

УДК 621.791.75

DOI:10.30987/2223-4608-2021-11-20-29

В.В. Овчинников, д.т.н., В.А. Березина, аспирант, Т.Ю. Скакова, к.т.н.  
(ФГБОУ ВО «Московский политехнический университет»,  
107023, г. Москва, ул. Большая Семеновская, 38)  
E-mail: vikov1956@mail.ru

## Механические свойства соединений алюминиевых сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, при статическом и динамическом нагружении

*На основе металлографического анализа и результатов испытаний образцов сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6 и Д16Т, выполненных сваркой трением с перемешиванием, на статическое растяжение показано, что разрушение происходит по зоне термомеханического воздействия для сплава АМг6 и по зоне термического влияния для сплава Д16Т. При этом не выявлено зависимости значения временного сопротивления сварного соединения от состояния лицевой поверхности шва. Испытания на малоцикловую усталость показали, что предел выносливости находится в четкой зависимости от величины шероховатости лицевой поверхности шва. Определено значение шероховатости лицевой поверхности шва для исследуемых сплавов, при котором характер разрушения при испытании на малоцикловую усталость меняется с многоочагового на одноочаговый.*

**Ключевые слова:** сварка трением с перемешиванием; алюминиевые сплавы; лицевая поверхность шва; шероховатость; временное сопротивление; микроструктура соединения; предел выносливости сварного соединения.

V.V. Ovchinnikov, Dr. Sc.Tech., V.A. Berezina, post-graduate student, T.Yu. Skakova, Can.Sc.Tech.  
(Moscow Polytechnic University, 38, Bolshaya Semyonovskaya str., Moscow, 107023)

## A normalized method for determining the influence on the fixed joints tightness using the technology of the sealing surface job

*On the basis of metallographic analysis and test results of samples of welded junctions of aluminum alloys AMg6 and D16T, made by friction stir welding, for static stretching, it is shown that destruction occurs in the zone of thermo-mechanical action for the AMg6 alloy and in the zone of thermal influence for the D16T alloy. At the same time, the dependence of the temporary resistance value of the welded junction on the state of the seam weld face has not been revealed. Tests for low-cycle fatigue have shown that the endurance limit is clearly dependent on the amount of seam weld face roughness. The value of the roughness of the seam weld face for the studied alloys has been determined, in which the nature of the fracture during the low-cycle fatigue test changes from multi-stage to single-stage.*

**Keywords:** friction stir welding; aluminum alloys; seam weld face; roughness; temporary resistance; microstructure of the junction; endurance limit of the welded seam.

### Введение

В последние годы отмечается расширение применения алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов, помимо авиационной и космической техники, в автомобильной промышленности, при изготовлении объектов коммерческого транспорта (сварные цистерны бензо- и цементовозов), скоростных пассажирских поездов, грузовых железнодорожных вагонов, в конструкциях мостов [1 – 3]. Для изготовления упомянутых конструкций применяется, как правило, сварка.

В качестве материала для изготовления объектов коммерческого транспорта используется

алюминиевый термически неупрочняемый сплав АМг6. Сплав АМг6, относится к свариваемым сплавам на основе системы алюминий-магний и обладает хорошим комплексом свойств [3, 4]. Как и для других термически неупрочняемых сплавов, основным методом упрочнения сплавов системы Al-Mg является нагартовка.

Сплав Д16Т используется для производства различных конструкций, в том числе в авиакосмической и судостроительной промышленности. Данный сплав имеет прочность 420...450 МПа, предел текучести 280 МПа и удлинение 15...20 % при том, что предел прочности технически чистого алюминия сос-

тавляет 60...70 МПа.

Достигается такая прочность за счет старения или дисперсионного упрочнения. Этот механизм упрочнения заключается в выделении мелких частиц вторичной фазы из твердого раствора, которые являются препятствием для движения дислокаций в теле зерна [5]. Поскольку наличие примесных атомов в твердом растворе вызывает искажения кристаллической решетки, они стремятся занять наиболее энергетически выгодное положение, ведущее к снижению избыточной энергии. Такими местами являются скопления дислокаций, большеугловые и малоугловые границы зерен и субзерен. Таким образом, скопления примесных атомов образуют атмосферы Коттрелла на дислокациях [6].

В сплавах системы Al-Cu-Mg основными упрочняющими фазами являются S-фаза состава  $Al_2CuMg$  и  $\theta$ -фаза –  $Al_2Cu$ .  $\theta$ -фаза эволюционирует из зон Гинье-Престона (ГП). Зоны ГП – это области повышенной концентрации растворенного компонента. Они имеют дискообразную форму толщиной 0,5...1,0 нм и диаметром 1...10 нм на первой стадии образования. Как таковые, зоны ГП не считаются частицами вторичной фазы, поскольку они ещё не выделились из основной решетки.

Для изготовления сварных конструкций из алюминиевых сплавов широко применяются методы сварки плавлением, в частности, аргодуговая сварка. В результате воздействия термического цикла сварки на основной металл в зоне термического влияния наблюдается снятие нагартовки для алюминиевых сплавов не упрочняемых термической обработкой (сплав АМг6), а также частичная закалка для сплавов, упрочняемых термической обработкой (сплав Д16Т). В результате прочностные свойства зоны термического влияния значительно снижаются по сравнению с прочностными свойствами исходного основного металла.

Для изготовления различных сварных конструкций из алюминиевых сплавов все больше применяется сварка трением с перемешиванием (СТП). При этом принцип образования шва основан на нагреве металла до пластического состояния ( $0,8T_{пл}$ ) в результате трения, перемешивании его по всей толщине свариваемых кромок и деформировании в замкнутом объеме [7]. Такой способ получения неразъемных соединений наиболее приемлем для пластичных материалов, имеющих низкую температуру плавления.

