

УДК 621.791.763.2

*Е. А. Фетисова, А. Г. Лупачёв*

## ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

UDC 621.791.763.2

*Y. A. Fetisova, A. G. Lupachev*

## PECULIARITIES OF DIFFUSION PROCESSES IN DISSIMILAR STEELS WELDED JOINTS

### **Аннотация**

Проведены металлографические исследования и механические испытания с целью выявления причин возникновения трещины по линии сплавления разнородного сварного соединения. На основании проведенных исследований разработано техническое решение, позволяющее остановить зарождающуюся трещину с помощью применения новой конструкции разделки кромок сварного соединения.

### **Ключевые слова:**

разнородные сварные соединения, химическая неоднородность в зоне сплавления, диффузионные прослойки, аустенитные сварочные материалы, трещина, линия сплавления, тип разделки кромок.

### **Abstract**

Metallographic studies and mechanical tests have been done in order to reveal causes of crack formation along the fusion line in dissimilar welds and to find ways of improving their performance. Based on the studies performed, the technical solution has been submitted to arrest a starting fracture by applying a new technique of grooving a welded joint.

### **Key words:**

dissimilar welded joints, chemical heterogeneity in the fusion zone, diffusion layers, austenitic welding materials, crack, fusion line, type of edge making

В настоящее время в различных отраслях промышленности все чаще применяются сварные конструкции из сталей разных структурных классов. Необходимость применений таких конструкций диктуется многими факторами, среди которых следует выделить в первую очередь условия эксплуатации. Сочетание в одном сварном соединении материалов разных структурных классов, обладающих специальными свойствами, позволяет снизить металлоемкость изготавливаемой конструкции, повышает ее работоспособность и долговечность. Наиболее широкое применение такие конструкции находят в нефтеперераба-

тывающей промышленности, где они эксплуатируются в крайне тяжелых условиях, подвергаясь воздействию высоких и низких температур, циклических, динамических нагрузок, а иногда и всех указанных факторов.

Одной из трудностей при сварке разнородных сталей является образование холодных трещин по линии сплавления, возникающих по механизму хладноломкости или замедленного разрушения. Склонность сварных соединений из таких сталей к хрупкому разрушению обуславливается наличием структурной и химической неоднородности в зоне сплавления – так называе-

мых диффузионных прослоек (рис. 1). Как правило, такие прослойки обнаруживаются после длительной эксплуатации изделий при повышенных температурах или после термической обработки. В настоящее время имеется ряд реко-

мендаций по снижению уровня возникающей в зоне сплавления неоднородности, однако причины и условия её образования еще недостаточно изучены. Таким образом, исследования в этом направлении являются актуальными.

