

# ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

## МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«Физическая мезомеханика.

Материалы с многоуровневой иерархически  
организованной структурой и интеллектуальные  
производственные технологии»

6–10 сентября 2021 г.

Томск, Россия

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-008

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР В ЗОНАХ  
ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ ШВОВ  
НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С РАЗНЫМ ИСХОДНЫМ СТРУКТУРНЫМ  
СОСТОЯНИЕМ**

<sup>1</sup>Гордиенко А.И., <sup>2</sup>Оришич А.М., <sup>2</sup>Маликов А.Г., <sup>3</sup>Волочаев М.Н., <sup>4</sup>Панюхина А.Д.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

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

<sup>3</sup>*Институт физики им. Л.В. Куренного ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск*

<sup>4</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

При осуществлении процесса сварки разные факторы играют роль в формировании структуры и механических свойств сварных соединений. Поскольку зона термического влияния (ЗТВ) считается наиболее опасной, с точки зрения деградации механических свойств, интерес исследователей сконцентрирован на возможностях управления структурой в ней. Использование разных видов сварки и изменение ее энергетических параметров позволяет контролировать степень тепловложения и скорость охлаждения, и как следствие, управлять размерами ЗТВ, уровнем внутренних напряжений, получать широкий спектр структур от феррито-перлитных до бейнитно-мартенситных и разный уровень механических характеристик полученных соединений [1]. По сравнению с методами дуговой сварки, использование лазерной сварки позволяет получать узкие швы с коэффициентом формы (соотношение глубины проплавления к ширине шва) более единицы. При этом прочность лазерного сварного соединения низкоуглеродистой стали остается на уровне прочности основного материала [2]. Однако за счет высоких скоростей охлаждения при лазерной сварке формируются дисперсные структуры речной морфологии, характеризующиеся повышенным уровнем микротвердости [1] и низким уровнем ударной вязкости разрушения [3]. Комплексное микролегирование и уровень углерода в стали оказывают влияние на особенности структурообразования в сварном шве, тип структур и их объемную долю [4-5]. Еще один путь управления структурой и свойствами в ЗТВ – изменение исходного структурного состояния стали [6-7]. Было обнаружено, что структура с исходным мелким зерном способствует формированию более пластичных фаз и более высокой ударной вязкости разрушения сварных швов [6].

Следует отметить, что детальные исследования микроструктур в ЗТВ сварных швов, полученных с помощью лазерной сварки, в зависимости от разного исходного состояния в литературе малочислены. Вследствие этого, цель настоящей работы – изучение микроструктур в ЗТВ лазерных сварных соединений низкоуглеродистой стали 10Г2ФБЮ с разным структурным состоянием.

Для сварки использовали заготовки стали 10Г2ФБЮ после поперечно-винтовой прокатки и в горячекатаном состоянии. Поперечно-винтовую прокатку стали осуществляли на трехвалковом министане «РСП 14-40» от температуры 920°C за 6 проходов. Прямоугольные пластины для сварки вырезали из заготовок стали вдоль направления прокатки. Сварка осуществлялась в направлении перпендикулярном оси заготовки.

Лазерную сварку проводили на автоматизированном лазерном технологическом комплексе «Сибирь-1», включающем непрерывный СО<sub>2</sub>-лазер. Для защиты сварного шва и корня шва использовали инертный газ (гелий). Сварные соединения получали за один проход при заглублении фокуса внутрь листа в режиме кинжального или глубокого проплавления. Мощность лазерного излучения Р составляла 1.2 кВт, скорость сварки V – 1 мм/мин., заглубление фокуса Δf – 2 мм от верхней поверхности листа.

Микроструктуры в зоне сварного шва исследовали с помощью оптического микроскопа «Zeiss Axiovert 25» и просвечивающего электронного микроскопа «HT-7700». Измерение микротвердости по Виккерсу проводили с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке

100 грамм. Механические испытания на статическое растяжение образцов с размерами рабочей части 15×3×1 мм и центральным сварным швом проводили на установке типа Поляни.

