусировки $I_f = 472...478$ мА, ускоряющее напряжение $U_{уск} = 60$ кВ, скорость сварки $v_{св} = 450...500$ мм/мин.

Сварку трением с перемешиванием (СТП) пластин сплава AlSi10Mg осуществляли на опытном стенде для сварки трением с перемешиванием листовых образцов, который представлен на рис. 2, а. Сварку образцов осуществляли на режиме: частота вращения рабочего инструмента 600 об/мин; скорость сварки 120...130 мм/мин; осевое усилие на инструмент 2,4...3,2 кН; угол наклона рабочего инструмента от направления сварки 2 °; заглубление инструмента в материал заготовки 3,0 мм.

Для сварки трением с перемешиванием пластин сплава АК9 толщиной 3,0 мм был использован рабочий инструмент с диаметром заплечика 14 мм и стержнем в виде усеченного конуса диаметром 5,0 мм на поверхности заплечика. Диаметр стержня на рабочем торце составлял 3,0 мм и имел на своей поверхности резьбовую накатку (рис. 2, б).



а)



б)

Рис. 2. Опытная установка для сварки трением с перемешиванием листовых заготовок (а) и рабочий инструмент (б) для сварки пластин сплава АК9

Fig. 2. Trial plant for friction stir welding of sheet blanks (a) and working tool (b) for welding AK9 alloy plates

Контроль сварных соединений проведен радиационным методом на рентгеновской системе «Экстравольт-160» (с чувствительностью 100 мкм) и на системе рентгеновской компьютерной томографии с чувствительностью 0,1 мм.

Определение механических характеристик (σ_b , α) сварных соединений проводили в соответствии с ГОСТ 6996-66. Временное сопротивление соединений при растяжении и угол статического изгиба определяли на установке Zwick/Roell Z030. Для испытаний на статический изгиб применялись образцы шириной 10 мм, вырезанные поперек шва.

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Leica DM IRM с программно-аппаратным комплексом обработки изображения «Image Expert Pro3x».

Фрактографическое изучение поверхности изломов, разрушенных образцов после механических испытаний проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии. Электронную микроскопию производили с помощью растрового электронного

микроскопа сверхвысокого разрешения evo-50 фирмы «Karl Zeiss», укомплектованного системой энергодисперсионного микроанализа, позволяющего производить картирование по элементному составу.

Замеры микротвердости проводили на поперечных шлифах сварных соединений с использованием автоматизированного твердомера EmcoTest DuraScan 20 в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6705-1-2007. При измерениях применена нагрузка на индентор 4,9 Н (HV_{0,5}).

Результаты и их обсуждение

На первом этапе исследований была изучена микроструктура образцов основного металла пластин сплава АК9, полученных селективным лазерным плавлением. Было установлено наличие в основном металле пор, диаметр которых варьировался в диапазоне 150...200 мкм (рис. 3). На разных участках структуры основного металла количество пор варьируется в достаточно широких пределах.

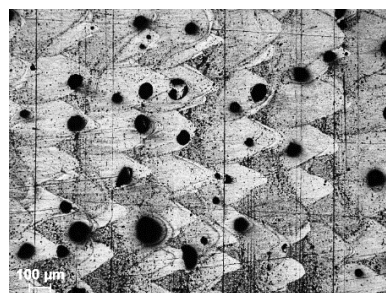
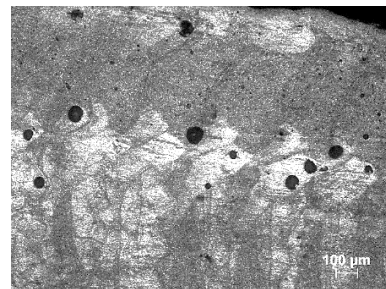


Рис. 3. Пористость различных участков микроструктуры основного материала сплава АК9

Fig. 3. Porosity of various sections of the microstructure of the main material of the AK9 alloy

В процессе лазерного воздействия на порошковый материал происходит его расплавление и последующая кристаллизация. Образующийся при затвердевании температурный градиент направлен перпендикулярно

относительно границ ванны расплава, которая имеет выпуклую форму [2, 3]. Данные условия кристаллизации обуславливают направленный рост кристаллитов от периферии зоны расплава к ее центру. Газовые поры вызваны неполнотой выхода газов из расплава при лазерной обработке. Пузырьки газа в жидкости имеют сферическую форму, которую они сохраняют и после затвердевания металла [4, 5].