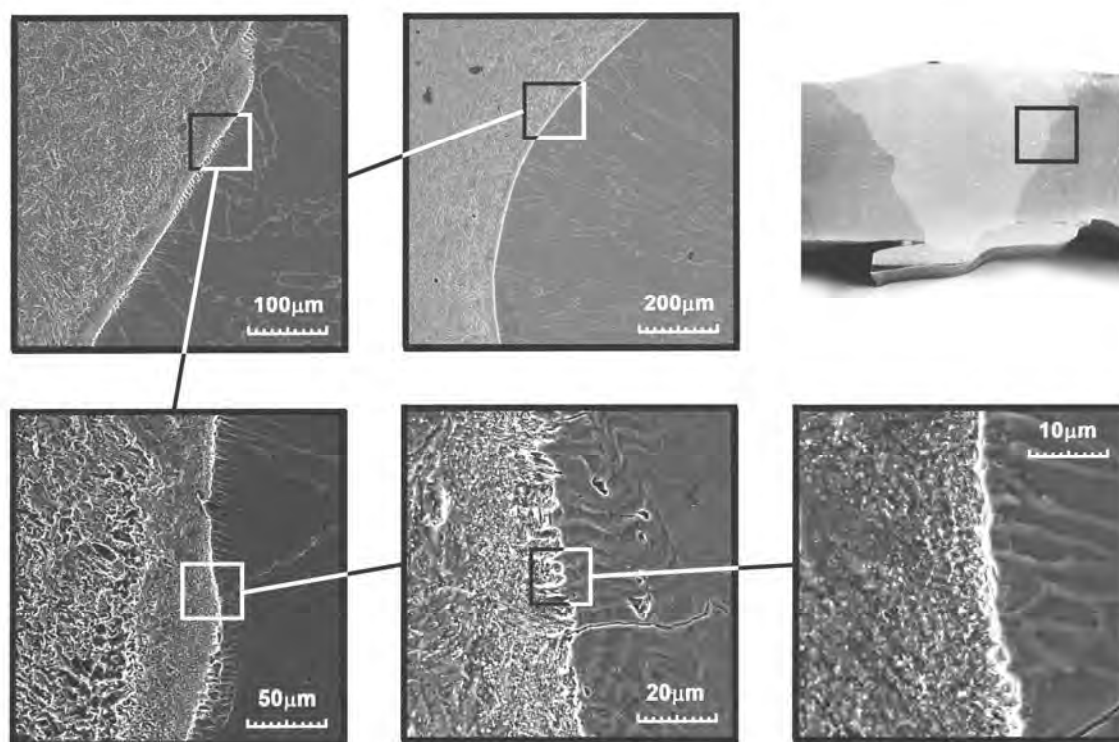


Рис. 1. Микроструктура зоны сплавления разнородного сварного соединения при различном увеличении

Наличие в сварных соединениях из разнородных сталей структурной и химической неоднородности в зоне сплавления обуславливается в первую очередь диффузией углерода, карбидообразующих и легирующих элементов, таких как хром, никель, по содержанию которых основной и наплавленный металлы отличаются. Наиболее подвижным элементом является углерод, массоперенос которого через линию сплавления может привести к образованию обезуглероженной прослойки со стороны основного свариваемого металла и науглероженной прослойки за зоной сплавления со стороны аустенитного

сварного шва. Науглероженная прослойка может быть мартенситной, мартенситно-аустенитной, аустенитно-карбидной в зависимости от состава примыкающей части основного металла сварного соединения. Такое изменение структурного состояния зоны сплавления приводит к резкому скачкообразному изменению свойств на участке очень малой протяженности. При этом обезуглероженная прослойка является разупрочненной, а науглероженная зона характеризуется повышенной хрупкостью.

Перераспределение углерода в зоне сплавления обусловлено рядом причин. Одной из таких причин является

различие его термодинамической активности в основном металле и металле шва сварного соединения, которая определяется температурой и содержанием легирующих элементов в свариваемых сталях. Направление перемещения определяется разницей легирующих элементов в сварных соединениях независимо от того, сколько углерода содержится в них. Причем диффузия углерода может происходить и из сталей с наименьшим его содержанием [1].

При наличии в стали элементов легирования, обладающих большим сродством с углеродом, чем железо, например, марганца, хрома, молибдена, вольфрама, ванадия и др., его термодинамическая активность существенно снижается из-за образования карбидов. Причем наиболее сильное влияние на её снижение оказывает хром [1].

Зачастую диффузия углерода возникает в сварных соединениях аустенит-

ных сталей с перлитными, перлитных сталях разного легирования, перлитных сталях с аустенитными швами, в сварных соединениях, выполненных швами, легированными наиболее стойкими карбидообразующими элементами и др.

С целью выявления причин разрушения по линии сплавления в разнородных сварных соединениях и возможности повышения их работоспособности авторами исследовался фрагмент технологического трубопровода, транспортирующего водород в смеси с парами бензина при парциальном давлении водорода 4,4 МПа и температуре 530 °С, который эксплуатировался на ОАО «Мозырский НПЗ». Трубопровод изготовлен из перлитной теплоустойчивой стали 15Х5М, сварные соединения выполнены электродами аустенитного класса АНЖР-2. Химический состав стали 15Х5М и сварочных электродов АНЖР-2 приведен в табл. 1.

