

УДК 621.658.512(035):621.791.14

EDN: UGCVJF

*\*Харламов Ю. А., Денисова Н. А., Петров П. А., Орлов А. А.**Донбасский государственный технический университет**\*E-mail: yuriy.kharlamov@gmail.com*

### ОБЕСПЕЧЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА СТАДИИ ВЫБОРА МАТЕРИАЛОВ. ЧАСТЬ 3: СВАРИВАЕМОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

*Показана актуальность разработки и исследования технологий сварки конструкционных сталей трением с перемешиванием в твердой фазе. Рассмотрены особенности сварки трением с перемешиванием конструкционных сталей, основные технологические и конструктивные факторы, влияющие на формирование микроструктуры получаемых сварных соединений и технологическую свариваемость сталей. Описаны особенности технологической свариваемости основных видов конструкционных сталей: углеродистых, двухфазных высокопрочных, легированных, хромоникелевых коррозионностойких сталей аустенитного класса, разнородных сталей между собой.*

*Сварка сталей трением с перемешиванием позволяет избежать нежелательных фазовых превращений в сварных соединениях по сравнению со сваркой плавлением, получать швы с уменьшенной зоной термического влияния и более высокими механическими и коррозионностойкими свойствами. К инструменту для сварки сталей трением с перемешиванием предъявляются более высокие требования по сравнению со сваркой алюминиевых сплавов. Инструменты для сварки сталей должны обладать комплексом более высоких требований: механической прочностью и ударной вязкостью, высокими теплостойкостью и износостойкостью, достаточной теплопроводностью, низкой физико-химической активностью по отношению к соединяемым сталям и др. Оборудование для сварки сталей трением с перемешиванием должно быть более жестким по сравнению со сваркой сплавов алюминия, оснащено прецизионными шпинделями и системами охлаждения.*

**Ключевые слова:** *сварка трением с перемешиванием, свариваемость сталей, микроструктура металла, инструмент, микротвердость.*

**Введение.** Конструкционные стали имеют широкое применение в машиностроении и строительстве, в том числе для создания сварных конструкций. В настоящее время для получения неразъемных соединений между стальными заготовками и деталями наибольшее распространение получили способы сварки плавлением. Однако во многих случаях их применение связано с комплексом конструктивных, технологических, экономических, организационных проблем. Поэтому все большее внимание приобретают процессы разработки и исследования сварки сталей трением с перемешиванием (СТП) в твердой фазе.

При надлежащем выборе технологических параметров процесса СТП в большинстве случаев удается получить сварные соединения сталей, механические свойства

которых близки к свойствам основных металлов [1–7]. В настоящее время ведутся интенсивные исследования по совершенствованию технологических процессов СТП разнообразных сталей. Большое внимание уделяется изучению механизмов образования соединений при СТП, пластической деформации и течению соединяемых материалов, а также формированию структуры сварных соединений. Микроструктура сварных швов сопоставляется со структурой основного металла.

Многочисленные исследования показывают, что на формирование микроструктуры при сварке трением с перемешиванием сталей влияет множество факторов. Наиболее существенными параметрами, влияющими на формирование микроструктуры, являются:

- скорость вращения инструмента;
- скорость сварки;
- осевая сила;
- геометрия и размеры инструмента;
- угол наклона инструмента.

Эти параметры определяют количество генерируемого в процессе СТП тепла и, соответственно, температуру в зоне формирования сварного соединения, которая является определяющим фактором в эволюции микроструктуры свариваемых материалов. Течение материалов в зоне перемешивания преимущественно зависит от геометрии инструмента. Заплекник инструмента влияет на движение материала верхнего слоя, а профиль пина и наконечник контролируют движение материала в промежуточной и нижней частях сварного соединения [8–10].

Технологическая свариваемость сталей зависит не только от их состава и структурного состояния, но и от применяемых способов и режимов сварки, конструктивных особенностей сварного изделия, условий его эксплуатации и др.

В России практически не ведутся работы по исследованию и внедрению технологических процессов сварки трением с перемешиванием стальных конструкций, а в отечественной и зарубежной литературе отсутствуют публикации, содержащие рекомендации по выбору конструкционных сталей в процессе проектирования изделий.

**Цель данной статьи** заключается в обобщении мирового опыта исследований и разработок по сварке трением с перемешиванием конструкционных сталей и разработке предложений по перспективным направлениям развития технологий и оснащения производств для СТП стальных конструкций, а также разработки соответствующих конструкторско-технологических рекомендаций.

**1. Свариваемость углеродистых сталей.** При СТП стали ДН-36 (аналог стали повышенной прочности D36, содержит до 0,18 % С; 0,9–1,6 % Мn; Nb; Cu) инструментом из вольфрамового сплава получали прочные сварные швы с полным проваром

при незначительном перемешивании с материалом инструмента. Предел текучести сварного шва примерно на 50 %, а предел прочности на 33 % выше, чем у основного металла [11]. При СТП стали ДН-36 инструментами из сплава W–25 % Re на длине шва около 1,8 м размерного износа инструмента не обнаружено. Прочность сварного шва оказалась приемлемой, несмотря на некоторые дефекты в его зоне [12]. При СТП стали ДН-36 инструментами из ПКНБ качественные сварные швы получали при скорости движения до 250 мм/мин [1].

Около 200 м качественных сварных швов стали А-36 (аналог стали ВСтЗсп) было получено СТП с использованием инструментов из ПКНБ в широком диапазоне технологических параметров [1].

В работе [13] изучено влияние содержания углерода и протекающих при СТП превращений на микроструктуру и механические свойства получаемых сварных соединений углеродистых сталей. Умеренная температура при СТП (около 650 °С) позволяет обеспечить их хорошую свариваемость. Кроме того, контроль температуры при сварке позволяет обеспечить получение сварных соединений при различном структурном состоянии сталей (с аустенитной или ферритно-аустенитной структурой). Механические свойства получаемых соединений существенно зависят от условий сварки и содержания углерода в сталях. Прочность соединений стали S35C быстро увеличивается при незначительном увеличении скорости сварки от 100 до 200 мм/мин, достигая значения 800 МПа, а при дальнейшем увеличении скорости сварки до 400 мм/мин начинает снижаться до 650 МПа. Это объясняется соотношениями между развиваемой при СТП температурой и критическими точками А1 и А3 диаграммы железо-углерод. С увеличением скорости сварки снижается тепловложение в свариваемые детали и уменьшается развиваемая при сварке температура. Прочность соединений стали S12С возрастала от 400 до 500 МПа с увеличением скорости сварки от 100 до 400 мм/мин.

Предел прочности соединений из супермагнетитовых сталей (0,002 % C) достигает значения 300 МПа и почти не изменяется при увеличении скорости сварки от 100 до 400 мм/мин.

При СТП стали 1018 (аналог стали 15) использовали инструмент из сплава на основе вольфрама и молибдена. Максимальная температура сварки достигала ~1200 °С. Наблюдались признаки микросплавления между инструментом и свариваемыми заготовками. Микроструктура зоны перемешивания состояла из феррита, зернограничного феррита и тонкого перлита. В зоне перемешивания получаемого соединения структура была более мелкой вблизи заплечика и более грубой вдали от него. Свойства полученных сварных швов при растяжении оказались приемлемыми [14].

Пластины из стали S45C (аналог стали 45) были успешно сварены с помощью комбинированного способа СТП, использующего дополнительный нагрев зоны сварки с помощью лазера. Для СТП использовали инструмент из вольфрам-кобальтового сплава с наконечником. Основным преимуществом данного способа явилась высокая скорость сварки, достигающая 800 мм/мин. При традиционном способе СТП она составляла около 400 мм/мин [15, 16]. Прочность получаемых соединений на разрыв была близкой к основному металлу, а разрушение происходило в зоне основного металла.

## 2. Свариваемость двухфазных сталей.

Двухфазные стали (DP) являются наиболее широко используемыми из всех современных высокопрочных сталей [1]. Их ферритно-мартенситная микроструктура позволяет горячекатаным и холоднокатаным маркам сталей DP демонстрировать хороший баланс низкой текучести, высокой прочности на разрыв и хорошей формовости, а также способность поглощать большое количество энергии. Это делает их идеальными для автомобильной промышленности вследствие их ударопрочности. При СТП двухфазной стали Dual Ten 590 инструментом из ПКНБ скорость шпинделя

составляла от 450 до 550 об/мин, скорость перемещения от 150 до 340 мм/мин. В качестве защитного газа использовали аргон. При формовании листов зона сварного шва аналогична основному металлу.

Скорость СТП влияет на микроструктуру зоны перемешивания, состоящей из равноосных зерен  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз. Размер зерен уменьшается с увеличением скорости сварки, а твердость и прочность на разрыв увеличиваются с увеличением скорости подачи [17].