Помимо сферических пор в микроструктуре также наблюдаются плоские поры, расположенные перпендикулярно направлению выращивания. Такие поры формируются в результате неполного проплавления порошкового слоя. Образование плоских пор происходит в местах, где частицы расплавились не полностью либо, не произошло «слияния» расплавленных частиц порошка с ранее обработанным слоем.

Для уменьшения пористости в конечных изделиях ответственного назначения применяется горячее изостатическое прессование, во многих случаях позволяющее существенно повысить качество изделий после СЛП (селективное лазерное плавление) [6]. Изостатическое прессование повышает плотность материала, полученного селективным лазерным плавлением, но приводит к образованию в структуре сплава областей с повышенным содержанием растворенного водорода.

Анализ микроструктуры сплава АК9, полученного селективным лазерным плавлением, показал, что в его структуре присутствуют микропоры, которые в условиях сварки плавлением могут развиваться в объеме и приводить к формированию множественной пористости швов, полученных сваркой плавлением [7]. Основной металл представлен ячеистой структурой.

Высказанное выше предположение о возможности развития микропор, присутствующих в основном металле в поры в металле шва, нашло свое подтверждение при автоматической аргодуговой и электронно-лучевой сварке. На рис. 4 представлены рентгенограммы сварных соединений пластин сплава АК9, полученных автоматической аргодуговой сваркой (см. рис. 4, *a*) и электронно-лучевой сваркой (см. рис. 4, *б*) с множественной пористостью.

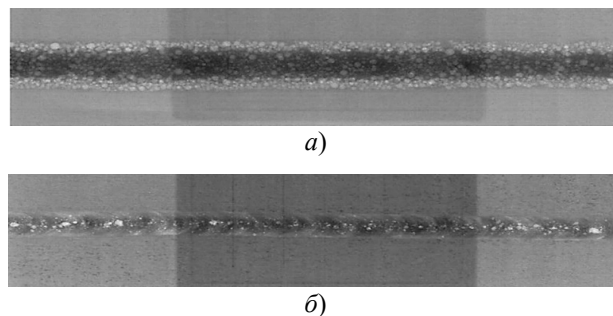


Рис. 4. Рентгенограммы сварных соединений пластин сплава АК9, выполненные автоматической аргодуговой (*a*) и электронно-лучевой сваркой (*б*)

Fig. 4. Radiographs of welded joints of AK9CH alloy plates made by automatic argon arc (*a*) and electron beam welding (*b*)

С помощью рентгеновской компьютерной томографии и металлографического анализа было установлено, что в случае автоматической аргодуговой сварки наблюдается увеличение размера пор в металле шва до 420...1070 мкм. При электронно-лучевой сварке диапазон изменения диаметра пор в шве составил 215...420 мкм. Такое увеличение диаметра пор в швах можно связать с более длительным пребыванием сварочной ванны при аргодуговой сварке в жидком состоянии, что создает условия для более полного роста газовой пористости.

Металлографические исследования поперечных шлифов сварных соединений сплава АК9, выполненных аргодуговой и электронно-лучевой сваркой, подтвердили наличие развитой пористости в металле шва (рис. 5).

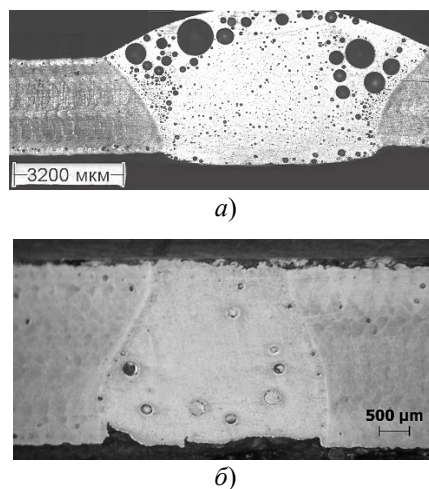


Рис. 5. Макроструктура сварных соединений сплава АК9, выполненных аргодуговой (*a*) и электронно-лучевой (*б*) сваркой