Табл. 1. Химический состав материалов, применяемых при изготовлении технологического трубопровода

В процентах

Марка	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Ti	W	S	P
15Х5М	0,15	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,6	5,0	0,5	≤ 0,03	0,3	≤ 0,025	≤ 0,03
АНЖР-2	≤ 0,07	1,2...2,5	0,5	38...42	22,5...26	6,3...8,8	≤ 0,1	–	≤ 0,016	≤ 0,025

Как известно, теплоустойчивые стали при сварке склонны к образованию холодных трещин, возникающих по механизму хладноломкости или замедленного разрушения. С целью предотвращения образования трещин в сварных соединениях сварку таких сталей выполняют с высокотемпературным предварительным подогревом и последующей термической обработкой. Однако при изготовлении сварных конструкций, применяемых в нефтехимии, часто приходится сталкиваться с ситуацией, когда невозможно выполнить термическую обработку, например, в монтажных условиях. Поэтому сварку теплоустойчивых сталей выполняют ау-

стенитными электродами с высоким содержанием никеля, т. е. образуется разнородное сварное соединение [3].

Применение аустенитной технологии при сварке теплоустойчивых сталей позволяет снизить скорость диффузии углерода через линию сплавления сварных соединений за счет содержания в электродах никеля. Как было отмечено выше, никель повышает активность углерода в аустенитном шве и тем самым препятствует дальнейшей его диффузии, что снижает вероятность образования неоднородностей на линии сплавления сварного соединения и, следовательно, снижает вероятность разрушения сварного соединения. Именно

такую технологию сварки при изготовлении технологического трубопровода использовали на ОАО «Мозырский НПЗ». Однако, несмотря на применение аустенитной технологии сварки, в результате длительного срока эксплуатации и циклических температурных нагрузок произошло разрушение разнородного сварного соединения по линии сплавления в виде трещины, которое вызвало выход из строя технологического трубопровода.

Ввиду невозможности вывода технологического трубопровода из штатного режима эксплуатации было принято решение о ремонте поврежденных сварных соединений, основанное на гипотезе о возможности остановки образовавшейся трещины в сварном соединении за счет использования сварочных материалов с высокой энергией зарождения и развития трещины. Глубина разделки выполнялась таким образом, чтобы она не доходила до вершины трещины на 3 мм и заполнялась предлагаемым выше сварочным материалом. После применения разработанной технологии сварное соединение проработало еще 3 года, однако трещина снова начала развиваться по линии сплавления со стороны основ-

ного металла сварного соединения.

Для выявления причин повторного разрушения разнородного сварного соединения перлитной стали 15X5М с аустенитными швами по линии сплавления авторами были проведены металлографические исследования и механические испытания сварных соединений фрагмента технологического трубопровода.

В ходе испытаний на статическое растяжение было установлено, что «слабым» местом в разнородных сварных соединениях является зона сплавления, что представлено на рис. 2. Из фрактограмм поверхности разрушенных образцов видно, что разрушение поверхности сплавления имеет хрупкий характер. Поверхность разрушения матовая. Разрушение происходит по линии сплавления отдельных валиков с основным металлом.

Некоторые образцы разрушаются смешанно. Часть поверхности разрушения располагается в области сплавления отдельных валиков, переходя затем в зону термического влияния со стороны наплавленного металла в корне шва (рис. 3, а), а часть образцов разрушается с переходом поверхности разрушения в основной металл (рис. 3, б).

