

PACS numbers: 46.50.+a, 62.20.M-, 81.20.Vj, 81.40.Np, 81.65.-b

**Повышение коррозионной усталости сварных соединений
стали 15ХСНД с конструкционными дефектами
электроискровым легированием поверхности
и высокочастотной механической проковкой**

В. В. Кныш, Б. Н. Мордюк*, Г. И. Прокопенко*, С. А. Соловей

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Казимира Малевича, 11,
03150 Киев, Украина*

**Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина*

Изучено влияние комбинированных способов упрочнения, включающих высокочастотную механическую проковку (ВМП) с помощью ультразвукового инструмента и электроискровое легирование (ЭИЛ) поверхности никелем и хромом, на циклическую долговечность тавровых сварных соединений низколегированной стали 15ХСНД на воздухе и в коррозионной среде. Приведены результаты усталостных испытаний тавровых сварных соединений, при изготовлении которых закладывался конструкционный дефект — непровар корня шва по всей длине сварного соединения. Установлено, что циклическая долговечность упрочненных технологией ВМП тавровых сварных соединений, содержащих непровары корня шва, находится в пределах разброса экспериментальных данных по сравнению с упрочненными сварными соединениями, выполненными с полным про-

Corresponding author: Bohdan Mykolayovych Mordyuk
E-mail: mordyuk@imp.kiev.ua

*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

**G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: V. V. Knysh, B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, and S. A. Solovey, Increasing Corrosion Fatigue of Welded Joints of Steel 15KhSND with Construction Defects by Electric Discharge Surface Alloying and High Frequency Mechanical Impact, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 41, No. 12: 1631–1652 (2019) (in Russian), DOI: [10.15407/mfint.41.12.1631](https://doi.org/10.15407/mfint.41.12.1631).

плавлением швов. При этом долговечность повышается на порядок по сравнению с неупрочнёнными образцами. Проведены фрактографические исследования изломов образцов. Показана эффективность применения комбинированной обработки ВМП + ЭИЛ (Cr) + ВМП для повышения характеристик сопротивления коррозионной усталости тавровых сварных соединений. После такой обработки циклическая долговечность образцов, испытанных в коррозионной среде, близка к долговечности упрочнённых ВМП образцов, испытанных на воздухе. Показано, что по сравнению с ЭИЛ (Ni) формирование легированного ЭИЛ (Cr) является более эффективным с точки зрения повышения усталостной долговечности в коррозионной среде, что объясняется различием фазового состава и целостности легированных слоёв, а также различием электрохимических потенциалов Ni и Cr по отношению к Fe.

Ключевые слова: высокочастотная механическая проковка, электроискровое легирование, циклическая долговечность, коррозия, сварное соединение, конструкционные дефекты.

Вивчено вплив комбінованих способів зміцнення, що включають високочастотну механічну проковку (ВМП) за допомогою ультразвукового інструменту і електроіскрове легування (ЕІЛ) поверхні нікелем і хромом, на циклічну довговічність таврових зварних з'єднань низьколегованої сталі 15ХСНД на повітрі і в корозійному середовищі. Наведено результати втомних випробувань таврових зварних з'єднань, при виготовленні яких закладався конструкційний дефект — непровар кореня шва по всій довжині зварного з'єднання. Встановлено, що циклічна довговічність зміцнених технологією ВМП таврових зварних з'єднань, що містять непровари кореня шва, знаходиться в межах розкиду експериментальних даних порівняно зі зміцненими зварними з'єднаннями, виконаними з повним проплавленням швів. При цьому довговічність підвищується на порядок порівняно із незміцненими зразками. Проведено фрактографічні дослідження зламів зразків. Показано ефективність застосування комбінованої обробки ВМП + ЕІЛ (Cr) + ВМП для підвищення характеристик опору корозійної втоми таврових зварних з'єднань. Після такої обробки циклічна довговічність зразків, випробуваних в корозійному середовищі, близька до довговічності зміцнених ВМП зразків, випробуваних на повітрі. Показано, що порівняно з ЕІЛ (Ni) формування легованого ЕІЛ (Cr) є ефективнішим з точки зору підвищення втомної довговічності в корозійному середовищі, що пояснюється відмінністю фазового складу та цілісності легованих шарів, а також відмінністю електрохімічних потенціалів Ni і Cr стосовно Fe.

Ключові слова: високочастотна механічна проковка, електроіскрове легування, циклічна довговічність, корозія, зварне з'єднання, конструкційні дефекти.

The effects of combined hardening methods, including high-frequency mechanical impact (HFMI) using an ultrasonic tool and electric discharge surface alloying (EDSA) by nickel and chromium, on the cyclic durability of T-weld welded joints of low-alloyed 15KhSND steel in air and in a corrosive environment are studied. The results of fatigue tests of T-shaped welded joints

are given, in the manufacture of which a construction defect was laid — the weld seam root is not fully melted along the entire length of the welded joint. As established, the cyclic durability of T-welded joints hardened by HFMI technology and containing construction defects (lack of melting of the weld seam root) is within the range of experimental data of the hardened welded joints made with full weld seam melting. In this case, the durability is increased by an order of magnitude as compared with the non-hardened samples. Studies of the fractures surfaces are carried out. The efficiency of application of the combined treatment of HFMI + EDSA (Cr) + HFMI to increase the characteristics of corrosion fatigue resistance of tee-welded joints is shown. After this treatment, the cyclic durability of samples tested in a corrosive environment is close to the durability of HFMI-hardened samples tested in air. As shown, the formation of the EDSA (Cr) layer, compared with EDSA (Ni), is more effective from the point of view of increasing the fatigue life in a corrosive environment, which is explained by the difference in the phase composition and integrity of the alloyed layers, as well as by the difference in electrochemical potentials of Ni and Cr in relation to Fe.

Key words: high-frequency mechanical impact, electric discharge surface alloying, cyclic durability, corrosion, welded joint, construction defects.

(Получено 1 августа 2019 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Основную часть соединений в металлоконструкциях длительной эксплуатации (мосты, путепроводы, морские стационарные платформы и др.) составляют тавровые сварные соединения (приварка поясов в главных балках, ребер жесткости, поперечных связей и т.д.). В зависимости от предъявляемых требований приварка данных элементов конструкций угловыми швами может проводиться как с полным проплавлением корня шва, так и без него (с конструкционным дефектом — непроваром) [1, 2]. При эксплуатации, вследствие одновременного воздействия агрессивно-активных сред и циклического нагружения, зарождение трещин усталости в сварных узлах происходит, как правило, по линии раздела между швом и основным металлом. Для повышения характеристик сопротивления усталости сварных соединений эксплуатируемых металлоконструкций широко применяются различные традиционные способы поверхностного пластического деформирования (ППД) металла: проковка пневматическим инструментом, дробеструйная обработка, высокочастотная механическая проковка (ВМП) [3–6] и др. Технология ВМП находит достаточно широкое применение в мире и известна в зарубежной литературе также как ультразвуковая ударная обработка (УЗУО) [7–9]. Эффективность применения данного способа обработки сварных соединений для повышения характеристик сопротивления коррозионной усталости хорошо изучена применительно к бездефектным свар-