Fig. 5. Macrostructure of welded joints of AK9 alloy made by argon arc (*a*) and electron beam (*b*) welding

При внимательном рассмотрении представленных макроструктур сварных соединений сплава АК9 можно отметить, что при аргонодуговой сварке большая часть крупных пор расположена в верхней части шва (см. рис. 5, а). Поэтому некоторое снижение скорости сварки способствовало бы переходу газовых пузырьков через межфазную границу жидкого металла и защитной газовой атмосферы с общим снижением количества пор.

Также следует отметить цепочки мелких пор по границе сплавления со стороны металла шва. В приповерхностных слоях основного металла видны поры.

Общее количество пор в металле шва при электронно-лучевой сварке существенно меньше по сравнению со швами, полученными аргонодуговой сваркой (см. рис. 5, б). Также, как и в варианте аргонодуговой сварки, по границе зоны сплавления отмечается наличие цепочек мелких пор.

Образцы для механических испытаний изготавливались в соответствии с требованиями ГОСТ 6996-66 с шириной рабочей части 10 мм. Результаты испытаний образцов сварных соединений на статическое растяжение приведены в табл. 2.

2. Механические свойства сварных соединений сплава АК9

2. Mechanical properties of welded joints of АК9 alloy

Образец	Временное сопротивление σ_B , МПа	Коэффициент прочности K	Угол изгиба α , °	Область разрушения образцов при испытаниях
Основной металл	235	1,0	27	Основной металл
Сварное соединение, аргонодуговая сварка	108	0,46	55	Разрушение, преимущественно, по зоне сплавления металла шва и основного металла. В изломах имеются поры диаметром до ~ 1,2 мм (рис. 6, б)
Сварное соединение, электронно-лучевая сварка	155	0,66	44	Разрушение образцов – по зоне сплавления металла шва и основного металла. В изломах имеются поры диаметром до 0,25 мм (рис. 6, г)

Из данных табл. 2 можно отметить, что применение электронно-лучевой сварки вместо аргонодуговой позволяет повысить коэффициент прочности соединения с 0,46 до 0,66. При этом угол изгиба соединений изменяется незначительно, но он превышает угол изгиба основного металла.

В обоих случаях разрушение происходило по зоне сплавления шва и основного металла с наличием большого количества пор в изломах (см. рис. 6).

Таким образом можно отметить, что для сварки плавлением сплава АК9, полученного селективным лазерным плавлением, целесообразно применять концентрированные источники нагрева, такие как электронный и лазерный луч.

При этом следует провести дополнительные исследования по влиянию скорости сварки и развертки луча на количество и диаметр пор в металле шва.

Кардинальной мерой по предотвращению образования газовых пор в металле шва является выполнение соединения в твердой фазе, например, сваркой трением с перемешиванием. Хотя при этом следует учитывать, что данный вид сварки может быть применим далеко не для всех деталей и конструкций.

Рентгеновский контроль и компьютерная томография не выявили в соединениях, выполненных сваркой трением с перемешиванием, каких-либо внутренних дефектов, за исключением светлой полосы в одном из швов.

