

ПОКАЗАТЕЛИ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА Д16Т, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ¹, Ю. В. ГОЛОВАТЮК², Т. М. ЛАБУР¹, О. П. ОСТАШ², С. И. МОТРУНИЧ¹

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины. 79060, г. Львов, ул. Научная, 5

Выполнен комплекс исследований по изучению показателей конструкционной прочности стыковых соединений алюминиевого сплава Д16Т толщиной 2 мм, полученных сваркой трением с перемешиванием. Проанализированы особенности формирования швов и степень разупрочнения металла в зоне образования неразъемных соединений. Проведены механические испытания образцов сварных соединений при статическом и циклическом нагружениях. Построены диаграммы скоростей роста усталостных трещин в основном металле, в зонах термического и термомеханического влияния, на границе этих зон и в металле шва. Показано, что характеристики циклической трещиностойкости металла шва этих соединений более чем в два раза превосходят соответствующие показатели основного металла, что свидетельствует о перспективности применения процесса сварки трением с перемешиванием при изготовлении из сплава Д16Т конструкций ответственного назначения. Библиогр. 19, рис. 8.

Ключевые слова: алюминиевый сплав Д16Т, сварка трением с перемешиванием, микроструктура, циклическая трещиностойкость, конструкционная прочность

Алюминиевые сплавы различных систем легирования широко используются для изготовления аэрокосмической техники [1, 2]. Это обусловлено сочетанием низкой материалоемкости алюминиевых сплавов и достаточно высокими показателями прочности и трещиностойкости, что в совокупности обеспечивает надежную и долговечную эксплуатацию узлов металлоконструкций [3]. В условиях циклического нагружения конструкционная прочность [4] оценивается комплексным параметром $[\sigma_B \Delta K_{th} \Delta K_{fc}]$, где σ_B — предел прочности материала, а также показатели циклической трещиностойкости материала: ΔK_{th} — порог усталости; ΔK_{fc} — циклическая вязкость разрушения [5]. Эти параметры особенно важны при эксплуатации конструкций по принципу безопасной повреждаемости [6].

При изготовлении узлов аэрокосмической техники для получения неразъемных соединений используются различные способы сварки этих алюминиевых сплавов. При этом часто возникают определенные проблемы, обусловленные как химическим составом свариваемых алюминиевых сплавов, так и способом сварки, приводящие к снижению конструкционной прочности сварных соединений. Это и разупрочнение металла в зоне формирования неразъемного соединения [7], и образование литой крупнозернистой структуры швов [8], и появление характерных дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих кристаллизационных трещин [9–11]. Поэтому для повышения эксплуатационных характеристик узлов из алюминиевых сплавов усовер-

шенствуются существующие технологии сварки и разрабатываются новые способы получения неразъемных соединений.

Одним из наиболее перспективных при изготовлении конструкций ответственного назначения, в том числе и аэрокосмической техники, считается способ сварки трением с перемешиванием (СТП), разработанный в 1991 г. в Британском институте сварки как способ получения соединений в твердой фазе [12]. Процесс СТП имеет характерное отличие от других способов сварки давлением, обусловленное, в основном, использованием специального сварочного инструмента (рис. 1). Поэтому основные стадии формирования неразъемного соединения непосредственно связаны с этим инструментом. Под буртом инструмента происходит нагревание металла до пластического состояния, а также предварительная очистка от оксидной пленки поверхностей свариваемых кромок в результате их трения с рабочей поверхностью бурта. За счет незначительного заглубления

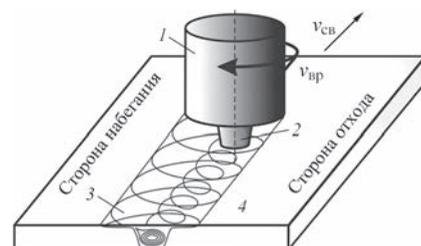


Рис. 1. Схема процесса СТП: 1 — бурт инструмента; 2 — наконечник инструмента; 3 — сварной шов; 4 — свариваемые заготовки

