ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

INTERNATIONAL WORKSHOP

**«Multiscale Biomechanics and Tribology
of Inorganic and Organic Systems»**

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

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

**VIII ВСЕРОССИЙСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ С МЕЖДУНАРОДНЫМ УЧАСТИЕМ,
ПОСВЯЩЕННАЯ 50-ЛЕТИЮ ОСНОВАНИЯ
ИНСТИТУТА ХИМИИ НЕФТИ**

«Добыча, подготовка, транспорт нефти и газа»

DOI: 10.17223/9785946218412/407

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОН ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ
ЛАЗЕРНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ФЕРРИТО-
ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ**

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

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

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

Процесс сварки является неотъемлемой частью трубопроводного строительства, активно развиваемого во многих регионах нашей страны. При проведении сварки механические свойства и вязкость разрушения трубных изделий могут существенно снижаться. Это связано с тем, что при высокоскоростном нагреве и быстром охлаждении в зоне сварного шва формируется неоднородная градиентная структура. Она может состоять из целого спектра продуктов промежуточного превращения (гранулярный бейнит, верхний и нижний бейнит, мартенсит, дисперсные частицы вторых фаз и др.). Среди разных способов реализации сварочного процесса использование высококонцентрированных потоков энергии лазерного излучения в настоящее время является перспективным направлением развития технологий получения неразъемных соединений.

Вследствие этого, целью настоящей работы являлось изучение строения и условий формирования микроструктур промежуточного превращения в сварном шве низкоуглеродистой стали 10Г2ФБЮ после лазерной сварки.

Лазерная сварка пластин стали 10Г2ФБЮ размерами 55×55×1.2 мм осуществлялась за один проход на автоматизированном лазерном технологическом комплексе «Сибирь-1», включающем непрерывный СО₂-лазер с мощностью до 8 кВт. Мощность лазерного излучения Р составляла 1.2 кВт, скорость сварки V – 1 мм/мин., заглубление фокуса Δf – 2 мм от верхней поверхности листа. Для защиты сварного шва и корня шва использовался инертный газ (гелий). Для пластин со сварным швом был проведен дополнительный отжиг при температуре 550°С в течении 60 мин.

Травление шлифов для металлографических исследований проводили в 3% спиртовом растворе HNO₃. Структурно-фазовое состояние сварного шва исследовали с использованием оптического микроскопа (ОМ) марки Zeiss Axiovert, просвечивающих электронных микроскопов (ЭМ) СМ-12 и НТ-7700 (Hitachi). Концентрационное распределение элементов в зонах сварного шва определяли методом энергодисперсионного микроанализа на микроскопе LEO EVO 50. С целью локального исследования структур в узких зонах термического влияния (ЗТВ) для вырезки фольг использовали систему фокусируемого ионного пучка FIB (FIB2100).

После лазерной сварки стали получен тонкий сварной шов шириной 2220 мкм. В сварном соединении выделялись зона сплавления (ЗС) и ЗТВ с размерами соответственно 1220 мкм и 1000 мкм. Вследствие высоких скоростей охлаждения в ЗС сформировалась дендритная структура с типичным реечным пакетным мартенситом. Ширина реек мартенсита варьируется от 80 до 700 нм. Между рейками мартенсита и внутри них обнаружены включения цементита в виде тонких прослоек шириной, соответственно, 20-40 нм и 5-10 нм.

В ЗТВ обнаружено два основных участка: полной и частичной перекристаллизации. Подобная классификация использована в работе [1]. Положительным фактором является отсутствие участка крупного зерна, что связано с высокими скоростями охлаждения после лазерной сварки. Участки полной перекристаллизации непосредственно примыкают по обе стороны к ЗС и протяженность их составляет 150-200 мкм. Микроструктура в них имеет переходную структуру верхнего бейнита и мартенсита, рейки которых ограничены границами бывших аустенитных зерен, что свидетельствует о разогреве этой области до температурного интервала существования γ-фазы, т.е. выше критической точки Ас₃.

Секция 8. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

Участки полной перекристаллизации занимают основную часть ЗТВ и характеризуются полосчатостью структурных составляющих, светлые ферритные области (рис. 1, а, области А, В) чередуются с более темными (рис.1, а, области С, D). Последние резко переходят в перлитную фазу в зоне основного материала. В ЗТВ в областях D, которые соответствовали бывшим перлитным зернам, обнаружены глобулярный и нижний вырожденный бейнит. Нижний бейнит имеет речечную морфологию феррита с участками М/А составляющей на границах реек бейнита (рис. 1, б), присутствие которой подтверждает темнопольное изображение, полученное в рефлексе аустенита (рис.1, в). В структуре присутствовали два типа М/А составляющей в виде тонких реек (slender shape) и блочных участков (blocky-type shape). Толщина тонких реек М/А составляющей находилась в пределах 20-60 нм, а их длина 120-800 нм. Ширина участков М/А составляющей блочной формы – 80-120 нм. Строение М-А составляющей представляет собой чередующиеся пластинки мартенсита и аустенита. В структуре также присутствовали небольшие участки сдвойнированного мартенсита. Ширина дисперсных пластинок в сдвойнированном мартенсите составляла 5-7 нм.

Рис.1. Микроструктуры стали в ЗТВ: ОМ-изображение (а), ЭМ-изображения (б, в): светлопольное изображение в области D (б); соответствующая дифракционная картина и темнопольное изображение в рефлексе γ -Fe (в)

После отжига образцов со сварным швом качественных изменений в ЗС не произошло, дендритная структура сохранилась. Однако локально произошел распад мартенситной структуры. Между рейками мартенсита выделились округлые частицы Fe_3C . Такая структура характерна для отпущенного мартенсита. Более значительные изменения структуры произошли в ЗТВ. На участке частичной перекристаллизации сохраняется полосчатость структурных элементов. Но по сравнению с состоянием до отжига наблюдается увеличение размера ферритных зерен в областях А и В за счет протекания процесса рекристаллизации. При исследовании тонкой структуры областей D в ЗТВ после отжига обнаружено, что речечная структура нижнего бейнита сохраняется. Ширина реек находится в интервале 110-250 нм. На дифракционной картине отсутствуют рефлексы аустенита и присутствует множество цементитных рефлексов. В местах, где раньше находились участки М-А составляющей, обнаружено присутствие большого количества частиц Fe_3C в виде удлинённых пластин шириной 20-40 нм и линзовидных частиц шириной 40-60 нм. Таким образом, после отжига М/А составляющая распадается с образованием карбида Fe_3C и структура соответствует сорбиту отпуска.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

1. Иванов А.Ю., Сулягин Р.В., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И. Структура и свойства зоны термического влияния труб из стали класса прочности X80 при сварке с разной погонной энергией // Металлург. 2011. №6. С.58-64.