

## ЛИНЕЙНАЯ СВАРКА ТРЕНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (Обзор)

И. В. ЗЯХОР, М. С. ЗАВЕРТАННЫЙ, С. В. ЧЕРНОБАЙ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены возможности и перспективы применения линейной сварки трением для соединения различных металлических материалов: сталей, титановых сплавов, жаропрочных никелевых сплавов, композиционных материалов. Приведены параметры режима линейной сварки трением для различных сочетаний материалов и их механические свойства. Структура соединений при линейной сварке трением аналогична таковой для других разновидностей сварки трением. Ширина характерных участков соединения (зоны динамической рекристаллизации, термомеханического и термического воздействия) зависит от параметров режима – времени сварки, осевого усилия, амплитуды и частоты колебаний. Проанализированы современные тенденции в моделировании тепловыделения и деформации при линейной сварке трением. Актуальной проблемой остается снижение стоимости и повышение надежности оборудования для реализации этого процесса. В настоящее время область промышленного применения данного способа ограничивается предприятиями аэрокосмической промышленности, где соединяют компоненты газотурбинных двигателей из титановых сплавов, а в перспективе возможно использование жаропрочных никелевых сплавов и композиционных материалов. Библиогр. 35, рис. 5.

*Ключевые слова:* линейная сварка трением, стадии процесса, структура соединений, моделирование, титановые сплавы, жаропрочные никелевые сплавы, композиционные материалы

За почти 60-летний период исследовательских работ и промышленного использования сварки трением (СТ) в мире накоплен большой объем информации по соединению различных конструкционных материалов. Предложено и реализовано на практике около 20 разновидностей технологических процессов, использующих нагрев трением для получения неразъемных соединений, наплавки, формовки, заваривания отверстий, получения заклепочных соединений [1]. Наибольшее распространение в различных отраслях промышленности получила СТ вращением, изобретение которой датируется 1956 г.

Практически одновременно с началом промышленного применения СТ был описан способ сварки вибротрением, использующий относительное возвратно-поступательное перемещение для наплавки и соединения деталей с прямоугольным поперечным сечением [2, 3]. В 1969 г. запатентован механизм возвратно-поступательного движения для сварки низкоуглеродистой стали [4].

Способ сварки вибротрением, позднее получивший название линейной сварки трением (ЛСТ), широко использовался для соединения изделий из термопластов [5], в то же время его применение для сварки металлических материалов сдерживалось сложностью и значительной стоимостью создания надежного оборудования. В конце 1980-х годов потребность ведущих предприятий аэрокосмической промышленности обусловила актуальность разработки технологий и оборудова-

ния для ЛСТ различных сплавов применительно к созданию сварных роторов авиационных газотурбинных двигателей (ГТД).

В 1990 г. в Британском институте сварки была введена в эксплуатацию первая специализированная машина с электромеханическим приводом для ЛСТ металлов. Успешная сварка образцов прямоугольного сечения 25×6 мм из углеродистой и нержавеющей аустенитной сталей, алюминиевого сплава 5154, титанового сплава Ti-6Al-4V [6–8] послужила исходной точкой для активной заинтересованности в технологии ЛСТ таких компаний, как «Rolls Royce», «MTU Aero Engines» и «Pratt & Whitney». Объединенными усилиями группы из восьми европейских компаний была разработана и воплощена концепция LinFric® оборудования для ЛСТ, базирующаяся на использовании высокоточных гидравлических силовых приводов с компьютеризированным управлением. С этого времени в ведущих исследовательских центрах и предприятиях различных стран начались интенсивные работы по созданию оборудования, изучению процесса ЛСТ и его промышленному применению.

Целью настоящего обзора является анализ технологических возможностей и особенностей формирования соединений металлических материалов при линейной сварке трением.

**Общая характеристика процесса ЛСТ.** Схема процесса ЛСТ представлена на рис. 1, диаграмма изменения параметров режима во времени — на рис. 2.

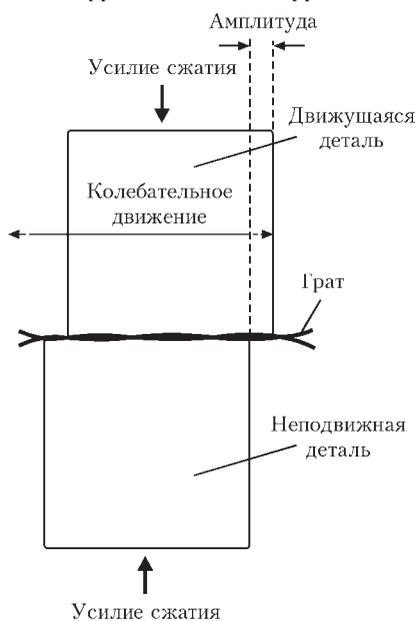


Рис. 1. Схема процесса ЛСТ

Механизм образования сварного соединения при ЛСТ аналогичен таковому при СТ вращением [9]. Образование сварного соединения проходит в следующей последовательности:

- начальная притирка поверхностей трения. В результате относительного перемещения поверхностей на контактирующих микровыступах происходит разрушение оксидных и жировых пленок с обнажением ювенильных участков, образуются и тут же разрушаются мостики схватывания;
- лавинообразное увеличение количества взаимодействующих микровыступов, а также фактической площади контакта и быстрое повышение температуры в стыке;
- начало осадки (вытеснение пластифицированного металла из стыка), увеличение температуры в стыке до определенного значения;
- квазистационарное (равновесное) состояние процесса трения. Мощность тепловыделения, температура в стыке, скорость осадки находятся на определенном установившемся уровне;

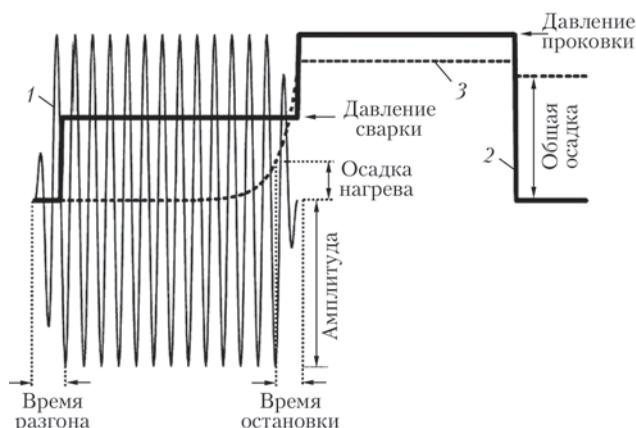


Рис. 2. Диаграмма изменения параметров режима ЛСТ во времени: 1 — амплитуда; 2 — усилие сжатия; 3 — осадка



Рис. 3. Сварное соединение титанового сплава при ЛСТ

- торможение, т. е. регулируемое снижение скорости относительного перемещения до нуля, в процессе которого образуется сварное соединение;
- проковка. Образовавшееся соединение подвергается деформации сжатия осевым усилием, которое, как правило, превышает усилие при нагреве.

В отличие от СТ при ЛСТ форма соединения характеризуется необычным гратом (рис. 3). На гранях в направлении возвратно-поступательного перемещения образуется существенно больший объем грата, что обусловлено перемещением пластифицированного металла преимущественно в направлении колебаний.

**Преимущества ЛСТ.** Данный способ позволяет получать качественные соединения из различных материалов таких, как титановые и никелевые сплавы, различные стали, алюминий и его сплавы, композиционные материалы (КМ) и др. Основным отличием ЛСТ от СТ вращением является возможность сварки в твердой фазе изделий с прямоугольным поперечным сечением. ЛСТ имеет ряд преимуществ, присущих и другим разновидностям СТ [6–9]:

- возможность соединения деталей из трудносвариваемых материалов как в одно-, так и разнородном сочетаниях;
- высокая производительность;
- высокое и стабильное качество соединений;
- гигиеничность – отсутствие выделения вредных газов, ультрафиолетового и электромагнитного излучений;
- отсутствие необходимости применения присадочных материалов, флюсов и защитных газов;
- соединение образуется в твердой фазе, структурные изменения в основном металле происходят на незначительную глубину;
- малое потребление энергии.

Основными недостатками ЛСТ являются высокая стоимость и сложность изготовления оборудования, обусловленные необходимостью использования высокоточных силовых приводов большой жесткости и сложных компьютеризированных систем управления [7–9].

**Параметры режима ЛСТ и свариваемые материалы.** Основными параметрами процесса ЛСТ являются частота и амплитуда возвратно-поступательных колебаний, давление при нагреве и проковке, время нагрева и проковки, величина осадки при нагреве и общая при сварке (см. рис. 2) [10]. К дополнительным параметрам ЛСТ, которые могут оказывать влияние на формирование соединений, относятся время разгона и остановки колебаний.

В работах [11, 12] представлены результаты исследований ЛСТ титанового сплава Ti-6Al-4V (Ti-64). Частота возвратно-поступательных колебаний при сварке достигала 119 Гц для амплитуды колебаний 0,92...3,0 мм. Показано, что для получения бездефектных соединений при ЛСТ необходимо превысить определенное значение удельной мощности тепловыделения, которое определяется как:

$$w = \frac{\alpha \cdot fP}{2\pi A}, \quad (1)$$

где  $\alpha, f$  — соответственно амплитуда и частота возвратно-поступательного перемещения;  $P$  — усилие;  $A$  — площадь поперечного сечения заготовок.

Получение качественных соединений (без пор и оксидных включений) возможно в случае одновременного обеспечения определенных критических условий — достаточно высоких значений амплитуды, частоты колебаний и давления сварки. По данным [12] важным параметром для формирования бездефектных швов является общая осадка заготовок, оптимальное значение которой отличается для различных конструкционных материалов.