Широкое применение, например, в автомобильной промышленности имеют высокопрочные двухфазные ферритно-мартенситные стали (DP). Хорошее сочетание прочности и пластичности этих сталей позволяет снижать вес транспортных средств, сохраняя при этом устойчивость к ударам. Микроструктура стали DP состоит из твердой мартенситной фазы, распределенной в мягкой ферритной матрице. Для получения неразъемных соединений сталей DP наиболее распространены методы сварки плавлением: газовая дуговая, контактная точечная и лазерная. Для получения качественных соединений требуются достаточно высокие тепловложения, которые вызывают проблемы, связанные с отпусканием мартенситной фазы, приводящие, соответственно, к размягчению зоны термического влияния (ЗТВ). Образование размягченной ЗТВ, а также появление зоны жесткого сплавления ухудшают механические свойства сварного шва [18]. Это вынуждает создавать и использовать способы сварки с меньшим подводом тепла для соединения деталей из сталей типа DP. Одним из таких перспективных способов является сварка трением с перемешиванием (СТП) — метод сварки материалов в твердом состоянии.

В работе [19] СТП применялась к листам ферритно-мартенситной стали DP700 (0,076 % C; 1,04 Mn; Si; Ni; Cr; Cu) в среде аргона толщиной 2 мм при скоростях вращения инструмента WC-Co (диаметр заплечика 16 мм, диаметр наконечника 6 мм и длина 1,8 мм) 600, 800 и 1000 об/мин. СТП выполняли со скоростью подачи

50 мм/мин и углом наклона инструмента  $3^\circ$ . Увеличение скорости вращения приводит к укрупнению зерна в зоне перемешивания, а также к размягчению в докритической зоне термического воздействия. Обнаружено присутствие частиц WC в зоне перемешивания, вызванное износом инструмента. Образование мягкой ферритовой прослойки в сварном соединении снижает прочность шва на растяжение при скорости вращения 600 об/мин, в то время как размягчение ЗТВ было причиной снижения прочности и пластичности в условиях СТП с 800 и 1000 об/мин.

В дальнейших исследованиях [19] СТП стали DP700 при постоянной скорости вращения 800 об/мин и скорости подачи 50, 100 и 150 мм/мин обнаружено влияние разложения мартенсита на уменьшение твердости зоны сварного соединения. Уменьшение твердости на значения  $28 \pm 3$ ,  $21 \pm 2,5$  и  $15 \pm 3,2$  HV соответствовало скорости сварки 50, 100 и 150 мм/мин соответственно при твердости основного металла  $275 \pm 3$  HV. При скорости 150 мм/мин прочность на разрыв сварного шва составляла 686 МПа, что соответствует 95 % прочности основного металла (723 МПа).

В работах [20, 21] соединения встык высокопрочной стали ДП700 получали СТП при постоянной частоте вращения инструмента 800 об/мин и угле наклона инструмента  $3^\circ$ , а скорость сварки варьировалась как 100, 150 и 200 мм/мин. Комбинация параметров, состоящая из скорости вращения инструмента 800 об/мин, скорости сварки 150 мм/мин и угла наклона инструмента  $3^\circ$ , обеспечила наилучшие результаты. Зона перемешивания имела среднюю микротвердость 395 HV, а основной металл —  $275 \pm 3$  HV. Повышение микротвердости в зоне перемешивания обусловлено влиянием скорости охлаждения и измельчением зерна. При этой же комбинации параметров предел прочности соединения составил 687 МПа (сварное соединение имеет 91,7 % прочности основного металла).

**3. Свариваемость легированных сталей.** Для двухсторонней СТП пластин из углеродисто-марганцевой стали S355

(аналог низколегированной стали 17ГС и 17Г1С для сварных конструкций) толщиной 12 мм применяли вольфрам-рениевые инструменты с пином длиной 7,5 мм. Однако инструмент подвергался интенсивному изнашиванию. Твердость в зоне сварного шва выше, чем в основном материале [22].

При СТП закаленной и отпущенной углеродисто-марганцевой стали толщиной 6,4 мм износ инструментов из ПКНБ был очень низким, не поддававшимся количественной оценке. В зоне перемешивания сварного шва наблюдалась сильно измельченная зеренная структура как в аустенитных зернах, так и в продуктах превращения. Микротвердость в зоне сварного шва была примерно такой же, как и у основного металла. В ЗТВ наблюдалось снижение твердости с 550 до 350 HV. Прочность сварного шва на разрыв достигала ~70 % основного металла с разрушением в ЗТВ [23].

При СТП пластин стали IS 2062 (0,22 % C; 1,5 % Mn) среднее значение микротвердости в основном металле и зоне перемешивания составило 143 HV и 182 HV соответственно при нагрузке 200 г. Увеличение микротвердости зоны перемешивания обусловлено измельчением зерна и скоростью охлаждения [4]. Измельчение зерна помогло увеличить прочность соединения на растяжение.

При СТП инструментом из ПКНБ трубной стали X-65 (<0,28 % C; <1,75 % Mn) толщиной 6 мм прочность соединения на растяжение была эквивалентна прочности основного металла, причем разрушение происходило в основном металле, удаленном от сварного шва и ЗТВ. Ударная вязкость сварного шва превысила результаты основного металла при  $-50$ ,  $0$  и  $20$  °C [24]. При СТП высокопрочной низколегированной стали HSLA-65 (0,07...0,12 % C; Mn; Nb; Ti; V) использовали инструменты на основе вольфрама. Прочность сварных соединений листов толщиной 10 мм выше по сравнению с основным металлом, и они показали хорошие результаты при испытаниях на изгиб, а при толщине 6 мм не

прошли испытания на изгиб из-за образования поверхностных трещин. При испытаниях на ударный изгиб по Шарпи как при –29, так и при –40 °С ударная вязкость сварных соединений была ниже, чем у основного металла. Поверхность сварного шва имела небольшие дефекты из-за шероховатостей, возникающих при взаимодействии заплечика с поверхностью пластины. Коррозия в солевом тумане сварных швов не отличалась от основного металла [25].

В [26] для СТП пластин из стали HSLA-65 толщиной 6,4 и 12,7 мм использовали вольфрам-рениевые инструменты. Послесварочная деформация пластин толщиной 12,7 мм оказалась меньше, чем при сварке плавлением. Прочность на разрыв сварного шва была несколько меньше, чем у основного металла. Ударная вязкость сварных соединений была значительно ниже, чем у основного металла.

При СТП стали HSLA-65 инструментом из ПКНБ со скоростью до 200 мм/мин полученные сварные швы имеют превосходное качество [1]. Внешний вид поверхности отличный. Предел текучести и предел прочности сварных швов составляют 597 и 788 МПа соответственно по сравнению с 605 и 673 МПа в основном металле. Относительное удлинение и относительное сужение составляют 14,5 и 77 % для материала шва по сравнению с 18,7 и 81 % для основного металла. Стойкость инструмента оценивалась как превосходная.

В [27] СТП пластин закаленной и отпущенной стали 0,29С-Mn-Si-Mo-V толщиной 6,4 и 12,7 мм осуществляли инструментом из ПКНБ. Микротвердость зоны перемешивания примерно равна микротвердости основного металла. Значительное смягчение наблюдалось в ЗТВ. Прочность на разрыв сварных швов при СТП была ниже, чем у основного металла, но выше, чем у швов при электродуговой сварке плавлением. Ударная вязкость швов при СТП равна или выше, чем у основного металла.

Успешно проведена сварка трением с перемешиванием модифицированной стали

9Cr–1Mo–V–Nb и исследовано распределение микротвердости по сечению сварного шва. Зона сварного шва имела разный диапазон микротвердости от зоны термического влияния до зоны перемешивания из-за различного тепла, выделяемого в каждой зоне [4]. Сварной шов имеет пиковую микротвердость 503 HV<sub>0,5</sub>. Образование свежего мартенсита привело к такой микротвердости. Относительно меньшая микротвердость обнаружена в закаленной области. За счет эффекта отпуска микротвердость составила 482 HV<sub>0,5</sub>. Благодаря мартенситной субструктуре зона термического влияния имела микротвердость 417 HV<sub>0,5</sub>.

Трубная хромистая сталь L-80 (0,15–0,22 % С; 12,0–14,0 % Cr; Mn; Ni; Cu), а также низколегированные стали X-80 (0,063 % С; 1,83 % Mn; Cr; Ni; Ti; Nb; V; Mo) и X-120 (0,041–0,36 % С; 1,93–1,96 % Mn; Mo; Ti; V) легко поддавались СТП инструментом из ПКНБ [28]. Для стали X-80 СТП осуществляли при 550 об/мин и 100 мм/мин с защитным газом аргоном. Микротвердость ЗТВ и зоны перемешивания была выше, чем у основного материала. Небольшая область на стороне движения зоны перемешивания имеет более высокую твердость, чем остальная часть сварного шва. Качественные соединения пластин из мартенситной нержавеющей стали AISI 410 (<0,15 % С; 11,5–13,5 % Cr; >0,75 % Ni; <1,0 % Mn; <1,0 Si) толщиной 3 мм были получены комбинированным методом СТП с использованием в качестве дополнительного индукционного источника нагрева. В качестве инструмента использовался карбид вольфрама (диаметр заплечика 25 мм, длина штифта 2,6 мм и диаметр штифта 5 мм, профиль штифта шестиугольный) [4]. Полученная прочность была близка к основному металлу и составила 462 МПа, а образец продемонстрировал гораздо более высокую скорость коррозии — 2,79757 мм/год, что лучше, чем скорость коррозии основного металла. Локальный индукционный нагрев способствует размягчению кромок свариваемых деталей, что облегчает

внедрение инструмента и его перемещение вдоль сварного шва, а также формированию более однородной мелкозернистой структуры сварного шва по сравнению с основным металлом [4].