инструмента в свариваемый металл и наклона его относительно вертикальной оси металл постоянно контактирует с передней кромкой бурта, формируя волну пластифицированного свариваемого металла. Перемешивание по всей толщине происходит благодаря вращению наконечника инструмента. Нагретый до пластического состояния металл за счет высокой адгезии алюминия подхватывается боковой поверхностью наконечника и пластически деформируется, перемещаясь за ней. В результате происходит интенсивный массоперенос свариваемого металла, при котором свариваемые кромки очищаются от оксидных пленок и вступают в контакт. Благодаря интенсивной пластической деформации и нагреванию металл переходит к вязкотекучему состоянию, а его зерна в зоне непосредственного воздействия инструмента существенно измельчаются, что дополнительно способствует его вязкопластичному течению. Под задней кромкой бурта благодаря наклону инструмента в вертикальной плоскости создаются условия для дополнительного сжатия металла, перемещенного в эту зону боковой поверхностью наконечника, что способствует протеканию релаксационных процессов (динамическая рекристаллизация, релаксация сварочных напряжений), а также уплотнению металла. Таким образом, физический контакт при СТП происходит в результате деградации границы стыка под воздействием специального инструмента в объеме, ограниченном рабочими поверхностями инструмента, подкладкой и непосредственно свариваемым металлом.

В результате термомеханических условий, при которых формируются неразъемные соединения в процессе СТП, происходит образование специфической структуры швов (рис. 2). В отличие от швов литой структуры, характерной для способов сварки плавлением, они имеют мелкую деформированную структуру с явно выраженным ядром *D*, образовавшуюся вследствие динамической рекристаллизации, с размером зерен до 10 мкм. В примыкающей к ядру зоне *C* термомеханического влияния (ЗТМВ) происходит изгиб, вытягивание и частичная рекристаллизация зерен, поскольку в ней металл подвергается нагреву и пластическому деформированию. За этим

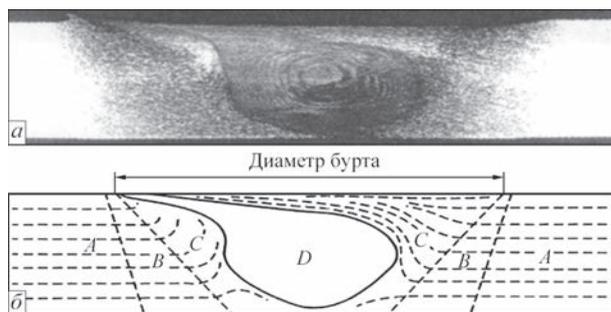


Рис. 2. Поперечный макрошлиф сварного соединения, полученного СТП (*a*), и соответствующее схематическое изображение его характерных зон

участком находится зона *B* термического влияния (ЗТВ), в которой металл остается недеформированным и изменяет свою структуру только вследствие повышения температуры. Далее идет зона основного металла *A*, в которой он никаких изменений не претерпевает [13, 14].

Цель данной работы — оценить прочностные характеристики и циклическую трещиностойкость сварных соединений сплава Д16Т толщиной 2 мм, полученных СТП.

Методика проведения исследований. Исследования проводили на стыковых соединениях листов сплава Д16Т (мас. %: 4,5Cu; 1,7Mg; 0,53Mn; 0,19Si; 0,21Fe; 0,11Zr; 0,06Ti; ост. — Al), сваренных вдоль направления проката. Предел прочности листов данного сплава в состоянии после закалки и естественного старения $\sigma_B = 445$ МПа, а относительное удлинение $\delta = 11$ %. Процесс СТП осуществляли на разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. Скорость вращения специального сварочного инструмента [15] с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм составляла 1420 об/мин, а скорость его линейного перемещения (скорость сварки) — 10 м/ч.

Исследования проводили в различных зонах сварного соединения (см. рис. 2): в центральной части (ядре) шва, на границе зон термомеханического и термического влияния, в ЗТМВ и ЗТВ на расстоянии 1 мм от этой границы, а также в основном металле. Эти участки были выбраны в характерных точках изменения локальных значений удельной электропроводности металла (рис. 3, точки *a–e*), являющейся физической характеристикой алюминиевых сплавов, чувствительной к изменению их структуры и локального напряженно-деформированного состояния, происходящего в процессе сварки [3]. Значения удельной электропроводности измеряли, используя метод вихревых токов, с шагом 1 мм при частоте переменного тока 100 кГц, что обеспечивало глубину контроля до 2 мм [16].