Наиболее важными эффектами в процессе СТП, за счет которых формируется неразъемное соединение, являются конкурирующие фрикционный нагрев и пластическая деформация. Под режимом понимается сочетание

параметров СТП: скорости вращения инструмента; скорость продольного перемещения инструмента; аксиальная нагрузка на инструмент. При повышении скорости вращения инструмента возрастает сила трения, соответственно, вырабатывается больше тепла, за счет чего материал становится пластичнее. Во избежание перегрева материала, скорость продольного перемещения инструмента, в таком случае, необходимо повысить.

При повышении скорости продольного перемещения возрастает роль пластической деформации в образовании шва. Поэтому в процессе СТП различают тепло трения и тепло деформации. При этом формирование бездефектного неразъемного соединения возможно как при сочетании «высокая скорость вращения – низкая скорость продольного перемещения», так и при сочетании «низкая скорость вращения – высокая скорость продольного перемещения».

Так как при СТП шов формируется в твердой фазе, это позволяет избежать возникновения горячих трещин, макровключений оксидной пленки, пор и других дефектов, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением.

Целью работы является изучение влияния параметров режима СТП на механические свойства соединений при статическом и динамическом нагружении.

### Методика проведения экспериментов

В качестве материала для фрикционной поверхностной обработки применяли пластины из термически неупрочняемого деформируемого сплава АМг6 системы Al-Mg в нагартованном состоянии и термически упрочняемого сплава Д16Т системы Al-Cu-Mg. Использовались пластины толщиной 6 мм. Механические свойства исследуемых сплавов представлены в табл. 1.

#### 1. Механические свойства исследуемых сплавов

Сплав	Временное сопротивление $\sigma_B$ , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %
АМг6	328	155	15,0
Д16Т	440	290	10,0

Сварку трением с перемешиванием исследуемых сплавов выполняли на экспериментальной установке, созданной на базе модернизированного вертикального фрезерного станка с числовым программным управлением марки MECOFCS-1040 (Италия) с комплектом

сборочно-сварочной оснастки. Сварка трением с перемешиванием пластин исследуемых сплавов показана на рис. 1.

Для отработки режимов фрикционной сварки исследуемых сплавов АМг6 и Д16Т, спроектированы и изготовлены образцы инструментов, состоящие из хвостовика, штифта и прижимного бурта. Прижимной бурт – плоский с поднутрением 3°, обеспечивает направление свариваемого материала к корню шва. Были изготовлены инструменты со штифтами диаметром 5 мм с длиной в пределах 5,8 мм. Диаметр заплечика составлял 16 мм. Режимы сварки образцов приведены в табл. 2.

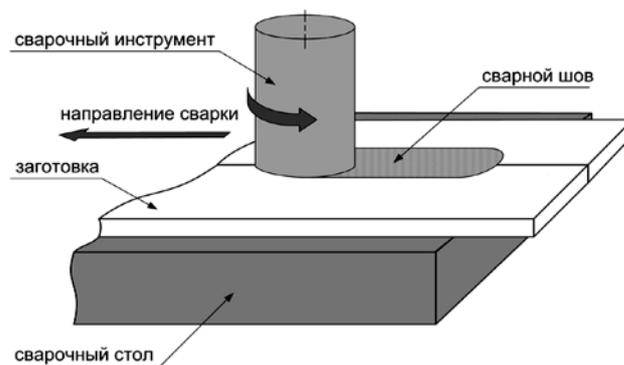


Рис. 1. Схема процесса сварки трением с перемешиванием

2. Режимы сварки трением с перемешиванием исследуемых сплавов

Сплав	Частота вращения инструмента, об/мин	Скорость сварки, мм/мин	Угол наклона инструмента в плоскости стыка (против часовой стрелки), град	Усилие прижатия буртика инструмента к поверхности деталей, кН
АМг6	550	100...195	3	1,5...1,8
Д16Т	850	60...130	2	1,8...2,1

При рентгеновском контроле сварных соединений в качестве источника ионизирующего излучения применяли рентгеновский аппарат РУМ 7 с диапазоном регулировки напряжения от 10 до 60 кВ и током анода до 30 мА. В качестве детектора рентгеновского излучения применяли радиографическую пленку AGFA D5 класса С4 по ISO 11699.

Механические характеристики сварных соединений при статическом растяжении определяли в соответствии с ГОСТ 6996-66 на испытательной машине Zwick/Roell Z030.

Для определения временного сопротивления металла ядра шва испытывались специальные образцы с зачищенной заподлицо с поверхность основного металла швом и с уменьшенной шириной образца до 6 мм за счет полукруглых выборок радиусом 5 мм [8].

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

Замеры микротвердости проводили на поперечных шлифах сварных соединений с использованием автоматизированного твердомера Emco Test Dura Scan 20 в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6705-1-2007. При измерениях применена нагрузка на индентор 4,9 Н (HV<sub>0,5</sub>).

Испытания на усталость проводили по ГОСТ 25.502-79 «Методы испытаний на усталость» при коэффициенте асимметрии цикла R = -1, на базе 10 000 000 циклов при частоте 65...70 Гц, предел ограниченной выносливости определяли с вероятностью 50 % способом наименьших квадратов.

Исследование поверхности излома сварных соединений было выполнено на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH, укомплектованным энергодисперсионной приставкой микроанализатором X-Act Oxford Instruments (MPCA).