Аустенитная нержавеющая сталь марки AISI 410 была успешно сварена инструментом из вольфрама с оксидом лантана. Изучено влияние угла наклона инструмента. При использовании угла наклона инструмента  $1,5^\circ$  при сочетании параметров скорости вращения инструмента 600 об/мин, скорости сварки 45 мм/мин и осевой нагрузки 11 кН были достигнуты наилучшие результаты. Угол наклона инструмента способствовал пластификации сварного шва, в результате чего получалась однородная микроструктура по всему сварному шву [4]. Предел текучести сварного соединения составил 605 МПа, что соответствует 96 % прочности основного металла. Средняя достигнутая микротвердость в зоне перемешивания составила  $230 \pm 5$  НВ, причем это значение микротвердости выше, чем в зоне термомеханического воздействия.

СТП нержавеющей стали типа 430 (улучшенного аналога стали 08X17Т) проводили инструментом из ПКНБ при 550 об/мин и скорости перемещения 80 мм/мин. Получали прочный шов с превосходным качеством поверхности. Зона сварного шва имела более высокую микротвердость, чем основной материал [1].

В [29, 30] исследована микроструктура пластин из нержавеющей стали, сваренных трением с перемешиванием. Обнаружено, что твердость зоны перемешивания (ЗП) выше из-за присутствия бейнитной структуры в ЗП. С другой стороны, наблюдали образование мелких зерен в ЗП и в термомеханически активной зоне (ТМАЗ) вследствие механического перемешивания и нагрева. В результате получается соединение с превосходной ударной прочностью.

**4. Свариваемость хромоникелевых коррозионностойких сталей аустенитного класса.** При сварке листов стали 301L толщиной 1,5 мм внахлестку во избежание образования складок на свободной поверхности

использовали инструмент небольшого диаметра (диаметр заплечика — 10 мм, пина — 3 мм). Инструмент малого диаметра требовал соответственно более высоких скоростей вращения для достижения температуры сварки. При визуальном осмотре шов оказался плотным и бездефектным. При испытаниях в среде солевого тумана в ЗТВ появилась небольшая коррозия. В щели между обшивкой и верхней поверхностью появилась значительная коррозия. Ожидается, что лучший контроль оплавления или механическое удаление оплавления после сварки улучшит коррозионные характеристики нахлесточного сварного шва [1].

При СТП нержавеющей стали 304L (аналог стали 03X18Н11) с помощью инструмента из вольфрамового сплава пиковые температуры в зоне сварки достигали  $\sim 1200^\circ\text{C}$ . Сварной шов был прочнее основного металла и обладал превосходной пластичностью, а удлинение до разрушения составляло более 50 %. Продольные остаточные напряжения близки к пределу текучести основного металла [31].

В [32] при СТП нержавеющей сталей 304L и AL-6XN ( $<0,03\% \text{ C}$ ;  $20,0\text{--}22,0\% \text{ Cr}$ ;  $23,5\text{--}25,5\% \text{ Ni}$ ;  $\text{Cu}$ ;  $\text{Mn}$ ) обнаружили весьма измельченную микроструктуру зоны перемешивания с неопознанной структурой темных полос в ЗП. Повышенная микротвердость и превосходная пластичность имели место в зоне сварного шва как для стали 304L, так и для AL-6XN. Последняя сочетает в себе высокую прочность и хорошую технологичность с отличной коррозионной стойкостью и устойчивостью к точечной коррозии для самых разных сред, обладает хорошей формуемостью и свариваемостью. Однако оказалось, что при СТП сложно получить прочные сварные швы AL-6XN, поскольку в них было обнаружено множество пор. После технологических усовершенствований СТП [33] были получены сварные швы с более высоким пределом текучести (700 МПа по сравнению с 430) и пределом прочности (930 МПа по сравнению с 780), но с меньшей пластичностью

(относительное сужение 50–60 % по сравнению с 75 %, относительное удлинение 28 % по сравнению с 46 %). Относительное удлинение для основного металла 30 %.

В [34] при СТП пластин стали 304 обнаружили полосчатую структуру, аналогичную той, которую выявили Рейнольдс и др. Темные полосы представляли собой узкие области ультрамелких зерен. Выступающая сторона зоны перемешивания содержит мелкие сигма-частицы, а также еще более мелкие выделения карбидов.

При СТП пластин стали 304L толщиной 6 мм инструментом из ПКНБ скорость шпинделя составляла 400 об/мин, скорость перемещения 75 мм/мин. Различные параметры приводили к самым разнообразным микроструктурам. При некоторых условиях в зоне перемешивания присутствует сигма-фаза. Предел текучести, предел прочности и пластичность сварного шва и основного металла были практически одинаковыми. Срок службы инструмента превысил 30 м. Износ инструмента при СТП аустенитных нержавеющей сталей выше, чем в ферритных сплавах, возможно, из-за химического взаимодействия между инструментом и материалом сварного шва [1].

Изменения параметров СТП влияют на количество и расположение выделений сигма-фазы [1]. Применение инструментов с выпуклым заплечиком и ступенчатой спиралью показали резкое уменьшение и даже исключение образования сигма-фазы в стали 304L.

В [31] СТП стали 304L проводили при постоянной скорости подачи и двух разных скоростях вращения. Размер зерен соединения был меньше, чем у основного металла, наблюдались узкополосные зерна в зоне перемешивания для обеих скоростей вращения. Получали соединение с более высокой пластичностью, чем при сварке плавлением.

Нержавеющую сталь AISI 304L толщиной 3,4 мм сваривали инструментом из вольфрамового сплава с вогнутым профилем уступа (диаметр уплечика 10,2 мм) и цилиндрическим профилем штифта (длина

штифта 2,3 мм) [35–37]. Результат показывает, что достигнутый КПД соединения находится в диапазоне от 80 до 98 %, а предел прочности на разрыв близок к основному металлу. После успешной сварки на кончике штифта и кромке заплечика обнаруживается износ инструмента; эти виды износа в основном случаются с инструментами из вольфрамовых сплавов из-за их неспособности выдерживать большие осевые силы при сварке.

При СТП стали 316L инструментом из ПКНБ получали прочные сварные швы с хорошим внешним видом поверхности. Пределы прочности и текучести сварного шва были практически такими же, как у основного металла. Пластичность полученных сварных швов отличная [38].

Нержавеющая сталь AISI 316L была успешно сварена методом FSW (СТП), и в зоне перемешивания была обнаружена почти мелкозернистая структура. Такая же структура зерен была видна в процессе горячей обработки нержавеющей сталей AISI 316L, и это связано с низкой энергией дефектов упаковки аустенитных сталей [4, 39, 40]. Результаты показали, что сварное изделие имело более высокую скорость деформации, чем критическая скорость деформации основного металла из-за плотности смещения по границам зерен и свободных от напряжений зародышевых зерен.

В [4, 41] для получения соединения нержавеющей стали AISI 316L сварку трением с перемешиванием проводили при трех различных углах наклона инструмента. Угол наклона инструмента существенно влияет на формирование микроструктуры и течение материала в зоне сварного шва. При угле наклона инструмента 3° была достигнута температура 865 °С, достаточная для получения прочного соединения нержавеющей стали AISI 316L. Образовавшаяся зона термического влияния была значительно меньше. Кроме того, была достигнута мелкозернистая структура. При угле наклона 0° развивалась температура 968 °С, а увеличение

тепловложения приводило к увеличению зоны термического влияния и некоторой крупнозернистой структуре в зоне перемешивания. При угле наклона инструмента более 3° инструмент не может производить достаточно тепла, что приводит к плохой прочности соединения [4, 42].

Супераустенитную нержавеющую сталь NSSC 270 (20Cr–22Ni–6Mo–Cu) толщиной 6 мм сваривали с помощью инструмента «выпуклый закрученный уступ + ступенчатый спиральный штифт» при скорости вращения инструмента 400 и 800 об/мин [4, 43–45]. При 400 об/мин прочность и пластичность соединения были аналогичны основному металлу, а при 800 об/мин образовывалось больше интерметаллических фаз, что приводило к снижению прочности соединения.

В работе [46] проверили возможность заполнения «замочной скважины» в конце сварного шва при СТП нержавеющей стали 316L с использованием расходного инструмента из прутка стали 316L. В ЗП получается мелкозернистая микроструктура. Хотя на нижней поверхности замочной скважины наблюдаются пустотные дефекты.

