

**UNUSUAL FATIGUE BEHAVIOR OF DISSIMILAR AL/TI
FRICTION-STIR LAP WELDS**

*Alexander Adreevich Kalinenko, Sergei Sergeevich Malofeev,
Pavel Dmitrievich Dolzhenko, Sergei Yurievich Mironov^a*

Belgorod National Research University, 85 Pobeda str, 308015, Belgorod, Russia

^a mironov@bsu.edu.ru

ABSTRACT

This work was undertaken in order to evaluate the fatigue performance of dissimilar AA6013/Ti-6Al-4V friction-stir lap welds. It was shown that the avoidance of direct contact between the welding tool and titanium part results in a narrow (~0.5 μm) intermetallic layer at a dissimilar interface. Consequently, the fatigue failure of dissimilar welds occurred solely within the aluminium part. In other words, the intermetallic layer was not a critical issue in the fatigue behaviour of the welded joints. It was also found that the fatigue endurance of dissimilar welds was approximately an order of magnitude lower than that of a monolithic aluminium alloy. This effect was attributed to a specific geometry of the lap-welded joints. Specifically, the end section of the welded joint virtually served as a precursor of a fatigue crack. Thus, the fatigue behaviour of the welded joints was solely governed by a crack propagation.

KEYWORDS

Friction-stir welding; aluminium alloys; titanium alloys; fatigue.

**ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО ПОВЕДЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ AL/TI, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ
С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПО СХЕМЕ «ВНАХЛЕСТ»**

*Александр Андреевич Калинин, Сергей Сергеевич Малофеев,
Павел Дмитриевич Долженко, Сергей Юрьевич Миронов^a*

Белгородский национальный исследовательский университет, ул. Победы 85, 308015, Белгород, Россия

^a mironov@bsu.edu.ru

АННОТАЦИЯ

В данной работе исследовалось усталостное поведение разнородного соединения алюминий-титан, полученного сваркой трением с перемешиванием (СТП) по схеме «внахлест». Было показано, что исключение непосредственного контакта между СТП инструментом и титановой частью шва ведет к образованию очень тонкого (~0,5 мкм) интерметаллидного слоя на

границе раздела свариваемых материалов. Как следствие, усталостное разрушение СТП швов имело место исключительно в алюминиевой части шва. Иными словами, интерметаллидный слой, сформировавшийся на поверхности раздела, не являлся фактором, определяющим усталостное поведение СТП соединений. Было также установлено, что предел выносливости СТП швов был примерно на порядок ниже, чем у монолитного алюминиевого сплава. Показано, что данный эффект был связан с особенностями геометрии сварного соединения «внахлест». В частности, граница между сварным швом и исходной поверхностью раздела свариваемых материалов фактически выступает в роли зародыша усталостной трещины. Как следствие, усталостное поведение СТП соединений определяется только сопротивлением материала распространению этой трещины.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Сварка трением с перемешиванием (СТП); алюминиевые сплавы; титановые сплавы; сопротивление усталости.

Введение

Вследствие уникальности своих физико-механических характеристик, алюминиевые и титановые сплавы широко используются при производстве конструкций летательных аппаратов в авиакосмической промышленности. В этой связи весьма актуальной является проблема получения неразъемных соединений из этих двух материалов. К сожалению, ввиду существенного различия теплофизических свойств этих сплавов, их сварка традиционным методом представляет собой довольно сложную задачу. В этой связи особый интерес вызывают инновационные методы твердофазной сварки, в частности, сварка трением с перемешиванием (СТП) [1].

Интенсивные исследования, проводимые на протяжении последних двух десятилетий, убедительно продемонстрировали применимость СТП для получения разнородных соединений алюминий-титан [2–4]. С другой стороны, было также установлено, что в ходе сварки обычно имеет место формирование интерметаллидных соединений [2–4]. Общепринято считать, что данный феномен обусловлен интенсификацией диффузионных процессов на границе раздела разнородных материалов вследствие очень больших пластических деформаций в ходе СТП. Вследствие своей природной хрупкости, данные

элементы микроструктуры шва зачастую являются местами зарождения трещин и, таким образом, нередко ведут к деградации механических характеристик сварных соединений и их преждевременному разрушению [5–15].