В работе [13] приведены результаты исследований ЛСТ алюминия, стали и жаропрочных сплавов, которые проводили на тавровых соединениях типа «шпилька к пластине» с прямоугольным поперечным сечением шпильки 12×4 и 20×4 мм. Показано, что важными для ЛСТ являются три свойства металлического материала: жаропрочность, теплопроводность и коэффициент трения, зависящий от температуры. Материалы, которые быстро теряют прочность при нагреве и на большую глубину, в частности, алюминий и алюминиевый сплав системы AlMgSi1, лишь частично подходят для ЛСТ. Для их стабильного нагрева необходимо обеспечивать значительные амплитуды и частоты возвратно-поступательных перемещений при значительном усилии сварки.

В работе [14] проведена сравнительная характеристика ЛСТ и инерционной СТ. Исследование проводили на образцах из жаропрочного алюминиевого сплава Al-11,7%Fe-1,2%V-2,4%Si, полученного методами порошковой металлургии, а также этого сплава с алюминиевым сплавом 2024-T351. Показано, что при ЛСТ достигается мень-

шая интенсивность термомеханического цикла сварки, чем при инерционной СТ. Прочность соединения составляет около 81 % прочности соединений, полученных инерционной СТ, что связано с большим укрупнением зерна и меньшей твердостью в зоне соединения. Режим ЛСТ прутков диаметром 25 мм следующий: частота 50 Гц, амплитуда 2 мм, осадка 4 мм, усилия нагрева и проковки 30 и 50 кН.

В работах [6, 10, 13, 15] исследованы возможности ЛСТ при соединении различных сталей (углеродистой, нержавеющей, высокопрочной). Параметры режимов сварки варьировали в следующих пределах: частота колебаний 25...50 Гц, амплитуда 1...3 мм, усилие нагрева 40...240 МПа, осадка 1...3 мм. Авторы работ [6, 13] отмечают, что при ЛСТ углеродистой стали возникают проблемы — сварные соединения имеют подрезы по обе стороны от зоны соединения. Это объясняется низкой линейной скоростью (0,5 м/с), в то время как для сталей она должна быть не менее 1 м/с для обеспечения равномерного нагрева и стабильной деформации металла.

Испытания сварных образцов из углеродистой стали [15] на растяжение показали предел прочности 539...592 МПа с разрушением по основному металлу (ОМ). Наблюдается повышение микротвердости металла в зоне соединения более чем в 2 раза по сравнению с ОМ. При отклонении параметров режима ЛСТ от оптимальных значений в сторону уменьшения сварные соединения разрушаются по стыку с низкими показателями прочности.

Качественные соединения из нержавеющей стали AISI 316L [16] были получены при давлении сварки более 160 МПа и частоте колебаний не менее 40 Гц. Механические испытания показали предел прочности 594...610 МПа, относительное удлинение 40...49 % с разрушением по ОМ. Разрушение образцов, полученных при давлениях сварки менее 80 МПа либо при частоте колебаний в 25 Гц, происходило по сварному шву. Установлено, что максимальная скорость осадки, которая влияет на количество  $\delta$ -феррита в зоне соединения, достигается при высоких давлениях сварки и значениях амплитуды 1,5 мм, частоты 30 Гц.

Наибольшее количество публикаций посвящено исследованию ЛСТ различных титановых сплавов [6, 17–22], что обусловлено практическим применением ЛСТ при производстве сварных роторов компрессоров авиационных ГТД («блисков»). Авторами публикаций исследованы следующие диапазоны изменения параметров режима ЛСТ: амплитуда 0,5...3 мм, частота 15...150 Гц, давление при нагреве 50...190 МПа, давление проковки 320 МПа.



В работах [6, 17] изучены сварные соединения титанового сплава Ti-6Al-4V, полученные ЛСТ. При испытаниях сварных образцов сечением 25×6 мм на разрыв [6] прочность составила 835 МПа с разрушением по ОМ. При испытании на изгиб разрушение происходило в зоне соединения при угле загиба 50°. Механические испытания сварных соединений модельных образцов размерами 35×26×13 мм, полученных с ограничением осадки при сварке 1,75 мм, показали следующие результаты [17]: предел прочности 916...1004 МПа, относительное удлинение 13,7...15,2 %, предел текучести 841...968 МПа. Установлено повышение микротвердости в зоне соединения до 350 HV (по сравнению с 300 HV в ОМ) на расстояние ±0,6...1 мм от оси шва в зависимости от давления сварки.

В работе [18] исследована возможность применения ЛСТ для нового титанового псевдо-β-сплава Ti-5553 (Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr), а также для сплава IMI-834 (Ti-5,8Al-4Sn-3,5Zr-0,7Nb-0,5Mo-0,3Si). Механические испытания сварных образцов из сплава Ti-5553 показали, что предел прочности соединения составил 94 % прочности ОМ (1042 МПа), предел текучести — 96 % (1005 МПа), относительное удлинение — 36 % уровня ОМ. Наблюдается снижение микротвердости в зоне соединения более чем на 17 % по сравнению с уровнем ОМ на расстояние до ±1,6 мм от оси шва. С помощью термопар зафиксирована максимальная температура поверхности трения при ЛСТ сплава IMI-834 в интервале 750...800 °С. Показано, что для сплава сохраняется характер зависимости распределения микротвердости от параметров режима сварки, аналогично таковой для сплава Ti-64.