ным соединениям, выполненным с полным проплавлением [9–14]. Установлено, что упрочнение технологией ВМП позволяет существенно повысить характеристики сопротивления усталости таких соединений. В выполненном ранее комплексе исследований отсутствуют данные о сопротивлении усталости упрочненных технологией ВМП тавровых сварных соединений с конструктивными дефектами шва (непроварами корня шва), в том числе и комбинированными методами обработки. В данных методах в одном технологическом цикле совмещаются разнообразные способы обработки поверхности металлических материалов — лазерная и электроискровая, плазменное и детонационное напыление, а также способы интенсивной пластической деформации поверхности (ИПД) [8, 9, 15, 16]. Разработка и апробация комбинированных методов является важным направлением развития технологий упрочнения и модификации рабочих поверхностей деталей и изделий [17–20]. ИПД относится к перспективным способам обработки, в результате которой достигается высокая плотность дефектов кристаллического строения, что создает благоприятные условия для процессов диффузии и фазовых превращений, а также для образования мелкозернистых структур [8, 9, 15, 16, 21]. Представляет интерес применить для обработки сварных соединений, совместно с ВМП, наиболее простой и распространенный в промышленности метод электроискрового легирования (ЭИЛ), который позволяет наносить покрытия различными металлами и может быть использован для обработки локальных областей крупногабаритных конструкций, в том числе и сварных соединений [19]. Однако качество поверхности после ЭИЛ низкое, что может снижать усталостную прочность изделий. В связи с этим полезным может быть многократное ударное воздействие с высокой частотой (1–3 кГц) при обработке ВМП, которое может способствовать уплотнению электроискровых покрытий, выглаживанию поверхности и снижению ее шероховатости [20, 22]. Кроме того, ускорение диффузионных процессов при ВМП за счет локального возрастания температуры приводит к увеличению адгезии покрытия с основным металлом, а также изменению его структуры и фазового состава [20, 22].

Целью данных исследований являлось изучение влияния различных способов упрочнения технологиями ЭИЛ и ВМП тавровых сварных соединений стали 15ХСНД, в том числе с конструктивными дефектами (непроварами корня шва), на их циклическую долговечность, как на воздухе, так и в 3% растворе NaCl, а также установление механизмов усталостного разрушения.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Усталостные испытания проводили на образцах тавровых сварных

соединений низколегированной стали 15ХСНД ($\sigma_T = 400$ МПа, $\sigma_B = 565$ МПа), которая применяется, в основном, в мостостроении. Заготовки под образцы вырезали из листового проката толщиной 12 мм так, чтобы длинная сторона была ориентирована вдоль проката. Поперечные ребра приваривали угловыми швами с двух сторон ручной дуговой сваркой электродами марки УОНИ 13/55. Изготавливали 2 партии образцов: с полным и неполным проплавлением корня шва (конструкционный дефект шва – технологический непровар корня шва, который может встречаться на практике).

Непровар корня шва поперечным сечением $(2-3) \times (2-3)$ мм² по всей ширине образца (длине сварного шва) формировали путем увеличения зазора между пластиной и привариваемым ребром, а также увеличением ширины кромки притупления. Форма и геометрические размеры образцов приведены на рис. 1. Упрочнение сварных соединений технологией ВМП проводили оборудованием USTREAT-2.0, в котором ручной ударный инструмент с пьезокерамическим преобразователем соединен с ультразвуковым генератором выходной мощностью 600 Вт [7, 8]. При упрочнении сварных соединений поверхностному пластическому деформированию с помощью технологии ВМП (УЗУО) подвергали узкую зону перехода металла шва на зону термического влияния (вдоль линии сплавления). В качестве ударного узла использовали однорядную головку с четырьмя бойками диаметром 3 мм. Производительность процесса ВМП при обработке тавровых сварных соединений составляла около 1 мм/с.

Экспериментальные исследования усталостных характеристик

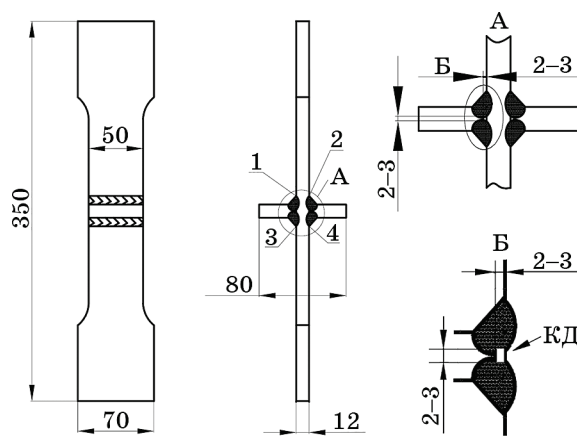


Рис. 1. Форма и размеры образца таврового соединения стали 15ХСНД с конструкционным дефектом (КД) (непроваром) (А, Б) в корне сварного шва.

Fig. 1. The shape and size of the sample of the T-welded joint of steel 15KhSND with the constructive defect (CD) (lack of melting in the weld seam root) (A, B).

проводили на сервогидравлической машине УРС-20 при переменном растяжении с асимметрией цикла $R_\sigma = 0$ и частотой 5 Гц при регулярном нагружении. Критерием завершения испытаний служило полное разрушение образцов или превышение базы испытаний $2 \cdot 10^6$ циклов.

В качестве коррозионной среды использовали 3% раствор NaCl, который заливали в специально изготовленную из стали 12X18H10T съемную емкость объемом $\sim 1 \text{ дм}^3$ после ее монтажа на образец. Данную конструкцию монтировали на образец в ненагруженном состоянии через специальное отверстие в дне приспособления. В дальнейшем зазор между поверхностью образца и емкостью уплотняли резиновой прокладкой и заливали силиконом, что исключало соприкосновение металла образца с емкостью. Данная конструкция обеспечивала контакт металла сварного шва, зоны термического влияния и основного металла с коррозионной средой в процессе усталостных испытаний. Рабочая часть образца, которая контактировала с 3% раствором NaCl, составляла 100–120 мм. После завершения испытаний каждого образца рабочий раствор полностью обновляли. Внешний вид испытательной машины и закрепленной на образце емкости с коррозионной средой представлен на рис. 2.

Первоначально испытывали 4 серии образцов тавровых сварных соединений (по 6 образцов в каждой серии):

- образцы в исходном (не упрочненном) состоянии после сварки (серия № 1);
- образцы, упрочненные технологией ВМП (серия № 2);
- образцы в не упрочненном состоянии для испытаний в 3% рас-

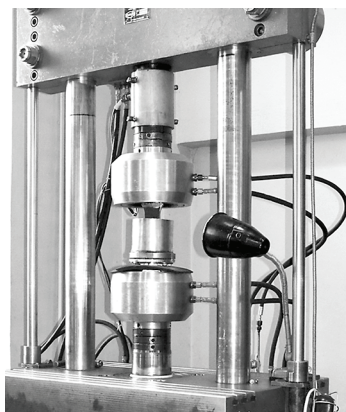


Рис. 2. Образец таврового сварного соединения в испытательной машине УРС-20 при испытаниях на коррозионную усталость.

Fig. 2. The sample of a T-welded joint in the УРС-20 testing machine for corrosion fatigue tests.

творе NaCl (серия № 3);

– образцы, упрочненные ВМП, для испытаний в 3% растворе NaCl (серия № 4).