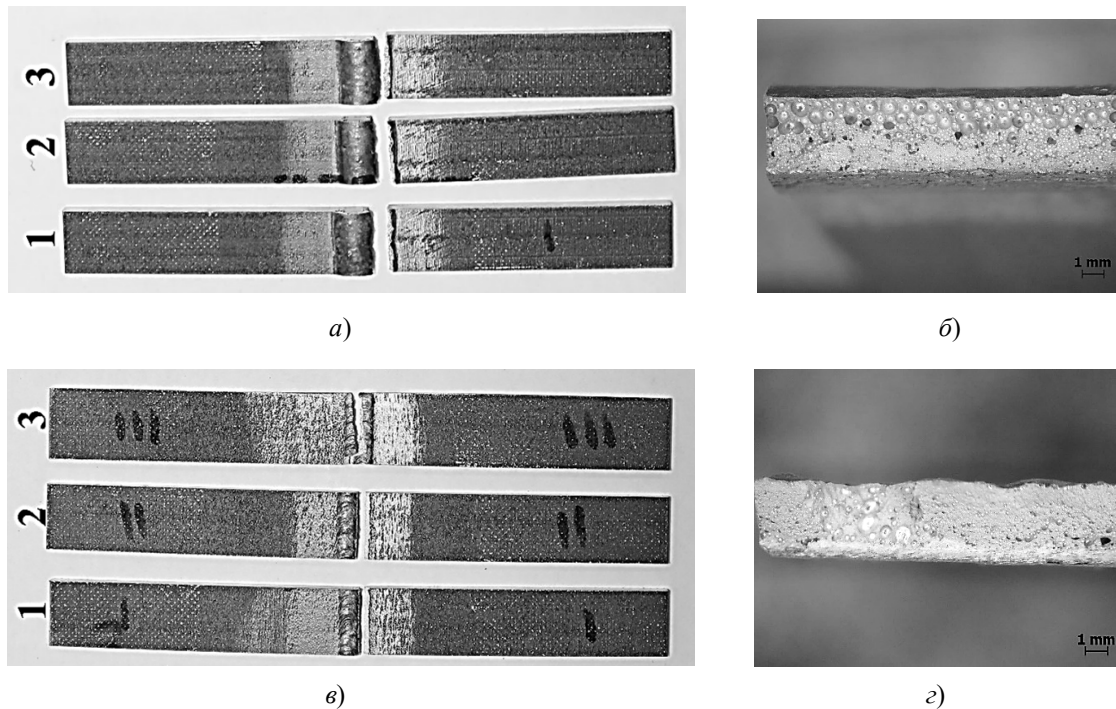


Рис. 6. Разрушение образцов сварных соединений при испытаниях на статическое растяжение (а, в) и поверхность излома (б, г):

а, б – автоматическая аргодуговая сварка; в, г – электронно-лучевая сварка

Fig. 6. Destruction of samples of welded joints during static tensile tests (a, c) and rupture (b, d):

a, b – automatic argon arc welding; c, d – electron beam welding

Результаты механических испытаний образцов сварных соединений пластин сплава АК9 представлены в табл. 3.

Из данных табл. 3 следует, что коэффициент прочности соединения, выполненного сваркой трением с перемешиванием, находится в диапазоне 0,81...0,86.

Следует отметить, что в обоих случаях разрушение сварного соединения при испытании на статическое растяжение произошло по металлу зоны перемешивания (металл шва) (рис. 7).

Различие в прочностных свойствах соединений № 1 и № 2 объясняется тем, что в зоне перемешивания сварного соединения № 1 была обнаружена при рентгеновском контроле светлая полоска, которая оказалась оксидной пленкой с частичным межслоинным несплавлением. Наличие такого дефекта в металле шва существенно снижало площадь рабочего сечения образца при испытаниях на статическое растяжение (табл. 3).

3. Механические свойства сварных соединений пластин сплава АК9, выполненных сваркой трением с перемешиванием

3. Mechanical properties of welded joints of АК9СН alloy plates made by friction stir welding

Образец	Временное сопротивление σ_B , МПа	Коэффициент прочности K	Угол изгиба α , °	Область разрушения образцов при испытаниях
Основной металл	235	1,0	27	Основной металл
Сварное соединение № 1, сварка трением с перемешиванием (в соединении белая полоса)	190	0,81	76	По металлу зоны перемешивания (металл шва)
Сварное соединение № 2, сварка трением с перемешиванием (без дефектов)	202	0,86	88	По металлу зоны перемешивания (металл шва)

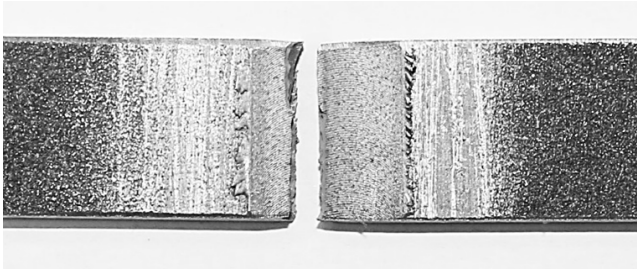


Рис. 7. Разрушение сварных образцов соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием, при испытании на статическое растяжение

Fig. 7. Destruction of welded samples of joints obtained by friction stir welding during static tension testing

Панорамное изображение макроструктур сварного соединения пластин сплава АК9, полученных сваркой трением с перемешиванием, представлено на рис. 8.