В серии предыдущих работ [16, 17] был предложен метод для решения данной проблемы. Его ключевая идея заключалась в полном исключении контакта между рабочим инструментом и титановой частью соединения в ходе СТП по схеме «внахлест». Предполагалось, что это позволит снизить температуру на границе раздела свариваемых материалов и, таким образом, затормозит развитие нежелательного процесса образования интерметаллидного слоя. Как следствие, удастся добиться повышения механических характеристик разнородных СТП соединений алюминий/титан.

Предварительные исследования подтвердили обоснованность этой стратегии [16, 17]. Было показано, что отсутствие взаимодействия между инструментом и титаном способствует относительно низкой температуре на поверхности раздела свариваемых материалов, что, в свою очередь, ведет к резкому сокращению толщины хрупкого интерметаллидного слоя [17]. Это, в свою очередь, способствует подавлению процесса образо-

вания трещин в этой области и, таким образом, обеспечивает прекрасные прочностные характеристики сварного шва в условиях квазистатического нагружения [16]. Иными словами, интерметаллидный слой более не является критическим элементом структуры СТП соединения, и прочностные характеристики последнего определяются прочностью его алюминиевой части.

Данная работа является продолжением этого цикла исследований. Ее целью является проверка работоспособности предложенного метода в условиях испытаний на усталостную выносливость.

1. Методика исследований

В качестве основных материалов для данного исследования были выбраны термически упрочняемый алюминиевый сплав АА6013¹ и титановый сплав ВТ6. Алюминиевый сплав был получен методом полу-непрерывного литья с использованием лабораторного оборудования в центре коллективного пользования Белгородского государственного университета. Полученные слитки были гомогенизированы при температуре 550 °С в течение 4 часов, а затем подвергнуты холодной прокатке на суммарную величину обжатия $\approx 80\%$, обеспечившей конечную толщину листов в 2 мм. Титановый сплав ВТ6 был приобретен в виде горячекатаных листов толщиной 2 мм.

Разнородная СТП была реализована по схеме «внахлест» на сварочной машине AccuStir 1004. Во всех случаях алюминиевые пластины располагались в верхней части СТП соединений, а рабочий инструмент внедрялся только в них (рис. 1, а). На основании предварительных экспериментов было установлено, что СТП может быть реализована только при расстоянии между рабочим инструментом и титановой пластиной не больше 50 мкм. Для СТП применялся инструмент из углеродистой стали, состоящий

из плечиков диаметром 12,5 мм и цилиндрического пина с резьбой М5 и длиной 1,9 мм. Процесс сварки был реализован при частоте вращения инструмента 1100 оборотов/мин и скорости его горизонтальной подачи 0,5 дюймов²/мин ($\approx 12,7$ мм/мин). В ходе СТП угол наклона инструмента составлял 2,5°, а в качестве подложки использовался лист из нержавеющей стали.

Как было показано в предыдущих работах [16, 18, 19], в ходе СТП в алюминиевой части шва имело место формирование относительно мелкозернистой структуры со средним размером зерен около 10 мкм и долей большеугловых границ $\sim 60\%$ (рис. 1, б). С другой стороны, в титановой части шва существенных микроструктурных изменений выявлено не было. На границе раздела алюминий-титан было обнаружено формирование тонкого ($\sim 0,5$ мкм) интерметаллидного слоя (рис. 1, в), химический состав которого был близок к $TiAl_3$ [17].

Образцы для испытаний на усталостную прочность вырезались перпендикулярно направлению сварки. Длина рабочей части образцов составляла 190 мм, ширина – 25 мм, а толщина – 4 мм. Длина образцов превышала ширину зоны сварки и, таким образом, образцы включали в себя все микроструктурные зоны, образующиеся в ходе СТП (т.е. зону перемешивания, зону термомеханического воздействия и зону термического влияния). Для проведения сравнительных испытаний также были подготовлены образцы из алюминиевого сплава АА6013 в исходном (до СТП) состоянии.

Испытания осуществлялись по схеме растяжение-сжатие на серво-гидравлической испытательной машине Instron 8801 при комнатной температуре. Нагрузка изменялась по синусоидальной зависимости с частотой 25 Гц, а коэффициент асимметрии цикла составлял 0,1. В общей сложности было испытано не менее 18 образцов на каждое из исследованных состояний.