СТП нержавеющей стали SAF 2507 (UNS S32750), ( $\leq 0,03$  % C;  $\leq 1,0$  Si;  $\leq 2,0$  Mn; 24,0–26,0 % Cr; 3,0–4,52 % Mo; 6,0–8,0 % Ni; 0,14–0,35 % N) проводили с помощью инструмента ПКНБ с диаметром заплечика 25 мм [47]. Параметры СТП 450 об/мин и 60 мм/мин при угле наклона 3,5° обеспечивали получение надежных сварных швов с превосходным качеством поверхности, микроструктура которых была мелкозернистой (в среднем 4 мкм в зоне перемешивания) и равноосной. Содержание феррита варьировалось от 40 до 50 % в зоне сварного шва по сравнению с 45 % в основном металле. Критическая температура питтинговой коррозии для швов СТП составляла 65 °С по сравнению с 40–55 °С для типичных процессов дуговой сварки. Предел текучести и предел прочности сварных швов составлял 846 и 1045 МПа, которые были выше, чем у основного металла (705 и 886 МПа). Поперечное удлинение сварного шва составило

18 % по сравнению с удлинением основного металла 30 %.

Супердуплексную нержавеющую сталь марки SAF 2507 толщиной 1,5 мм сваривали встык инструментом PCBN с вогнутым уступом (диаметром 25 мм) и коническим штифтом (длиной 3,8 мм) [4, 48–5]. Результаты показывают, что соединение обладает той же прочностью, что и основной металл, а образец разрушен на отступающей стороне вблизи зоны термомеханического воздействия и отступающей стороны [51].

Инструменты из ПКНБ прошли многочисленные испытания при сварке трением с перемешиванием различных марок сталей (табл. 1).

**5. Свариваемость разнородных сталей.** Способы сварки плавлением обладают весьма ограниченными возможностями в получении соединений разнородных сталей и оказывают сильное термическое влияние на их формирование. Несовместимость сталей может привести к растрескиванию при затвердевании, водородному растрескиванию, образованию хрупких соединений и повышенных остаточных напряжений по сравнению с аналогичными металлическими сварными швами. В ряде исследований изучалась микроструктура сварных швов разнородных сталей [52–70], в том числе конструкционных сталей, таких как St37–St44 и St37–St52 [53, 54, 71]. Ни в одной из этих комбинаций не наблюдалось четко выраженной ТМЗ, а характерные луковичные кольца наблюдались только в ЗП соединений St37–St44, поскольку они имеют схожую микроструктуру. Кроме того, микроструктура ЗП соединений St37–St52 включала сложные структуры, такие как видманштеттова структура, ферритно-карбидные смеси и зернограничный феррит. Однако в ЗП преобладает видманштеттова структура, обусловленная сравнительно низкой скоростью охлаждения зоны сварки. Кроме того, в корневой области ЗП наблюдаются очень мелкие равноосные зерна (размер зерен ~1 мкм) [53].



**МАШИНОСТРОЕНИЕ**

Таблица 1

Механические свойства и режимы сварки сталей трением с перемешиванием инструментами из ПКНБ (N — частота вращения, V — скорость сварки)

Марка стали	Предел текучести, МПа (сварной шов/основной металл)	Предел прочности, МПа (сварной шов/основной металл)	N об/мин / V мм/мин
A-36	-	-	600/150
Закалённая и отпущенная C–Mn сталь	1040/1400	1230/1710	545/130
DH-36	-	-	500/200
HSLA-65	597/605	88/673	500/200
L-80			550/100
X-80			550/100
X-120			550/100
Двухфазная сталь Dual Ten 590	496/340	710/590	450/240
304L	51/55	95/98	400/75
316L	434/338	641/674	550/80
AL-6XN	-	-	350/25
301L	-	-	600/300
430	-	-	550/80
Супердвухфазная сталь 2507	762/705	845/886	450/60
201	193/103	448/406	1000/100
600	374/263	719/631	450/56
718	668/1172	986/1392	500/50

В ряде работ изучалось соединение конструкционных сталей с нержавеющей сталью [52, 55–62]. К ним относятся соединение аустенитной нержавеющей стали AISI типа 304 и стали St37 [55, 56], сварка дуплексной нержавеющей стали 2205 (DSS) и конструкционной стали S275 с низким содержанием C–Mn [57], а также сварка нержавеющей стали AISI 316 и стали с низким содержанием C [58]. Обычно зоны ЗТВ, ЗТМВ и ЗП видны с обеих сторон соединений, при этом в центре сварных швов имеются чередующиеся полосы обоих материалов, хотя на стороне аустенитной стали четкой ЗТВ не наблюдается. В случае разнородных соединений дуплексной нержавеющей стали DSS и конструкционной стали S275 (аналог стали Ст4сп) мелкозернистая равноосная структура в ЗП обусловлена протеканием динамической рекристаллизации в ферритной и аустенитной фазах. Постоянная динамическая рекристаллизация в

ферритной фазе сталей DSS и S275 и прерывистая динамическая рекристаллизация в аустените стали S275 являются основными механизмами формирования зеренной структуры [52]. Процесс перемешивания приводит к образованию сложных взаимосвязанных особенностей структуры в середине ЗП. Поскольку температура в центре ЗП находится между  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , это приводит к незначительному фазовому превращению феррита в аустенит в стали S275 и отсутствию изменения относительного содержания феррита и аустенита в стали ДСС [52].

При СТП аустенитной нержавеющей стали типа 304 и конструкционной стали St37 ЗП имеет смешанную микроструктуру, содержащую различные типы феррита с колониями феррита и цементита, что указывает на то, что в ЗП нержавеющей стали 304 происходит динамическая рекристаллизация и фазовое превращение в стали St37 [55, 56]. Более того, СТП

аустенитной нержавеющей стали 304 с конструкционной низкоуглеродистой сталью Q235 приводит к измельчению зерна в ЗП и ЗТМВ на стороне стали 304 [59]. В ЗП на стороне стали Q235 образуются игольчатые феррит и перлит, а также некоторые продукты превращений, такие как мартенсит и видманштеттова структура, что связано с максимальной температурой, превышающей Ас<sub>3</sub>. Также наблюдается уменьшение количества игольчатого феррита в ЗТМВ. Наконец, ЗТВ на стороне конструкционной стали демонстрирует частично и полностью измельченные микроструктуры, подобные тем, которые возникают в процессах сварки плавлением. Кроме того, в ЗП образуются сжимающие остаточные напряжения из-за разницы в коэффициенте расширения двух сталей.

Стыковая сварка трением с перемешиванием конструкционной стали и ферритной нержавеющей стали демонстрирует характерную структуру луковичных колец, состоящую из чередующихся полос обеих сталей [60]. В соединении не наблюдается отчетливой ЗТМВ, а в микроструктуре ЗП на стороне конструкционной стали присутствуют мелкие зерна феррита, перлита и мартенсита, что указывает на то, что пиковая температура превышает Ас<sub>3</sub> во время FSW. Методом СТП получали соединения аустенитной нержавеющей стали UNS S31603 (<0,04 % С; <1,0 % Si; <2,0 % Mn; 16,0–18,0 % Cr; 2,0–3,0 % Mo; 10,0–14,0 % Ni) с супердуплексной нержавеющей сталью UNS S32750 (X2CrNiMoN25-7-4) при размещении со стороны набегания супердуплексной стали более высокой прочности [63]. ЗТВ нечеткая, тогда как ЗП, ЗТМВ и зона основного материала (ОМ) четко выражены, без биметаллических вихрей в ЗП и с четко выраженной границей раздела между обоими материалами. Прочные соединения между оксидно-дисперсионно-упрочненной оксидами сталью (ODS) и мартенситной сталью F82H (0,08–0,12 % С; 7,5–8,5 % Cr; 1,8–2,2 % W; V; Ta; Mn; Si;

N; В) получали СТП с установкой пластины ODS со стороны набегания и погружением пина в пластину F82H [64]. При СТП в ODS протекает непрерывная динамическая рекристаллизация, а в стали F82H происходит фазовое превращение [72].

#### Выводы:

1. Сварка сталей трением с перемешиванием позволяет избежать нежелательных фазовых превращений в сварных соединениях по сравнению со сваркой плавлением и получать швы с уменьшенной зоной термического влияния и более высокими механическими и коррозионностойкими свойствами.

2. К инструменту для сварки сталей трением с перемешиванием предъявляются значительно более высокие требования по сравнению со сваркой алюминиевых сплавов. Инструмент для сварки сталей должен обладать комплексом более высоких требований: механической прочностью и ударной вязкостью, высокими теплостойкостью и износостойкостью, достаточной теплопроводностью, низкой физико-химической активностью по отношению к соединяемым сталям и др.

3. Оборудование для сварки сталей трением с перемешиванием должно быть более жестким по сравнению со сваркой сплавов алюминия, оснащено более прецизионными шпинделями и системами охлаждения.

4. Для проектирования оптимальных сварных конструкций из конструкционных сталей, ориентированных на изготовление методами сварки трением с перемешиванием, необходима разработка соответствующих методических рекомендаций, в том числе по проектированию сварных соединений.

