

<https://doi.org/10.21122/2227-1031-2026-25-2-107-116>

УДК 621.791.754

Технологические особенности сварки и термообработки корпусных изделий из термомеханически упрочненной стали в производственных условиях

Кандидаты техн. наук, доценты А. О. Коротеев¹⁾, А. Г. Лупачев¹⁾

¹⁾Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования «Белорусско-Российский университет» (Могилев, Республика Беларусь)

Реферат. Высокопрочные стали все чаще используются для изготовления сварных конструкций в различных отраслях промышленности и позволяют существенно повысить эксплуатационные характеристики изделий. Прочностные свойства могут обеспечиваться специальной системой легирования материала, применением специальной термомеханической обработки и др. Чем выше прочность и сложнее система упрочнения стали, тем хуже ее технологическая свариваемость. В настоящее время для изготовления сварных конструкций все чаще используется термомеханически упрочненная сталь, обладающая требуемыми характеристиками бронестойкости при относительно небольшой толщине листа, но в то же время высокой склонностью к образованию трещин в околошовной зоне. Трещины образуются непосредственно после выполнения сварки, а также в течение некоторого времени в процессе эксплуатации и внешних нагрузжений. Основная причина их образования: высокие уровни внутренних напряжений и значений твердости вблизи линии сплавления в основном металле, обусловленные воздействием термического цикла сварки. В статье на основании результатов экспериментальных исследований и механических испытаний сварных соединений из высокопрочной бронестойкой стали 37У предлагается вариант проведения термообработки с целью снижения твердости в околошовной зоне вблизи линии сплавления, что позволяет существенно снизить вероятность образования трещин. Сущность предлагаемого решения состоит в нагреве околошовной зоны сварного соединения, выполненного дуговой сваркой плавящимся электродом (MIG) в защитной газовой среде 98 % Ar + 2 % O₂ аустенитной сварочной проволокой Св-08Х20Н10Г7Т, через наплавленный металл сварного шва путем использования технологии сварки неплавящимся вольфрамовым электродом (TIG). Локальный нагрев поверхности валиков сварных швов производится до состояния появления зеркала жидкой ванны, и путем прямолинейного перемещения вдоль оси сварного соединения осуществляется обработка всех сварных соединений. Исследованы особенности распределения твердости в зоне термического влияния сварных соединений из высокопрочных сталей и характер воздействия на них локального нагрева.

Ключевые слова: дуговая сварка в защитных газах, высокопрочные стали, термообработка, твердость, холодные трещины, зона термического влияния сварного соединения

Для цитирования: Коротеев, А. О. Технологические особенности сварки и термообработки корпусных изделий из термомеханически упрочненной стали в производственных условиях / А. О. Коротеев, А. Г. Лупачев // *Наука и техника*. 2026. Т. 25, № 2. С. 107–116. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2026-25-2-107-116>

Technological Features of Welding and Heat Treatment of Housing Products Made of Thermomechanically Hardened Steel in Industrial Conditions

A. A. Karatseyeu¹⁾, A. G. Lupachou¹⁾

¹⁾Inter-State Educational Institution of Higher Education «Belarusian-Russian University» (Mogilev, Republic of Belarus)

Abstract. High-strength steels are increasingly used to manufacture welded structures in various industries, significantly improving the performance characteristics of products. These strength properties can be achieved through specialized alloying

Адрес для переписки

Коротеев Артур Олегович
Межгосударственное образовательное учреждение
высшего образования «Белорусско-Российский университет»,
просп. Мира, 43,
212000, г. Могилев, Республика Беларусь
Тел.: +375 22 224-47-77
karatseyeu_artur@fastmail.com

Address for correspondence

Karatseyeu Artur A.
Inter-State Educational Institution
of Higher Education «Belarusian-Russian University»
43, Mira Ave.,
220013, Mogilev, Republic of Belarus
Tel.: +375 22 224-47-77
karatseyeu_artur@fastmail.com

systems, thermomechanical processing, and other methods. The higher the strength and the more complex the strengthening system, the less its technological weldability. Currently, high-strength thermomechanically strengthened steel is increasingly used for the manufacture of welded structures. It offers the required armor resistance at relatively thin sheet thicknesses, but at the same time, it is highly susceptible to cracking in the near-weld zone. Cracks form immediately after welding, as well as over time during operation and external loads. The main cause of their formation is high level of internal stress and hardness values near the fusion line in the base metal, caused by the influence of the thermal cycle of welding. This article, based on the results of experimental studies and mechanical tests of welded joints made of high-strength armor-resistant steel 37У, proposes a heat treatment option to reduce the hardness in the heat-affected zone near the fusion line, which significantly reduces the likelihood of crack formation. The essence of the proposed solution consists of heating the heat-affected zone of a welded joint made by consumable electrode arc welding (MIG) in a protective gas environment of 98 % Ar + 2 % O₂ using an austenitic welding wire Св-08Х20Н10Г7Т, through the deposited weld metal using non-consumable tungsten electrode (TIG) welding technology. Local heating of the weld beads is carried out until a liquid pool mirror appears, and all welded joints are processed by rectilinear movement along the axis of the weld. The features of hardness distribution in the heat-affected zone of welded joints made of high-strength steels and the nature of the effect of local heating on them are studied.