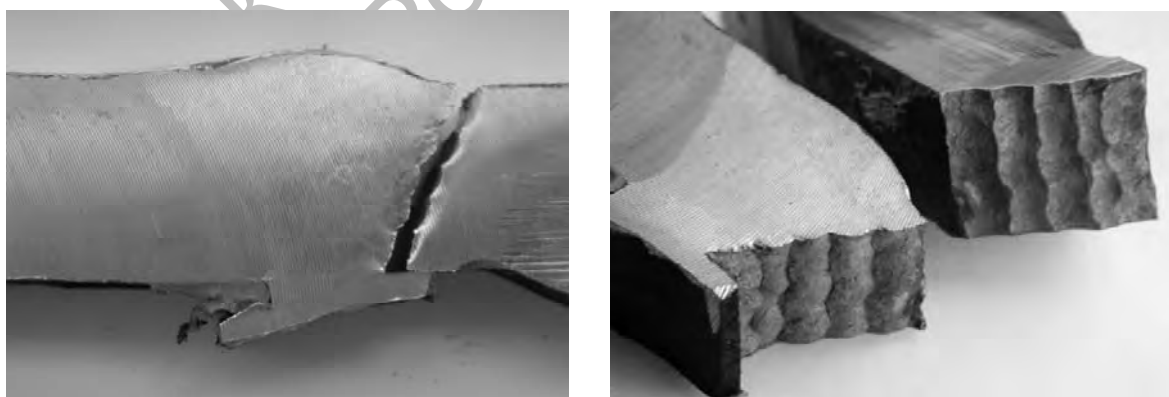


Рис. 2. Характер разрушения образцов при механических испытаниях на статическое растяжение

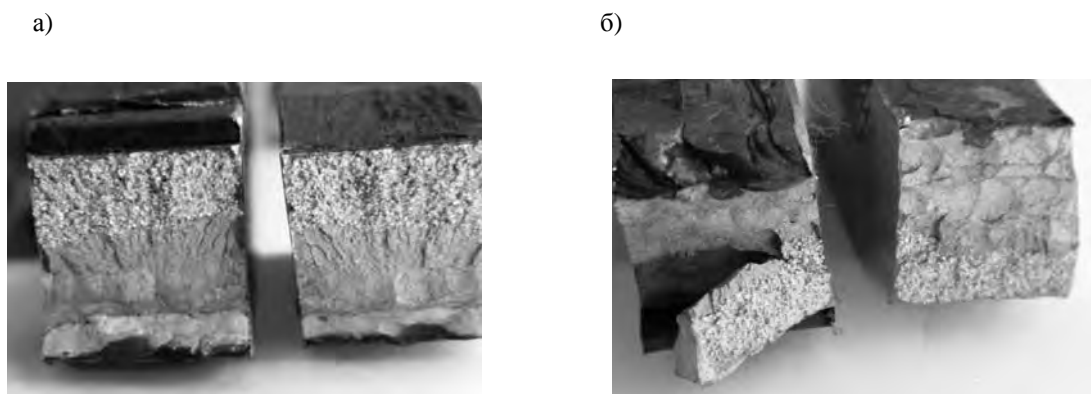


Рис. 3. Поверхность образцов после разрушения при испытании на статическое растяжение

Связано это с наличием более развитой, чем в верхней части сварного соединения, химической и структурной неоднородности в корне шва. Образование указанных неоднородностей в корне шва обусловлено следующими факторами:

- доля участия основного металла в металле в этой зоне выше, чем в верхних слоях шва;
- интенсивность диффузионных процессов в корне сварного шва выше, чем в верхней части сварного соединения, ввиду более высокой температуры

внутренней поверхности трубопровода.

Механическим испытаниям на статический изгиб был подвергнут участок исследуемого фрагмента с переваренной трещиной. Установлено, что угол изгиба образца до выхода из строя технологического трубопровода не превышает 30°. При этом разрушение переваренного шва происходит пластично (рис. 4). Небольшой угол изгиба обусловлен крупнокристаллическим строением сварного шва, связанного, по видимому, с высокими токовыми режимами сварки.