5. Перспективным направлением НИОКР по сварке стальных конструкций являются поиск, разработка и исследование комбинированных способов сварки трением с перемешиванием с дополнительными источниками активирования зоны формирования сварных швов.

## Список источников

1. Sorensen C. D., Nelson T. W. *Friction Stir Welding of Ferrous and Nickel Alloys // Friction Stir Welding and Processing (05112G)*. USA, Ohio : ASM International, 2007. Chapter 6. P. 111–121.
2. Verma S. Misra J. P. *A Critical Review of Friction Stir Welding Process // DAAAM International Scientific Book*. Vienna, Austria : DAAAM International, 2015. Chapter 22. P. 249–266. DOI: 10.2507/daaam.scibook.2015.22.
3. *Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution / A. Heidarzadeh [et. al.] // Progress in Materials Science*. 2020. Vol. 117 (100752). 68 p. EDN ZYMTSH. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100752
4. Mohan D. G., Wu C. *A Review on Friction Stir Welding of Steels // Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2021. Vol. 34. Article number: 137. 29 p. DOI: 10.1186/s10033-021-00655-3
5. Padhy G. K., Wu C. S., Gao S. *Friction stir based welding and processing technologies — processes, parameters, microstructures and applications: A review // Journal of Materials Science & Technology*. 2018. Vol. 34 (1). P. 1–38. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.11.029
6. Biswas P., Mandal N. R. *A study on laser assisted friction stir welding of C–Mn steel plates // Advances in Marine Structures — Proceedings of the 3<sup>rd</sup> International Conference on Marine Structures MARSTRUCT 2011*. 2011. P. 539–548.
7. *Effect of heat-input on pitting corrosion behavior of friction stir welded high nitrogen stainless steel / H. Zhang [et al.] // Journal of Materials Science & Technology*. 2019. № 35 (7). P. 1278–1283. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.01.011
8. Fujii F., Chung Y. D., Sun Y. F. *Friction stir welding of AISI 1080 steel using liquid CO<sub>2</sub> for enhanced toughness and ductility // Science and Technology of Welding and Joining*. 2013. № 18 (6). P. 500–506. DOI: 10.1179/1362171813Y.0000000128
9. *Galvanic and asymmetry effects on the local electrochemical behavior of the 2098-T351 alloy welded by friction stir welding / M. X. Milagre [et al.] // Journal of Materials Science & Technology*. 2020. № 45. P. 162–175. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.11.016
10. Wang X., Morisada Y., Fujii H. *Flat friction stir spot welding of low carbon steel by double side adjustable tools // Journal of Materials Science & Technology*. 2021. № 66. P. 1–9.
11. *Friction Stir Weld Evaluation of DH-36 and Stainless Steel Weldments / M. Posada [et al.] // Friction Stir Welding and Processing, TMS*. 2001. P. 159–171.
12. *Friction Stir Welding of DH-36 Steel [Electronic resource] / T. J. Lienert, W. Tang, J. A. Hogeboom, L. G. Kvidahl / Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding, May 14–16, 2003 (Park City, UT), TWI. Paper on CD*.
13. *Friction stir welding of ultrafine grained plain low-carbon steel formed by the martensite process / R. Ueji [et al.] // Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 423. Iss. 1–2. P. 324–330. DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.038
14. *Friction Stir Welding Studies on Mild Steel / T. J. Lienert, W. L. Stellwag Jr., B. B. Grimmer, R. W. Warke // Welding Journal*. 2003. № 82 (1). P. 1-s–9-s.
15. Kulekci M. K., Esme U., Buldum B. *Critical analysis of friction stir-based manufacturing processes // International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016. № 85 (5–8). P. 1687–1712.
16. Arbogast W. J. *Using process forces as a statistical process control tool for friction stir welds // Proceedings of the Friction Stir Welding and Processing III, TMS Annual Meeting, San Francisco, CA, USA*. 2005. P. 193–204.
17. *Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel // T. Saeid, A. Abdollah-zadeh, H. Assadi, F. MalekGhaini // Materials Science and Engineering*. 2008. № 496. P. 262–268.
18. *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded ferrite-martensite DP700 steel / M. Mahmoudiniya, A.-H. Kokabi, S. Kheirandish, L. A. I. Kestens // Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 737. P. 213–222.
19. *Study of Microstructure and mechanical properties of friction stir welded ferrite-martensite DP700 steel / M. Mahmoudiniya, L. A. I. Kestens, S. Kheirandish, A.-H. Kokabi // Advanced Materials Letters*. 2019. № 10 (7). P. 515–518.

20. Ahmad B., Galloway A., Toumpis A. Numerical optimization of laser assisted friction stir welding of structural steel // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2019. № 24 (6). P. 548–558.
21. Analysis of high-power diode laser heating effects on HY-80 steel for laser assisted friction stir welding applications / M. Wiechec [et al.] // *World Journal of Engineering and Technology*. 2017. № 5 (1). P. 97–112. DOI: 10.4236/wjet.2017.51009
22. Johnson R., dos Santos J., Magnasco M. Mechanical Properties of Friction Stir Welded S355 C–Mn Steel Plates [Electronic resource] // *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding, (Park City, UT), TWI, 2003. Paper on CD*.
23. Friction Stir Welding of Quenched and Tempered C–Mn Steel / C. J. Sterling [et al.] // *Friction Stir Welding and Processing II, TMS*. 2003. P. 165–171.
24. Friction Stir Welding of API Grade 65 Steel Pipes / Z. Feng, R. Steel, S. Packer, S. A. David // *ASME 2009 Pressure Vessels and Piping Conference. Paper No: PVP2009-77248*. P. 775–779. DOI: 10.1115/PVP2009-77248
25. Friction Stir Welding of HSLA-65 Steel for Shipbuilding / P. J. Konkol, J. A. Mathers, R. Johnson, J. R. Pickens // *Journal of Ship Production*. 2003. Vol. 19. Iss. 3. P. 159–164. DOI: 10.5957/jsp.2003.19.3.159
26. Evaluation of Friction Stir Welded HSLA-65 [Electronic resource] / M. Posada [et al.] // *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding, (Park City, UT), TWI, May 14–16, 2003. Paper on CD*.
27. P. Konkol. Characterization of Friction Stir Weldments in 500 Brinell Hardness Quenched and Tempered Steel [Electronic resource] // *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding, (Park City, UT), TWI, May 14–16, 2003. Paper on CD*.
28. A Microstructural Study of Friction Stir Welded Joints of Carbon Steels / A. Ozekcin [et al.] // *ISOPE (Toulon, France), International Society of Offshore and Polar Engineers*. 2004. P. 284–288.
29. Microstructural evolution in friction stir welding of high-strength line pipe steel / H. Cho [et al.] // *Materials & Design*. 2012. № 34. P. 258–267.
30. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 18cr–2mo ferritic stainless steel thick plate / J. Han [et al.] // *Materials & Design*. 2014. № 63. P. 238–246. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.05.070
31. Structure, Properties, and Residual Stress of 304L Stainless Steel Friction Stir Welds / A. P. Reynolds, W. Tang, T. Gnaupel-Herold, H. Prask // *Scr. Mater*. 2003. Vol. 48. Iss. 9. P. 1289–1294.
32. FSW of Austenitic Stainless Steels [Electronic resource] / A. P. Reynolds [et al.] // *Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding, (Kobe, Japan), TWI*. 2001. Paper on CD.
33. Mechanical Property and Microstructural Evaluation of Friction Stir Welded AL-6XN / M. Posada, J. DeLoach, A. P. Reynolds, J. P. Halpin // *Trends in Welding Research, Proceedings of the Sixth International Conference, April 15–19, (Pine Mountain, GA), ASM International*. 2002. P. 307–311.
34. Rapid Formation of the Sigma Phase in 304 Stainless Steel during Friction Stir Welding / S. H. C. Park [et al.] // *Scr. Mater*. 2003. Vol. 49. Iss. 12. P. 1175–1180.
35. Characterization of mechanical properties, fatigue-crack propagation, and residual stresses in a microalloyed pipeline-steel friction-stir weld / J. W. Sowards [et al.] // *Materials & Design*. 2015. № 88. P. 632–642.
36. Kim Y. G., Kim J. S., Kim I. J. Effect of process parameters on optimum welding condition of DP590 steel by friction stir welding // *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2014. № 28 (12). P. 5143–5148.
37. Chiteka K. Friction stir welding of steels: A review paper // *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*. 2013. № 9 (3). P. 16–20.
38. Metallurgical and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Stainless Steels [Electronic resource] / K. Okamoto [et al.] // *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding, May 14–16, (Park City, UT), TWI*. 2003. Paper on CD.
39. Shashi Kumar S., Murugan N., Ramachandran K. K. Identifying the optimal FSW process parameters for maximizing the tensile strength of friction stir welded AISI 316L butt joints // *Measurement: Journal of the International Measurement Confederation*. 2019. № 137. P. 257–271.