¹ Приведена международная маркировка сплава

¹ Для исследований использовалась СТП машина производства США с дюймовой системой мер

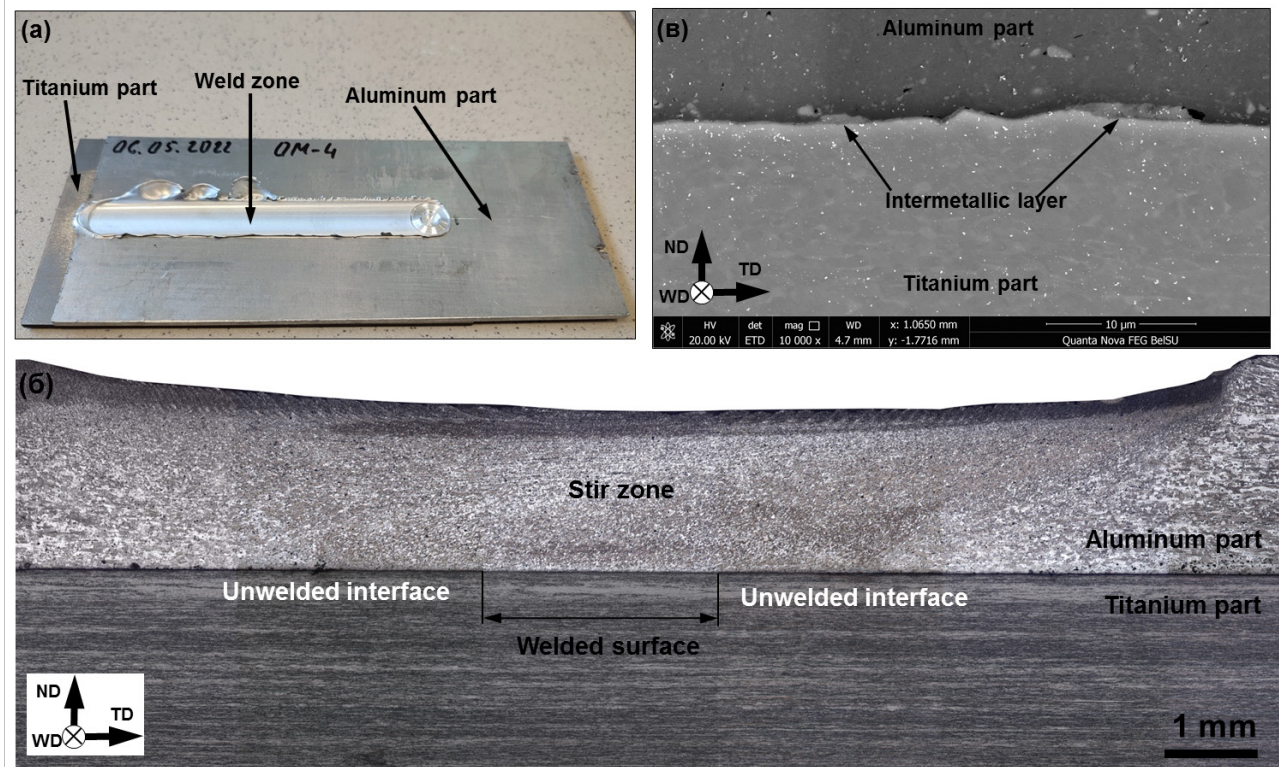


Рис. 1. (а) Внешний вид и (б) поперечное сечение разнородных СТП соединений, а также (в) интерметаллидный слой, сформировавшийся на поверхности раздела. WD, ND и TD соответствуют направлению сварки, направлению нормали и поперечному направлению

Fig. 1. (a) Appearance of welded joint, (b) cross-section of the transverse welded joints, and (c) intermetallic layer at the welded interface. WD, ND, and TD are the welding direction, the normal direction, and transverse direction, respectively

2. Результаты и их обсуждение

2.1. Предварительный анализ.

Полученные диаграммы усталости приведены на рис. 2, а. Как следует из них, усталостное поведение СТП соединений характеризовалось обратной зависимостью между приложенной нагрузкой и количеством циклов до разрушения, которое является типичным для большинства конструкционных материалов.