Твердость металла измеряли на лицевых поверхностях полученных сварных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе «ROCKWELL» при нагрузке $P = 600$ Н. Оценку структурных особенностей

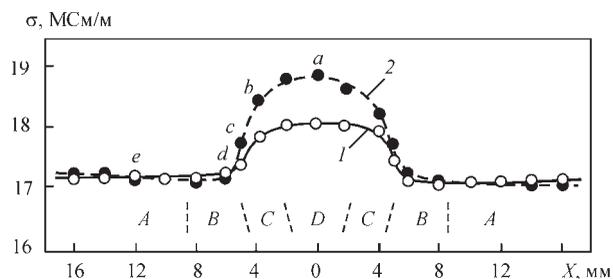


Рис. 3. Изменение удельной электропроводности на лицевой (1) и корневой (2) поверхностях образца в характерных зонах соединения, полученного СТП

сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8. Предел прочности сварных соединений $\sigma_B^{c.c}$ и металла шва $\sigma_B^{m.ш}$ определяли на стандартных образцах с шириной рабочей части 15 мм. Характеристики циклической трещиностойкости определяли на образцах-полосах шириной 30 мм с боковым острым (радиусом 0,1 мм) U-образным вырезом глубиной 2 мм вдоль оси исследуемой зоны сварного соединения в соответствии с методикой, принятой ASTM International [17]. На основании полученных экспериментальных данных строили диаграммы скоростей роста усталостной макротрещины — зависимости $da/dN - \Delta K$ при частоте 10...12 Гц и коэффициенте асимметрии $R = 0,1$ цикла нагружения в атмосферной среде при комнатной (20 °С) температуре. Длину трещины измеряли катетометром КМ-6 при 25-кратном увеличении с погрешностью 0,02 мм. Полученные результаты описывали соответствующими аналитическими зависимостями:

$$da/dN = C_1(\Delta K - \Delta K_{th})^{n1}, \quad (1)$$

если $10^{-10} \leq da/dN \leq 10^{-8}$, м/цикл;

$$da/dN = C_2(\Delta K)^{n2}, \quad (2)$$

если $10^{-8} \leq da/dN \leq 10^{-5}$, м/цикл,

где da — прирост длины трещины между двумя последовательными измерениями; dN — количество циклов нагружения между двумя последовательными измерениями; $n1, n2$ — показатель степени, определяемый в соответствии с методикой [17].

Диаграммы скоростей роста усталостных макротрещин изображали линиями, соответствующими этим зависимостям. Характеристиками циклической трещиностойкости выбрали порог усталости $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ и циклическую вязкость разрушения $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ — размахи коэффициента интенсивности напряжений ΔK при скорости роста трещины $da/dN = 10^{-10}$, м/цикл и 10^{-5} , м/цикл, соответственно. Микрофрактографические особенности усталостного разрушения образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе ZeisEVO-40XVP.

Результаты исследований и их обсуждение.

В результате проведенных исследований установлено, что форма и размеры шва при сварке трением с перемешиванием благоприятно отличаются от полученного аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) благодаря формированию шва на подкладке без формирующей канавки и образованию неразъемного соединения без использования присадочной проволоки (рис. 4). Отсутствие на нем усиления и проплава позволяет избежать высоких уровней концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному металлу, отрицательно сказывающихся на эксплуатационно-ресурсных характеристиках сварных соединений.