Получение снимков изломов осуществлялось с использованием детектора вторичных электронов (SE) для получения топографического контраста и детектора обратно отраженных электронов (BSE) для получения композиционного контраста. Ускоряющее напряжение при получении снимков и выполнении MPCA анализа составляло 20 кВ. Получение фрактограмм осуществлялось с использованием режима сканирования, обеспечивающего получение изображения с расширенной глубиной фокуса.

Результаты исследования и их обсуждение

В табл. 3 приведены режимы сварки исследуемых сплавов, ранжированные по величине обобщающего параметра, в качестве которого выбрана величина подачи рабочего инструмента на его один оборот.

На рис. 2 представлена схема воздействия рабочего инструмента на различные зоны соединения.

Различаются зоны воздействия заплечика на свариваемый инструмент, зона влияния стержня инструмента и зона нижней части шва. Заплечик инструмента за счет трения о свариваемый материал осуществляет его на-

грев и формирование лицевой поверхности шва. При этом на лицевой поверхности шва происходит формирование принципиально иной структуры – мелкодисперсной, близко к равноосной, происходит в результате измель-

чения зерен основного металла в результате интенсивной пластической деформации в процессе трения с перемешиванием, что свидетельствует о прохождении первичной и вторичной рекристаллизаций.

### 3. Режимы сварки образцов сплавов АМгб и Д16Т

Параметры	Сплав АМгб			Сплав Д16Т		
	Номер режима			Номер режима		
	1	2	3	4	5	6
Частота вращения инструмента, об/мин	550	550	550	850	850	850
Скорость сварки, мм/мин	100	145	195	60	95	130
Подача на один оборот инструмента, мм/об	0,182	0,264	0,355	0,071	0,112	0,153

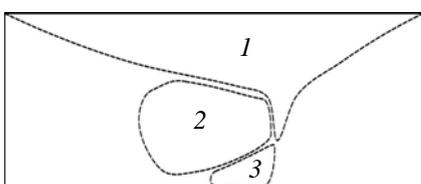


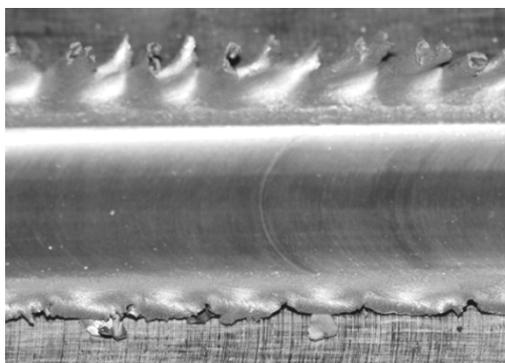
Рис. 2. Схематичное изображение зоны перемешивания:

1 – зона влияния заплечника; 2 – зона влияния стержня; 3 – нижняя часть шва

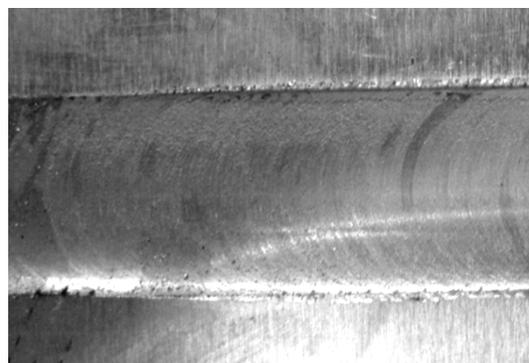
Внешний вид сварных швов сплава АМгб,

выполненных сваркой трением с перемешиванием, на режимах, приведенных в табл.3, представлен на рис. 3.

Эксперименты показали, что при сварке сплава АМгб на режиме с подачей 0,125 мм/об наблюдается формирование тонкой расплавленной пленки на поверхности заготовок непосредственно под заплечиком рабочего инструмента. Формирование достаточного количества расплавленного металла вызывает образование грата по обе стороны шва (см. рис. 3, а).



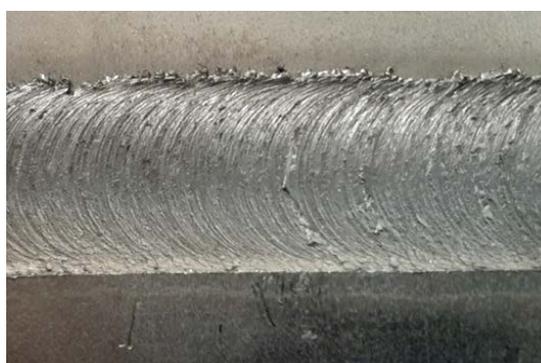
а)



б)



в)



г)

Рис. 3. Лицевая сторона сварных швов сплава АМгб при СТП с величиной подачи инструмента на один его оборот:

а – 0,125 мм/об; б – 0,182 мм/об; в – 0,264 мм/об; г – 0,355 мм/об

Увеличение подачи инструмента до 0,182 мм/об сопровождается уменьшением толщины пленки расплавленного металла, уменьшением грата при сохранении достаточно гладкой поверхности шва (см. рис. 3, б). Чешуйчатость лицевой поверхности шва при сварке на режимах с подачей 0,125 и 0,182 мм/об практически не проявляется.

Дальнейшее увеличение подачи до 0,264 мм/об сопровождается появлением на лицевой стороне шва периодического рельефа (см. рис. 3, в). Увеличение подачи инструмента вызывает увеличение расстояния между кольцами периодического рельефа. Дисперсность микроструктуры сварного шва может регулироваться при помощи изменения этого параметра сварки. Чем меньше это расстояние, тем более однородной будет структура формирующегося шва.