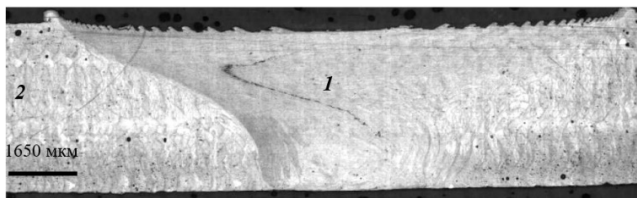


Рис. 8. Панорама сварного соединения пластин сплава АК9, выполненного сваркой трением с перемешиванием (СТП):

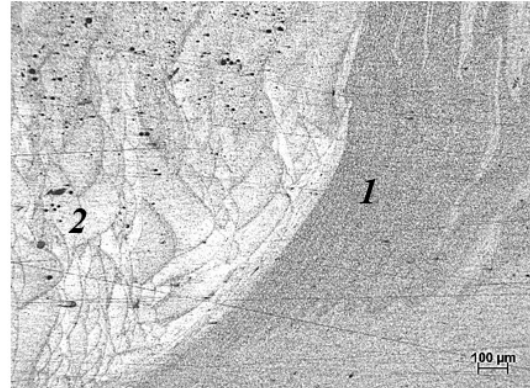
1 – металл шва; 2 – основной металл

Fig. 8. Panorama of the welded joint of AK9CH alloy plates made by friction stir welding with stirring (FSW):
1 – weld metal; 2 – base metal

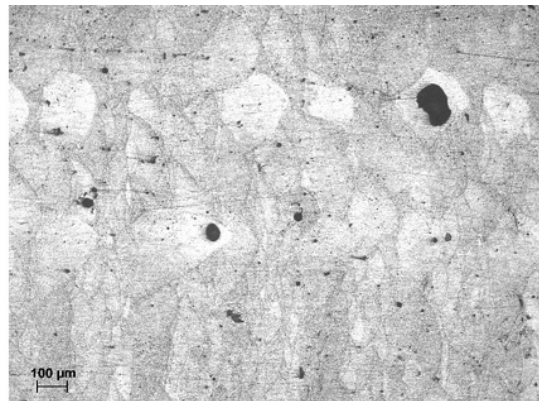
На фотографии макроструктуры сварного соединения (рис. 8) четко выделяется зона перемешивания 1 со структурой, подвергнутой динамической рекристаллизации. Помимо зоны шва отчетливо прослеживается зона основного металла 2. При этом зоны термомеханического воздействия с характерным искривлением текстуры деформации и зоны термического влияния на панораме соединения не прослеживаются.

При большем увеличении области перехода от основного металла к металлу шва в зоне термомеханического воздействия (рис. 9, а) наблюдается резкая граница, которая разделяет эти две структурные области. В зоне шва в результате динамической рекристаллизации сформирована мелкозернистая равноосная

структура со средним размером зерна 4,5...6,2 мкм. Основной металл представлен ячеистой структурой, в которой имеются поры размером до 168 мкм (рис. 9, б). Пор в металле шва (зоне перемешивания) не обнаружено.



а)



б)

Рис. 9. Микроструктура металла сварного соединения (а) на границе зон динамической рекристаллизации (металл шва 1) и термомеханического воздействия 2, а также микроструктура основного металла (б) сплава АК9

Fig. 9. The microstructure of the metal of the welded joint (a) at the boundary of the zones of dynamic recrystallization (weld metal 1) and thermomechanical action 2, as well as the microstructure of the base metal (b) of the AK9 alloy

Методом гидростатического взвешивания и металлографическим методом была определена относительная плотность основного металла и металла шва сплава АК9, полученного СТП (табл. 4). Результаты измерений плотности показывают, что объем пор и несплошностей в металле шва существенно меньше, чем в основном металле.

