ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

**МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«Перспективные материалы с иерархической структурой
для новых технологий и надежных конструкций»**

**X МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«Химия нефти и газа»**

Томск

Издательский Дом ТГУ

2018

DOI: 10.17223/9785946217408/23

**ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ К60 ПРИ
РАСТЯЖЕНИИ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР**

¹Деревягина Л.С., ²Оришич А.М., ²Маликов А.Г., ¹Гордиенко А.И.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

²*Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия*

Безопасность эксплуатации деталей ответственного назначения определяется, в том числе, качеством сварного шва, поэтому изучение особенностей формирования сварного шва и зоны термического влияния (ЗТВ) является важной частью оценки механических свойств материала. Для низкоуглеродистых трубных сталей, эксплуатация которых зачастую производится в северных регионах страны, важна аттестация механического поведения в условиях отрицательных температур. В связи с этим, целью настоящей работы являлось исследование изменения структурных составляющих в разных зонах сварного соединения и оценка их влияния на микротвердость и механические свойства сварных соединений низкоуглеродистой стали при растяжении в интервале температур от +20°C до -196°C.

В работе была использована лазерная сварка, базовыми преимуществами которой являются высокие ее скорости, позволяющие значительно увеличить производительность процесса, а также существенно сократить зону термического влияния за счет высокой скорости нагрева и охлаждения, высокая концентрация энергии на небольшой площади нагрева, обеспечивающая существенно меньший зону свариваемого материала, чем при дуговом способе, возможность соединения заготовок больших толщин, отсутствие вакуумных камер и др.

Сварные соединения были получены на пластинах низкоуглеродистой стали 10Г2ФБЮ размерами 55×55×1.2 мм с применением CO₂ лазера за один проход. Мощность лазерного излучения составляла 1.2 кВт, скорость сварки 1 мм/мин., заглубление фокуса – 2 мм от верхней поверхности листа, корень и верх сварного шва защищался с помощью сопел нейтральным газом гелием.

Структурно-фазовый состав сварного шва и зоны термического влияния исследовали с использованием оптической металлографии. Микротвердость по Виккерсу измеряли с помощью прибора ПМТ-3 с нагрузкой 100 г вдоль горизонтальной оси сварного шва. Для оценки уровня механических свойств стали проводили испытания на статическое растяжение образцов в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 15×3×1 мм на установке типа Поляни в интервале температур испытания $T_{исп}$ от +20°C до -196°C. Поверхности разрушения образцов исследовали с применением растровой электронной микроскопии.

Исходное состояние стали было представлено феррито-перлитной полосчатой структурой со средним размером ферритных зерен 12 мкм. Проведение лазерной сварки позволило получить тонкий сварной шов (рис. 1), размеры которого не превышали 2220 мкм, при этом непосредственно зона сварного шва составляла 1220 мкм, а ЗТВ – 1000 мкм. При макроанализе структуры в сварном шве не выявлено присутствие несплошностей в виде трещин или пор, что говорит о высоком качестве сварки. Основной структурно-фазовой составляющей зоны сварного шва является пластинчатый мартенсит (рис. 1, область 1), колонии которого расположены слева и справа от оси шва под углом ~45° к ней. Формирование мартенсита обусловлено высокой скоростью охлаждения после лазерной сварки и прошедшему конечному фазовому превращению. Наличие в зоне шва высокопрочной фазы мартенсита подтверждается результатами измерения микротвердости на поверхности сваренной пластины. Величина микротвердости в мартенситной зоне составила ~380 кгс/мм² (рис.2, а). В ЗТВ выделяются две зоны более темная и светлая (рис.1, области 2 и 3). В них, как и в зоне основного металла, сохраняется полосчатость структурных составляющих: светлые ферритные области (области А и В) чередуются с более темными

Секция 1. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

(область *C*), резко переходящими в перлитную фазу в зоне основного металла. Такая структура свидетельствует о том, что температурный интервал разогрева в зоне термического влияния достигал существования ($\gamma+\alpha$)-области. Вследствие последующего быстрого охлаждения и отсутствия условий для диффузионного перераспределения углерода γ -участки превращаются в фазу, представляющую собой пересыщенный твердый раствор углерода в ОЦК решетке железа. Для более тонкого рассмотрения этой структуры необходимо провести электронно-микроскопические исследования. Отличие областей *A* и *B* (рис.1) заключается в разной степени дисперсности ферритной фазы, что также отражает разную скорость охлаждения этих участков ЗТВ. Микротвердость в областях *C* возрастает до ~ 700 кгс/мм² (рис.2, а). Такое упрочнение с одной стороны положительно сказалось на прочности шва при дальнейших испытаниях сваренной пластины на растяжение, с другой стороны столь неоднородный характер распределения микротвердости в ЗТВ нежелателен.

Рис.1. Микроструктуры в зоне сварного соединения стали 10Г2ФБЮ

По результатам механических испытаний показано, что прочностные характеристики и пластичность образца со сварным швом при комнатной температуре испытания незначительно снижаются по сравнению с образцом без сварного шва (рис.2, б). Снижение температуры испытания приводит к некоторому повышению пределов прочности и текучести (на 5-7%), пластичность сохраняется на уровне значений для образца без сварного шва. При испытаниях в условиях жидкого азота прочностные характеристики возрастают в 1,5-2 раза, при снижении пластичности до 13%.

Рис.2. Распределение микротвердости в сварном шве (а) и диаграммы растяжения стали 10Г2ФБЮ (б): 1 – исходное состояние без сварного шва; 2 – сварной шов при $T_{исп}=+20^{\circ}\text{C}$, 3 – сварной шов, $T_{исп}=-50^{\circ}\text{C}$, 4 – сварной шов, $T_{исп}=-90^{\circ}\text{C}$; 5 – сварной шов, $T_{исп}=-196^{\circ}\text{C}$

Все образцы со сварным швом разрушались в зоне основного металла, что подтверждает качество и высокую прочность сварного шва. Характер разрушения образцов вплоть до $T_{исп}=-90^{\circ}\text{C}$ – вязкий, ямочный. И только при испытаниях в условиях жидкого азота наблюдается смена микромеханизма разрушения на хрупкий скол.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ №16-48-700257p_a.