Повышение значения подачи инструмента до 0,355 мм/об приводит к формированию на лицевой поверхности шва рельефа с высокой шероховатостью (см. рис. 3, г). При этом на поверхности шва между кольцами наблюдается образование ямок (рис. 4).



Рис. 4. Ямки на поверхности шва между кольцами рельефа при сварке сплава АМгб с подачей инструмента 0,355 мм/об

В табл. 4 приведены значения шероховатости  $R_z$ , которая характеризует шероховатость лицевой поверхности швов исследуемых

сплавов, выполненных на различных режимах. Анализ полученных результатов показывает, что шероховатость лицевой поверхности шва для сплава Д16Т во всем исследованном диапазоне существенно выше шероховатости швов сплава АМгб.

**4. Шероховатость лицевой поверхности швов сплавов АМгб и Д16Т, выполненных на различных режимах СТП**

Параметры	Сплав АМгб			Сплав Д16Т		
	Номер режима			Номер режима		
	1	2	3	4	5	6
Подача на один оборот инструмента, мм/об	0,182	0,264	0,355	0,071	0,112	0,153
Шероховатость поверхности шва $R_z$ , мкм	12	25	57	63	77	97

В табл. 5 приведены механические свойства сварных соединений СТП сплавов АМгб и Д16Т, выполненных на режимах с различной величиной подачи рабочего инструмента.

Анализ результатов механических испытаний показывает, что с увеличением подачи рабочего инструмента временное сопротивление соединений сплава АМгб практически не изменяется. Разрушение сварных соединений происходит на расстоянии 5...10 мм от границы шва при коэффициенте прочности соединения 0,96.

Временное сопротивление металла шва составляет 338 МПа для значения подачи рабочего инструмента на один его оборот 0,264 мм/об. Как при меньшем, так и при большем значении подачи рабочего инструмента наблюдается снижение временного сопротивления металла шва. Угол изгиба соединений при всех режимах сварки сплава АМгб составил 180°.

**5. Механические свойства соединений сплавов АМгб и Д16Т, выполненных на режимах с различной подачей рабочего инструмента**

Номер режима	Временное сопротивление сварного соединения $\sigma_B$ , МПа	Коэффициент прочности сварного соединения $K$	Временное сопротивление металла шва $\sigma_B^{III}$ , МПа	Угол изгиба $\alpha$ , град.	$KCU$ металла шва, кДж/м <sup>2</sup>
Сплав АМгб					
1	315	0,96	326	180	215
2	318	0,96	338	180	238
3	320	0,96	315	180	224
Сплав Д16Т					
4	345	0,78	478	112	296
5	378	0,85	492	95	277
6	393	0,89	455	74	248

Примечание: приведены средние значения по результатам испытаний 5 образцов на каждый режим и вид испытаний.

Для сплава Д16Т наблюдается тенденция к увеличению временного сопротивления соединения с увеличением подачи рабочего инструмента. Коэффициент прочности при этом увеличивается от 0,78 до 0,89. Временное сопротивление металла шва проявляет максимум (492 МПа) при величине подачи 0,112 мм/мин. Угол изгиба сварных соединений сплава Д16Т снижается с повышением подачи рабочего инструмента.

На рис. 5 представлена макроструктура соединения сплава Д16Т, выполненного сваркой трением с перемешиванием.

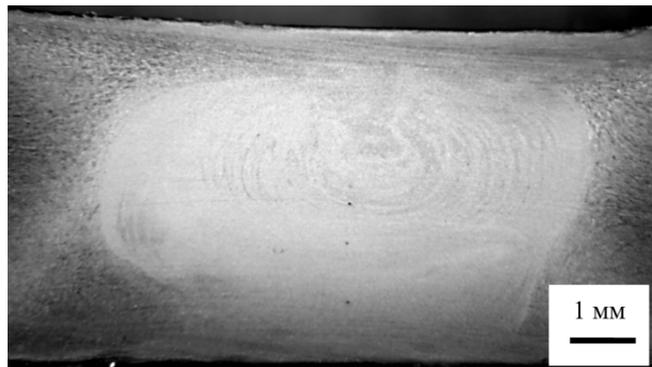


Рис. 5. Макроструктура соединения листов сплава Д16Т толщиной 6 мм, выполненного сваркой трением с перемешиванием

В макроструктуре соединений можно выделить четыре типичные зоны: зона перемешивания (ЗП), зона термомеханического воздействия (ЗТМВ), зона термического влияния (ЗТВ) и зона основного металла (ОМ). Зернистая структура ЗТВ мало отличается от структуры основного материала (ОМ). Зона термического воздействия отличается вытянутыми по направлению деформации зернами.

Наибольшие же изменения происходят в зоне перемешивания, структура которой радикально отличается от всех остальных зон. В зоне перемешивания наблюдается сильно измельченная структура с равноосными зернами, по форме напоминающими шестиугольники, что свидетельствует о произошедшей рекристаллизации материала в ходе сварки.

Определение среднего размера зерна в металле шва сплавов АМгб и Д16Т показывает, что на всех примененных в работе режимах сварки в зоне перемешивания формируется мелкозернистая равноосная рекристаллизованная структура со средним размером зерна для сплава АМгб – 6,2...8,5 мкм, а для сплава Д16Т – 4,2...5,7 мкм.

Наличие более мелкого зерна в металле шва сплава Д16Т объясняется совместным действием целой группы эффектов: статического возврата, первичной и собирательной

рекристаллизации на стадии предварительного разогрева при подходе инструмента к материалу; динамического возврата, динамической и собирательной рекристаллизации на стадии перемешивания; статического возврата, первичной и собирательной рекристаллизации на стадии остывания при отходе инструмента. На этапе остывания материала создаются условия для роста зерна, но при этом излишнему росту зерен препятствуют частицы вторичных фаз. Можно только предположить, что в действительности СТП измельчает его ещё сильнее, что впоследствии частично компенсируется ростом зерна в ходе остывания соединения.