В результате исследований выявлено, что после лазерной сварки в ЗТВ стали 10Г2ФБЮ в обоих структурных состояниях формируются четыре узкие зоны, отличающиеся размером и морфологией структурных составляющих. В мелкокристаллической зоне термического влияния стали после поперечно-винтовой прокатки сформирован мартенсит и верхний вырожденный бейнит, между рейками которого расположены участки мартенситно-аустенитной (М-А) составляющей удлиненной формы. Последние состоят из остаточного аустенита и сдвойникового мартенсита. В середине межкритической ЗТВ обнаружен феррит, верхний вырожденный бейнит и небольшая доля гранулярного бейнита, в которых присутствует М-А составляющая удлиненной формы (в виде остаточного аустенита) и массивной формы (в виде сдвойникового мартенсита). В конце межкритической ЗТВ, граничащей с основным материалом, сформирован бейнит преимущественно гранулярной морфологии с участками М-А составляющей массивной формы в виде сдвойникового мартенсита.

Показано, что по сравнению с горячекатаным состоянием структура в межкритической ЗТВ стали после поперечно-винтовой прокатки более дисперсная, однородная и равномерная, за счет исходной мелкозернистой феррито/бейнитно/перлитной структуры и отсутствия выраженной феррито-перлитной полосчатости в основном материале.

Обнаружено, что характер распределения микротвердости в ЗТВ стали после поперечно-винтовой прокатки плавный с постепенным снижением ее значений по мере приближения к основному материалу (от 370 HV и до 185 HV). В ЗТВ стали в горячекатаном состоянии выявлен неоднородный характер распределения микротвердости с существенным ростом значений микротвердости до 640-670 HV. Это связано с формированием высоконапряженной структуры верхнего вырожденного бейнита, характеризующегося длинной реек до 2-2.5 мкм и большой долей М-А составляющей (10-16%) удлиненной формы по границам реек бейнита.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН.*

*Авторы благодарят Мишина И.П. за помощь в проведении поперечно-винтовой прокатки.*

1. S. Němeček, T. Mužík, M. Mišek. Differences between Laser and Arc Welding of HSS Steels // Physics Procedia. 2012. V. 39. С. 67–74.
2. W. Li, L. Ma, P. Peng, Q. Jia, Z. Wan, Y. Zhu, W. Guo. Microstructural evolution and deformation behavior of fiber laser welded QP980 steel joint // Materials Science and Engineering: A. 2018. V.717. P.124–133.
3. L.S. Derevyagina, A.I. Gordienko, A.M. Orishich, A.G. Malikov, N.S. Surikova, M.N. Volochoaev. Microstructure of intercritical heat affected zone and toughness of microalloyed steel laser welds // Materials Science & Engineering A. 2020. V. 770. 138522
4. Xiao-wei Chen, Gui-ying Qiao, Xiu-lin Han, Xu Wang, Fu-ren Xiao, Bo Liao Effects of Mo, Cr and Nb on microstructure and mechanical properties of heat affected zone for Nb-bearing X80 pipeline steels // Materials and Design. 2014. V.53. P.888–901.
5. Z. Zhu, L. Kuzmikova, H. Li, and F. Barbarro. The Effect of Chemical Composition on Microstructure and Properties of Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat-Affected Zone in X70 Steels // Metallurgical and materials transactions B. 2014. V.45B. P. 229-235.
6. M. Eroglu, M. Aksoy. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel // Materials Science and Engineering A. 2000. V. 286. P. 289–297.
7. T. Lolla, Sudarsanam S Babu, Sree Harsha Lalam, Murali Manohar. Understanding the Role of Initial Microstructure on Intercritically Reheated Heat-Affected Zone Microstructures and Properties of Microalloyed Steels // Conference Paper Conference: 9th International Conference on Trends in Welding Research American Society for Metals• June 2012.