В работе [19] исследована ЛСТ титанового сплава Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6246). В зависимости от термообработки этот сплав в одном случае можно отнести к β-сплаву, в другом — к α+β-сплаву. Исследования проводили на образцах размером 60×36×15 мм. Сваривали β-сплав и α+β-сплав Ti-6246. Послесварочная термообработка — нагрев до 620 °С и выдержка 4 ч. При определенных параметрах режимов сварки достигается предел прочности сварных соединений (1078 МПа) на уровне 96 % значений ОМ менее прочного сплава α+β Ti-6246, предел текучести (1030 МПа) — 99 % показателя α+β Ti-6246.

В работах [20, 21] исследовано формирование разнородных соединений при ЛСТ титановых сплавов VT6 и VT8-1. Сварку проводили на образцах размером 35×26×13 мм с регламентацией осадки 2 мм. Механические свойства соединений составляли: предел прочности 990...1020 МПа, предел текучести 924...939 МПа, относительное

удлинение 11,39...13,78 % с разрушением по ОМ VT6 [21]. При испытании специальных образцов с выточкой по линии соединения [20] на статическое растяжение разрушение происходило по зоне термомеханического влияния (ЗТМВ) сплава VT8-1 (предел прочности 1194 МПа). При этом ширина ЗТМВ соединений не превышала 400 мкм, большая часть которой находилась со стороны сплава VT8-1.

С начала 2000-х годов возросло количество публикаций, посвященных исследованию ЛСТ жаропрочных никелевых суперсплавов. Исследуемый диапазон изменения параметров режима ЛСТ суперсплавов был следующий: амплитуда 2...3 мм, частота 40...100 Гц, давление 50...450 МПа.

В работе [22] исследован процесс ЛСТ никелевого сплава Waspaloy на образцах размером 18×13×11 мм. Установлено, что получение качественных соединений возможно при определенном, достаточно высоком значении всех технологических параметров ЛСТ (амплитуде, частоте, давлении). Показано, что на расстоянии 0,9 мм от поверхности трения (зона динамической рекристаллизации — ЗДР) температура металла превышала 1126 °С, что привело к растворению упрочняющей γ'-фазы и снижению микротвердости. На расстоянии 3,3 мм по обе стороны шва наблюдается снижение микротвердости на 40 % по сравнению со значениями ОМ. Получение качественных соединений (без пор и оксидных включений) достигается при осадке более 1,2 мм.

В работе [23] проведено исследование микроструктуры соединений никелевого сплава IN-738. Для ЛСТ использовали образцы размером 12,8×11,1×17,7 мм. В зоне соединения наблюдается полное растворение упрочняющей γ'-фазы на глубину 600 мкм по обе стороны от сварного шва. Установлено, что пик температуры во время сварки превысил 1230 °С.

В работе [24] проведено оптимизацию параметров ЛСТ никелевого сплава IN-718. При определенных условиях (для данного сплава: амплитуда 2 мм, частота 80 Гц, давление 70 МПа) на поверхности трения достигается температура около 1200 °С. Для ЗТМВ характерно снижение микротвердости на 25 % по сравнению с ОМ. Микроскопические исследования показали наличие дисперсных оксидов по всему сечению сварного шва, размеры и количество которых зависят от параметров режима сварки.

В работе [25] приведены результаты исследований ЛСТ суперсплава CMSX-486. В отличие от титановых сплавов, где грат имеет форму в виде «лепестков», общих для обеих деталей, для никелевых сплавов наблюдается разделение грата на два отдельных лепестка, что характерно для сое-

динений при СТ вращением. При испытании на растяжение образцы разрушались по ОМ. Следует также отметить, что проведенный в работах [23, 25] анализ микроструктуры сварных образцов никелевого суперсплава IN-738 и монокристаллического суперсплава CMSX-486 показал, что в сплавах в процессе ЛСТ может иметь место формирование участков расплава. Установлено, что приложение нагрузки сжатия на этапе проковки вызывает быструю кристаллизацию образуемой метастабильной жидкой фазы.

Авторы работы [26] исследовали возможность ЛСТ никелевого сплава ЭП742 на образцах размером  $35 \times 26 \times 13$  мм. Предел прочности сварных соединений составил 96...112 % требуемого ТУ значения, а относительное удлинение — 98...132 %. Ширина ЗДР и ЗТМВ соответственно составляла 0,6 и 0,8 мм. Наблюдается падение микротвердости в зоне соединения, что обусловлено деградацией упрочняющей  $\gamma'$ -фазы.

С помощью ЛСТ возможно получение качественных соединений КМ. В работе [27] исследованы соединения из КМ на основе алюминиевого сплава AA2124 (Cu — 3,8, Mn — 0,5, Mg — 1,4, Zn < 0,25), армированного частицами карбидов кремния 25 %. Использовали образцы размером  $80 \times 36 \times 15$  мм. Параметры режима сварки были следующими: частота колебаний 50 Гц, амплитуда 2 мм, усилие нагрева и проковки 185 МПа, осадка 2 мм. Механические испытания образцов показали, что предел прочности сварного соединения составляет 82 % уровня ОМ, условный предел текучести — 78 %, относительное удлинение — 60 % показателя ОМ. Наблюдается также снижение микротвердости в зоне сварки на 10 % по сравнению с ОМ композита 2124Al/25 об. % SiC<sub>p</sub>.