Для сплава АМгб выполнены исследования зоны соединения, основное влияние на формирование которой оказывает заплечик инструмента. Деформированный поверхностный слой формируется под действием заплечика в условиях трения скольжения.

При исследовании тонкой структуры деформированного при трении поверхностного слоя методом EBSD-анализа была выявлена неоднородная по глубине микроструктура сплава. Вблизи поверхности трения наблюдается слой глубиной до 11 мкм, в котором данные EBSD-анализа получить не удалось. Такая картина может свидетельствовать либо о наличии ультрамелкозернистой структуры, либо о наличии в поверхностном слое большого количества дефектов.

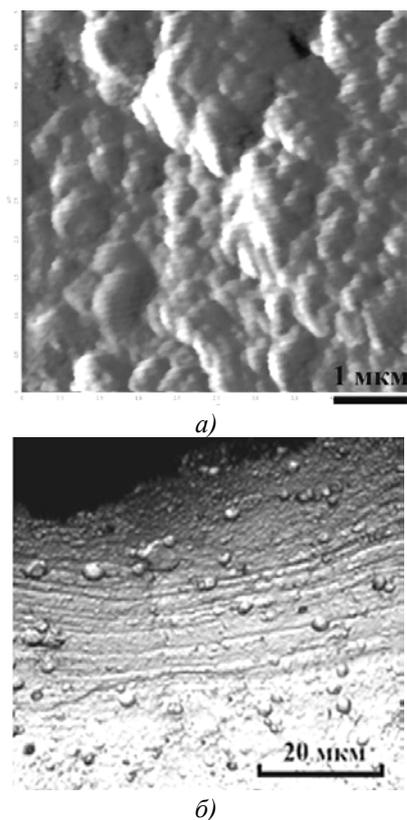
С помощью метода атомно-силовой микроскопии было установлено, что поверхностный слой шва непосредственно под заплечиком рабочего инструмента состоит из фрагментов размером порядка 90...105 нм (рис. 6, а).

По мере удаления от поверхности на глубине 30...45 мкм сформировался слой с мелкозернистой структурой, состоящей из зерен с большим количеством малоугловых границ с углами разориентировки от 2 до 18°. Формирование такого мелкого зерна, по-видимому, является результатом незавершенного динамического возврата, имевшего место вследствие кратковременного нагрева и деформирования металла в поверхностном слое при трении заплечика инструмента о заготовку.

На режиме сварки сплава АМгб с величиной подачи рабочего инструмента 0,125 мм/об (см. рис. 3, а) в зоне воздействия заплечика рабочего инструмента было отмечено появление слоя металла, который во время сварки находился в твердо-жидком состоянии (рис. 7) и привел к формированию грата по обе стороны шва.

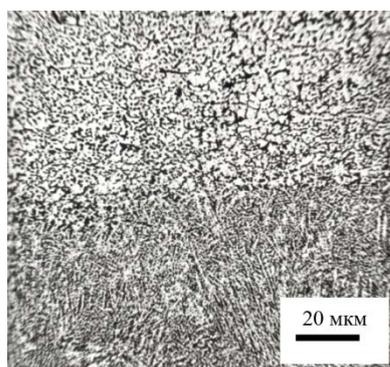
Увеличение подачи инструмента до 0,182 мм/об сопровождается уменьшением толщины слоя материала заготовки, находящимся в твердожидком состоянии, с практи-

чески полным отсутствием грата по боковым сторонам шва.



**Рис. 6.** Фрагментированная структура поверхностного слоя соединения сплава АМг6 зоны, расположенной непосредственно под заплечиком инструмента:

*a* – атомно-силовая микроскопия; *б* – оптическая микроскопия



**Рис. 7.** Микроструктура слоя на поверхности шва сплава АМг6, выполненного при величине подачи рабочего инструмента 0,125 мм/об

Результаты исследования структуры поверхностного слоя сплава АМг6, образовавшегося в результате трения скольжения заплечика инструмента по поверхности свариваемой заготовки, свидетельствуют о том, что наблюдаемая фрагментация зеренной структуры не завершается рекристаллизацией, как это было в ядре сварного шва при сварке трением с перемешиванием. Причиной этого яв-

ляется быстрое охлаждение поверхностного слоя после фрикционного и деформационного нагрева сплава алюминия.

При сварке трением с перемешиванием тепловой режим в зоне воздействия стержня инструмента (зона перемешивания) обеспечивает медленное охлаждение и позволяет завершиться процессу рекристаллизации после интенсивной пластической деформации.

Для обоих исследуемых сплавов в металле швов отсутствует разнотерность. Все зерна обладают схожей формой и близкими размерами, что позволяет заключить о прохождении первичной рекристаллизации в процессе сварки трением с перемешиванием.

Анализ структуры основного металла и металла шва сплава Д16Т, выполненный с помощью электронного микроскопа, показал, что в основном металле наблюдаются в виде светлых контрастных объектов частицы стабильных вторичных фаз: крупные частицы, вытянутые и ориентированные вдоль направления прокатки, длиной до 27 мкм; средние по размеру частицы более округлой формы со средним размером до 5 мкм; мелкие частицы округлой формы со средним размером до 0,8...0,9 мкм.