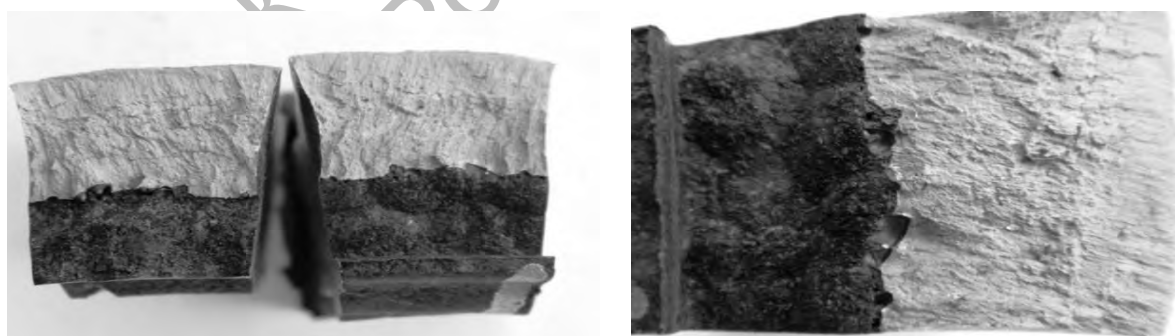


Рис. 4. Фрактограммы поверхностей разрушенных образцов при испытании на изгиб

При испытании на ударный изгиб при температуре минус 40 °С установлено, что минимальное значение энергии разрушения имеет зона сплавления

со стороны сварного шва. Металл сварного шва существенно превосходит по энергии разрушения основной металл и зону сплавления. Причем поверхности

разрушения образцов зоны сплавления имеют хрупкий излом, а поверхности образцов основного металла и металла шва – вязкий характер излома.

С целью выявления причин такого разрушения авторами были проведены металлографические исследования сварных соединений. Исследования проводились на металлографическом микроскопе NEOPHOT-21, а также при помощи сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA 2SBA.

Подготовка образцов (шлифов) для проведения металлографических исследований микроструктуры сварного соединения выполнялась в несколько этапов: вырезка образцов, шлифовка, полировка и травление. Образцы для проведения металлографических исследований представлены на рис. 5.

На рис. 6 изображены результаты металлографических исследований зоны разрушения перлитной стали с аустенитным швом.