Каждая серия образцов включала также 2 образца с конструкционным дефектом шва (непроваром в корне шва).

Образцы еще одной серии (серия № 5 из 2-х образцов) таврового сварного соединения стали 15ХСНД были также изготовлены с конструкционным дефектом (неполным проплавлением корня шва) с целью определения места зарождения в них усталостных трещин при уровнях прикладываемых нагрузок, соответствующих упрочненным ВМП/УЗУО образцам. Для экспериментальной оценки эффективности применения комбинированных методов обработки поверхностей (ЭИЛ + ВМП) с целью повышения циклической долговечности сварных соединений в коррозионной среде были изготовлены 6-я и 7-я серии образцов тавровых соединений с конструктивными дефектами (непроварами) шва (по 3 образца в каждой серии). Швы и переходные зоны образцов подвергались ВМП/УЗУО и последующей электроискровой обработке никелевым (серия № 6) и хромовым (серия № 7) электродами. Образцы 7-ой серии подвергались также финишной ВМП/УЗУО.

Для электроискрового легирования поверхности образцов была использована стандартная промышленная установка «ЭЛИТРОН-22», которая работает на выпрямленном пульсирующем токе, с питанием от сети переменного тока напряжением 220 В [20, 22]. Применялись стержневые легирующие электроды Ni и Cr. Удельная скорость обработки составляла 1 мин/см² поверхности образца, при частоте колебаний электрода (анода) (100 ± 3) Гц, энергии искрового разряда 1,0 Дж, длительности импульса 200 мкс, рабочем токе 1–3 А и напряжении на аноде 70 В.

Для выявления особенностей микроструктуры и химического состава были приготовлены поперечные сечения образцов с легированными хромом и никелем слоями, а также их изломы. Для анализа использовали сканирующий электронный микроскоп TESCAN Mira 3 LMU оборудованный энерго-дисперсионным микроанализатором OXFORD X-MAX 80 мм².

Фазовый состав легированных поверхностей оценивали с помощью рентгеновского дифракционного анализа (РДА) на дифрактометре ДРОН-3М с графитовым монохроматором в излучении CuK_α .

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Экспериментальные результаты усталостных испытаний образцов тавровых сварных соединений низколегированной стали 15ХСНД в различных состояниях и при различных условиях испытаний (на

воздухе и в коррозионной среде) приведены на рис. 3. При испытаниях на воздухе данные для не упрочненных образцов таврового сварного соединения соответствуют кривой 1. После упрочнения переходных зон сварных швов высокочастотным механическим ударом с помощью ультразвукового оборудования (технологией ВМП/УЗУО) кривая 2 располагается на графике значительно выше по шкале напряжений, что согласуется с ранее полученными данными [10, 14, 21].

Такая же тенденция наблюдается и для образцов, испытанных в коррозионной среде (кривые 3, 4) — усталостная кривая образцов после ВМП/УЗУО переходных зон сварных швов (кривая 4) лежит существенно выше по шкале напряжений. Однако, следует отметить и некоторое общее снижение кривых коррозионной усталости

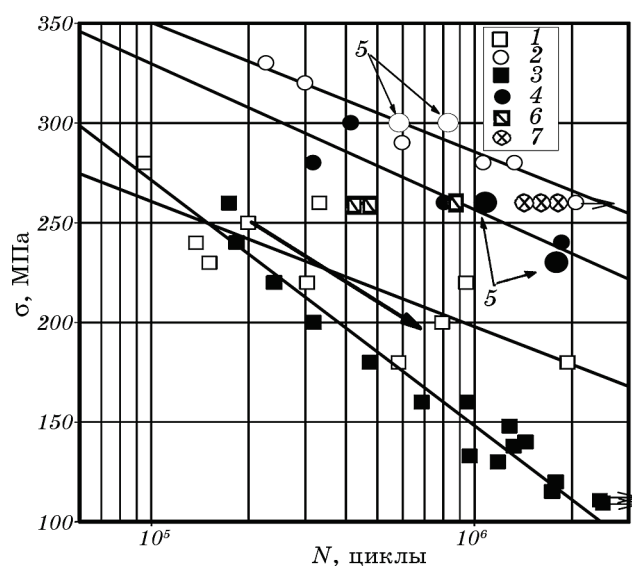


Рис. 3. Кривые усталости тавровых сварных соединений стали 15XCHD: 1, 2 — образцы в исходном и в упрочненном технологией ВМП состоянии при испытаниях на воздухе; 3, 4 — образцы в исходном и упрочненном технологией ВМП состоянии в коррозионной среде (3% NaCl). Крупные значки 5 соответствуют образцам 5-й серии с неполным проплавлением корня шва, которые разрушились от непровара по ребру; 6, 7 — образцы после комбинированной обработки ВМП + ЭИЛ никелем (6) и хромом (7).

Fig. 3. Fatigue curves of T-welded joints of steel 15XCHD: 1 and 2 are the original and HFMI-hardened samples tested in air; 3 and 4 are the original and HFMI-hardened samples tested in a corrosive environment (3% NaCl). Large symbols 5 indicate the samples of 5th series with incomplete melting of the welded seam root, which failure in the rigidity rib; 6 and 7 are the samples after combined treatment HFMI and EDSA (Ni) (6) and EDSA (Cr) (7).

по шкале напряжений по сравнению с кривыми испытанных на воздухе образцов, что, очевидно, связано с возникновением в процессе коррозионно-усталостных испытаний поверхностных повреждений, вызывающих ускорение разрушения образцов.

При испытаниях на воздухе все не упрочненные образцы таврового сварного соединения разрушались в зоне перехода металла шва на основной металл (по линии сплавления — рис. 4, *а*), что согласуется с предыдущими исследованиями [8, 10, 14, 21].

Детальный анализ фрактографических характеристик и структурных параметров изломов образцов, испытанных без предварительного применения ВМП/УЗУО, подтвердил, что особенности развития областей локальной пластической деформации в большинстве случаев подчинено общим для сталей закономерностям. В необработанных образцах (рис. 4, *б*) фронтальные линии разрушения распространяются вглубь сечения от поверхностных очагов зарождения трещин (рис. 4, *в–д*). Такими очагами часто могут быть места концентрации напряжений, связанные с шероховатостью поверхности шва на переходной зоне (рис. 4, *д*). Микрорельеф усталостного излома свидетельствует о наличии трех зон (рис. 4, *б*). Это — зона медленного развития трещины с низкой шероховатостью (1), плавно переходящая в зону ускоренного развития трещины (2), которая отличается от первой несколько более развитым рельефом, и зона долома (3) с наиболее шероховатой поверхностью, занимающая в этом случае незначительную часть сечения (в нижней части) (рис. 4, *а, б*).

После упрочнения переходной зоны швов с помощью ВМП/УЗУО при усталостных испытаниях в коррозионной среде образцы с полным проплавлением швов разрушались, как правило, по основному металлу, а образцы с неполным проплавлением (с наличием конструкционного дефекта — непровар корня шва) — по ребру за счет распространения трещин, зародившихся от конструкционного дефекта (рис. 5).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что конструкционный дефект (непровар) в неупрочненных тавровых сварных соединениях, поперечные ребра которых не передают основной нагрузки, может не проявить себя на протяжении всего срока службы, поскольку согласно полученным данным разрушение будет происходить по зоне перехода шва на основной металл.