4. Результаты исследования плотности образцов сплава АК9

4. Results of the study of samples of AK9 alloy density coefficient

Образец	Относительная плотность, %	
	Гидростатическое взвешивание	Металлографический метод
Основной металл	98,2	99,1
Металл зоны перемешивания	98,9	99,6

Результаты замеров микротвердости в различных зонах сварного соединения пластин сплава АК9 приведены в табл. 5.

5. Микротвердость различных структурных зон соединений сплава АК9

5. Microhardness of various structural zones of AK9 alloy compounds

Номер сварного соединения	Микротвёрдость по структурным зонам, Н ₂₀₀			
	Зона динамической рекристаллизации (металл шва)	Зона термомеханического воздействия	Зона термического влияния	Основной металл
2	85...97	91...95	94...111	100...114

Из данных табл. 5 следует, что наибольшие значения микротвердости соответствуют основному металлу. В зоне термического влияния наблюдается некоторое незначительное снижение микротвердости по отношению к основному металлу. В зоне термомеханического воздействия наблюдается существенное снижение значений микротвердости по отношению к основному металлу, которое сохраняется и в пределах зоны перемешивания (металл шва).

Заключение

На основании полученных в исследовании результатов можно констатировать что:

1. Установлено, что при сварке плавлением (автоматическая аргонодуговая сварка и электронно-лучевая сварка) пластин сплава АК9, полученного селективным лазерным плавлением из порошка, в металле шва наблюдается большое количество пор диаметром 420...1070 мкм при аргонодуговой сварке и 215...420 мкм при электронно-лучевой сварке.

2. Источником газовых пор при сварке пластин сплава АК9, полученного селективным лазерным плавлением, являются микропоры диаметром 150...200 мкм, формирующиеся в основном металле на стадии его выращивания. Формирование пор в металле шва при сварке плавлением усиливается наличием фрагментов оксидной пленки, которые поступают в

сварочную ванну с поверхности частичек порошка, из которого выращен основной металл.

3. Коэффициент прочности соединений сплава АК9, полученных сваркой плавлением следующий: для автоматической аргонодуговой сварки 0,46, для электронно-лучевой сварки – 0,66.

4. Коэффициент прочности стыковых соединений пластин сплава АК9, выполненных сваркой трением с перемешиванием, находится на уровне 0,81...0,86 от временного сопротивления основного металла. Разрушение сварных соединений происходит по зоне перемешивания.

5. В зоне шва при сварке трением с перемешиванием в результате динамической рекристаллизации сформирована мелкозернистая равноосная структура со средним размером зерна 4,5...6,2 мкм практически без наличия пор. Основной металл представлен ячеистой структурой, в которой имеются поры размером до 168 мкм.

6. В результате термомеханического воздействия сварки трением с перемешиванием наблюдается превышение плотности зоны перемешивания сплава АК9 над уровнем плотности основного металла, полученного селективным лазерным плавлением.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Simonelli M., Tse Y.Y., Tuck C. Effect of the build orientation on the mechanical Properties and Fracture Modes of SLM Ti-6Al-4V. Mater. Sci. Eng. A. 2014. Vol. 616. P. 1–11.

2. Литунов С.Н., Слободянюк В.Н., Мельников Д.В. Обзор и анализ аддитивных технологий // Омский научный вестник. 2016. Ч. 2. №5 (149). С. 20–24.

3. Аддитивные технологии в машиностроении: пособие для инженеров / М.А. Зленко, М.В. Нагайцев, В.М. Довбыш. М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. 220 с.

4. Куликов М.Ю., Ларионов М.А., Гусев Д.В. О взаимодействии шероховатости поверхности прототипированных образцов с условиями их базирования при изготовлении // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. 2016. № 1 (25). С. 8892.

5. Куликов М.Ю., Ларионов М.А., Гусев Д.В. Исследование взаимосвязи шероховатости поверхности прототипированных образцов с условиями их базирования при изготовлении // Вестник Брянского государственного технического университета. 2016. Вып. 2 (50). С. 108–111.