Рис. 5. Образцы для металлографических исследований

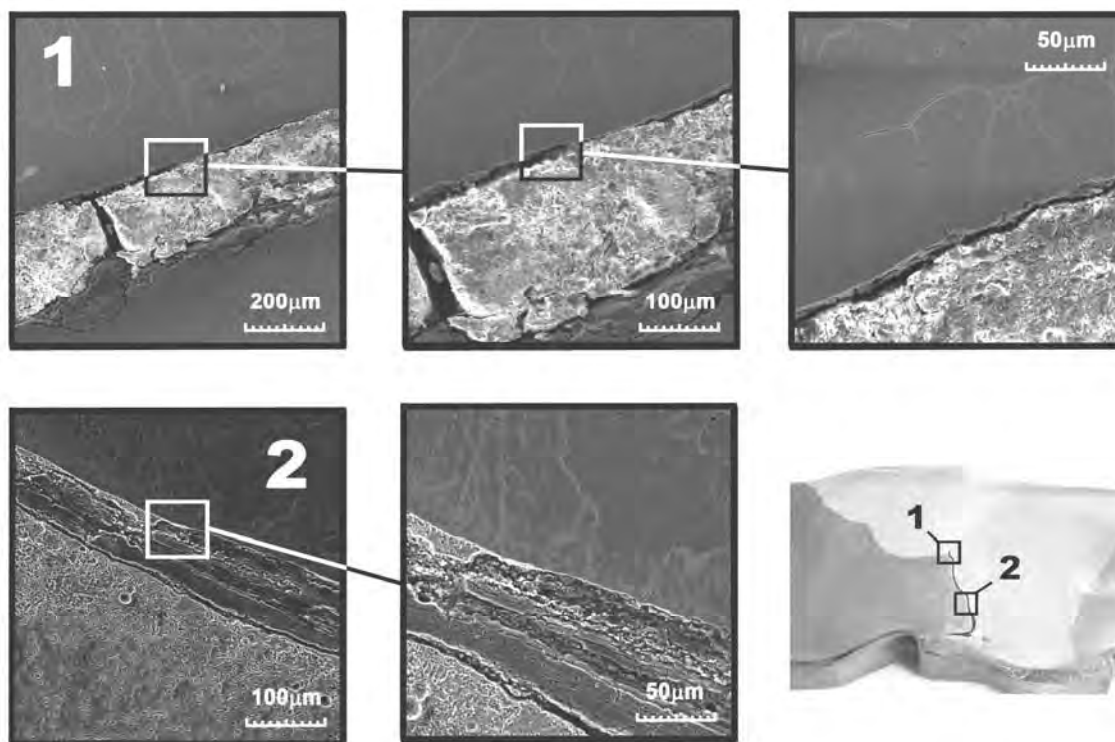


Рис. 6. Разрушение перлитной стали 15X5М с аустенитными швами по линии сплавления сварного соединения

Изучение микроструктуры исследуемого разнородного сварного соединения позволило выявить две прослойки. Одна из них располагается со стороны перлитной стали основного металла (обезуглероженная зона) и имеет микроструктуру, сильно отличающуюся от структуры остальной части этого металла. Другая находится в наплавленном аустенитном металле (науглероженная зона), и его микроструктура также отличается от структуры остальной части металла шва.

Исходя из вышеизложенного, образование обезуглероженной и науглероженной зон в исследуемом сварном

соединении произошло в связи с диффузией углерода, вызванной различием его концентрации и термодинамической активности в свариваемой стали 15X5M и аустенитном присадочном материале АНЖР-2.

Также в ходе металлографических исследований установлено, что на линии сплавления со стороны аустенитного металла шва (науглероженной зоне) образовалась сплошная прослойка карбидов хрома, которая способствует охрупчиванию зоны сплавления (рис. 7) [4–6]. Эта прослойка имеет высокую твердость и хрупкость, что подтверждается измерением микротвердости.