Анализ результатов испытаний в разных средах (рис. 3) показал, что долговечность упрочненных технологией ВМП тавровых сварных соединений с протяженными конструктивными дефектами (непроварами) находится в пределах разброса данных, полученных для образцов с полным проплавлением. Показано, что разрушение не упрочненных образцов с неполным проплавлением корня шва во всем диапазоне прикладываемых нагрузок при испытаниях на воз-

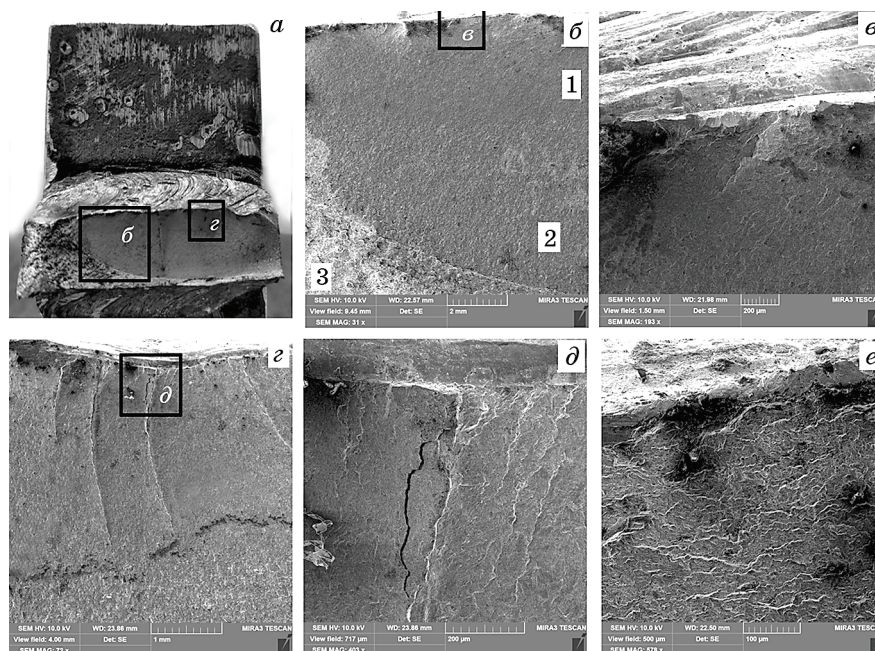


Рис. 4. Усталостный излом сварного образца стали 15ХСНД без ЭИЛ и ВМП: общий вид (а); зоны медленного (1) и быстрого (2) распространения трещины и зона долома (3) (б); места зарождения усталостной трещины на неровностях поверхности шва (в, г); трещина, распространившаяся в перпендикулярном направлении к основной трещине (д); ступеньки, характеризующие скорость развития усталостной трещины (е).

Fig. 4. Fatigue fracture surface of T-welded sample of 15KhSND steel without EDSA and HFMI: general view (a); zones of slow (1) and fast (2) crack propagation and a break-off zone (3) (b); sites of the fatigue crack origins on rough surface of the weld (в, г); a crack propagating in the perpendicular direction to the base crack (д); steps characterizing the rate of the fatigue crack propagation (e).

духе происходит по линии перехода металла шва на основной металл и по ребру при испытаниях в коррозионной среде. Также установлено, что конструкционный дефект типа технологического непровара практически не оказывает влияния на циклическую долговечность тавровых соединений стали 15ХСНД, которая существенно возрастает после ВМП.

Поскольку неупрочненные сварные соединения испытывались при более низких уровнях прикладываемых максимальных напряжений, важно определить места зарождения усталостных трещин в таких образцах при более высоких уровнях прикладываемых нагрузок, соответствующих упрочненным методом ВМП сварным соединениям. С этой целью были изготовлены и испытаны

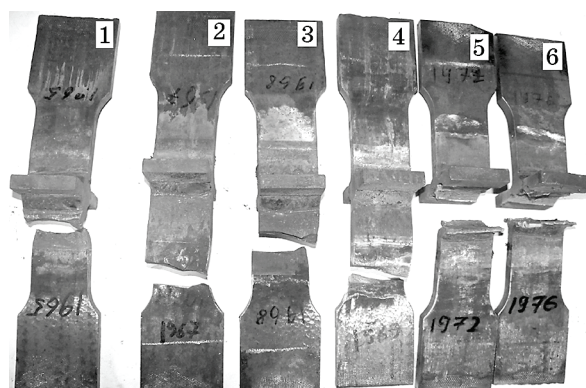


Рис. 5. Внешний вид упрочнённых технологией ВМП образцов таврового сварного соединения после испытаний в коррозионной среде; 1, 2, 3, 4 — образцы с полным проплавлением сварного шва; 5, 6 — образцы с конструктивными дефектами (неполное проплавление корня шва).

Fig. 5. Appearance of HFMI-hardened specimens of a T-welded joint after tests in corrosive environment; 1, 2, 3, 4 are the samples with completely melted weld seam; 5, 6 are the samples with construction defects (incomplete melting of the weld seam root).

образцы таврового сварного соединения стали 15ХСНД с конструкционным дефектом (неполным проплавлением корня шва) (5-й серии).

После изготовления образцов две из четырех зон перехода шва на основной металл (№ 1 и № 2, рис. 1) подвергали обработке ВМП. Испытания проводили при уровнях прикладываемых максимальных напряжений 290 МПа. После наработки 82300 и 99000 циклов перемен напряжений в не упрочненных зонах (соответственно зона № 4 первого образца и зона № 3 второго образца) появились усталостные трещины глубиной до 0,5 мм (длиной до 3 мм). После обработки ВМП поврежденных усталостными трещинами зон, которая приводит к залечиванию неглубоких трещин и наведению сжимающих напряжений, препятствующих распространению более протяженных трещин, испытания были продолжены при тех же уровнях нагружения. В процессе дальнейших испытаний аналогичные трещины в не упрочненных зонах № 3 первого образца и № 4 второго образца повторно появились после наработки 232500 и 152800 циклов перемен напряжений, соответственно. После ВМП зон, поврежденных усталостными трещинами, испытания были продолжены. Разрушения образца № 3 произошло после 858900 циклов, а образца № 4 — после 1132400 циклов приложения переменных напряжений. В обоих случаях усталостные трещины зарождались и развивались от конструкционных дефектов (непроваров), а разру-

шение произошло по приваренным ребрам, которые не передают основного усилия. Фотографии разрушенных образцов представлены на рис. 5. Таким образом, подтверждено, что разрушение не упрочненных образцов с неполным проплавлением корня шва во всем диапазоне прикладываемых нагрузок происходит по линии перехода металла шва на основной металл, т.е. конструкционный дефект типа технологического непровара не оказывает влияние на их циклическую долговечность.

Визуальный анализ усталостных изломов тавровых сварных соединений образцов 5-й серии (рис. 6) показал, что при изготовлении образцов конструкционные дефекты (непровары) были заложены по всей ширине образцов (т.е., по всей длине сварного шва) с двух сторон непосредственно под приваренными ребрами. Геометрические размеры непроваров (2–3 мм высотой и шириной) в исследуемых образцах одинаковы практически по всей длине сварного шва.