40. Kumar S. S., Murugan N., Ramachandran K. K. Effect of tool tilt angle on weld joint properties of friction stir welded AISI 316L stainless steel sheets // *Measurement*. 2020. № 150, (107083). DOI: 10.1016/j.measurement.2019.107083
41. Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing // *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2005. № 50 (1–2). P. 1–78.
42. Imam M., Sun Y., Fujii H. Interface controlled plastic flow using accelerated cooling in friction stir welding of pure iron // *National Meetings of JWS*, June 30. 2017. № 100. P. 162–163.
43. Nelson T. W., Rose S. A. Controlling hard zone formation in friction stir processed HSLA steel // *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. № 231. P. 66–74.
44. Review: Friction stir welding tools / R. Rai [et al.] // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2011. № 16 (4). P. 325–342.
45. Microstructural analysis of friction stir welded ferritic stainless steel / H. H. Cho [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. 2011. № 528 (6). P. 2889–2894.
46. Interface behavior and mechanical properties of 316L stainless steel filling friction stir welded joints / L. Zhou, W. L. Zhou, Y. X. Huang, J. C. Feng // *Int. J. of Adv. Manuf. Technol.* 2015. № 81. P. 577–583.
47. Friction Stir Welding of SAF 2507 (UNS S32750) Super Duplex Stainless Steel / R. J. Steel [et al.] // *Paper PO346, Proceedings of Stainless Steel World*. KCI Publishing, 2004. № 16. P. 27–31.
48. Gradient characteristics and strength matching in friction stir welded joints of Fe–18Cr–16Mn–2Mo–0.85N austenitic stainless steel / D. Du [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. 2014. № 616. P. 246–251.
49. Friction stir processing of A-286 stainless steel: Microstructural evolution during wear / O. O. Timubu [et al.] // *Wear*. 2016. № 356–357. P. 94–100.
50. Structural response of superaustenitic stainless steel to friction stir welding / S. Mironov [et al.] // *Acta Materialia*. 2011. № 59 (14). P. 5472–5481.
51. Microstructural evolution in friction stir welding of high-strength linepipe steel / H. H. Cho [et al.] // *Materials and Design*. 2012. № 34. P. 258–267.
52. Evolution of microstructure and crystallographic texture during dissimilar friction stir welding of duplex stainless steel to low carbon-manganese structural steel / S. Rahimi, T. N. Konkova, I. Violatos, T. N. Baker // *Metall Mater Trans A*. 2019. № 50. P. 664–687. DOI: 10.1007/s11661-018-5023-3
53. Investigation of microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar St37/St52 joints / G. İpekoğlu [et al.] // *Mater. Res. Express*. 2019. № 6 : 046537. 7 p. DOI: 10.1088/2053-1591/aafb9f
54. Mechanical properties of friction stir welded St 37 and St 44 steel joints / T. Küçükömeroğlu, S. M. Aktarer, G. İpekoğlu, G. Çam // *Mater. Test*. 2018. № 60. P. 1163–1170. DOI: 10.3139/120.111266
55. Microstructural characterization in dissimilar friction stir welding between 304 stainless steel and st37 steel / M. Jafarzagdegan // *Mater. Charact.* 2012. № 74. P. 28–41.
56. Microstructure and mechanical properties of a dissimilar friction stir weld between austenitic stainless steel and low carbon steel / M. Jafarzagdegan [et al.] // *J. Mater. Sci. Technol.* 2013. № 29 (4). P. 367–672.
57. Dissimilar friction stir welding of duplex stainless steel to low alloy structural steel / B. P. Logan, [et al.] // *Sci Technol Weld Joining*. 2016. № 21. P. 27–35. DOI: 10.1179/1362171815Y.0000000063
58. Dissimilar Friction Stir Welding of Carbon Steel and Stainless Steel: Some Observation on Microstructural Evolution and Stress Corrosion Cracking Performance / M. J. B. Matlan [et al.] // *Trans Indian Inst Met*. 2018. № 71 (4). P. 2553–2564.
59. Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded type 304 austenitic stainless steel to Q235 low carbon steel / H. Wang [et al.] // *Mater. Charact.* 2019. № 155 : 109803. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109803
60. Sharma G., Dwivedi D. K. Study on microstructure and mechanical properties of dissimilar steel joint developed using friction stir welding // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2017. № 88. P. 1299–1307.
61. The metallurgical bonding and high temperature tensile behaviors of 9Cr-1W steel and 316L steel dissimilar joint by friction stir welding / B. He [et al.] // *J. Manuf. Processes*. 2019. № 44. P. 241–251.

62. Interface microstructure evolution of dissimilar friction stir butt welded F82H steel and SUS304 / Y. D. Chung, H. Fujii, Y. Sun, H. Tanigawa // *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. № 528. P. 5812–5821.
63. Dissimilar friction stir welding between UNS S31603 austenitic stainless steel and UNS S32750 superduplex stainless steel / M. C. Theodoro, V. F. Pereira, P. R. Mei, A. J. Ramirez // *Metall. Mater. Trans. B*. 2015. № 46 (3). P. 1440–1447. DOI: 10.1007/s11663-015-0302-5
64. Influence of friction stir welding conditions on joinability of oxide dispersion strengthened steel/F82H ferritic/martensitic steel joint / H. Serizawa [et al.] // *Nucl. Mater. Energy*. 2016. № 9. P. 367–371.
65. Microstructure and properties of CLAM/316L steel friction stir welded joints / W. Tang, X. Yang, S. Li, H. Li // *J. Mater. Process Technol.* 2019. № 271. P. 189–201.
66. Mechanical properties and microstructure of dissimilar friction stir welds of 11Cr–Ferritic/Martensitic steel to 316 stainless steel / Y. S. Sato // *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. № 46. P. 5789–5800.
67. Microstructure and mechanical properties of friction stir spot-welded IF/DP dissimilar steel joints / R. Sarkar, S. Sengupta, T. K. Pal, M. Shome // *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. № 46 P. 5182–5200.
68. Derazkola H. A., Khodabakhshi F., Simchi A. Evaluation of a polymer-steel laminated sheet composite structure produced by friction stir additive manufacturing (FSAM) technology // *Polym. Test*. 2020. № 90 (6). 106690. 9 p. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2020.106690
69. Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welds in austenitic-duplex stainless steels / W. Wang, Y. Hu, M. Zhang, H. Zhao // *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. № 787 (3). 139499. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139499
70. Friction stir lap welding of stainless steel and plain carbon steel to enhance corrosion properties / G. R. Argade, S. Shukla, K. Liu, R. S. Mishra // *J. Mater. Process Technol.* 2018. № 259. P. 259–269.
71. Simulation and experimental study of underwater dissimilar friction-stir welding between aluminium and steel / A. Eyvazian [et al.] // *J. Mater. Res. Technol.* 2020. № 9. P. 3767–3781.
72. Modifications of grain-boundary structure by friction stir welding in the joint of nano-structured oxide dispersion strengthened ferritic steel and reduced activation martensitic steel / W. Han [et al.] // *Scr. Mater.* 2015. № 105. P. 2–5. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2015.04.012

© Харламов Ю. А., Денисова Н. А., Петров П. А., Орлов А. А.

**Рекомендована к печати д.т.н., проф. каф. ММК ДонГТУ Вишневским Д. А., д.т.н., проф., зав. каф. ТМиИК ЛГУ им. В. Даля Витренко В. А.**

Статья поступила в редакцию 20.03.2024.

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**Харламов Юрий Александрович**, д-р техн. наук, профессор каф. машин металлургического комплекса Донбасский государственный технический университет, г. Алчевск, Луганская Народная Республика, Россия, e-mail: yuriy.kharlamov@gmail.com

**Денисова Наталья Анатольевна**, канд. техн. наук, заведующий каф. машин металлургического комплекса Донбасский государственный технический университет, г. Алчевск, Луганская Народная Республика, Россия, e-mail: Natdenyu@yandex.ru

**Петров Павел Александрович**, канд. техн. наук, доцент каф. машин металлургического комплекса Донбасский государственный технический университет, г. Алчевск, Луганская Народная Республика, Россия, e-mail: pavelpetrov@list.ru

**Орлов Андрей Андреевич**, ассистент каф. машин металлургического комплекса  
Донбасский государственный технический университет,  
г. Алчевск, Луганская Народная Республика, Россия,  
e-mail: orlov.orlov-andrey193@yandex.ru

**\*Kharlamov Yu. A., Denisova N. A., Petrov P. A., Orlov A. A.** (Donbass State Technical University, Alchevsk, Lugansk People's Republic, Russia, \*e-mail: yuriy.kharlamov@gmail.com)

### ENSURING MANUFACTURABILITY OF STRUCTURES DURING FRICTION STIR WELDING AT THE MATERIALS SELECTION STAGE. PART 3: WELDABILITY OF STRUCTURAL STEELS

*The need to develop and research friction stir welding technologies for structural steels is highlighted.*

*The features of friction stir welding the structural steels, as well as the main technological and constructive factors affecting the microstructure formation of the resulting welded joints and technological weldability of steels are considered. The characteristics of technological weldability of the main types of structural steels are described: carbon steels, two-phase high-strength steels, alloy steels, chromium-nickel corrosion-resistant austenitic steels, dissimilar steels.*