6. Ларионов М.А., Гусев Д.В. Разработка программы прогнозирования ожидаемых параметров точности изделия, изготовленного методом 3SP RP-технологии // Металлообработка. 2018. № 6 (108). С. 26–29.

7. Wu M.W., Lai P.H., Chen J.K. Anisotropy in the impact toughness of selective laser melted Ti–6Al–4V alloy. Mater. Sci. Eng.: A. 2016. Vol. 650. P. 295–299.

8. Ahuja B, Schaub A, Karg M, Lechner M, Merklein M, Schmidt M. Developing LBM process parameters for Ti–6Al–4V thin wall structures and determining the corresponding mechanical characteristics. Phys. Proc. 2014. Vol. 56. P. 90–98.

9. Kunze K., Etter T., Grässlin J., Shklover V. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN-738LC alloy processed by selective laser melting (SLM). Mater. Sci. Eng. A. 2015. Vol. 620. P. 213–222.

10. Frazier W. E. Metal additive manufacturing: A review. J. Mater. Eng. Perform. 2014. Vol. 23. No. 6. P. 1917–1928.

11. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting. Acta Mater. 2014. Vol. 68. P. 150–158.

12. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: Руда и металла, 2020. 476 с.

REFERENCES

1. Simonelli M., Tse Y.Y., Tuck C. Effect of the build orientation on the mechanical Properties and Fracture Modes of SLM Ti–6Al–4V. Mater. Sci. Eng. A. 2014. Vol. 616. P. 1–11.

2. Litunov S.N., Slobodyanyuk V.N., Melnikov D.V. Review and analysis of additive technologies // Omsk Scientific Bulletin, 2016, part 2, No. 5(149), pp. 20–24.

3. Additive technologies in mechanical engineering: a manual for engineers / M.A. Zlenko, M.V. Nagaytsev, V.M. Dovbysh. Moscow: SSC RF FSUE «NAMI», 2015. 220 p.

4. Kulikov M.Yu., Larionov M.A., Gusev D.V. On the interaction of the surface roughness of prototyped samples with the conditions of their basing during their sampling // Scientific Notes of the Komsomolsk-on-Amur State Technical University, 2016, No. 1(25), pp. 88–92.

5. Kulikov M.Yu., Larionov M.A., Gusev D.V. Investigation of the relationship of surface roughness of prototyped samples with the conditions of their basing during their sampling // Bulletin of the Bryansk State Technical University, 2016, Issue 2 (50), pp. 108–111.

6. Larionov M.A., Gusev D.V. Development of a program for predicting the expected accuracy parameters of a product manufactured using 3SP RP technology // Metalworking, 2018, No. 6 (108), pp. 26–29.

7. Wu M.W., Lai P.H., Chen J.K. Anisotropy in the impact toughness of selective laser melted Ti–6Al–4V alloy. Mater. Sci. Eng.: A. 2016. Vol. 650. P. 295–299.

8. Ahuja B, Schaub A, Karg M, Lechner M, Merklein M, Schmidt M. Developing LBM process parameters for Ti–6Al–4V thin wall structures and determining the corresponding mechanical characteristics. Phys. Proc. 2014. Vol. 56. P. 90–98.

9. Kunze K., Etter T., Grässlin J., Shklover V. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN-738LC alloy processed by selective laser melting (SLM). Mater. Sci. Eng. A. 2015. Vol. 620. P. 213–222.

10. Frazier W. E. Metal additive manufacturing: A review. J. Mater. Eng. Perform. 2014. Vol. 23. No. 6. P. 1917–1928.

11. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting. Acta Mater. 2014. Vol. 68. P. 150–158.

12. Drits A.M., Ovchinnikov V.V. Aluminium alloys welding. Moscow: Ruda i metall, 2020, 476 p.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article. The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 29.07.2023; одобрена после рецензирования 11.08.2023; принята к публикации 19.08.2023.

The article was submitted 29.07.2023; approved after reviewing 11.08.2023; assepted for publication 19.08.2023.