Таким образом, можно заключить, что долговечность упрочненных технологией ВМП тавровых сварных соединений с протяженными конструкционными дефектами (непроварами) находится в пределах разброса экспериментальных данных образцов с полным проплавлением как при испытаниях на воздухе, так и в коррозионной среде. Как показывают результаты фрактографического анализа усталостных изломов испытанных образцов, развитие трещины в образцах с непроварами происходит как в основном металле, так и по ребру (рис. 5), а в образцах с полным проплавлением — только в основном металле по линии сплавления.

Несмотря на то, что в упрочненных ВМП образцах зарождение усталостной трещины от непровара может происходить раньше, чем в зоне перехода шва на основной металл, разрушение в зоне непровара проходит менее интенсивно, практически не снижая долговечность таких соединений в сравнении с долговечностью бездефектных соединений до полного разрушения. Причиной этого является более низкий уровень напряжений, действующих в области непровара (что

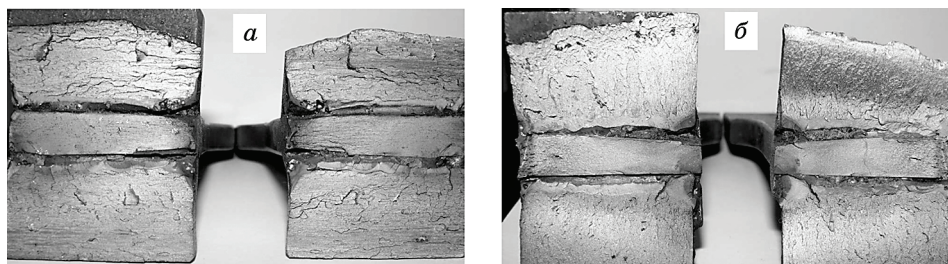


Рис. 6. Поверхности изломов образцов № 1 (а) и № 2 (б) серии № 5.

Fig. 6. Fracture surfaces of samples No. 1 (a) and No. 2 (b) of the fifth series.

следует из большего поперечного сечения плоскости развития такой трещины, учитывая высоту приваренных ребер). То есть развитие усталостной трещины, зародившейся от непровара, проходит при действии меньших напряжений, несмотря на ту же приложенную внешнюю нагрузку. При этом одна из вершин усталостной трещины развивается в слабонагруженном ребре. В сварных соединениях с непроварами значительная доля от установленной циклической долговечности приходится на рост усталостной трещины в основном металле и в металле приваренного ребра (рис. 6). Так, в сварных соединениях с полным проплавлением, упрочненных технологией ВМП (рис. 4, а, б), критическая глубина трещины в зоне перехода шва на основной металл составляет ~4–8 мм, а в упрочненных сварных соединениях с непроваром в момент хрупкого долома глубина усталостной трещины достигает ~12–20 мм (рис. 6).

Перспективным путем повышения сопротивления коррозионной усталости сталей является создания покрытий с заданными свойствами с использованием комбинированных воздействий, например, сочетания лазерной обработки (ЛО), электроискрового легирования (ЭИЛ) и ВМП [20, 22]. С помощью ЭИЛ создается легированная поверхность с большей коррозионной стойкостью, чем исходная, а при ВМП совокупность высокочастотного импульсного нагружения с локальным нагревом поверхности приводит не только к уплотнению поверхностного легированного слоя и увеличению адгезии покрытия к основному металлу, но и к существенному изменению его структуры и фазового состава за счет возникновения большого количества дефектов кристаллического строения, измельчения зерен, аномального массопереноса и т.д. [20, 22].

Для экспериментальной оценки эффективности применения комбинированных методов обработки поверхностей (ЭИЛ + ВМП) с целью повышения циклической долговечности сварных соединений в коррозионной среде изготавливали 6-ю и 7-ю серии образцов тавровых соединений с непроварами (по 3 образца в каждой серии). В 6-й серии образцов технологией ВМП упрочняли сварной шов и линию сплавления, после чего проводили ЭИЛ никелем. Во 7-й серии образцов технологией ВМП упрочняли сварной шов и линию сплавления, после чего проводили ЭИЛ хромом и повторное упрочнение поверхностей ВМП.

Результаты испытаний на коррозионную усталость в 3% растворе NaCl образцов тавровых соединений 6 и 7 серий после комбинированных обработок также показаны на рис. 3. Видно, что при испытаниях в коррозионной среде образцы этих серий (точки 6 и 7) демонстрируют более высокую долговечность и усталостную прочность, чем исходные образцы без упрочнения технологией ВМП, испытанные и в коррозионной среде (кривая 3), и на воздухе (кривая 1). Однако, по сравнению с кривой коррозионной усталости об-

разцов, сварные швы которых были подвергнуты ВМП/УЗУО (кривая 4), образцы, легированные никелем, демонстрируют более низкие характеристики (точки 6). Образцы, легированные хромом в комбинации с финишной ВМП (точки 7), наоборот показывают более высокие характеристики, которые сравнимы даже с кривой, полученной в результате испытаний на воздухе упрочненных технологией ВМП образцов (кривая 2 на рис.3).

Экспериментально зарегистрированные особенности усталостного разрушения образцов при испытаниях в коррозионной среде представлены в табл. 1. Видно, что почти все образцы разрушались по ребру вдали от переходной зоны швов, а усталостные трещины зарождались от конструкционных дефектов (непроваров). Это можно наблюдать при анализе поверхности усталостных изломов, представленных на рис. 7, на котором места зарождения трещин указаны белыми стрелками (рис. 7, а), а переходная зона между швом и основным металлом ребра образца — черными стрелками (рис. 7, б).

На поверхности изломов также отчетливо просматриваются три зоны распространения трещины, как и в случае усталостного излома сварного образца без ЭИЛ и ВМП, показанного на рис. 4, а, б. Более того, размеры усталостной трещины в момент хрупкого долома (~12–20 мм) сравнимы с наблюдавшимися в образцах с кон-

ТАБЛИЦА 1. Циклическая долговечность тавровых сварных соединений с непроваром корня шва в 3% растворе NaCl после упрочнения комбинированными обработками.

TABLE 1. Cyclic durability of T-welds with construction defects (incomplete melting of the weld seam root) in 3% solution of NaCl after hardening by combined treatments.

Вид обработки	Максимальные прикладываемые напряжения, МПа	Долговечность до разрушения, циклы	Примечание
ВМП + ЭИЛ (Ni)	260	876300	Разрушение по ребру
		457600	Разрушение по ребру
		424500	Разрушение по основному металлу
ВМП + ЭИЛ (Cr) + + ВМП	260	1772000	Разрушение по ребру
		1568100	Разрушение по ребру
		1962400	Разрушение по ребру

струкционными дефектами после упрочнения сварных швов технологией ВМП без применения ЭИЛ (рис. 6). Обращает на себя внимание тот факт, что образцы, подвергнутые ЭИЛ никелем, демонстрируют значительно меньшую долговечность при испытаниях в коррозионной среде. Поэтому представляло интерес рассмотреть возможные причины различного влияния примененных легирующих элементов на коррозионную усталость.