Важно подчеркнуть, что усталостная прочность СТП соединений была значительно ниже, чем в исходном алюминиевом сплаве. В частности, разница пределов выносливости усталостного разрушения составляла примерно один порядок (рис. 2, а). С другой стороны, было обнаружено, что раз-

рушение сварных соединений имело место именно в алюминиевой части соединений (рис. 2, б). Также важно отметить, что разрушение в алюминиевой части шва шло не через центр зоны перемешивания, а в непосредственной близости от края этой микроструктурной области (рис. 2, б).

Для интерпретации экспериментальных результатов целесообразно проанализировать геометрию СТП соединений, полученных по схеме «внахлест» (рис. 1, б). Одной из ее характерных особенностей является наличие границы между сварным швом и исходной поверхностью раздела (рис. 1, б). Эта граница может выступать в роли потенциальной усталостной трещины.

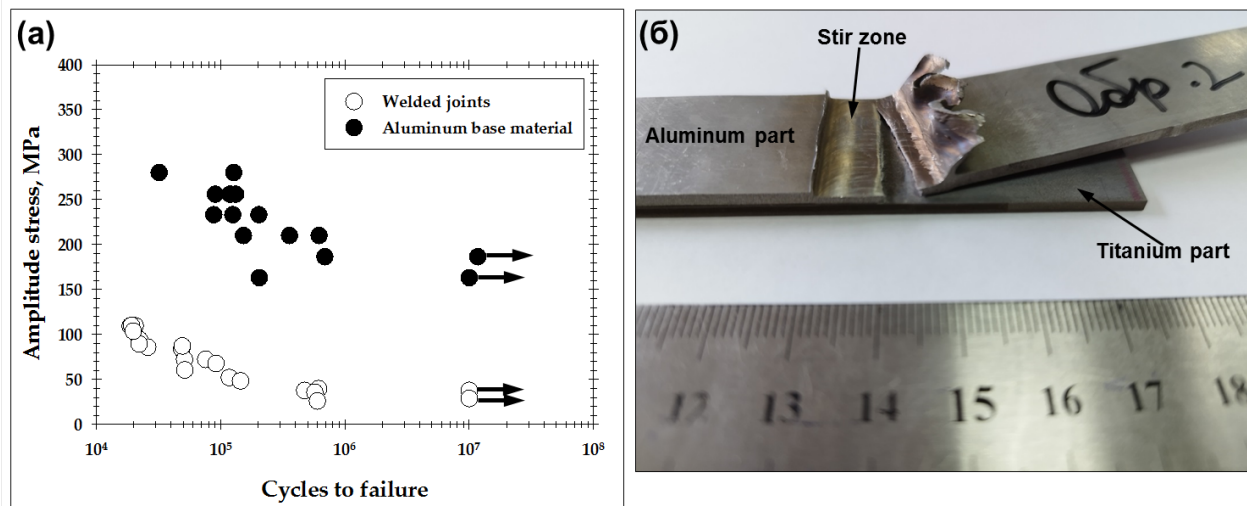


Рис. 2. (а) Диаграммы усталости и (б) типичный внешний вид разрушенных образцов. На рис. (а) стрелки соответствуют образцам, которые не были разрушены в ходе испытаний

Fig. 2. (a) Fatigue diagrams and (b) typical appearance of failed joints. In (a) arrows show run-out tests

Иными словами, вследствие специфического характера СТП соединений, полученных по схеме «внахлест», последние могут содержать в себе зародыш потенциальной усталостной трещины. В этом случае их усталостное поведение должно определяться только распространением этой трещины.

2.2. Анализ усталостных трещин в неразрушенных образцах.

Для проверки гипотезы, изложенной

в предыдущем разделе, были проанализированы усталостные трещины в образцах, отстоявших миллион циклов нагружения без разрушения (так называемые, «run out» образцы). С этой целью несколько подобных образцов были разрезаны вдоль их продольных осей, механически отполированы и исследованы посредством РЭМ. Типичные результаты представлены на рис. 3.