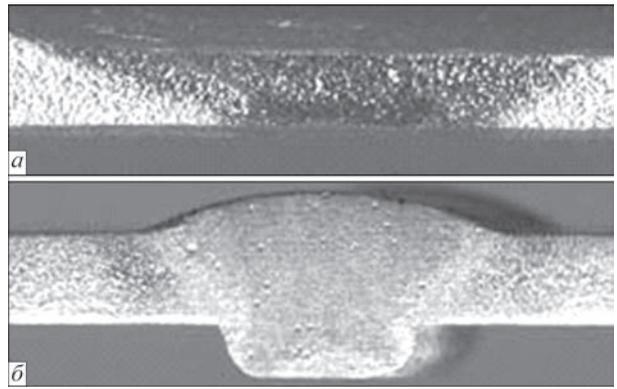


Рис. 4. Поперечные сечения швов сплава Д16Т толщиной 2 мм, полученных сваркой трением с перемешиванием (а) и АДСНЭ (б)

Кроме того, образование неразъемных соединений в твердой фазе без расплавления основного материала препятствует появлению характерных дефектов, возникающих при сварке алюминиевых сплавов плавлением. Так, отсутствие расплавленного металла, в котором растворимость водорода резко повышается, позволяет избежать дополнительного насыщения им зоны сварки за счет миграции этого газа из прилегающих слоев металла и образования пор. А деформирование и интенсивное перемешивание пластифицированного металла по всей толщине свариваемых кромок в процессе сварки способствует дроблению находящихся на них оксидных пленок. Отсутствие при этом расплавленного металла в зоне образования неразъемного соединения позволяет избежать его окисления в процессе сварки. Поэтому в швах, полученных сваркой трением с перемешиванием, отсутствуют дефекты в виде макровключений оксидной пленки, возникающие при АДСНЭ. Наиболее опасными и недопустимыми дефектами для конструкций ответственного назначения являются горячие трещины, образующиеся в процессе кристаллизации расплавленного металла в месте скопления легкоплавких эвтектических включений. Поскольку при сварке трением с перемешиванием шов формируется в твердой фазе и процессы плавления и кристаллизации металла отсутствуют, то образования таких дефектов удастся полностью избежать.

Особенности формирования швов при сварке трением с перемешиванием благоприятно сказываются и на степени разупрочнения металла в зоне образования неразъемных соединений. Так, измерения твердости металла в зоне формирования неразъемного соединения показали, что при сварке сплава Д16Т трением с перемешиванием твердость металла шва находится практически на уровне основного материала (рис. 5). В зоне термомеханического воздействия твердость металла постепенно снижается при удалении от шва, достигая минимального значения ($HRB 97-98$) у границы зон термомеханического и термического

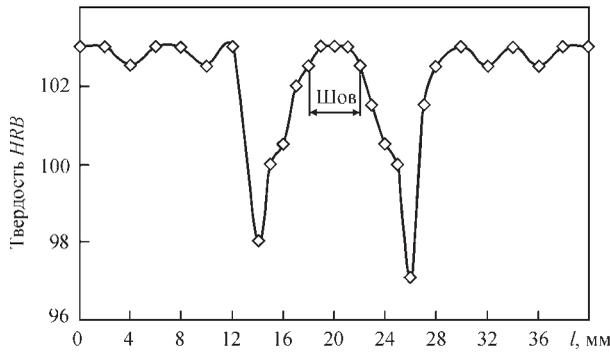


Рис. 5. Распределение твердости в сварных соединениях сплава Д16Т толщиной 2 мм, полученных СТП

влияния, что соответствует месту снижения удельной электропроводимости (см. рис. 3). Поэтому при одноосном статическом растяжении образцы сварных соединений, полученные сваркой трением с перемешиванием, имеют высокий (425 МПа) предел прочности и разрушаются вблизи границы примыкания зоны термомеханического воздействия к зоне термического влияния, где металл имеет минимальную твердость.

Исследования микроструктуры швов показали, что в результате динамической рекристаллизации металла в зоне интенсивной пластической деформации в металле шва формируется дисперсная равновесная структура с размером элементов 1...10 мкм при наличии отдельных интерметаллидов размером 20...25 мкм, сгруппированных в конгломерат зерен размером 70...150 мкм (рис. 6). Исследования циклической трещиностойкости выявили явные отличия диаграммы скорости роста усталостной макротрещины в металле шва (рис. 7, кривая 1), для которого после интенсивной объемной пластической деформации сдвигом среднеамплитудный традиционно прямолинейный участок Периса трансформируется в криволинейный с точкой перегиба при $\Delta K = \Delta K_0 = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. Это характерно именно для структуры металла шва, полученного в результате интенсивной пластической деформации металла при СТП. Расчет размера циклической пластичной зоны r_p^c за формулой:

$$r_p^c = 1 / 8\pi (\Delta K / \sigma_{0,2})^2, \quad (3)$$

где $\Delta K = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, а предел текучести $\sigma_{0,2} = 340 \text{ МПа}$, дает значение $r_p^c = 138 \text{ мкм}$, что согласуется с размером зерен (70...150 мкм) деформированного в процессе СТП металла шва. Таким

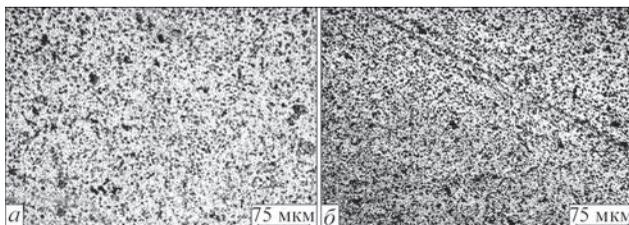


Рис. 6. Микроструктура металла в ядре шва (а) и в ЗТМВ (б) сварного соединения, полученного СТП

образом, перегиб на диаграмме свидетельствует об изменении характера разрушения, когда у вершины усталостной макротрещины пластическая деформация проходит как мультиплоскостное скольжение дислокаций в объеме не одного, а нескольких зерен с привлечением к этому процессов на границах зерен. Можно также предположить, что в такой деформированной структуре могут возникать сжимающие остаточные напряжения [18], обуславливающие значительный эффект закрытия вершины трещины. В результате такой металл шва по сравнению с основным металлом демонстрирует повышенный порог усталости ΔK_{th} и циклическую вязкость разрушения ΔK_{fc} и особенно показатель циклической трещиностойкости на среднеамплитудном участке диаграммы (рис. 7). При этом циклическая трещиностойкость ЗТМВ и ЗТВ несколько ниже по сравнению с металлом шва — незначительно на припороговом участке диаграммы и больше на средне- и высокоамплитудном участках (кривые 2–4). Например, скорость роста усталостной макротрещины при средних размахх ΔK может на порядок превышать этот показатель для металла шва. Самую низкую циклическую трещиностойкость среди всех зон сварного соединения имеет металл ЗТВ (кривая 3), хотя и она несколько выше по сравнению с трещиностойкостью основного металла, вырезанного поперек проката (кривая 5), особенно на припороговом и среднеамплитудном участках диаграмм. При этом трещиностойкость металла ЗТМВ (кривая 2) практически не уступает трещиностойкости основного металла, вырезанного вдоль проката (кривая 6). На высокоамплитудном участке диаграммы показатель трещиностойкости (циклическая вязкость

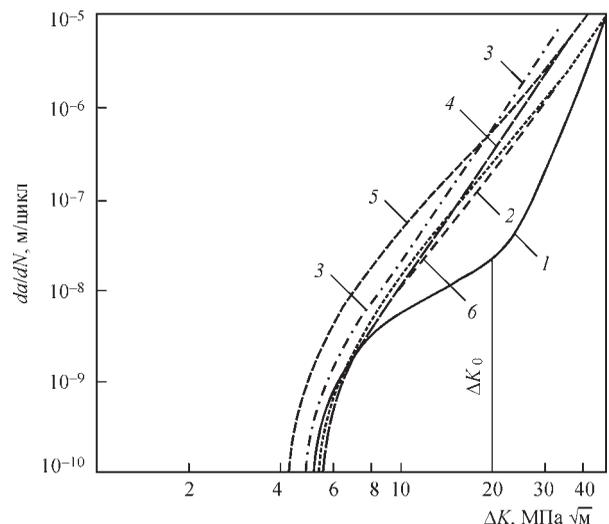


Рис. 7. Диаграммы скорости роста усталостной макротрещины в различных зонах соединения, полученного СТП: 1 — шов; 2 — ЗТМВ; 3 — ЗТВ; 4 — граница зон термомеханического и термического влияния; 5 — основной металл (образцы вырезаны поперек проката); 6 — основной металл (образцы вырезаны вдоль проката)