Keywords: arc welding in shielding gases, high-strength steels, heat treatment, hardness, cold cracks, heat-affected zone of a welded joint

For citation: Karatseyeu A. A., Lupachou A. G. (2026) Technological Features of Welding and Heat Treatment of Housing Products Made of Thermomechanically Hardened Steel in Industrial Conditions. *Science and Technique*. 25 (2), 107–116 (in Russian). <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2026-25-2-107-116>

Введение

Повышение несущей способности и обеспечение требуемых прочностных характеристик при сварке ответственных металлоконструкций – актуальная задача, особенно в случае необходимости импортозамещения технологий и материалов. В последнее время для сварки элементов корпусных изделий из высокопрочных сталей с требованиями обеспечения бронестойкости все чаще используются термомеханически упрочненные стали [1–5]. Такие материалы обладают высокой твердостью и прочностью, достигаемыми в результате многократной прокатки с контролируемой температурой охлаждения. При этом по химическому составу стали относятся к низко- и среднеуглеродистым низколегированным. Поставляются они в виде листового проката толщиной от 5

до 20 мм и представляют собой готовый продукт с подтверждением, согласно сертификату поставки, типоразмера и характеристик твердости материала. Основное назначение – применение в качестве листов повышенной прочности и износостойкости в различном оборудовании, а также для обеспечения броневой защиты. В то же время материал не предназначен для изготовления сварных металлоконструкций в силу специфики воздействия на него термического цикла сварки.

Основная часть

Существует несколько систем легирования таких сталей, основанных на карбидном термомеханическом упрочнении: Cr–Ni, Si–Ni, Ni (табл. 1–3). В работе проанализированы три типа стали: 37У, БС 36 и СМ-1.

Таблица 1

Массовая доля химических элементов стали 37У
Mass fraction of chemicals in steel 37У

| Химический элемент | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Cu | Ti |
|--------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 0,141 | 1,007 | 0,636 | 0,013 | 0,010 | 0,895 | 0,340 | 1,722 | 0,895 | 0,005 |
| 2 | 0,138 | 1,009 | 0,644 | 0,013 | 0,012 | 0,895 | 0,341 | 1,734 | 0,895 | 0,006 |
| 3 | 0,150 | 1,021 | 0,635 | 0,013 | 0,011 | 0,890 | 0,338 | 1,753 | 0,890 | 0,004 |
| Среднее значение | 0,143 | 1,012 | 0,638 | 0,013 | 0,011 | 0,894 | 0,340 | 1,736 | 0,894 | 0,005 |

Таблица 2

Массовая доля химических элементов стали БС 36
Mass fraction of chemicals in steel БС 36

| Химический элемент | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Cu | Ti |
|--------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 0,379 | 0,212 | 0,350 | 0,013 | 0,009 | 1,232 | 0,515 | 1,097 | 0,040 | 0,001 |
| 2 | 0,389 | 0,221 | 0,398 | 0,012 | 0,009 | 1,277 | 0,531 | 1,119 | 0,042 | 0,003 |
| 3 | 0,345 | 0,241 | 0,367 | 0,014 | 0,009 | 1,281 | 0,541 | 1,141 | 0,042 | 0,002 |
| Среднее значение | 0,371 | 0,225 | 0,372 | 0,013 | 0,009 | 1,263 | 0,529 | 1,119 | 0,041 | 0,002 |

Таблица 3

Массовая доля химических элементов стали СМ-1
Mass fraction of chemicals in steel СМ-1

| Химический элемент | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Cu | Ti |
|--------------------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 0,371 | 0,953 | 0,641 | 0,012 | 0,005 | 0,632 | 0,351 | 1,942 | 0,092 | 0,045 |
| 2 | 0,362 | 0,832 | 0,652 | 0,011 | 0,004 | 0,641 | 0,332 | 1,961 | 0,111 | 0,048 |
| 3 | 0,371 | 0,876 | 0,727 | 0,011 | 0,005 | 0,684 | 0,37 | 1,981 | 0,108 | 0,051 |
| Среднее значение | 0,368 | 0,887 | 0,673 | 0,0113 | 0,004 | 0,652 | 0,351 | 1,961 | 0,103 | 0,048 |

Результаты анализа стали 37У (табл. 1) показали, что она легирована Si и Ni (Si–Ni система). Следует также отметить повышенное, по сравнению с другими образцами, содержание меди (в 20 раз больше, чем в стали БС 36, и в 40 раз больше, чем в СМ-1). Это свидетельствует о том, что медь в данном случае выступает в качестве значимого легирующего элемента. Количество Ni на 50 % выше, чем в стали БС 36, и на 40–50 % ниже, чем в стали СМ-1. По содержанию марганца сталь 37У очень близка к стали СМ-1, легированной преимущественно никелем (табл. 3).

Результаты анализа химического состава стали БС 36 показали, что она легирована Cr и Ni (Cr–Ni система). Кроме этого, по сравнению с другими представленными образцами она содержит большее количество углерода и молибдена и меньшее количество марганца (табл. 2).