Таким образом, как показывает анализ публикаций, экономически оправданными для применения ЛСТ являются никелевые и титановые сплавы, поскольку оправдывают затраты на создание специализированного оборудования для изделий авиационного двигателестроения. Свариваемость титановых сплавов изучена в одно- и разнородных сочетаниях, в то время как возможности ЛСТ су-

персплавов ограничены исследованиями соединений в однородном сочетании.

**Структура сварных соединений.** В целом структура металла при ЛСТ аналогична таковой при СТ вращением [9]. Типичная структура сварного соединения при ЛСТ на примере стали AISI 316L [16] приведена на рис. 4.

При ЛСТ металл в зоне соединения нагревается до температур, не превышающих температуру плавления, однако за счет теплопроводности и внешнего давления металл заготовок меняет свойства и структуру на некоторую глубину от поверхности трения. Как правило, в сварном соединении выделяют четыре зоны, отличающиеся текстурой и микроструктурой [9, 16, 28]:

1) ЗДР, или зона мелкого зерна — центральная часть сварного соединения. Здесь металл претерпевает фазовые превращения — образуется равноосная мелкокристаллическая динамически рекристаллизованная структура;

2) ЗТМВ характеризуется металлографической текстурой. Зерна и цепочки неметаллических включений вытянуты в направлении деформации. Для некоторых материалов в этой зоне также возможны фазовые превращения;

3) ЗТВ — область между ОМ и ЗТМВ, в которой могут происходить фазовые или структурные изменения, не связанные с процессом деформации;

4) зона ОМ — область, в которой нагрев при сварке не оказал заметного влияния на микроструктуру и механические свойства.

Исследования микроструктуры образцов из титановых сплавов Ti-6Al-4V в работе [18] и Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo в работе [19], полученных ЛСТ, показали, что ширина ЗДР и ЗТМВ прямо пропорциональна времени сварки и обратно пропорциональна осевому давлению, частоте и амплитуде колебаний. Установлено, что осевое давление является определяющим фактором, который влияет на размеры ЗДР и ЗТМВ.

Для соединений однородных материалов изменения структур симметричны относительно оси шва в отличие от таковых для соединений разнородных материалов [20, 28].

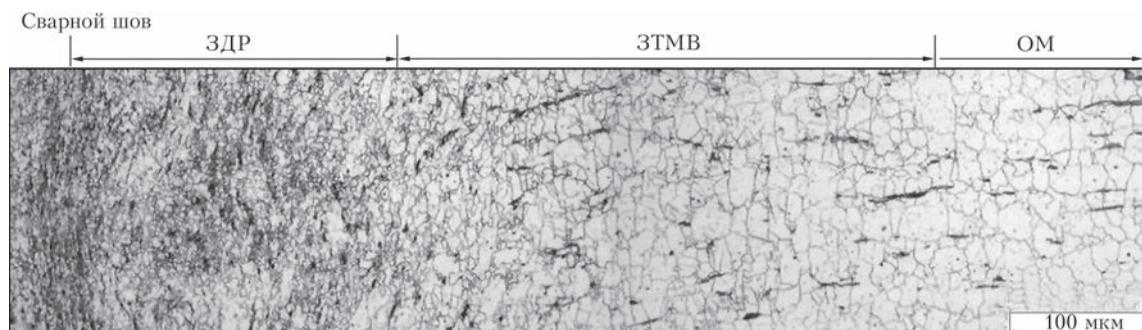


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения стали AISI 316L



**Моделирование процесса ЛСТ.** В ряде работ сделана попытка расчетными методами описать энергетические характеристики процесса ЛСТ и определить температурный режим сварки различных материалов. Температуру в стыке при ЛСТ в момент перед выполнением осадки предложено в [29] определять по уравнению

$$T = T_0 + \frac{1}{c_p F_n \sqrt{4\pi a}} \int_0^t \frac{q(\tau)}{\sqrt{t_n - \tau}} \times \exp\left(-\frac{z^2}{4a(t-\tau)} - b(t_n - \tau)\right) d\tau, \quad (2)$$

где  $q(\tau)$  — закон изменения выделяемой мощности со временем;  $t_n$  — время нагрева;  $F_n$  — площадь поперечного сечения стержня;  $a$  — коэффициент температуропроводности;  $b$  — коэффициент теплоотдачи;  $c_p$  — объемная теплоемкость;  $T_0$  — начальный уровень температуры.

Мгновенная тепловая мощность  $q$  [7, 10], выделяемая при трении, может быть определена по формуле

$$q = F_{тр} v, \quad (3)$$

где  $F_{тр}$  — сила трения скольжения, равная

$$F_{тр} = Fk_{тр}; \quad (4)$$

$F$  — усилие сварки;  $k_{тр}$  — коэффициент трения;  $v$  — скорость скольжения (скорость относительного перемещения деталей).