С использованием специально приготовленных поперечных сечений образцов из стали 15ХСНД после ЭИЛ никелем и хромом был изучен химический состав поверхностных слоев (рис. 8). Согласно результатам энерго-дисперсионного анализа, проведенного в растровом электронном микроскопе, в поверхностных слоях толщиной ~10–15 мкм наблюдается повышенное содержание легирующих элементов. В случае применения финишной обработки ВМП после ЭИЛ хромом (рис. 8, а) толщина содержащего хром слоя несколько меньше (~8 мкм), чем толщина слоя (~14 мкм) в случае ВМП + ЭИЛ

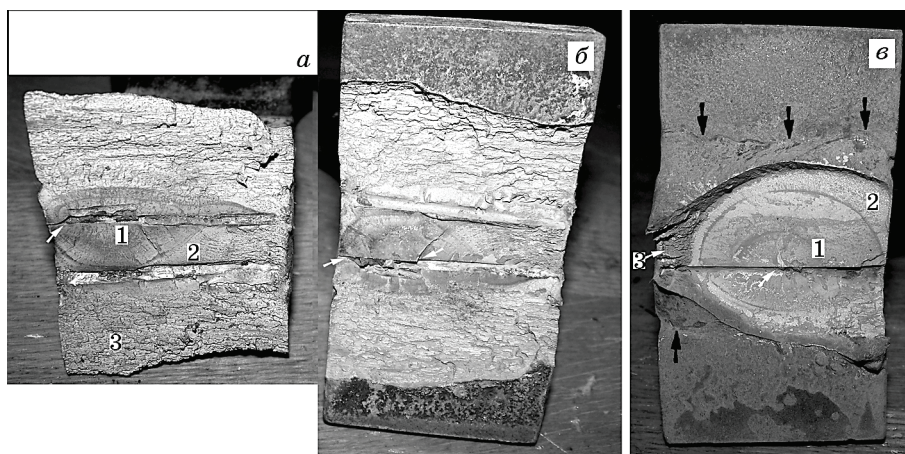


Рис. 7. Усталостные изломы сварных образцов стали 15ХСНД с конструкционными дефектами, обработанных ЭИЛ и ВМП, после коррозионных усталостных испытаний: образец, после ЭИЛ(Cr) + ВМП с усталостным разрушением по ребру жёсткости (а, б); образец после ЭИЛ(Ni) + ВМП с трещиной, зародившейся на конструкционном дефекте шва (в); 1, 2, 3 — зоны медленного, быстрого распространения трещины и зона долома, соответственно.

Fig. 7. Fatigue fracture surfaces of the welded samples of steel 15KhSND with construction defects processed by EDSA and HFMI, after corrosion fatigue tests: the surfaces of the EDSA (Cr) + HFMI processed sample with fatigue failure along a stiffener (a, b); a sample with a crack originating from construction defect of the weld seam (c); 1 and 2 are zones of slow and fast crack propagation, respectively, and 3 is a zone of break off.

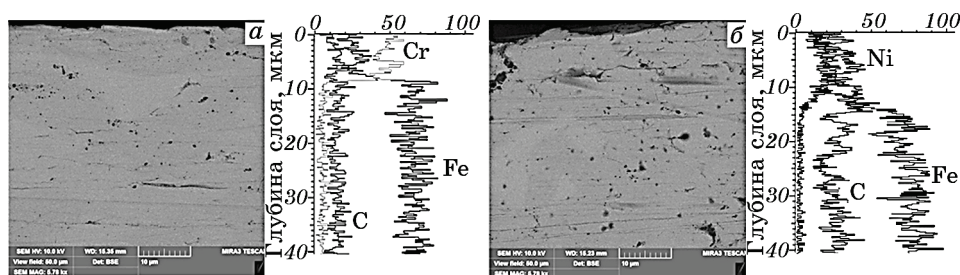


Рис. 8. РЭМ изображения поперечных шлифов и содержание основных химических элементов в поверхностных слоях образцов стали 15ХСНД после ЭИЛ хромом (а) и никелем (б).

Fig. 8. SEM images of cross-sections and the content of basic chemical elements in the surface layers of 15KhSND steel samples after EDSA (Cr) (a) and EDSA (Ni) (b).

никелем (рис. 8, б). Это связано с некоторым уплотнением легированного слоя, которое также наблюдалось при ВМП сформированного ЭИЛ легированного хромом слоя на стали 20ГЛ [20].

Кроме того, обращает на себя внимание наличие в легированном никелем слое трещин, расположенных как в поперечном, так и продольном к поверхности направлении (рис. 8, б). Это может быть связано с существенным различием фазового состава и, как следствие, механических свойств никельсодержащего слоя и матричного материала (стали 15ХСНД).

Так, с помощью рентгеновского анализа на поверхности образцов, легированных никелем (рис. 9, спектр 2), обнаружены рефлексы аустенитной фазы, имеющей ГЦК-решетку в отличие от ОЦК-решетки феррита стали 15ХСНД (рис. 9, спектр 1). В случае легирования поверхности стали 15ХСНД хромом (рис. 9, спектр 3) наблюдаются несколько смещенные и расширенные линии легированного хромом ОЦК-феррита, а также карбидных фаз. Тип кристаллических решеток поверхностного слоя и матричного материала одинаков, а близость размеров атомов хрома и железа способствует незначительным искажениям в решетке образованного при легировании ОЦК-твердого раствора хрома в железе. Это, по-видимому, является причиной отсутствия дефектов и трещин в легированном хромом слое.

Продольные трещины, вызывающие отслоение поверхностного слоя, легированного никелем, отчетливо видны и на РЭМ изображениях поверхности излома образцов стали 15ХСНД после ЭИЛ никелем (рис. 10, б). Примечательно, что подобных трещин не наблюдается в случае легирования поверхности стали 15ХСНД хромом (рис. 10, а). Характер изломов поверхностных слоев в этих двух случаях также различен. В случае легирования хромом наблюдается харак-

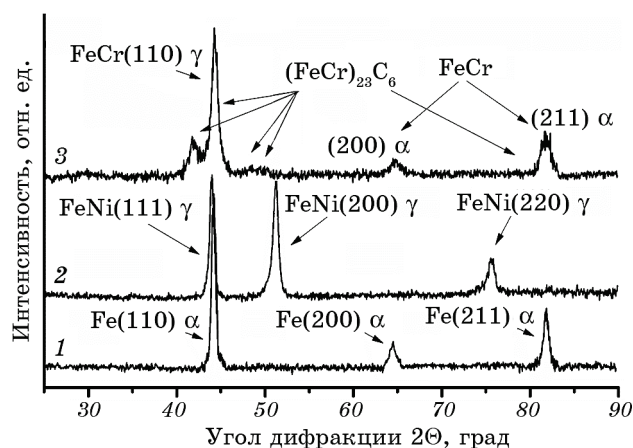


Рис. 9. Рентгенограммы поверхности образцов стали 15ХСНД в исходном состоянии (1) и после ЭИЛ (Ni) (2) и ЭИЛ (Cr) (3).

Fig. 9. X-Ray diffraction patterns the surfaces of 15KhSND steel samples in initial state (1) and after EDSA (Ni) (2) and EDSA (Cr) (3).

терный для пластичных материалов ямочный излом с существенно меньшими размерами ямок по сравнению с матричным материалом (вставки к рис. 10, а). Наоборот, в легированном излом никелем слое произошел по планарному (транскристаллитному) механизму, что, по-видимому, связано с особенностями пластической деформации в ГЦК-фазе (вставки к рис. 10, б). В ней накопление дефектов преимущественно происходит в плоскостях скольжения ГЦК-решётки, что вызывает зарождение и последующее распространение в этих плоскостях усталостных трещин. В более пластичном матричном материале уже вновь наблюдается ямочный излом с размерами ямок, близкими к тем, которые наблюдаются в матрице образца, легированного хромом (вставки к рис. 10, а).