Проведенный ряд экспериментов по анализу свариваемости материала и оценке его сварочно-технологических свойств показал, что наиболее распространенными и применимыми

в практических целях являются стали, легированные Si и Ni (табл. 1), например сталь 37У. Это также обусловлено более низким содержанием углерода, что благоприятно сказывается на сварочно-технологических свойствах. Сталь обладает высокими прочностными характеристиками и значением твердости (табл. 4). Временное сопротивление при испытании образцов на статическое растяжение (предел прочности) составило 1780–1800 МПа. Предел текучести составляет около 1500 МПа. Сталь имеет крайне низкие показатели относительного удлинения (7,5–8 %), что свидетельствует о ее недостаточной пластичности. Высокая прочность обеспечивается термомеханической обработкой с многократной прокаткой, что позволяет значительно изменить структуру материала и зафиксировать ее по средствам образования карбидов кремния. Результаты испытаний на статический изгиб (табл. 5) подтверждают практически полную неспособность материала воспринимать изгиб с явно выраженным хрупким разрушением.

Таблица 4

Механические характеристики используемой стали 37У
Mechanical properties of the steel used 37У

| Характеристика | Предел текучести, МПа | Временное сопротивление разрыву, МПа | Относительное удлинение, % | Твердость HV |
|----------------|-----------------------|--------------------------------------|----------------------------|--------------|
| Значение | 1500–1600 | 1780–1880 | 7–8 | 500–600 |

Результаты испытаний на статический изгиб стали 37У

Results of static bending tests on steel 37У

| № обр. (тип) | Размер образца для испытаний | | Результат испытаний | | | |
|-----------------|------------------------------|-------------|----------------------|------------------------------------|-----------------------------------|---------------|
| | Ширина, мм | Толщина, мм | Тип испытания | Расстояние между опорами, мм | Величина угла загиба, град. | Примечание |
| 1 | 23,0 | 7,0 | Статический изгиб | – | 45 | Излом хрупкий |
| 2 | 22,0 | 7,0 | Статический изгиб | – | 40 | Излом хрупкий |

Анализ материалов подобного класса и их свойств говорит о том, что получающиеся листы обладают высокой твердостью (500–650 HV) и хорошо показывают себя при баллистических испытаниях. Причем важно отметить, что толщина листа, как правило, небольшая (4–7 мм). Это обусловлено многократной пластической деформацией при прокатке. В случае применения листов большей толщины (10–14 мм) их твердость по сечению и в целом комплекс эксплуатационных характеристик может быть существенно ниже.

Таким образом, готовый материал обладает рядом специфических свойств:

- невысокой толщиной листа;
- чрезвычайно высокой твердостью (500–600 HV);
- высокой прочностью (>1800 МПа);
- крайне низким значением относительного удлинения (7 %).

Все эти свойства не характерны в нормальном состоянии для материала с таким химическим составом и получены благодаря созданию в нем неравновесной структуры в результате термомеханического упрочнения. Структура стабилизируется наличием стойких карбидов (в данном случае преимущественно кремния).

По совокупности этих выводов можно сказать, что такой материал был разработан и используется на практике в качестве готовых броневых листов. Эти листы могут разрезаться (желательно не термическими способами) в необходимые размеры для изготовления изделий, броневых накладок, щитов и т. д. Причем использование не предполагает операции по гибке материала (он совершенно не пластичен). Материал поставляется как готовое изде-

лие, не предназначенное для использования в сварных конструкциях.

Представляет интерес решение вопросов, связанных с изготовлением сварных конструкций с использованием таких сталей.

Первой проблемой сварки рассматриваемых материалов является воздействие термического цикла на его структуру и свойства. Прочность материала обеспечена искусственным созданием в нем специфической микроструктуры. Как известно, нагрев выше критических точек и длительное пребывание участков зоны термического влияния в области высоких температур приводит к структурно-фазовым превращениям. Здесь следует отметить две особенности:

- высокие скорости охлаждения на воздухе приводят к возникновению рядом с линией сплавления закалочной структуры;
- в зоне термического влияния из-за пребывания участка основного металла выше критических точек возникает эффект разупрочнения. Ширина этого участка и степень разупрочнения определяются мощностью тепловложения.

Высокую скорость охлаждения можно частично компенсировать предварительным подогревом свариваемых деталей до необходимой температуры, однако в реальных условиях производства эта операция затруднена по ряду причин, к тому же для рассматриваемых сталей она может привести к возникновению ряда новых проблем. Таким образом, материал изменяет свои свойства от воздействия термического цикла сварки и это не зависит от степени его упрочнения.

Второй проблемой является наличие внутренних напряжений в сварном соединении. Неравномерность нагрева, вызванная термиче-

ским циклом сварки, наличие усадки жидкого металла шва и другие причины приводят к возникновению в сварном соединении высокого уровня внутренних напряжений (в некоторых случаях их уровень может быть сопоставим с пределом текучести стали). Обычно при изготовлении сварных конструкций стараются: обеспечить возможность некоторой податливости соединения; избегать (если это возможно) жестких закреплений деталей; компенсировать напряжения правильным выбором последовательности наложения швов (если это возможно, выполняют двусторонние швы) и др. Материал проектировался для использования в свободном состоянии, и его эксплуатация не предполагает наличия больших внутренних напряжений. Здесь следует отметить, что традиционная методика баллистических испытаний предполагает выстрел в стальной лист, не находящийся в условиях жесткого закрепления.