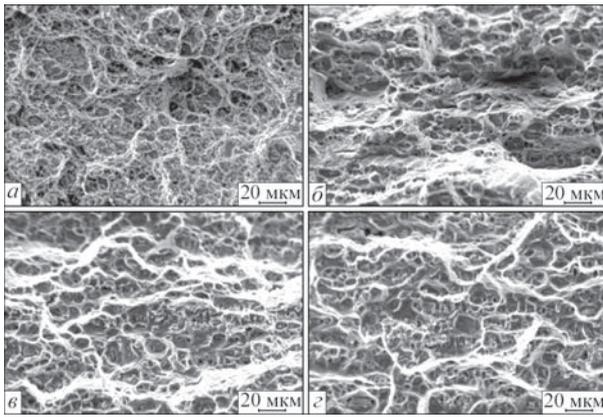


Рис. 8. Микрофрактограммы изломов образцов, разрушенных в различных зонах соединений: *a* — шов; *b* — ЗТМВ; *v* — граница зон термомеханического и термического влияния; *z* — ЗТВ

разрушения ΔK_{fc}) металла ЗТВ значительно ниже по сравнению с основным металлом, вырезанным поперек проката. Поэтому в дальнейшем целесообразно исследовать возможность ее повышения за счет изменения структурных составляющих металла ЗТВ и его напряженно-деформированного состояния за счет послесварочной термической обработки таких соединений [19]. Анализ микрофрактограмм изломов испытанных образцов свидетельствует о том, что микромеханизм роста усталостных трещин во всех исследуемых зонах сварных соединений, полученных СТП, в основном высокоэнергоёмкий ямочный. Морфология ямок и деформационных гребней в изломе металла шва наиболее мелкодисперсная — отдельные мелкие откалывающиеся участки (10...20 мкм) соразмерны со структурными элементами шва (рис. 8, *a*). В ЗТМВ возрастает количество участков откола в результате воздействия циклических нагрузок, но они разделены относительно большими зонами с деформационными гребнями (рис. 8, *b*), наиболее проявляющимися на границе ЗТМВ и ЗТВ (рис. 8, *v*). Морфология излома металла на участке ЗТВ характеризуется снижением количества протяженных деформационных гребней и увеличением по сравнению с металлом шва размером квазиоткольных фасеток (рис. 8, *z*), чем, по-видимому, и обусловлено снижение в этой зоне показателя циклической трещиностойкости.

Выводы

1. Процесс сварки трением с перемешиванием позволяет получить качественные сварные соединения сплава Д16Т с высокими показателями статической прочности, что всего на 4...5 % меньше соответствующих показателей основного металла.
2. Высокие показатели прочности таких соединений достигаются за счет снижения уровня концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному металлу, отсутствия дефектов (пор,

оксидных включений и горячих кристаллизационных трещин), обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла в зоне сварки при АДСНЭ, и формированием мелкодисперсной деформированной структуры швов.

3. Благодаря высоким показателям циклической трещиностойкости сварных соединений сплава Д16Т, полученных в твердой фазе трением с перемешиванием, обеспечивается их высокая конструкционная прочность, что расширяет возможности по применению этого сплава для изготовления аэрокосмической техники.