Крупные частицы неправильной формы являются интерметаллидными выделениями системы Al-Cu-Mn-Fe-Si нестехиометрического состава с различными содержаниями примесных элементов. Средние по размеру частицы являются частицами систем Al-Cu и Al-Cu-Mg и предположительно являются  $\theta$ -фазой. Самые мелкие частицы также имеют в своём составе Al, Cu, Mg и являются S-фазой. В основном металле большинство упомянутых выше частиц находятся в теле зерна.

В случае зоны перемешивания наблюдается иной характер распределения частиц – большинство из них располагаются на границе зерен, создавая сетку между ними. Это частицы S- и  $\theta$ -фаз, которые располагаются также и внутри зерен. Кроме них в ЗП наблюдаются и крупные частицы системы Al-Cu-Mn-Fe-Si, которые размерами могут незначительно превышать размер зерна  $\alpha$ -твердого раствора.

Такое расположение частиц стабильных вторичных фаз в зоне перемешивания (сварной шов) по границам зерен  $\alpha$ -твердого раствора и отношение их размера к размеру аналогичных частиц в основном металле, позволяют предположить возможность их растворения в процессе сварки трением с перемешиванием. При их растворении в процессе сварки трением с перемешиванием формируется пересыщенный твердый раствор, который затем при остывании сварного шва распадается с повторным выделением частиц вторичных

фаз. С этим процессом можно связать увеличение объемной доли частиц вторичных фаз в металле шва по отношению к основному металлу с 3,2 до 7,5 %.

На рис. 8 приведены микроструктуры металла шва для сплава Д16Т и АМг6, из которых видно, что размер зерна для сплава Д16Т меньше.

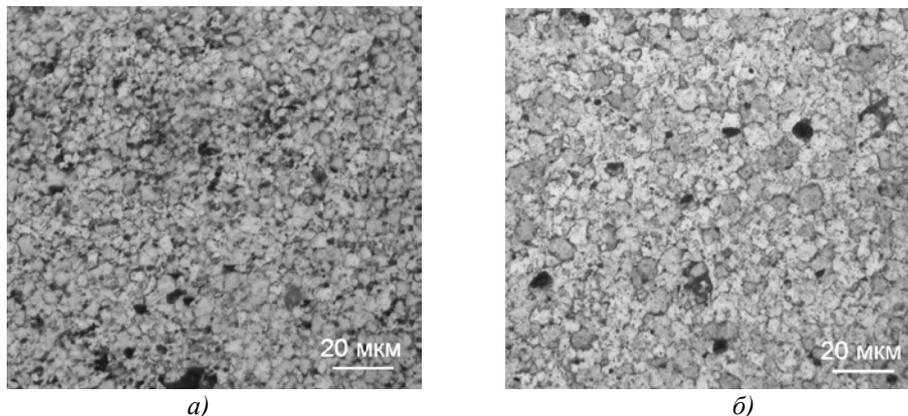


Рис. 8. Микроструктура зоны перемешивания соединения сплавов: а – Д16Т (режим 5); б – АМг6 (режим 2)

Результаты испытаний сварных соединений листов сплавов АМг6 и Д16Т на малоцикловую усталость на базе  $10^7$  циклов представлены в табл. 6. Из данных таблицы следует, что для сварных соединений обоих исследуемых сплавов наблюдается снижение предела выносливости с увеличением подачи рабочего

инструмента. Учитывая, что с увеличением подачи инструмента возрастает шероховатость лицевой поверхности шва, то можно заключить, что предел выносливости будет напрямую зависеть от шероховатости лицевой поверхности соединения.

6. Результаты испытаний сварных соединений листов сплавов АМг6 и Д16Т на малоцикловую усталость на базе  $10^7$  циклов

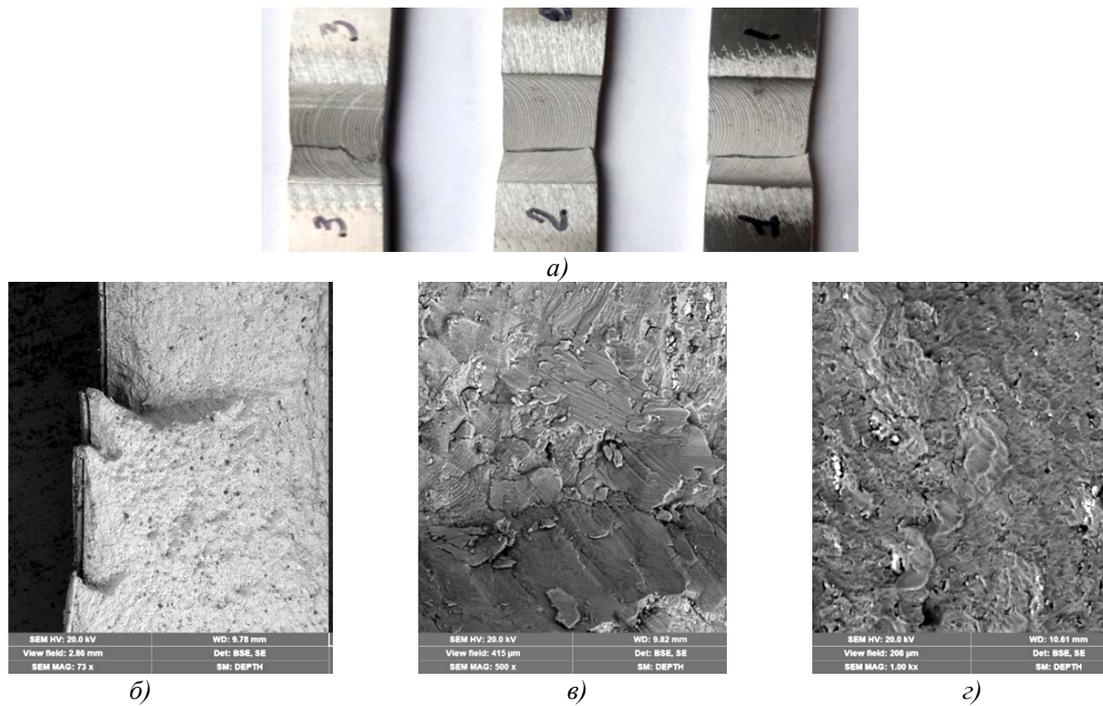
Сплав и состояние термической обработки	Вид образца	Режим сварки	Предел выносливости на базе $10^7$ циклов, ( $R = -1, P = 50 \%$ ), МПа	Место начала разрушения
АМг6	Основной металл	–	92	Край боковой поверхности образца
	Сварное соединение	1	67	С лицевой поверхности от бороздок и далее распространяется по зоне термического влияния
		2	65	
		3	59	
Д16Т	Основной металл	–	116	Край боковой поверхности образца
	Сварное соединение	4	77	С лицевой поверхности от бороздок и далее распространяется по зоне термического влияния
		5	62	
		6	54	