Скорость скольжения [24, 27] зависит от амплитуды  $a$  и частоты  $f$  возвратно-поступательного движения. Для амплитуды, изменяемой по синусоидальному закону, средняя скорость скольжения  $v_{ск}$  составляет

$$v_{ск} = 4af. \quad (5)$$

Для синусоидального изменения амплитуды скорость скольжения постоянно варьируется от нуля на пике амплитуды до максимального значения при переходе через точку, в которой свариваемые заготовки соосны. Изменяется и давление в зоне контакта — на пике амплитуды оно имеет максимальное значение, а при прохождении через нуль — минимальное (соответствует усилию сварки).

Для определения полной энергии [10], необходимой для образования сварного соединения, выражение мгновенной тепловой мощности интегрируют по времени процесса сварки  $t$ :

$$E_x = \int_0^t q dt = \int_0^t F_{тр} v dt. \quad (6)$$

Сила трения зависит от целого ряда факторов [1, 21]: скорости относительного движения поверхностей трения; природы материала и наличия поверхностных пленок; температурного режима; значения нормального давления; жесткости и упругости узла трения; продолжительности не-

подвижного контакта; скорости приложения нагрузки; характера соприкосновения тел; размера поверхности; коэффициента взаимного перекрытия; качества поверхности и шероховатости.

Установлено [1], что при трении скольжения сталь по стали коэффициент трения может изменяться в широких пределах: 0,1...1 в зависимости от условий сварки. В работе [30] приведены данные об изменении в процессе ЛСТ коэффициента трения для титановых сплавов в пределах от 0,25 до 0,55.

Высокая интенсивность физико-химических процессов, происходящих в зоне соединения при ЛСТ, делают математическое моделирование этого способа сварки сложной задачей, которая решается с применением ЭВМ и специализированного программного обеспечения, основанного на методе конечных элементов. Для снижения времени и вычислительных мощностей используют упрощенные модели, например, расчет температурных полей без учета деформации материала, применение упрощенных двухмерных 2D-моделей вместо трехмерного 3D-моделирования; рассмотрение не всего процесса в целом, а отдельных его стадий; прогнозирование структуры отдельных зон сварного соединения [29–34].

Пример результата 2D-моделирования процесса ЛСТ приведен на рис. 5. Авторы работ [29–34] проводили расчет температурных полей при ЛСТ титановых сплавов. Установлено, что для исследуемых параметров режима сварки сплава ВТ6 около 30 % тепловой энергии, генерируемой в стыке во время процесса, отводится в грат вместе с пластифицированным металлом. Расчеты показывают, что в процессе сварки температура на поверхности трения достигает 1300 К, однако может доходить и до 1500 К в зависимости от параметров режима ЛСТ. При этом повышение температуры до 1000 °С длится менее 1 с [31]. В работе [33] проведены расчеты температурных полей для сварного соединения сплавов ВТ6 + ВТ8М-1; отмечена асимметричность температурных полей относительно линии соединения.

Помимо температурных полей, в работах [31, 32] моделировали образование грата. Установлено, что топология грата зависит от параметров режима сварки. Для получения бездефектных соединений необходимо полное обновление первоначальных поверхностей трения и удаление загрязнений в грат.

Скорость осадки зависит от давления, амплитуды и частоты колебаний. С их увеличением возрастает скорость деформации и осадки, снижается толщина зоны пластифицированного металла и уменьшается необходимая для очистки поверхностей величина осадки. С увеличением скоро-

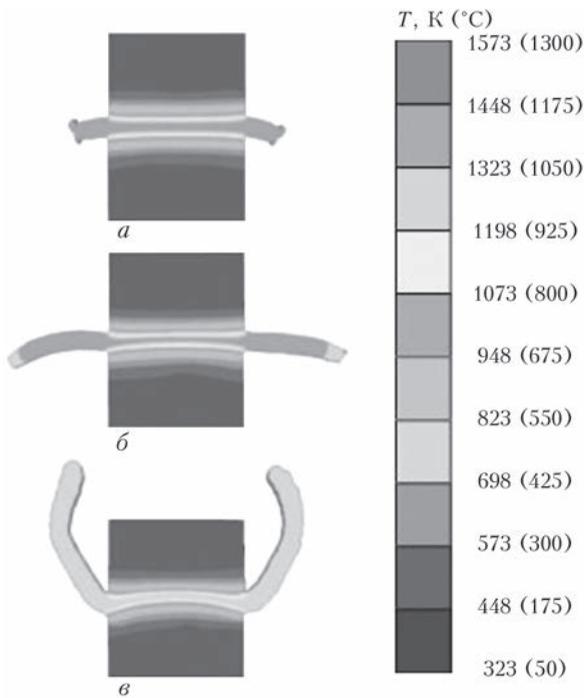


Рис. 5. Результаты 2D-моделирования ЛСТ сплава Ti-64 для низких (а), средних (б) и высоких (в) давлений сварки [34]

сти трения возрастает максимальная температура в стыке, а с ростом давления сварки – снижается.