Список литературы

1. Белецкий В. М., Кривов Г. А. (2005) *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение)*: Справочник. Фридляндер И. Н. (ред.). Киев, Коминтех.
2. Ищенко А. Я., Лабур Т. М., Бернадский В. Н., Маковецкая О. К. (2006) *Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях*. Киев, Экотехнология.
3. Остах О. П. (2015) *Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. Т. 15*. Панасюк В. В. (ред.). *Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій*. Львів, СПОЛОМ.
4. Романив О. Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
5. Остах О. П., Гайворонский О. А., Позняков В. Д., Кулик В. В. (2016) *Спосіб термічної обробки високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей*. Україна Пат. 105440.
6. Joint Aviation Requirements, JAR 25.571; 1998.
7. Лозовская А. В., Чайка А. А., Бондарев А. А. и др. (2001) Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением. *Автоматическая сварка*, **3**, 15–19.
8. Покляцкий А. Г., Ищенко А. Я., Гринюк А. А. и др. (2002) Аргодуговая сварка алюминиевых сплавов неплавящимся электродом с колебаниями дуги. *Там же*, **2**, 18–22.
9. Покляцкий А. Г., Гринюк А. А. (2001) Влияние параметров асимметричного и модулированного токов на качество сварных соединений алюминиевых сплавов. *Там же*, **7**, 33–36.
10. Покляцкий А. Г. (2001) Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор). *Там же*, **3**, 38–40.
11. Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. (1999) Механизм торможения кристаллизационных трещин при сварке алюминиевых сплавов, содержащих скандий. *Там же*, **8**, 13–16.
12. Thomas W. M., Nicholas E. D., Needham J. C. Church M. G., Temple Smith P., Dawes C. J. (1991) *Friction Stir Butt Welding*. Int. Patent Application №PCT/GB 92/02203; GB Patent Application № 9125978.8.
13. Pietras A., Zadroga L., Lomozik M. (2004) Characteristics of welds formed by pressure welding incorporating stirring of the weld material (FSW). *Welding International*, **1**, 5–10.
14. Shibayanagi T. (2007) Microstructural aspects in friction stir welding. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, **9**, 416–423.
15. Ищенко А. Я., Покляцкий А. Г. (2010) *Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів*. Україна, Пат. 54096.
16. Ostash O., Uchanin V., Semenets J. et al. (2018) Evaluation of aluminium alloys degradation in aging aircraft. *Research in Nondestructive Evaluation*, **29**, **3**, 156–166.
17. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM Standards, E647-93.
18. Bussu G., Irving P. E. (2003) The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints. *Int. J. Fatigue*, **3**, 77–78.

19. Aydin H., Bayram A., Durgun I. (2010) The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints. *Mater. Des.*, **3**, 2568–2577.
- References**
1. Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys (composition, properties, technology, application): Refer. book*. Ed. by Fridlyander. Kiev, Komintekh [in Russian].
 2. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M., Bernadsky V.N., Makovetskaya, O.K. (2006) *Aluminium and its alloys in modern welded structures*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
 3. Ostash, O.P. (2015) Fracture mechanics and strength of materials: Refer. book. Ed. by V.V. Panasyuk. Vol. 15: *Structure of materials and fatigue life of structure elements*. Lviv, SPOLOM [in Ukrainian].
 4. Romaniv, O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 5. Ostash, O.P., Gajvoronsky, O.A., Poznyakov, V.D., Kulyk, V.V. (2016) *Method of heat treatment of high-strength low-alloy carbon steels*. Pat. 105440, Ukraine. Publ. 25.03.2016 [in Ukrainian].
 6. (1998) Joint Aviation Requirements, JAR 25.571.
 7. Lozovskaya, A.V., Chajka, A.A., Bondarev, A.A. et al. (2001) Softening of high-strength aluminium alloys in different fusion welding processes. *The Paton Welding J.*, **3**, 13-17.
 8. Poklyatsky, A.G., Ishchenko, A.Ya., Grinyuk, A.A. et al. (2002) Non-consumable electrode argon-arc welding of aluminium alloys with arc oscillations. *Ibid.*, **2**, 18-22.
 9. Poklyatsky, A.G., Grinyuk, A.A. (2001) Effect of parameters of asymmetric and modulated currents on quality of aluminium alloy welded joints. *Ibid.*, **7**, 33-36.
 10. Poklyatsky, A.G. (2001) Peculiarities of formation of macroinclusions of oxide film in weld metal of aluminium alloys (Review). *Ibid.*, **3**, 36-38.
 11. Ishchenko, A.Ya., Lozovskaya, A.V., Sklabinskaya, I.E. (1999) Mechanism of retardation of solidification cracks in welding of aluminium alloys with scandium. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 13-16 [in Russian].
 12. Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Church, M.G., Templesmith, P., Dawes, C.J. Friction stir butt welding. Int. Pat. PCT/GB 92/02203; GB Pat. Appl. 9125978.8. Publ. 1991.
 13. Pietras, A., Zadroga, L., Lomozik, M. (2004) Characteristics of welds formed by pressure welding incorporating stirring of the weld materials (FSW). *Welding International*, **1**, 5-10.
 14. Shibayanagi, T. (2007) Microstructural aspects in friction stir welding. *J. of Japan Inst. of Light Metals*, **9**, 416-423.
 15. Ishchenko, A.Ya., Poklyatsky, A.G. (2010) *Tool for friction stir welding of aluminium alloys*. Pat. 54096, Ukraine. Publ. 25.10.2010 [in Ukrainian].
 16. Ostash, O., Uchanin, V., Semenets, J. et al. (2018) Evaluation of aluminium alloys degradation in aging aircraft. *Research Nondestructive Evaluation*, **29(3)**, 156-166.
 17. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM Standards, E647-93.
 18. Bussu, G., Irving, P.E. (2003) The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints. *Int. J. Fatigue*, **3**, 77-78.
 19. Aydin, H., Bayram, A., Durgun, I. (2010) The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints. *Mater. Des.*, **3**, 2568-2577.