В случае применения стальных листов для изготовления сварных конструкций в зоне термического влияния возникают большие внутренние напряжения. Это может приводить к образованию холодных трещин от линии сплавления или разрушению материала в зоне разупрочнения (рис. 1, 2). Трещины могут образоваться:

- в процессе эксплуатации, когда к высокому уровню внутренних напряжений и неспособности закаленных участков их воспринимать добавятся внешние нагрузки (как правило, ударного характера);
- из-за воздействия диффузионного водорода по механизму замедленного разрушения [6–9].

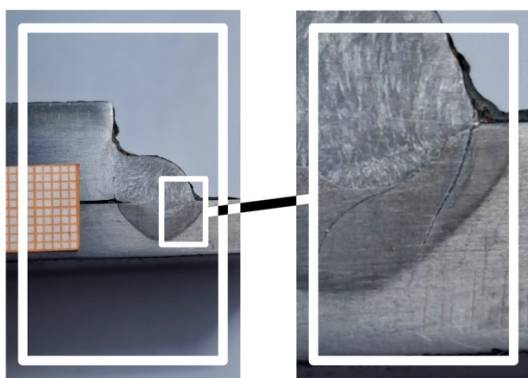


Рис. 1. Трещина в нахлесточном сварном соединении
Fig. 1. Crack in lap weld

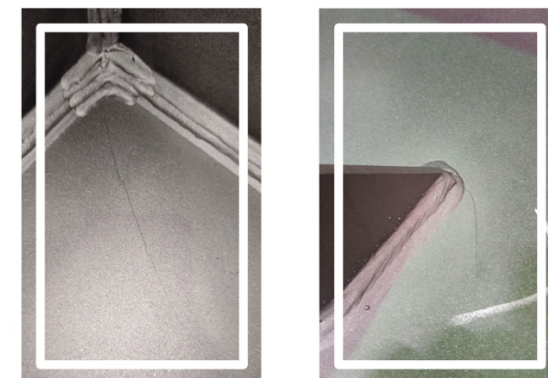


Рис. 2. Трещина в угловом сварном соединении
Fig. 2. Crack in fillet weld

Третьей проблемой являются особенности выполнения сварочных работ в реальных производственных условиях. Как правило, наблюдаются повышенная влажность и низкая температура. Это приводит к высокому содержанию паров воды в окружающей атмосфере, активно инжектируемых в струю защитного газа. Источником водорода также является адсорбированная влага на поверхностях свариваемых пластин [6–9].

Все это в конечном счете приводит к повышению количества диффузионного водорода в наплавленном металле, его диффузии в зону термического влияния и блокировке в закаленных участках вблизи линии сплавления. Это повышает внутреннее давление в микрополостях и дефектах кристаллического строения и влечет образование молекулярной формы водорода с повышением давления в десятки тысяч раз. Возникает трещина, активно распространяющаяся и выходящая на поверхность под действием высокого уровня напряжений [6–9].

Сварка рассматриваемого материала обычными низкоуглеродистыми низколегированными проволоками (типа Св-08Г2С и аналогами) приводит к образованию трещин от линии сплавления. Использование высокопрочных проволок также не решает эту проблему, так как существенно не изменяет картину совокупного воздействия высоких внутренних напряжений и наличия закалочных структур. Решением вопроса с трещинами может быть применение проволок, позволяющих получить в наплавленном металле аустенитную структуру (Св-08Х20Н9Г7Т, Св-08Х20Н10Г7Т), легированных Cr, Ni и Mn (табл. 6).

Химический состав сварочной проволоки Св-08Х20Н9Г7Т

Chemical composition of welding wire Св-08Х20Н9Г7Т

| Химический элемент | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Ti |
|--------------------|---------|-----------|---------|-------|-------|-----------|----|----------|-----------|
| Массовая доля, % | До 0,10 | 0,50–1,10 | 5,0–8,0 | 0,035 | 0,018 | 18,5–22,0 | — | 8,0–10,0 | 0,60–0,90 |

При выборе типа сварного соединения с разделкой кромок предпочтительными являются типы с максимальными углами скоса кромок и максимальной величиной зазора между свариваемыми деталями. Перед сваркой, особенно в условиях пониженных температур и повышенной влажности, рекомендуется выполнять «осушительный» подогрев кромок сварного соединения до температур 50–100°. Основной целью подогрева является устранение адсорбированной влаги. Это позволяет существенно снизить вероятность образования трещин, инициированных присутствием диффузионного водорода в металле.

Все сварные швы необходимо выполнять с минимальным проплавлением основного металла обратноступенчатым способом от середины к краям, каждую ступень – от края к середине (длина участков 100–150 мм). При этом начало и конец прихватки следует механически обработать для получения плавного сопряжения с основным металлом. Сварку необходимо проводить не менее чем в два прохода, с обязательной механической зачисткой всей поверхности предыдущего слоя с ограничением погонной энергии. Значение силы тока не должно превышать 100–130 А с учетом специфики сварного соединения. При этом первые проходы необходимо выполнять на свариваемых кромках с последующим заполнением центральной части. В случае нахлесточного соединения первый проход нужно выполнять на стали 37У. Это позволит последующими проходами частично снять напряжения по линии сплавления, что благоприятно сказывается на стойкости соединения против образования трещин.