Рассмотрим еще один дополнительный фактор, вызывающий более, чем в 2 раза меньшую циклическую долговечность сварных образцов в 3% растворе NaCl после применения комбинированной обработки ВМП + ЭИЛ (Ni), чем долговечность хромированных образцов ВМП + ЭИЛ (Cr). Наряду с высокими антикоррозионными свойствами обоих неповрежденных легированных поверхностей (никель или хром) при циклическом нагружении существенное значение приобретает и поведение в коррозионной среде поверхностей при утрате их целостности. Речь идет о появлении повреждений, оголяющих матричный материал (железо), а также о появлении при этом микрогальванических пар.

Схематически эти микрогальванические пары показаны на рис. 11, а, б. В случае возникновения механического повреждения

(в том числе усталостного) на хромовом покрытии будет возникать микрогальваническая ячейка, в которой коррозии в первую очередь будет подвергаться хромовое покрытие (рис. 11, а). Это происходит за счет более отрицательного электрохимического потенциала катионов Cr^{2+} и Cr^{3+} по сравнению с катионами железа Fe^{2+} (см. расположение элементов на рис. 11, в). При этом матричный материал коррозии подвержен не будет. Иная ситуация будет наблюдаться в случае никелевого покрытия с усталостным повреждением (рис. 11, б). В данном случае, более отрицательный электрохимический потенциал катионов Fe^{2+} по отношению к Ni^{2+} вызовет ускоренную коррозию матрицы и увеличение концентрации напряжений в этом месте. В конечном итоге, за счет появления концентраторов напряжений на повреждениях, возникших на поверхности в коррозионной среде, произойдет ускоренное разрушение образца. На рис. 11 приведена таблица электрохимических потенциалов легирующих элементов, которые могут быть применены для повышения антикоррозионных свойств сталей.

Исходя из изложенных выше соображений, наиболее эффективными легирующими элементами стальных изделий для повышения коррозионной усталости будут металлы с меньшим электрохимическим потенциалом по сравнению с железом (Cr, V, Mo), однако при этом нужно учитывать и другие факторы, влияющие на прочность и пластичность материалов при легировании (взаимная растворимость, образование карбидов и др.).

Таким образом, циклическая долговечность в 3% растворе NaCl образцов таврового сварного соединения после их комбинирован-

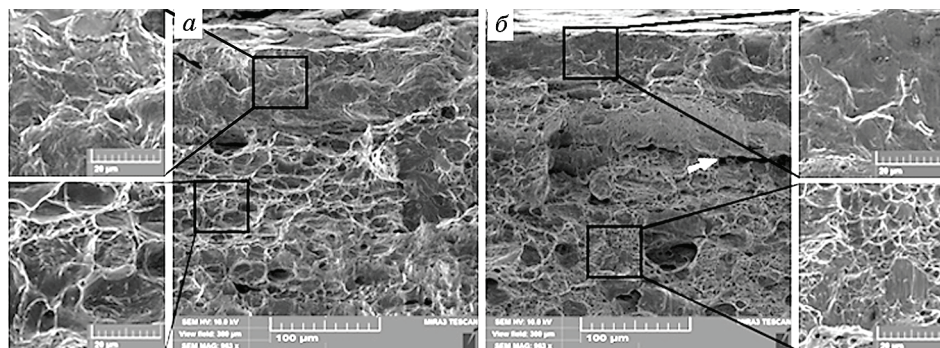


Рис. 10. Изломы образцов стали 15ХСНД после ЭИЛ хромом (а) и никелем (б). Стрелка указывает на наличие трещины в переходной зоне между легированным никелем покрытием и материалом основы.

Fig. 10. Fracture surfaces of 15KhSND steel samples after EDSA (Cr) (a) and EDSA (Ni) (b). The arrow indicates the presence of a crack in the transition zone between the nickel-alloyed coating and the base material.

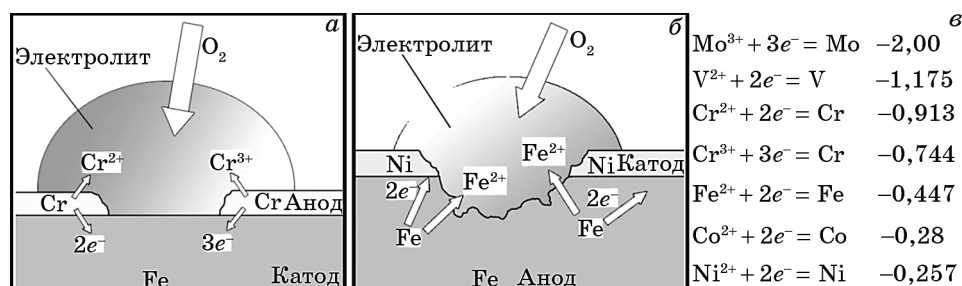


Рис. 11. Схема, показывающая растворение различных элементов в коррозионной среде вследствие нарушения целостности покрытий Cr (а) и Ni (б) при усталостных испытаниях в зависимости от величины их электрохимических потенциалов (ε) по отношению к железу.

Fig. 11. The schemes showing the dissolution of various elements in a corrosive environment due to the integrity disruption of the Cr (a) and Ni (б) coatings during fatigue tests, depending on the magnitude of their electrochemical potentials (ε) in relation to iron.

ной обработки ВМП + ЭИЛ (Cr) + ВМП значительно превышает циклическую долговечность образцов, упрочненных с использованием ЭИЛ (Ni) + ВМП (рис. 3, табл. 1). Это, по-видимому, связано с тем, что при нарушении целостности никелевого покрытия происходит ускоренная коррозия железа, вызывающая увеличение размеров поверхностных повреждений и, как следствие, возрастание концентрации напряжений на них. В этом смысле, хромовое покрытие оказывается более эффективным, препятствуя коррозионной деградации матричного материала даже в случае потери целостности. Поэтому по сравнению с никелем хром является более предпочтительным материалом для легирования сварных швов стальных изделий, подвергающихся циклическим нагрузкам в агрессивной среде.

4. ВЫВОДЫ

1. Установлено, что наличие протяженного (на всю ширину образца) непровара корня шва в не упрочненных высоконагруженных тавровых сварных соединениях, поперечные ребра которых не передают основной нагрузки, не оказывает влияния на циклическую долговечность, поскольку образование трещин и их развитие происходит по зоне перехода шва на основной металл.

2. Экспериментальными исследованиями на воздухе и в коррозионной среде (3% раствор NaCl) показано, что циклическая долговечность высоконагруженных упрочненных технологией ВМП тавровых сварных соединений низколегированных сталей, содержащих

технологические непровары корня шва, находится в пределах разброса экспериментальных данных для упрочненных сварных соединений, выполненных с полным проплавлением. При этом циклическая долговечность упрочненных сварных соединений с непроварами повышается до 10 раз по сравнению с циклической долговечностью не упрочненных соединений.