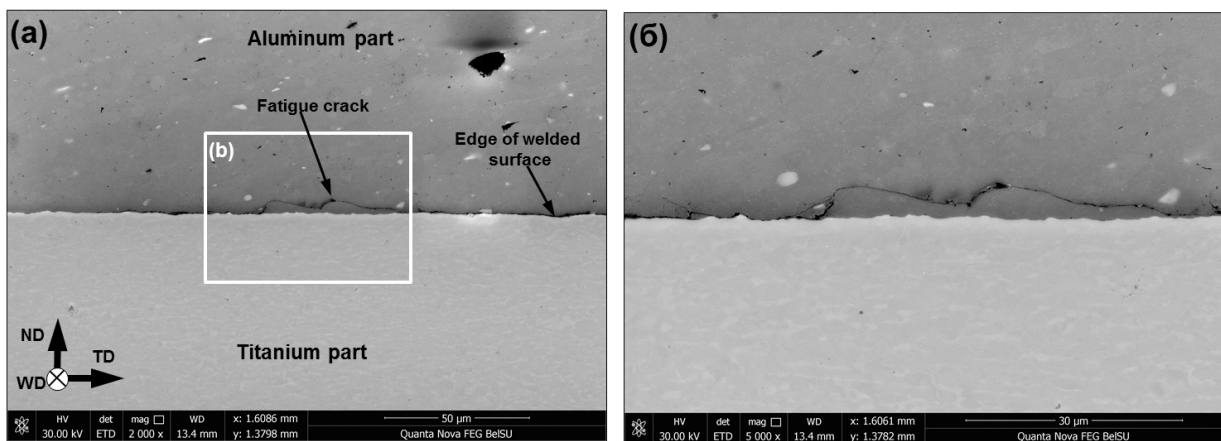


Рис. 3. Распространение усталостной трещины от границы зоны сварки в образце, не разрушившемся после 10⁷ циклов испытания: (а) обзорное увеличение, (б) повышенное увеличение. WD, ND и TD соответствуют направлению сварки, направлению нормали и поперечному направлению

Fig. 3. Propagation of a fatigue crack from the edge of the welded zone in a specimen survived after 10⁷ cycles: (a) low magnification, (b) high magnification. WD, ND, and TD are the welding direction, the normal direction, and transverse direction, respectively

В полном соответствии с ожиданиями было обнаружено, что усталостная трещина распространялась от границы между сварным швом и исходной поверхностью раздела (рис. 3, *a*). Таким образом, действительно, СТП соединения содержали в себе зародыш потенциальной усталостной трещины, и их усталостное поведение определялось распространением последней.

Интересно отметить, что распространение трещины в алюминиевой части СТП соединения носило волнообразный характер (рис. 3, *b*). Исходя из самых общих соображений, можно предположить, что подобный периодичный характер роста трещины был связан с циклическим характером нагружения. С другой стороны, учитывая явно ограниченное количество «волн», выявляемое в ходе микроструктурных наблюдений (рис. 3, *b*), представляется крайне маловероятным, что каждая из них соответствовала одиночному циклу нагружения. Таким образом, физический механизм, ответственный за столь специфическую траекторию распространения трещин, не ясен и требует дальнейшего осмысления.

2.3. Анализ усталостных трещин методом прерывания эксперимента.

Как было показано в предыдущем раз-

деле, усталостное поведение «run out» образцов (то есть фактически в условиях очень низких циклических нагрузок) диктовалось распространением трещины от границы между сварным швом и исходной поверхностью раздела. Для изучения ситуации в условиях высоких циклических напряжений несколько экспериментов были прерваны незадолго до разрушения в соответствии с идеей, изложенной в работе [20]. В частности, в рамках реализации данного исследования все подобные эксперименты были проведены при величине амплитудной нагрузки 4,66 кН. Усталостные испытания были прерваны после 16000 циклов. Во всех случаях неразрушенные усталостные образцы были разрезаны вдоль их продольной оси, механически отполированы и исследованы посредством оптической микроскопии.

Типичные результаты были представлены на рис. 4. Как следует из них, на краю сварного шва было также обнаружено образование усталостной трещины (рис. 4, *a*).

Важно подчеркнуть, что эта трещина не росла вдоль границы раздела (т.е. через интерметаллидный слой), а распространялась через алюминиевую часть шва (рис. 4, *b*).