Наиболее предпочтительным, с точки зрения стабильности переноса электродного металла, минимизации насыщения металла вредными газовыми примесями и улучшения фор-

мирования шва является импульсно-дуговой режим. Сварку необходимо выполнять в защитной газовой смеси 98 % Ar + 2 % O₂.

Рекомендуемые значения параметров режима:

– сила тока 110–130 А;

– напряжение на дуге 18–21 В (устанавливается согласно заданным аппаратом значениям).

После сварки все сварные швы должны быть зачищены до металлического блеска с выполнением плавных сопряжений с основным металлом. Не допускается наличие грубой чешуйчатости и брызг металла на поверхности изделия.

Установлено, что применение такой технологии позволяет предотвратить зарождение трещины после сварки, так как частично снижает уровень внутренних напряжений. Аустенитный жидкий металл сварного шва способен «залечивать» зарождающиеся участки трещины от линии сплавления и обладает высокой пластичностью. Таким образом создается эффект, когда сварная конструкция состоит из очень прочных и твердых листов, соединенных мягким пластичным и податливым материалом. Кроме того, использование таких проволок несколько снижает вероятность водородного фактора. Это объясняется тем, что растворимость водорода в аустенитном сварном шве больше, чем в основном металле, и он не будет диффундировать через линию сплавления в область закалочных структур. Естественно, это не позволяет полностью устранить этот фактор в случае наличия чрезмерно больших его количеств, но может существенно его снизить.

Таким образом, применение сварочных проволок Св-08Х20Н10Г7Т позволяет снизить вероятность образования трещин, зарождающихся вблизи линии сплавления сразу после

сварки. Однако работоспособность такого сварного соединения оказывается крайне низкой. Нами установлено, что вблизи линии сплавления на расстоянии 1,0–1,5 мм от нее в основном металле присутствует зона с твердостью $>700 HV$ (при твердости поверхностного слоя материала в состоянии поставки 580–600 HV) протяженностью 1–2 мм, после чего наблюдается участок разупрочнения с пониженной твердостью (380–400 HV) протяженностью 3–5 мм (рис. 3). Микроструктура зоны термического влияния вблизи линии сплавления представлена на рис. 4–5.

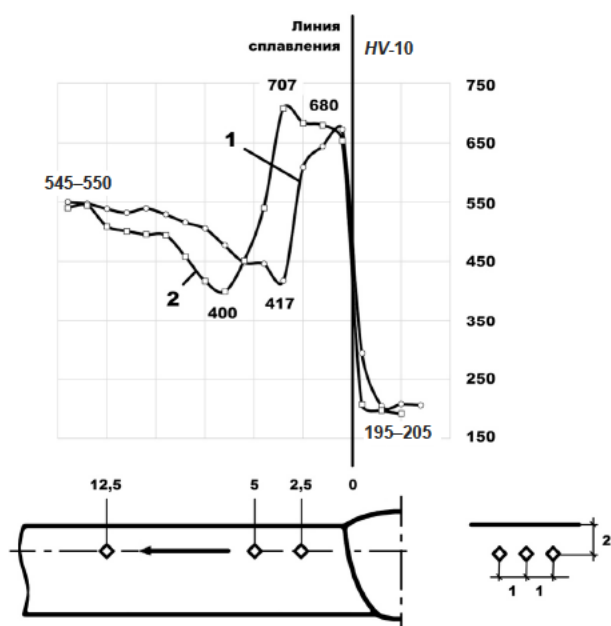


Рис. 3. Твердость сварного соединения (сталь 37У, сварочный материал Св-08Х20Н10Г7):

1 – распределение твердости в корневой части сварного соединения; 2 – то же по лицевой поверхности

Fig. 3. Hardness of welded joint (steel 37У, welding material Св-08Х20Н10Г7):

1 – hardness distribution in the root part of the weld joint; 2 – hardness distribution on the face surface

Как видно из полученных результатов, формируется характерная картина распределения твердости в зоне термического влияния. Твердость наплавленного металла шва достаточно низкая и составляет 195–205 HV . Это соответствует аустенитному материалу (сварочная проволока Св-08Х20Н10Г7Т). При переходе через линию сплавления наблюдается резкий скачок значений твердости

до 680–707 HV . На этом участке наблюдается присутствие закалочных структур, повышающих твердость на 25–30 % по сравнению с твердостью основного металла.

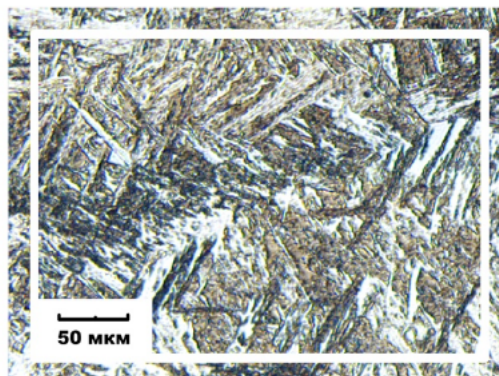


Рис. 4. Микроструктура зоны термического влияния сварного соединения (500×)

Fig. 4. Microstructure in the heat-affected zone of a welded joint (500×)