Авторы работы [31] предложили модель для прогнозирования структуры ЗТВ сварного соединения сплава Ti-64, поскольку эта зона характеризуется минимальной прочностью и твердостью. Размер зерен  $\beta$ -фазы является основным показателем механических характеристик в ЗТВ данного сплава. Поэтому модель основана на расчете размера зерен  $\beta$ -фазы после ЛСТ в зависимости от режима сварки и размера зерен перед началом процесса.

В работе [30] проведено моделирование ЛСТ звеньев круглозвенных цепей из стали 30CrNiMo8. Рассмотрено изменение температуры в процессе сварки в двух точках, отдаленных на 3,5 и 4,5 мм от стыка. Данные, полученные расчетным путем, незначительно отличаются от экспериментальных. Разница между расчетными и экспериментальными данными по осадке образцов составила 13 %.

Моделирование процесса ЛСТ ограничивается преимущественно титановыми сплавами, что обусловлено актуальностью использования этого способа сварки при изготовлении компонентов авиационных ГТД. Формирование соединений при ЛСТ никелевых суперсплавов, интерметаллидов на основе Ni–Al, Ti–Al и КМ в одно- и разнородном сочетаниях в достаточной мере не освещено в литературе, что обуславливает актуальность проведения дальнейших исследований.

## Выводы

1. Потребность ведущих предприятий авиационного двигателестроения обусловила актуальность разработки технологий и оборудования для ЛСТ деталей из высокопрочных и жаропрочных сплавов. ЛСТ позволяет получать качественные соединения титановых сплавов, различных сталей, жаропрочных никелевых сплавов, КМ.

2. Структура соединений при ЛСТ аналогична таковой для других разновидностей СТ. Ширина характерных участков соединения (зоны динамической рекристаллизации, термомеханического и термического влияния) зависит от параметров режима ЛСТ – осевого усилия, времени сварки, амплитуды и частоты колебаний.

3. Математическое моделирование процесса ЛСТ, основанное на методе конечных элементов, позволяет оценить термомеханические условия формирования соединений и прогнозировать структурные изменения материалов в зоне сварки.

4. Проблемой остается снижение стоимости и повышение надежности оборудования для реализации процесса ЛСТ жаропрочных и высокопрочных материалов, что ограничивает область применения ЛСТ, преимущественно предприятиями аэрокосмической промышленности.

5. Актуально проведение дальнейших исследований по ЛСТ никелевых суперсплавов, интерметаллидов на основе Ni–Al, Ti–Al и КМ в одно- и разнородном сочетаниях.

1. *Сварка трением: Справочник* / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, В. И. Вилль и др. – Л.: Машиностроение, 1987. – 236 с.
2. *Vill V. I. Friction welding of metals.* – New York: American Welding Soc., 1962. – 114 p.
3. *Вавилов А. Ф., Воинов В. П.* Сварка трением. – М.: Машиностроение, 1964. – 156 с.
4. *Pat. Caterpillar Tractor Co, US3420428-A. Bonding apparatus – friction welding by reciprocal motion* / R. Maurya, J. Kauzlarich. – Publ. 1969.
5. *Кулис Э. И., Локишин Р. Ф.* Сварка пластмасс трением // Свароч. пр-во. – 1982. – № 1. – С. 8–9.
6. *Nicholas E. D., Hone P.* Developments in friction and MIAB welding // *Welding Institute Bulletin.* – 1989. – R382/11/89.
7. *Nicholas E. D.* Linear friction welding. – Düsseldorf: DVS-Verl., DVS Berichte. – 1991. – 139. – S. 18–24.
8. *Nicholas E. D.* Friction surfacing and linear friction welding // *International SAMPE metals and metals proc. conf., Covina, CA, USA.* – 1992. – P. 450–463.
9. *Solid state joining of metals by linear friction welding: a literature review* / I. Bhamji, M. Preuss, P. L. Threadgill, A. C. Addison // *Mater. Sci. & Technol.* – 2010. – 27, 2011. – № 1. – P. 2–12.
10. *Energy and force analysis of linear friction welds in a medium carbon steel* / Usani U. Ofem, P. A. Colegrove, A. Addison, M. J. Russell // *Sci. and Technol. of Welding & Joining.* – 2010. – 15, № 6. – P. 479–485.
11. *Vairis A., Frost M.* High frequency linear friction welding of a titanium alloy // *Wear.* – 1998. – 217. – P. 117–131.
12. *Wanjara P., Jahazi M.* Linear friction welding of Ti–6Al–4V: Processing, microstructure, and mechanical-property interrelationships, metal // *Mater. Trans. A.* – 2005. – 36. – P. 2149–2164.