*Friction stir welding of steels allows to avoid undesirable phase transformations in welded joints in comparison with fusion welding, to obtain welds with a reduced heat-affected zone and higher mechanical and corrosion resistance properties. The tool requirements for friction stir welding of steels are higher than those for welding aluminium alloys. Tools for welding steels should have a number of higher requirements: mechanical strength and notch toughness, high heat and wear resistance, sufficient thermal conductivity, low physical and chemical activity in relation to steels to be joined, etc. Friction stir welding equipment for steels should be more rigid than for aluminium alloys, with precision spindles and cooling systems.*

**Key words:** friction stir welding, steel weldability, microstructure of metal, tool, microhardness.

#### References

1. Sorensen C. D., Nelson T. W. *Friction Stir Welding of Ferrous and Nickel Alloys. Friction Stir Welding and Processing (05112G)*. USA. Ohio : ASM International. 2007. Chapter 6. Pp. 111–121.
2. Verma S., Misra J. P. *A Critical Review of Friction Stir Welding Process. DAAAM International Scientific Book*. Vienna, Austria : DAAAM International. 2015. Chapter 22. Pp. 249–266. DOI: 10.2507/daaam.scibook.2015.22
3. Heidarzadeh A. [et al.]. *Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution. Progress in Materials Science*. 2020. Vol. 117 (100752). 68 p. EDN ZYMTSH. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100752
4. Mohan D. G., Wu C. *A Review on Friction Stir Welding of Steels. Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2021. Vol. 34. Article number: 137. 29 p. DOI: 10.1186/s10033-021-00655-3
5. Padhy G. K., Wu C. S., Gao S. *Friction stir based welding and processing technologies — processes, parameters, microstructures and applications: A review. Journal of Materials Science & Technology*. 2018. Vol. 34 (1). Pp. 1–38. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.11.029
6. Biswas P., Mandal N. R. *A study on laser assisted friction stir welding of C–Mn steel plates. Advances in Marine Structures — Proceedings of the 3<sup>rd</sup> International Conference on Marine Structures MARSTRUCT 2011*. 2011. Pp. 539–548.
7. Zhang H. [et al.]. *Effect of heat-input on pitting corrosion behavior of friction stir welded high nitrogen stainless steel. Journal of Materials Science & Technology*. 2019. No. 35 (7). Pp. 1278–1283. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.01.011
8. Fujii F., Chung Y. D., Sun Y. F. *Friction stir welding of AISI 1080 steel using liquid CO<sub>2</sub> for enhanced toughness and ductility. Science and Technology of Welding and Joining*. 2013. No. 18 (6). Pp. 500–506. DOI: 10.1179/1362171813Y.0000000128
9. Milagre M. X. [et al.]. *Galvanic and asymmetry effects on the local electrochemical behavior of the 2098-T351 alloy welded by friction stir welding. Journal of Materials Science & Technology*. 2020. No. 45. Pp. 162–175. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.11.016

10. Wang X., Morisada Y., Fujii H. Flat friction stir spot welding of low carbon steel by double side adjustable tools. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021. No. 66. Pp. 1–9.
11. Posada M. [et al.]. Friction Stir Weld Evaluation of DH-36 and Stainless Steel Weldments. *Friction Stir Welding and Processing*. TMS. 2001. Pp. 159–171.
12. Lienert T. J., Tang W., Hogeboom J. A., Kvidahl L. G. Friction Stir Welding of DH-36 Steel [Electronic resource]. *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding*. May 14–16. 2003 (Park City, UT). TWI. Paper on CD.
13. Ueji R. [et al.]. Friction stir welding of ultrafine grained plain low-carbon steel formed by the martensite process. *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 423. Iss. 1–2. Pp. 324–330. DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.038
14. Leinert T. J., Stellwag Jr. W. L., Grimmert B. B., Warke R. W. Friction Stir Welding Studies on Mild Steel. *Welding Journal*. 2003. No. 82 (1). Pp. 1-s–9-s.
15. Kulekci M. K., Esmé U., Buldum B. Critical analysis of friction stir-based manufacturing processes. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016. No. 85 (5–8). Pp. 1687–1712.
16. Arbogast W. J. Using process forces as a statistical process control tool for friction stir welds. *Proceedings of the Friction Stir Welding and Processing III. TMS Annual Meeting*. San Francisco, CA, USA. 2005. Pp. 193–204.
17. Saeid T., Abdollah-zadeh A., Assadi H., MalekGhaini F. Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*. 2008. No. 496. Pp. 262–268.
18. Mahmoudiniya M., Kokabi A.-H., Kheirandish S., Kestens L. A. I. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded ferrite-martensite DP700 steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 737. Pp. 213–222.
19. Mahmoudiniya M., Kestens L. A. I., Kheirandish S., Kokabi A.-H. Study of Microstructure and mechanical properties of friction stir welded ferrite-martensite DP700 steel. *Advanced Materials Letters*. 2019. No. 10 (7). Pp. 515–518.
20. Ahmad B., Galloway A., Toumpis A. Numerical optimization of laser assisted friction stir welding of structural steel. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2019. No. 24 (6). Pp. 548–558.
21. Wiechec M. [et al.]. Analysis of high-power diode laser heating effects on HY-80 steel for laser assisted friction stir welding applications. *World Journal of Engineering and Technology*. 2017. No. 5 (1). Pp. 97–112. DOI: 10.4236/wjet.2017.51009
22. Johnson R., dos Santos J., Magnasco M. Mechanical Properties of Friction Stir Welded S355 C–Mn Steel Plates [Electronic resource]. *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding*. (Park City, UT). TWI. 2003. Paper on CD.
23. Sterling C. J. [et al.]. Friction Stir Welding of Quenched and Tempered C–Mn Steel. *Friction Stir Welding and Processing II*. TMS. 2003. Pp. 165–171.
24. Feng Z., Steel R., Packer S., David S. A. Friction Stir Welding of API Grade 65 Steel Pipes. *ASME 2009 Pressure Vessels and Piping Conference*. Paper No: PVP2009-77248. Pp. 775–779. DOI: 10.1115/PVP2009-77248
25. Konkol P. J., Mathers J. A., Johnson R., Pickens J. R. Friction Stir Welding of HSLA-65 Steel for Shipbuilding. *Journal of Ship Production*. 2003. Vol. 19. Iss. 3. Pp. 159–164. DOI: 10.5957/jsp.2003.19.3.159
26. Posada M. [et al.]. Evaluation of Friction Stir Welded HSLA-65 [Electronic resource]. *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding*. (Park City, UT). TWI. May 14–16. 2003. Paper on CD.
27. Konkol P. Characterization of Friction Stir Weldments in 500 Brinell Hardness Quenched and Tempered Steel [Electronic resource]. *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding*. (Park City, UT). TWI. May 14–16. 2003. Paper on CD.
28. Ozekcin A. [et al.]. A Microstructural Study of Friction Stir Welded Joints of Carbon Steels. *ISOPE (Toulon, France)*. International Society of Offshore and Polar Engineers. 2004. Pp. 284–288.
29. Cho H. [et al.]. Microstructural evolution in friction stir welding of high-strength line pipe steel. *Materials & Design*. 2012. No. 34. Pp. 258–267.