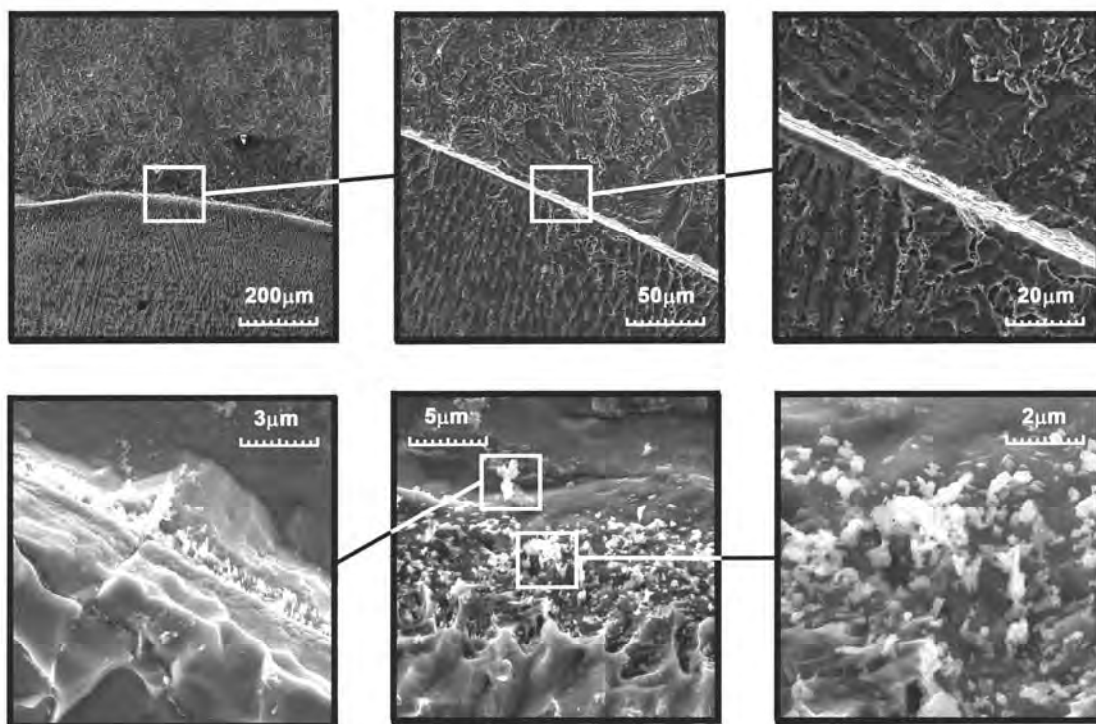


Рис. 7. Фрактограммы карбидов хрома

Образование карбидов хрома связано с взаимной диффузией атомов углерода из перлитной стали основного металла и атомов хрома из аустенитного шва. Так как углерод обладает большим сродством с хромом, чем с железом, он

стремится «закрепиться» у атомов хрома, и активность углерода к перемещению понижается. Тем самым образуются стойкие карбиды хрома  $Cr_{23}C_6$ .

Анализируя поведение сварного соединения при дальнейшей эксплуата-

ции трубопровода, а также повторное образование и развитие трещины по линии сплавления, можно сделать вывод, что повышать содержание никеля в аустенитных электродах, вплоть до перехода к аустенитным сплавам на никелевой основе, не всегда рационально. Особенно это касается сталей, легированных карбидообразующими элементами (Cr, V, Ti, Nb и др.), сильно снижающими активность углерода в растворе таких сталей.

После проведения ряда исследо-

ваний и испытаний авторами было предложено техническое решение остановки трещины в сварных соединениях (рис. 8). В основу разработки технологии была принята гипотеза о возможности остановки развития трещины за счет ее «увода» в металл с энергией зарождения и распространения трещины большей, чем энергия зарождения и распространения трещины в зоне термического влияния основного металла [7].

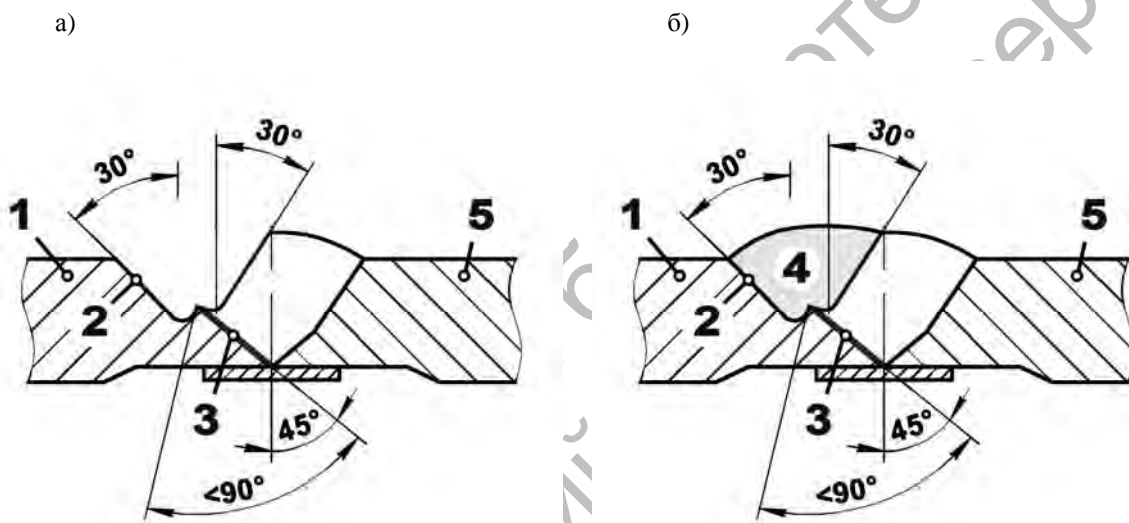


Рис. 8. Схема остановки трещины в сварных соединениях: 1, 5 – основной металл; 2 – разделка кромок; 3 – трещина; 4 – сварочный присадочный материал

Задачей разработанного способа остановки трещин является получение сварных соединений, обеспечивающих не только технологическую прочность, но и их работоспособность при длительной эксплуатации.