Показники конструкційної міцності зварних з'єднань СПЛАВУ Д16Т, ОТРИМАНИХ Зварюванням тертям з перемішуванням

А. Г. ПОКЛЯЦЬКИЙ¹, Ю. В. ГОЛОВАТЮК², Т. М. ЛАБУР¹, О. П. ОСТАШ², С. І. МОТРУНІЧ¹

¹ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України. 79060, м. Львів, вул. Наукова, 5

Виконано комплекс досліджень з вивчення показників конструкційної міцності стикових з'єднань алюмінієвого сплаву Д16Т товщиною 2 мм, отриманих зварюванням тертям з перемішуванням. Проаналізовано особливості формування швів і ступінь разупрочнення металу в зоні утворення нероз'єднаних з'єднань. Проведено механічні випробування зразків зварних з'єднань при статичному і циклічному навантаженні. Побудовано діаграми швидкостей росту втомних тріщин в основному металі, в зонах термічного і термомеханічного впливу, на межі цих зон і в металі шва. Показано, що характеристики циклічної тріщиностійкості металу шва цих сполук більш ніж в два рази перевершують відповідні показники основного металу, що свідчить про перспективність застосування процесу зварювання тертям з перемішуванням при виготовленні зі сплаву Д16Т конструкцій відповідального призначення. Бібліогр. 19, рис. 8.

Ключові слова: алюмінієвий сплав Д16Т, зварювання тертям з перемішуванням, мікроструктура, циклічна тріщиностійкість, конструкційна міцність

CHARACTERISTICS OF STRUCTURAL STRENGTH OF D16T ALLOY WELDED JOINTS, PRODUCED BY FRICTION STIR WELDING

A.G. POKLYATSKIY¹, Yu.V. GOLOVATUK², T.M. LABUR¹, O.P. OSTASH², S.I. MOTRUNICH¹

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., Kyiv, 03150. E-mail: office@paton.kiev.ua

²G.V. Karpenko Physico-Mechanical Institute of NASU, 5 Nauchnaya Str., Lvov, 79060

A series of research was performed to study the characteristics of structural strength of butt joints of aluminium alloy D16T 2 mm thick, produced by friction stir welding. Features of weld formation and degree of metal softening in the zone of the produced permanent joint were analyzed. Mechanical testing of welded joint samples was performed at static and cyclic loading. Diagrams of fatigue cracks growth rate in the base metal, heat-affected and thermomechanical impact zones, on the boundary of these zones and in the weld metal were plotted. It is shown that the characteristics of cyclic crack resistance of weld metal of these joints are more than two times higher than the respective values for base metal that is indicative of the good prospects for application of friction stir welding in fabrication of critical structures from D16T alloy. 19 Ref., 8 Fig.

Keywords: aluminium alloy D16T, friction stir welding, microstructure, cyclic crack resistance, structural strength

Поступила в редакцію 09.07.2018