30. Han J. [et al.]. *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 18cr–2mo ferritic stainless steel thick plate*. *Materials & Design*. 2014. No. 63. Pp. 238–246. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.05.070
31. Reynolds A. P., Tang W., Gnaupel-Herold T., Prask H. *Structure, Properties, and Residual Stress of 304L Stainless Steel Friction Stir Welds*. *Scr. Mater.* 2003. Vol. 48. Iss. 9. Pp. 1289–1294.
32. Reynolds A. P. [et al.] *FSW of Austenitic Stainless Steels [Electronic resource]*. *Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding*. (Kobe, Japan). TWI. 2001. Paper on CD.
33. Posada M., DeLoach J., Reynolds A. P., Halpin J. P. *Mechanical Property and Microstructural Evaluation of Friction Stir Welded AL-6XN*. *Trends in Welding Research, Proceedings of the Sixth International Conference*. April 15–19. (Pine Mountain, GA). ASM International. 2002. Pp. 307–311.
34. Park S. H. C. [et al.]. *Rapid Formation of the Sigma Phase in 304 Stainless Steel during Friction Stir Welding*. *Scr. Mater.* 2003. Vol. 49. Iss. 12. Pp. 1175–1180.
35. Sowards J. W. [et al.]. *Characterization of mechanical properties, fatigue-crack propagation, and residual stresses in a microalloyed pipeline-steel friction-stir weld*. *Materials & Design*. 2015. No. 88. Pp. 632–642.
36. Kim Y. G., Kim J. S., Kim I. J. *Effect of process parameters on optimum welding condition of DP590 steel by friction stir welding*. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2014. No. 28 (12). Pp. 5143–5148.
37. Chiteka K. *Friction stir welding of steels: A review paper*. *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*. 2013. № 9 (3). P. 16–20.
38. Okamoto K. [et al.]. *Metallurgical and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Stainless Steels [Electronic resource]*. *Proceedings of the Fourth International Symposium on Friction Stir Welding*. May 14–16. (Park City, UT). TWI. 2003. Paper on CD.
39. Shashi Kumar S., Murugan N., Ramachandran K. K. *Identifying the optimal FSW process parameters for maximizing the tensile strength of friction stir welded AISI 316L butt joints*. *Measurement: Journal of the International Measurement Confederation*. 2019. No. 137. Pp. 257–271.
40. Kumar S. S., Murugan N., Ramachandran K. K. *Effect of tool tilt angle on weld joint properties of friction stir welded AISI 316L stainless steel sheets*. *Measurement*. 2020. No. 150. (107083). DOI: 10.1016/j.measurement.2019.107083
41. Mishra R. S., Ma Z. Y. *Friction stir welding and processing*. *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2005. No. 50 (1–2). Pp. 1–78.
42. Imam M., Sun Y., Fujii H. *Interface controlled plastic flow using accelerated cooling in friction stir welding of pure iron*. *National Meetings of JWS*. June 30. 2017. No. 100. Pp. 162–163.
43. Nelson T. W., Rose S. A. *Controlling hard zone formation in friction stir processed HSLA steel*. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. No. 231. Pp. 66–74.
44. Rai R. [et al.]. *Review: Friction stir welding tools*. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2011. No. 16 (4). Pp. 325–342.
45. Cho H. H. [et al.]. *Microstructural analysis of friction stir welded ferritic stainless steel*. *Materials Science and Engineering A*. 2011. No. 528 (6). Pp. 2889–2894.
46. Zhou L., Zhou W. L., Huang Y. X., Feng J. C. *Interface behavior and mechanical properties of 316L stainless steel filling friction stir welded joints*. *Int. J. of Adv. Manuf. Technol.* 2015. No. 81. Pp. 577–583.
47. Steel R. J. [et al.]. *Friction Stir Welding of SAF 2507 (UNS S32750) Super Duplex Stainless Steel*. Paper PO346. *Proceedings of Stainless Steel World*. KCI Publishing. 2004. No. 16. Pp. 27–31.
48. Du D. [et al.]. *Gradient characteristics and strength matching in friction stir welded joints of Fe–18Cr–16Mn–2Mo–0.85N austenitic stainless steel*. *Materials Science and Engineering A*. 2014. No. 616. Pp. 246–251.
49. Tinubu O. O. [et al.]. *Friction stir processing of A-286 stainless steel: Microstructural evolution during wear*. *Wear*. 2016. No. 356–357. Pp. 94–100.
50. Mironov S. [et al.]. *Structural response of superaustenitic stainless steel to friction stir welding*. *Acta Materialia*. 2011. No. 59 (14). Pp. 5472–5481.

51. Cho H. H. [et al.]. Microstructural evolution in friction stir welding of high-strength linepipe steel. *Materials and Design*. 2012. No. 34. Pp. 258–267.

52. Rahimi S., Konkova T. N., Violatos I., Baker T. N. Evolution of microstructure and crystallographic texture during dissimilar friction stir welding of duplex stainless steel to low carbon-manganese structural steel. *Metall. Mater. Trans. A*. 2019. No. 50. Pp. 664–687. DOI: 10.1007/s11661-018-5023-3

53. İpekoğlu G. [et al.]. Investigation of microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar St37/St52 joints. *Mater. Res. Express*. 2019. No. 6 : 046537. 7 p. DOI: 10.1088/2053-1591/aafb9f

54. Küçükömeroğlu T., Aktarer S. M., İpekoğlu G., Çam G. Mechanical properties of friction stir welded St 37 and St 44 steel joints. *Mater. Test*. 2018. No. 60. Pp. 1163–1170. DOI: 10.3139/120.111266

55. Jafarzadegan M. Microstructural characterization in dissimilar friction stir welding between 304 stainless steel and st37 steel. *Mater. Charact*. 2012. No. 74. Pp. 28–41.

56. Jafarzadegan M. [et al.]. Microstructure and mechanical properties of a dissimilar friction stir weld between austenitic stainless steel and low carbon steel. *J Mater Sci Technol*. 2013. No. 29 (4). Pp. 367–672.

57. Logan B. P. [et al.]. Dissimilar friction stir welding of duplex stainless steel to low alloy structural steel. *Sci Technol Weld Joining*. 2016. No. 21. Pp. 27–35. DOI: 10.1179/1362171815Y.0000000063

58. Matlan M. J. B. [et al.]. Dissimilar Friction Stir Welding of Carbon Steel and Stainless Steel: Some Observation on Microstructural Evolution and Stress Corrosion Cracking Performance. *Trans. Indian Inst. Met*. 2018. No. 71 (4). Pp. 2553–2564.

59. Wang H. [et al.]. Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded type 304 austenitic stainless steel to Q235 low carbon steel. *Mater. Charact*. 2019. No. 155 : 109803. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109803

60. Sharma G., Dwivedi D. K. Study on microstructure and mechanical properties of dissimilar steel joint developed using friction stir welding. *Int. J. Adv. Manuf. Technol*. 2017. No. 88. Pp. 1299–1307.

61. He B. [et al.]. The metallurgical bonding and high temperature tensile behaviors of 9Cr-1W steel and 316L steel dissimilar joint by friction stir welding. *J. Manuf. Processes*. 2019. No. 44. Pp. 241–251.

62. Chung Y. D., Fujii H., Sun Y., Tanigawa H. Interface microstructure evolution of dissimilar friction stir butt welded F82H steel and SUS304. *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. No. 528. Pp. 5812–5821.

63. Theodoro M. C., Pereira V. F., Mei P. R., Ramirez A. J. Dissimilar friction stir welding between UNS S31603 austenitic stainless steel and UNS S32750 superduplex stainless steel. *Metall. Mater. Trans. B*. 2015. No. 46 (3). Pp. 1440–1447. DOI: 10.1007/s11663-015-0302-5

64. Serizawa H. [et al.] Influence of friction stir welding conditions on joinability of oxide dispersion strengthened steel/F82H ferritic/martensitic steel joint. *Nucl. Mater. Energy*. 2016. No.9. Pp. 367–371.

65. Tang W., Yang X., Li S., Li H. Microstructure and properties of CLAM/316L steel friction stir welded joints. *J. Mater. Process Technol*. 2019. No. 271. Pp. 189–201.

66. Sato Y. S. Mechanical properties and microstructure of dissimilar friction stir welds of 11Cr–Ferritic/Martensitic steel to 316 stainless steel. *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. No. 46. Pp. 5789–5800.

67. Sarkar R., Sengupta S., Pal T. K., Shome M. Microstructure and mechanical properties of friction stir spot-welded IF/DP dissimilar steel joints. *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. No. 46 Pp. 5182–5200.

68. Derazkola H. A., Khodabakhshi F., Simchi A. Evaluation of a polymer-steel laminated sheet composite structure produced by friction stir additive manufacturing (FSAM) technology. *Polym Test*. 2020. No. 90 (6). 106690. 9 p. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2020.106690

69. Wang W., Hu Y., Zhang M., Zhao H. Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welds in austenitic-duplex stainless steels. *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. No. 787 (3). 139499. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139499

70. Argade G. R., Shukla S., Liu K., Mishra R. S. Friction stir lap welding of stainless steel and plain carbon steel to enhance corrosion properties. *J. Mater. Process. Technol*. 2018. No. 259. Pp. 259–269.

71. Eyyazian A. [et al.]. Simulation and experimental study of underwater dissimilar friction-stir welding between aluminium and steel. *J. Mater. Res. Technol*. 2020. No. 9. Pp. 3767–3781.

72. Han W. [et al.]. Modifications of grain-boundary structure by friction stir welding in the joint of nano-structured oxide dispersion strengthened ferritic steel and reduced activation martensitic steel. *Scr. Mater.* 2015. No. 105. Pp. 2–5. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2015.04.012

#### **INFORMATION ABOUT THE AUTHORS**

**Kharlamov Yuri Aleksandrovich**, Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Metallurgical Complex Machines  
Donbass State Technical University  
Alchevsk, Lugansk People's Republic, Russia,  
e-mail: yuriy.kharlamov@gmail.com

**Denisova Natalia Anatolievna**, PhD in Engineering, Assistant Professor, Head of the Department of Metallurgical Complex Machines  
Donbass State Technical University  
Alchevsk, Lugansk People's Republic, Russia

**Petrov Pavel Aleksandrovich**, PhD in Engineering, Assistant Professor of the Department of Metallurgical Complex Machines  
Donbass State Technical University  
Alchevsk, Lugansk People's Republic, Russia,  
e-mail: pavelpetrov@list.ru

**Orlov Andrei Andreievich**, Assistant Lecturer of the Department of Metallurgical Complex Machines  
Donbass State Technical University  
Alchevsk, Lugansk People's Republic, Russia,  
e-mail: orlov.orlov-andrey193@yandex.ru