Решение поставленной задачи достигается тем, что с противоположной стороны места вероятного образования трещины выполняют разделку кромок, причем вершину разделки располагают в месте выхода трещины и заполняют её сварочным присадочным

материалом, имеющим энергию зарождения и распространения трещины большую, чем энергия развития трещины в основном металле.

Разработанная технология сварки дает возможность выполнять работы на действующих технологических трубопроводах.

Техническое решение может быть использовано для остановки трещины в металлических конструкциях, например, в различных сосудах и толстостенных изделиях, а также для остановки



распространения трещин в трубопроводах различного назначения, что обеспечивает безопасность эксплуатации стальных конструкций и повышает их работоспособность при длительной эксплуатации.

### Заключение

На основании вышеизложенного можно сделать вывод, что не всегда рационально повышать содержания никеля в аустенитных электродах, вплоть до перехода к аустенитным сплавам на никелевой основе. Особенно это касается сталей легированных карбидообразующими элементами (Cr, V, Ti, Nb и др.),

сильно снижающими активность углерода в растворе таких сталей.

Применение перед сваркой процесса старения основного металла позволит избежать диффузии углерода в сварной шов за счет образования в нем стойких карбидов хрома и тем самым предотвратит образование охрупчивающей зоны сплавления сварного шва, что снизит вероятность разрушения сварного соединения.

На базе проведенных исследований и испытаний разработано техническое решение, позволяющее остановить развившуюся трещину в сварных соединениях.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лившиц, Л. С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений / Л. С. Лившиц, А. Н. Хакимов. – М. : Машиностроение, 1989. – 336 с. : ил.
2. Закс, И. А. Сварка разнородных сталей / И. А. Закс. – Л. : Машиностроение, 1973. – 208 с.
3. Лупачёв, А. Г. Замедленное разрушение сварных соединений сталей разных структурных классов / А. Г. Лупачёв, Е. А. Фетисова, И. В. Волович // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии : материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2012. – Ч. 1. – С. 191–192
4. Фетисова, Е. А. О причинах замедленного разрушения сварных соединений сталей разного структурного класса / Е. А. Фетисова, А. Г. Лупачёв // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии : материалы 48-й студ. науч.-техн. конф. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2012. – С. 207.
5. Фетисова, Е. А. О причинах снижения работоспособности сварных соединений сталей разного структурного класса / Е. А. Фетисова, А. Г. Лупачёв // Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности : материалы Междунар. науч.-техн. конф. молодых ученых. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2012. – С. 90.
6. Фетисова, Е. А. Особенности сварки разнородных сварных соединений / Е. А. Фетисова, А. Г. Лупачёв // Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности : материалы Междунар. науч.-техн. конф. молодых ученых. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2013. – С. 97.
7. Лупачёв, А. Г. Способы повышения работоспособности разнородных сварных соединений / А. Г. Лупачёв, Е. А. Фетисова // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии : материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2013. – Ч. 1. – С. 185.

Статья сдана в редакцию 5 июня 2014 года

**Екатерина Анатольевна Фетисова**, инженер, Белорусско-Российский университет.  
Тел.: +375-222-27-37-43.

**Александр Григорьевич Лупачёв**, канд. техн. наук, доц., Белорусско-Российский университет.  
Тел.: +375-222-27-37-43.

**Yekaterina Anatolyevna Fetisova**, engineer, Belarusian-Russian University. Phone: +375-222-27-37-43.

**Aleksandr Grigoryevich Lupachev**, PhD (Engineering), Associate Prof., Belarusian-Russian University.  
Phone: +375-222-27-37-43.