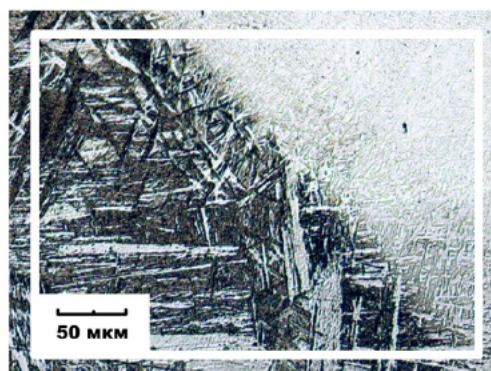


Рис. 5. Микроструктура зоны термического влияния сварного соединения

вблизи линии сплавления (500×)

Fig. 5. Microstructure in the heat-affected zone of a welded joint near the fusion line (500×)

Далее следует зона разупрочнения протяженностью около 6 мм. Значения твердости на этом участке понижаются на 30–35 % по сравнению с основным. Следует также отметить тот факт, что на участке протяженностью 5,5–6,0 мм (от металла шва до зоны разупрочнения) твердость вначале резко возрастает в 3,5 раза, потом почти в 2 раза снижается. Это крайне негативно сказывается на работоспособности сварного соединения и, если не выполнить термообработку, может привести

через какой-то промежуток времени к разрушению (вероятнее всего, в зоне перехода от области повышенной твердости к участку разупрочнения). Как видно из полученных результатов исследования микроструктуры, формируется достаточно крупная закалочная структура в виде разориентированных пластин (игл).

Эффективным методом устранения такой неоднородности свойств является выполнение послесварочной термообработки. В случае габаритных корпусных несущих металлоконструкций зачастую выполнение такой операции вызывает существенные затруднения.

Нами предлагается выполнение термообработки в цеховых условиях, сущность которой заключается в нагреве околошовной зоны сварных соединений через материал сварного шва [10]. Это позволит нагреть участки повышенной твердости до требуемой температуры, а более высокотемпературные области будут находиться в материале шва, не склонном к нежелательным изменениям структурно-фазового состояния. При этом наиболее эффективным является использование в качестве источника нагрева дуги, горящей между вольфрамовым неплавящимся электродом и поверхностью наплавленного валика шва.

Методом аргодуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом необходимо произвести локальный нагрев поверхности валиков сварных швов до состояния появления зеркала жидкой ванны и путем прямолинейного перемещения вдоль оси сварного соединения (без поперечных колебаний, не допуская перехода жидкой ванны на расстояние 1–2 мм от линии сплавления) осуществить обработку всех сварных соединений.

Режимы обработки: сила тока до 200 А; скорость перемещения регулируется размерами зеркала расплавленной ванны на поверхности валика.

Результаты измерения твердости до и после выполнения разработанного метода термической обработки для стыкового и нахлесточного сварного соединения показаны на рис. 6, 7.

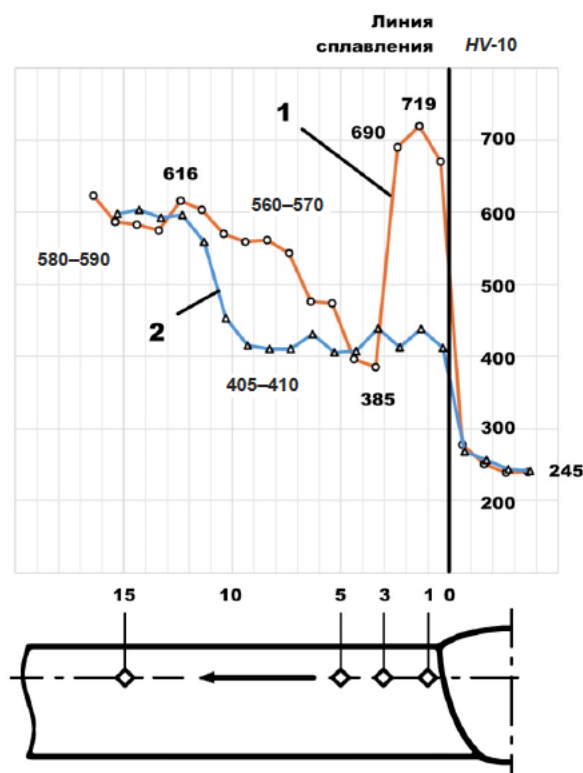


Рис. 6. Распределение твердости в стыковом сварном соединении (сталь 37У, сварочный материал Св-08Х20Н10Г7): 1 – распределение значений твердости после выполнения сварки; 2 – то же после термообработки предлагаемым способом

Fig. 6. Hardness distribution in a butt welded joint (steel 37У, welding material Св-08Х20Н10Г7): 1 – distribution of hardness values after welding; 2 – distribution of hardness values after heat treatment using the proposed method

Термообработку сварных швов деталей толщиной 6–7 мм предлагается выполнять только с одной стороны шва, при сопряжении деталей толщиной 12–16 мм – с двух сторон. В случае сварного соединения деталей разных толщин решение необходимо принимать по наименьшей из них.