3. Установлена эффективность применения комбинированной обработки ВМП + ЭИЛ (Cr) + ВМП для повышения характеристик сопротивления коррозионной усталости тавровых сварных соединений. Циклическая долговечность образцов таврового сварного соединения в 3% растворе NaCl после комбинированной обработки ВМП + ЭИЛ (Cr) + ВМП существенно превышает циклическую долговечность образцов, упрочненных по технологиям ЭИЛ (Ni) + ВМП. В то же время она близка к циклической долговечности упрочненных ВМП образцов с полным проплавлением, которые испытывались на воздухе.

4. Показано, что при выборе легирующих элементов для ЭИЛ стальных изделий необходимо учитывать их растворимость в железе и склонность к образованию карбидов, а также их электрохимические потенциалы по сравнению с железом. Полученные результаты по комбинированному воздействию ЭИЛ + ВМП позволяет рекомендовать эти методы для упрочнения сварных конструкций, работающих в условиях окружающей среды и циклического нагружения. При этом целесообразно обрабатывать локальные участки конструкций, где наиболее вероятно появление очагов разрушения из-за коррозии и усталости.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. ДСТУ-Н Б EN 1993-1-9:2015. *Національний стандарт України. ЄВРОКОД 3: Проектування сталевих конструкцій.*
2. *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках* (Ред. В. И. Труфяков) (Киев: Наукова думка: 1990).
3. X. Zhao, D. Wang, and L. Huo, *Mater. Design*, **32**, No. 1: 88 (2011).
4. D. Yin, D. Wang, H. Jing, and L. Huo, *Mater. Design*, **31**, No. 7: 3299 (2010).
5. Y. Kudryavtsev, J. Kleiman, A. Lugovskoy, L. Lobanov, V. Knysh, O. Voitenko, and G. Prokopenko, *Welding in the World*, **51**, Nos. 7–8: 47 (2007).
6. H. C. Yildirim and G. Marquis, *Welding in the World*, **56**, Nos. 7–8: 82 (2012).
7. Г. И. Прокопенко, Б. Н. Мордюк, *Сварка и конструкции*, № 1: 10 (2015).
8. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
9. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**, Nos. 3–5: 855 (2008).
10. V. Knysh, S. Solovei, L. Nyrkova, I. Klochkov, and S. Motrunich, *Procedia Structural Integrity*, **16**: 73 (2019).
11. M. Daavari and S. A. Sadough Vanini, *Mater. Lett.*, **139**: 462 (2015).

12. W. Gao, D. Wang, F. Cheng, C. Deng, Y. Liu, and W. Yu, *J. Mater. Proc. Technol.*, **223**: 305 (2015).
13. M. Daavari and S. A. S. Vanini, *J. Mater. Eng. Perform.*, **24**: 3658 (2015).
14. V. V. Knysh, S. O. Solovei, L. I. Nyrkova, and S. O. Osadchuk, *Materials Science*, **54**, Iss. 3: 421 (2018).
15. В. Е. Панин, В. П. Сергеев, А. В. Панин, *Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий* (Томск: Издательство ТПУ: 2009).
16. Y. Estrin and A. Vinogradov, *Acta Mater.*, **61**: 782 (2013).
17. Н. М. Чигринова, А. А. Кулешов, В. В. Нелаев, *Электронная обработка материалов*, № 2: 27 (2010).
18. X. Tang and D. Y. Li, *Scr. Mater.*, **58**: 1090 (2008).
19. Н. И. Лазаренко, *Электроискровое легирование металлических поверхностей* (Москва: Машиностроение: 1976).
20. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, P. Yu. Volosevych, L. E. Matokhnyuk, A. V. Byalonych, and T. V. Popova, *Mater. Sci. Eng. A*, **659**: 119 (2016).
21. П. Ю. Волосевич, Г. И. Прокопенко, В. В. Кныш, *Металлофиз. новейшие технол.*, **30**, № 10: 1429 (2008).
22. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Popova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).

REFERENCES

1. DSTU-N B EN 1993-1-9:2015. *National standard of Ukraine. YeVROKOD 3: Proektuvannya Stalevykh Konstruktsiy* [Design of steel constructions] (in Ukrainian).
2. *Prochnost' Svarnykh Soedineniy pri Peremennykh Nagruzkakh* [Strength of Welded Joints at Changing Loads] (Ed. V. I. Trufyakov) (Kyiv: Naukova Dumka: 1990) (in Russian).
3. X. Zhao, D. Wang, and L. Huo, *Mater. Design*, **32**, No. 1: 88 (2011).
4. D. Yin, D. Wang, H. Jing, and L. Huo, *Mater. Design*, **31**, No. 7: 3299 (2010).
5. Y. Kudryavtsev, J. Kleiman, A. Lugovskoy, L. Lobanov, V. Knysh, O. Voitenko, and G. Prokopenko, *Welding in the World*, **51**, Nos. 7–8: 47 (2007).
6. H. C. Yildirim and G. Marquis, *Welding in the World*, **56**, Nos. 7–8: 82 (2012).
7. G. I. Prokopenko and B. N. Mordyuk, *Svarka i Konstruktsii*, No. 1: 10 (2015) (in Russian).
8. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
9. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**, Nos. 3–5: 855 (2008).
10. V. Knysh, S. Solovei, L. Nyrkova, I. Klochkov, and S. Motrunich, *Procedia Structural Integrity*, **16**: 73 (2019).
11. M. Daavari and S. A. Sadough Vanini, *Mater. Lett.*, **139**: 462 (2015).
12. W. Gao, D. Wang, F. Cheng, C. Deng, Y. Liu, and W. Yu, *J. Mater. Proc. Technol.*, **223**: 305 (2015).
13. M. Daavari and S. A. S. Vanini, *J. Mater. Eng. Perform.*, **24**: 3658 (2015).
14. V. V. Knysh, S. O. Solovei, L. I. Nyrkova, and S. O. Osadchuk, *Materials Science*, **54**, Iss. 3: 421 (2018).

15. V. E. Panin, V. P. Sergeev, and A. V. Panin, *Nanostrukturirovanie Poverkhnostnykh Sloev Konstruktsionnykh Materialov i Nanesenie Nanostrukturnykh Pokrytiy* [Nanostructuring of Surface Layers of Construction Materials and Formation of Nanostructured Coatings] (Tomsk: Izdatel'stvo TPU: 2009) (in Russian).
16. Y. Estrin and A. Vinogradov, *Acta Mater.*, **61**: 782 (2013).
17. N. M. Chigrinova, A. A. Kuleshov, and V. V. Nelaev, *Elektronnaya Obrabotka Materialov*, No. 2: 27 (2010) (in Russian).
18. X. Tang and D. Y. Li, *Scripta Mater.*, **58**: 1090 (2008).
19. N. I. Lazarenko, *Elektroiskrovoe Legirovanie Metallicheskiikh Poverkhnostey* [Electric-Spark Alloying of Metallic Surfaces] (Moscow: Mashinostroenie: 1976) (in Russian).
20. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, P. Yu. Volosevych, L. E. Matokhnyuk, A. V. Byalonovich, and T. V. Popova, *Mater. Sci. Eng. A*, **659**: 119 (2016).
21. P. Yu. Volosevich, G. I. Prokopenko, and V. V. Knysh, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **30**, No. 10: 1429 (2008) (in Russian).
22. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Popova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).