На макроструктуре соединения листов сплава Д16Т видно, что усталостная трещина возникает от рисок на поверхности шва и далее распространяется через зону термомеханического воздействия и зону термического влияния (рис. 9, а).

Рельеф поверхности излома соответствует и согласуется с описанным выше характером трещины: на рис. 9, б (начало трещины) на фоне достаточно однородной поверхности разрушения, имеющей в своем строении фасетки. В непосредственной близости к уступу на трещине отчетливо видны так называемые ступеньки (элемент микрорельефа излома) –

(светлые области) вблизи уступа на трещине. Ступеньки микрорельефа выражены тем ярче, чем больше высота уступа. Проявляется многоочаговый механизм зарождения усталостной трещины.

При большем увеличении в зоне распространения трещины (см. рис. 9, в) выявляются более тонкие особенности строения поверхности излома. Фасетки неодинаковы по размеру, а их форма и некоторая размытость границ говорит о том, что они не являются межзеренными, т.е. это так называемые фасетки квазискала. Внутри фасеток квазискала отчетливо прослеживается ручейный узор.



**Рис. 9. Усталостное разрушение соединения листа сплава Д16Т толщиной 6 мм:**

*а* – поверхностный рельеф шва и расположение усталостной трещины; *б* – многоочаговый характер зарождения усталостной трещины; *в* – строение поверхности излома по направлению распространения трещины; *г* – строение поверхности долома

При достаточно большом увеличении в зоне долома (см. рис. 9, *г*) отчетливо прослеживается наличие гребней и язычков, а также ямок; количество и форма последних говорят об их происхождении, связанном с присутствием в структуре образцов выделений в матрице частиц фазы. Также видны и сами частицы. Таким образом, поверхность разрушения в зоне долома имеет ямочный характер.

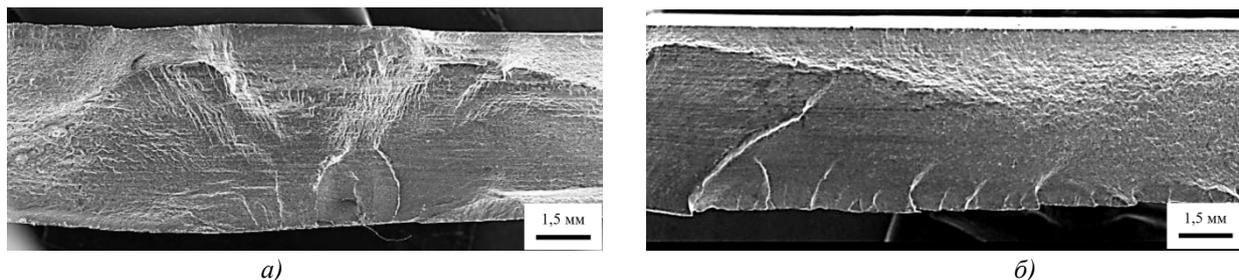
По характеру поверхности излома можно сделать вывод о смешанном механизме разрушения данных образцов: достаточно выраженная квазихрупкая составляющая, проявляющаяся в наличии ступенчатого рельефа (ручьистый узор) внутри фасеток квазискола в зоне распространения трещины и ямки как проявление пластического течения металла в зоне долома. Также в зоне долома наблюдаются особенности контраста, связанные, по видимому, с расслоением и образованием рыхлот.

На всех трех режимах сварки листов сплава

Д16Т были получены соединения с многоочаговым разрушением при испытании на малоцикловую усталость.

Металлографическим анализом установлено, что в изломе образца сварного соединения сплава АМг6 (рис. 10, *а*), выполненного на режиме 1 и 2, наблюдается один развитый очаг разрушения, связанный с неровностями поверхности сварного шва. Усталостная трещина развивается веерообразно по трем разным плоскостям на глубину всего сечения образца, причем развитие трещины в плоскостях, расположенных за начальной зоной развития, носит явный характер ускоренного развития.

В очагах разрушения образца сварного соединения сплава АМг6, выполненного на режиме 3, наблюдаются многоочаговые усталостные трещины по линиям сварного шва. Разрушение развивается от этих трещин и наиболее грубых неровностей лицевой поверхности шва (см. рис. 10, *б*).