13. *Netwig A.* Entwicklung und Trinds beim Reilschweißen // *Der Praktiker.* – 1993. – № 9. – S. 546–555.
14. *Koo H. H., Baeslack W. A.* Friction welding of rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloy // *Welding J.* – 1992. – № 5. – P. 20–24.
15. *Addison A., Threadgill P.* Initial studies of linear friction welding of C-Mn steel // *Welding and Cutting.* – 2010. – № 4. – P. 364–370.
16. *Linear friction welding of AISI 316L stainless steel / I. Bhamji, M. Preuss, P. L. Threadgill et al.* // *Mater. Sci. and Eng. A.* – 2010. – **528.** – P. 680–690.
17. *Kallee S. W., Nicholas E. D., Russell M. J.* Friction welding of aeroengine components // *The 10th World conf. on titanium Ti-2003.* – Hamburg, Germany, 2003. – P. 2859–2867.
18. *Evolution of microstructure, microtexture and mechanical properties in linear friction welded titanium alloys // digitool.library.mcgill.ca/thesisfile 103485.pdf.*
19. *Fracture behaviour of linear friction welds in titanium alloys / M. Corzo, Y. Torres, M. Anglada, A. Mateo // Anales de la Mecanica de Fractura.* – 2007. – **1.** – P. 75–80.
20. *Исследование микроструктуры в зоне сварного шва при линейной сварке трением титановых сплавов BT6 и BT8 / Г. С. Дьяконов, Н. Ф. Измайлова, В. М. Бычков и др. // Вестн. Укр. гос. авиац. техн. ун-та.* – 2012. – **16,** № 7. – С. 48–52.
21. *Применение линейной сварки трением для соединения сплавов BT6 и BT8-1 / А. Ю. Медведев, В. М. Бычков, А. С. Селиванов и др. // Там же.* – 2012. – **16,** № 7. – С. 63–67.
22. *Mechanical property and microstructure of linear friction welded WASPALOY / A. Chamanfar, M. Jahazi, J. Gholipour et al. // Metallurg. and Mater. Trans. A.* – 2011. – **42,** March. – P. 729–744.
23. *Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-base superalloy / O. T. Ola, O. A. Ojo, P. Wanjara, M. C. Chaturvedi // Ibid.* – 2012. – **42,** Dec. – P. 3761–3777.
24. *Linear friction welding of IN-718 process optimization and microstructure evolution http://www.scientific.net/AMR.15-17.357.*
25. *A study of linear friction weld microstructure in single crystal CMSX-486 superalloy / O. T. Ola, O. A. Ojo, P. Wanjara, M. C. Chaturvedi // Metallurg. and Mater. Trans. A.* – 2012. – **43,** March. – P. 921–933.
26. *Исследование свариваемости жаропрочного никелевого сплава ЭП742 методом линейной сварки трением / В. М. Бычков, А. С. Селиванов, А. Ю. Медведев и др. // Вестн. гос. авиац. техн. ун-та.* – 2012. – **16,** № 7. – С. 112–116.
27. *Mechanical and microstructural characterization of 2124Al/25 vol.%SiC joints obtained by linear friction welding (LFWptA) / F. Rotundo, L. Ceschini, A. Morri et al. // Composites.* – 2010. – **41.** – P. 1028–1037.
28. *Влияние величины осадки на формирование сварного соединения при линейной сварке трением / М. В. Караваева, С. К. Киселева, В. М. Бычков и др. // Письма о материалах.* – 2012. – **2.** – С. 40–44.
29. *Моделирование температурного поля при линейной сварке трением / А. Ю. Медведев, С. П. Павлинич, В. В. Атрощенко, Н. И. Маркелова // Вестн. Укр. гос. авиац. техн. ун-та.* – 2010. – **14,** № 2. – С. 75–79.
30. *Wen-Ya Li, Tiejun Ma, Jinglong Li.* Numerical simulation of linear friction welding of titanium alloy: Effects of processing parameters // *Materials and Design.* – 2010. – **31.** – P. 1497–1507.
31. *Process modelling of ti-6al-4v linear friction welding (LFW) / M. Grujicic, G. Arakere, B. Pandurangan et al. // J. Mater. Eng. and Performance.* – 2012. – **21(10),** Oct. – P. 2011–2023.
32. *The importance of materials data and modelling parameters in an FE simulation of linear friction welding http://www.hindawi.com/journals.*
33. *Computer modelling of linear friction welding based on the joint microstructure / S. K. Kiselyeva, A. M. Yamileva, M. V. Karavaeva et al. // J. Eng. Sci. and Technol. Review.* – 2012. – **5.** – P. 44–47.
34. *Linear friction welding of Ti-6Al-4V modelling and validation / R. Turner, J.-C. Gebelin, R. M. Ward, R. C. Reed // Acta Materialia.* – 2011. – **59.** – P. 3792–3803.
35. *Linear friction welding of high strength chains http://www.raiser.de/download/innovationspreis/bewerber2013/Linear\_Friction\_Welding\_of\_High\_Strength\_Chains\_Mucic-Fuchs-Enzinger.pdf.*

Поступила в редакцию 09.10.2014

## VI выставка Индия – Эссен «Сварка & Резка»

В конце октября 2014 г. в выставочном центре Бомбея состоялась очередная VI выставка Индия – Эссен «Сварка & Резка», в которой приняло участие более 130 компаний из 14 стран. Выставку посетило около 10600 специалистов сварочной индустрии Индии, одной из самых динамичных индустрий мира.



[www.india-essen-welding-cutting.com](http://www.india-essen-welding-cutting.com)