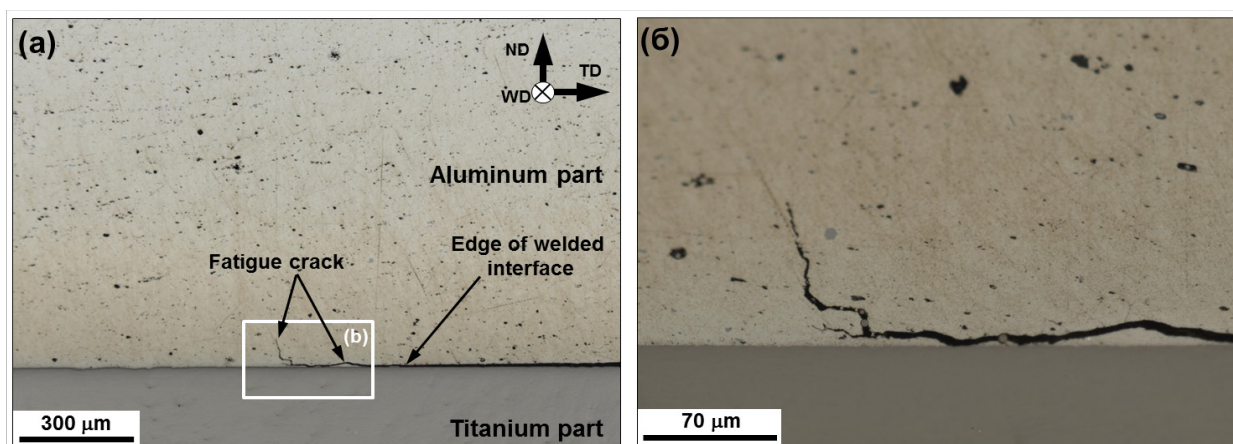


Рис. 4. Распространение усталостной трещины от границы зоны сварки, выявленное, в ходе прерывания усталостных испытаний: (*a*) обзорное увеличение, (*b*) повышенное увеличение. WD, ND и TD соответствуют направлению сварки, направлению нормали и поперечному направлению

Fig. 4. (a) Propagation of a fatigue crack from the edge of the welded zone revealed during an interrupted test: (a) low magnification, (b) high magnification. WD, ND, and TD are the welding direction, the normal direction, and transverse direction, respectively

Выводы

1. Как следует из результатов данного исследования, усталостное разрушение СТП соединений имело место исключительно в алюминиевой части шва. Иными словами, интерметаллидный слой, сформировавшийся на поверхности раздела, не являлся фактором, определяющим усталостное поведение СТП соединений. Таким образом, исходная идея данной работы оказалась совершенно верной.

2. Усталостная прочность СТП соединений была значительно ниже, чем в исходном алюминиевом сплаве. В частности, разница пределов выносливости усталостного разрушения составляла примерно один порядок. Показано, что данный эффект был связан с особенностями геометрии сварного соединения «внахлест». В частности, граница между сварным швом и исходной поверхностью раздела свариваемых материалов фактически выступает в роли зародыша усталостной трещины. Как следствие, усталостное поведение СТП соединений определяется только сопротивлением материала распространению этой трещины.

Благодарности / Acknowledgments

Данное исследование было выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (РНФ), проект № 22-49-04401. Эксперименты были реализованы посредством оборудования Центра коллективного пользования НИУ «БелГУ».