Как видно из полученных результатов, применение предлагаемого решения по локальной термообработке сварных соединений позволяет практически полностью устранить скачок твердости вблизи линии сплавления. При этом твердость в этом участке не превышает 475 HV, что благоприятно сказывается на эксплуатационных характеристиках соединения и предотвращает появление трещин.

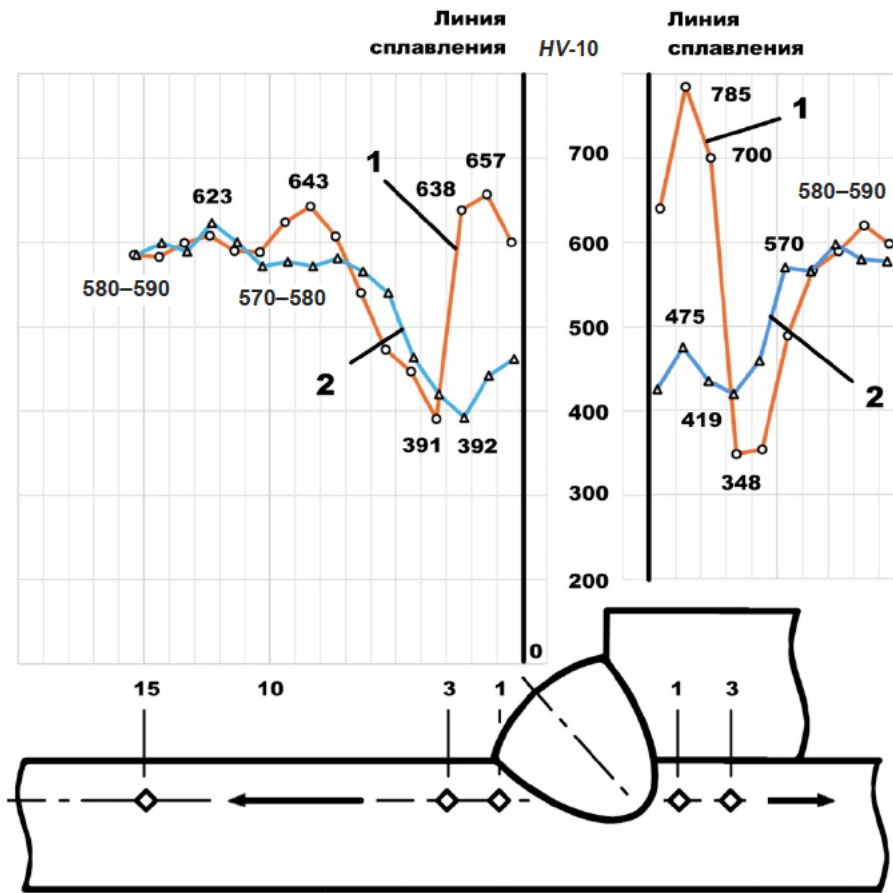


Рис. 7. Распределение твердости в нахлесточном сварном соединении (сталь 37У, сварочный материал Св-08Х20Н10Г7): 1 – распределение значений твердости после выполнения сварки; 2 – то же после термообработки предлагаемым способом

Fig. 7. Hardness distribution in an overlap welded joint (steel 37У, welding material Св-08Х20Н10Г7): 1 – distribution of hardness values after welding; 2 – distribution of hardness values after heat treatment using the proposed method

ВЫВОДЫ

1. Использование в качестве основного материала при сварке корпусных изделий с необходимостью обеспечения бронестойкости конструкции сталей типа 37У и других сопряжено с рядом трудностей. Основная проблема заключается в высокой чувствительности стали к термическому циклу сварки, что приводит к образованию вблизи линии сплавления в основном металле участков повышенной твердости. Эксплуатация конструкции с такими сварными соединениями затруднена в силу высокой вероятности появления холодных трещин, вызванных совокупным воздействием ряда факторов (высокий уровень внутренних напряжений, наличие закалочных структур, присутствие диффузионного водорода).

2. Частичным решением проблемы является применение сварочных проволок, обеспечива-

ющих формирование в наплавленном металле шва аустенитной структуры, обладающей более высокой пластичностью и растворимостью водорода. Это предотвращает образование трещин сразу после сварки, однако работоспособность сварных соединений оказывается крайне низкой и при наличии внешних нагрузок вероятность образования трещин в околошовной зоне велика. Применение объемной термической обработки для снятия напряжений и устранения скачка твердости вблизи линии сплавления затруднено на многих предприятиях, так как сборка осуществляется ступенным методом сразу всей конструкции на прихватках с дальнейшим выполнением сварки элементов.