**Рис. 10. Строение образца соединения сплава АМг6, выполненного на различных режимах:**

*а* – одноочаговый характер разрушения (режимы 1 и 2); *б* – многоочаговый характер разрушения (режима 3)

Подобный характер поверхности наблюдается при шероховатости  $Rz \geq 45 \dots 50$  мкм, при этом разрушение при циклических испытаниях обоих сплавов является многоочаговым и развивается от неровностей сварного шва на все сечение образца. Такая поверхность формируется при сварке сплава АМгб на режиме 3 и сплава Д16Т на всех исследованных режимах.

Анализ характера разрушения образцов с шероховатостью поверхности  $Rz \leq 45 \dots 50$  мкм показал, что в изломе наблюдается один очаг разрушения, излом более вязкий по сравнению с шероховатостью  $Rz \geq 50$  мкм.

### Заключение

Установлено, что величина подачи рабочего инструмента на один оборот оказывает существенное влияние на шероховатость лицевой поверхности соединений алюминиевых сплавов АМгб и Д16Т.

При сварке сплава АМгб на режиме с подачей 0,125 мм/об наблюдается формирование тонкой расплавленной пленки на поверхности заготовок непосредственно под запяточком рабочего инструмента. Чешуйчатость лицевой поверхности шва при сварке на режимах с подачей 0,125 и 0,182 мм/об практически не проявляется. Дальнейшее увеличение подачи до 0,264 мм/об сопровождается появлением на лицевой стороне шва периодического рельефа.

Повышение значения подачи инструмента до 0,355 мм/об приводит к формированию на лицевой поверхности шва рельефа с высокой шероховатостью.

С увеличением подачи рабочего инструмента временное сопротивление соединений сплава АМгб практически не изменяется. Разрушение сварных соединений происходит на расстоянии 5...10 мм от границы шва при коэффициенте прочности соединения 0,96.

Для сплава Д16Т наблюдается тенденция к увеличению временного сопротивления соединения с увеличением подачи рабочего инструмента. Коэффициент прочности при этом увеличивается от 0,78 до 0,89. Временное сопротивление металла шва проявляет максимум (492 МПа) при величине подачи 0,112 мм/мин.

Разрушение сварных соединений при воздействии циклических нагрузок инициируется с лицевой поверхности шва, поэтому ее шероховатость значительно влияет на величину предела малоциклового выносливости. Фрактурный анализ образцов сплава АМгб после испытаний показал, что наблюдается переход от многоочагового характера разрушения к одноочаговому при  $Rz \leq 45 \dots 50$  мкм. Для соединений сплава Д16Т при всех исследованных режимах сварки наблюдался многоочаговый характер разрушения соединения при циклическом нагружении.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Srinivasa Rao, T., Madhusudhan Reddy, G., Koteswara Rao, S.R. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA7075-T651 aluminum alloy thick plates // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2015. – Vol. 25. – №4. – P. 1170-1178.
2. Овчинников, В.В. Научно-технические технологии сварки в производстве объектов транспорта из алюминиевых сплавов // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2016. – №5 (59). – С. 3-9.
3. Дриц, А.М., Овчинников, В.В. Сварка алюминиевых сплавов: монография. – М.: Изд-во «Руда и металлы», 2017. – 440 с.
4. Ищенко, А.Я., Подельников, С.В., Покляцкий, А.Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. – 2007. – №11 (655). – С. 32-38.
5. Лактин, Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов: Учебник для металлургических специальностей. – 3-е изд. – М.: Машиностроение, 1983. – 359 с.
6. Recrystallization and related annealing phenomena / F.J. Humphreys, G.S. Rohrer, A. Rollet et al. – 2-nd Edition. – Elsevier Ltd., 2004. – 658 p.
7. Mishra, R.S., De, P.S., Kumar, N. Friction stir welding and Processing. – Springer International Publishing Switzerland, 2014. – 338 p.
8. Овчинников, В.В., Дриц, А.М., Соловьева, И.В. Влияние параметров режима сварки трением с перемешиванием на свойства и структуру соединений листов сплава 1151Т // Заготовительные производства в машиностроении. – 2021. – Т. 19. – №1. – С. 11-18.

### REFERENCES

1. Srinivasa Rao, T., Madhusudhan Reddy, G., Koteswara Rao, S.R. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA7075-T651 aluminum alloy thick plates // Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, Vol. 25, no.4, P. 1170-1178.
2. Ovchinnikov, V.V. Hi-tech welding technologies in the production of transport objects made of aluminum alloys // Science intensive technologies in mechanical engineering, 2016, no.5 (59), pp. 3-9.
3. Drita, A.M., Ovchinnikov, V.V. Welding of aluminum alloys: monograph, M.: Publishing House "Ore and metals", 2017, 440 p.
4. Ishchenko, A.Ya., Podelnikov, S.V., Poklyatsky, A.G. Friction stir welding with mixing of aluminum alloys (review) // Automatic welding, 2007, no.11 (655), pp. 32-38.
5. Lakhtin, Yu.M. Metallurgy and heat treatment of metals. Textbook for metallurgical specialties, 3-rd ed., Moscow: Mashinostroenie, 1983, 359 p.
6. Recrystallization and related annealing phenomena / F.J. Humphreys, G.S. Rohrer, A. Rollet, et al., 2-nd edition, Elsevier Ltd., 2004, 658 p.
7. Mishra, R.S., De, P.S., Kumar, N. Friction stir welding and Processing, Springer International Publishing Switzerland, 2014, 338 p.
8. Ovchinnikov, V.V., Drita, A.M., Solovyova, I.V. Influence of parameters of the friction-mixing welding mode on the properties and structure of joints of alloy sheets 1151T // Procurement production in mechanical engineering, 2021, Vol. 19, no. 1, pp. 11-18.

Рецензент д.т.н.

Анатолий Владимирович Люшинский