This research was funded by the Russian Science Foundation, the grant No. 22-49-04401. The experimental work was performed using the equipment of the Research Equipment Sharing Center “Technology and Materials” at Belgorod National Research University.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Mishra R.S.; Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. // Mater. Sci. Eng. R, 50, 1-78 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
- Simar A., Avettand-Fenoel M.-N. State of the art about dissimilar metal friction stir welding. // Sci. Technol. Weld. Join., 22, 389-403 (2017). [doi: 10.1080/13621718.2016.1251712](https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1251712).
- Heidarzadeh A., Heidarzadeh S., Kaibyshev R., Cam G., Simar A., Gerlich A., Khodabakhshi F., Mostafaei A., Field D.P., Robson J.D., Deschamps A., Withers P.J. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution // Progr. Mater. Sci., 117, 100752 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752>
- Shankar S., Mehta K.P., Chattopadhyaya S., Vilaca P. Dissimilar friction stir welding of Al to non-Al metallic materials: An overview // Mater. Chem. Phys., 288, 126371 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.126371>.
- Chen Y.C., Nakata K. Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys // Mater. Design, 30, 469-474 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.06.008>.
- Aonuma M., Nakata K. Dissimilar metal joining of 2024 and 7075 aluminium alloys to titanium alloys by friction stir welding // Mater. Trans. 52, 948-952 (2011). <https://doi.org/10.2320/matertrans.L-MZ201102>
- Wu A., Song Z., Nakata K., Liao J., Zhou L. Interface and properties of the friction stir welded joints of titanium alloy Ti6Al4V with aluminum alloy 6061 // Mater. Design, 71, 85-92 (2016). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.12.015>.
- Song Z., Nakata K., Wu A., Liao J., Zhou L. Influence of probe offset distance on interfacial microstructure and mechanical properties of friction stir butt welded joint of Ti6Al4V and A6061 dissimilar alloys // Mater. Design, 57, 269-278 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.040>.
- Rostami H., Nourouzi S., Jamshidi A.H. Analysis of welding parameters effects on microstructural and mechanical properties of Ti6Al4V and AA5052 dissimilar joint // J. Mech. Sci. Technol., 32, 3371-3377 (2018). <https://doi.org/10.1007/s12206-018-0640-8>.
- Zhao H., Yu M., Jiang Z., Zhou Li, Song X. Interfacial microstructure and mechanical properties of Al/Ti dissimilar joints fabricated via friction stir welding // J. All. Compd., 789, 139-149 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.043>.
- Yu M., Zhao H., Jiang Z., Guo F., Zhou L., Song X. Microstructure and mechanical properties of friction stir lap AA6061-Ti6Al4V welds // J. Mater. Proc. Technol., 270, 274-284 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.03.007>.
- Zhou L., Yu M., Zhao H., Jiang Z., Guo F., Song X. Dissimilar friction stir welding of AA6061 and Ti6Al4V alloys: A study on microstructure and mechanical properties // J. Manuf. Proc., 48, 119-126 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.043>.

13. Ma Z., Sun X., Ji S., Wang Y., Yue Y. Influences of ultrasonic on friction stir welding of Al/Ti dissimilar alloys under different welding conditions // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 112, 2573-2582 (2021). <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06481-6>.
14. Mustafa S.E., Rai R.N., Firoz R. Enhancement of joint properties and reduction of intermetallics in FSW of highly dissimilar Al/Ti alloys // *Weld World*, 67, 1393-1410 (2023). <https://doi.org/10.1007/s40194-023-01493-8>.
15. Ermakova S.A., Eliseev A.A., Kolubaev E.A., Ermakov D.V. Effect of ultrasound on the interface morphology and strength of Ti/Al alloy joints produced by friction stir welding // *Phys. Mesomech.* 26, 100-106 (2023). <https://doi.org/10.1134/S1029959923010113>.
16. Kalinenko A., Dolzhenko P., Borisova Yu., Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R. Tailoring of dissimilar friction-stir lap welding of aluminum and titanium // *Materials*, 15, 8418 (2022). <https://doi.org/10.3390/ma15238418>
17. Kalinenko A., Dolzhenko P., Malopheyev S., Yuzbekova D., Borisova Y., Shishov I., Mishin V., Mironov S., Kaibyshev R. Interfacial microstructure produced during dissimilar AA6013/Ti-6Al-4V friction stir lap welding under zero-penetration condition // *Metals*, 13, 1667 (2023). <https://doi.org/10.3390/met13101667>
18. Kalinenko A., Dolzhenko P., Malopheyev S., Shishov I., Mishin V., Mironov S., Kaibyshev R. Microstructural evolution and material flow during friction stir welding of 6013 aluminum alloy studied by the stop-action technique // *Metals*, 13, 1342 (2023). <https://doi.org/10.3390/met13081342>
19. Kalinenko A., Dolzhenko P., Malopheyev S., Yuzbekova D., Shishov I., Mishin V., Mironov S., Kaibyshev R. Grain structure evolution in 6013 aluminum alloy during high heat-input friction-stir welding // *Materials*, 16, 5973 (2023). <https://doi.org/10.3390/ma16175973>
20. Ales S., Yazdanian S., Pasang T., Chen Z.W. Fatigue strength of friction stir lap welded AA2024 to Ti6Al4V dissimilar joints // *Eng. Fail. Analys.*, 138, 106309 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106309>