3. Эффективным решением является выполнение местной термообработки методом дуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом, что позволяет снизить значение

твердости вблизи линии сплавления в 1,6–1,7 раза и существенно повысить работоспособность соединения. Предлагаемое решение не устраняет проблему разупрочнения материала от воздействия термического цикла сварки, однако помогает устранить проблему образования холодных трещин и обеспечить целостность и работоспособность конструкции

ЛИТЕРАТУРА

1. Свариваемость высокопрочной микролегированной стали S460M / В. Д. Позняков, С. Л. Жданов, А. В. Завдоев [и др.] // Автоматическая сварка. 2016. № 12. С. 23–30.
2. Позняков, В. Д. Структура и свойства сварных соединений стали С390 (S355 J2) / В. Д. Позняков, С. Л. Жданов, А. А. Максименко // Автоматическая сварка. 2012. № 8. С. 7–11.
3. Исследование условий образования и развития холодных трещин в сварных соединениях высокопрочной стали методом акустической эмиссии / В. Ф. Мусияченко, Б. С. Касаткин, С. Л. Жданов [и др.] // Автоматическая сварка. 1981. № 7. С. 5–7.
4. Касаткин, Б. С. Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций / Б. С. Касаткин, В. Ф. Мусияченко. Киев: Техника, 1970. 188 с.
5. Мусияченко, В. Ф. Дуговая сварка высокопрочных легированных сталей / В. Ф. Мусияченко, Б. С. Касаткин. М.: Машиностроение, 1987. 368 с.
6. Кархин, В. А. Поведение водорода при сварке сталей / В. А. Кархин, А. М. Левченко. СПб.: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2024. 321 с.
7. Hydrogen Trapping Phenomena in Martensitic Steels / F. G. Wei, K. Tsuzaki, R. P. Gangloff, B. P. Somerday // Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies. Vol. 2: The Problem, Its Characterisation and Effects on Particular Alloy Classes. UK, Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2012. P. 493–525. <https://doi.org/10.1533/9780857093899.3.493>
8. Алдаие, Я. Растворимость водорода в свариваемых сталях / Я. Алдаие, В. А. Кархин, А. М. Левченко // Сварка и диагностика. 2022. № 3. С. 25–31.
9. Фролов, В. В. Поведение водорода при сварке плавлением / В. В. Фролов. М.: Машиностроение, 1966. 154 с.
10. Коротеев, А. О. Повышение эксплуатационных характеристик сварных соединений из высокопрочной стали / А. О. Коротеев, А. Г. Лупачев // Сварка и Диагностика: I Всерос. науч.-техн. конф. им. акад. РАН Н. П. Алешина (с международным участием) (Москва, 11–13 ноября 2024 года): сб. тезисов. М.: Изд-во МГТУ имени Н. Э. Баумана, 2024. С. 93–95.

Поступила 03.12.2025
 Подписана в печать 06.02.2026
 Опубликовано онлайн 31.03.2026

REFERENCES

1. Poznyakov V. D., Zhdanov S. L., Zavdoveev A. V., Maximenko A. A., Solomiychuk T. G. (2016) Weldability of High-Strength Microalloyed Steel S460M. *Avtomaticheskaya Svarka = Automatic Welding*, (12), 23–30 (in Russian).
2. Poznyakov V. D., Zhdanov S. L., Maximenko A. A. (2012) Structure and Properties of Welded Joints of C390 (S355 J2). *Avtomaticheskaya Svarka = Automatic Welding*, (8), 7–11 (in Russian).
3. Musiyanchenko V. F., Kasatkin B. S., Zhdanov S. L. [et al.] (1981) Study of the Conditions of Formation and Development of Cold Cracks in Welded Joints of High-Strength Steel Using the Acoustic Emission Method. *Avtomaticheskaya Svarka = Automatic Welding*, (7), 5–7 (in Russian).
4. Kasatkin B. S., Musiyanchenko V. F. (1970) *Low-Alloy High-Strength Steels for Welded Structures*. Kiev, Tekhnika Publ. 188 (in Russian).
5. Musiyanchenko V. F., Kasatkin B. S. (1987) *Arc Welding of High-Strength Alloy Steels*. Moscow, Mashinostroenie Publ. 368 (in Russian).
6. Karkhin V. A., Levchenko A. M. (2024) *Hydrogen Behavior in Steel Welding*. Saint Petersburg, Politekh-Press. 321 (in Russian).
7. Wei F. G., Tsuzaki K., Gangloff R. P., Somerday B. P. (2012) Hydrogen Trapping Phenomena in Martensitic Steels. *Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies. Vol. 2: The Problem, Its Characterisation and Effects on Particular Alloy Classes*. UK, Cambridge, Woodhead Publishing Limited, 493–525. <https://doi.org/10.1533/9780857093899.3.493>
8. Aldaie Ya., Karkhin V. A., Levchenko A. M. (2022) Solubility of Hydrogen in Welded Steels. *Svarka i Diagnostika = Welding and Diagnostics*, (3), 25–31 (in Russian).
9. Frolov V. V. (1966) *Behavior of Hydrogen in Fusion Welding*. Moscow, Mashinostroenie Publ. 154 (in Russian).
10. Koroteev A. O., Lupachov A. G. (2024) Improving the Performance of Welded Joints Made of High-Strength Steel. *Svarka i Diagnostika: I Vseros. nauch.-tekhn. konf. im. akad. RAN N. P. Aleshina (s mezhduнародnym uchastiem) (Moskva, 11–13 noyabrya 2024 goda): sb. tezisov [Welding and Diagnostics: 1st All-Russian Scientific and Technical Conference named after Academician of the Russian Academy of Sciences N. P. Aleshin (with International Participation) (Moscow, November 11–13, 2024: Collection of Abstracts)]*. Moscow, Publishing House of MGTU named after N. E. Bauman, 93–95 (in Russian).

Received: 03.12.2025
 Accepted: 06.02.2026
 Published online: 31.03.2026