

Александр Андреевич Калинин^{1*}, Роман Владимирович Мишнев¹, Сергей Сергеевич Малофеев¹, Иван Сергеевич Никитин¹, Надежда Рузиевна Дудова¹, Сергей Юрьевич Миронов¹

¹Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), г. Белгород, Россия

**kalinenko@bsu.edu.ru*

ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ ОБРАБОТКА ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Данная работа была предпринята с целью оценки влияния фрикционной перемешивающей обработки (ФПО) в условиях низкого тепловложения на эволюцию микроструктуры теплотехнической мартенситной стали. Термическая обработка стальных пластин заключалась в операциях нормализации и отпуска. ФПО осуществлялась при низкой частоте вращения, равной 300 об/мин, и скорости подачи инструмента 25,4 мм/мин с использованием рабочего инструмента из карбида вольфрама. Низкая частота вращения рабочего инструмента способствовала снижению температуры, которая соответствовала феррито-аустенитной области. В результате ФПО сформировалась мелкодисперсная феррито-мартенситная структура со средним размером зерен 0,9 мкм.

Ключевые слова: мартенситная сталь, фрикционная перемешивающая сварка/обработка, интенсивная пластическая деформация, ориентационная микроскопия, микроструктура.

Aleksandr A. Kalinenko, Roman V. Mishnev, Sergey S. Malopheyev, Ivan S. Nikitin, Nadezhda R. Dudova, Sergey Yu. Mironov

FRICION-STIR PROCESSING HEAT-RESISTANT MARTENSITIC STEEL

This work was undertaken to evaluate the influence of friction-stir processing (FSP) under a low-heat input condition on microstructural evolution creep-resistant martensitic steel. The heat treatment of steel plates consisted of normalization and tempering. Welding was carried out at a low rotation speed of 300 rpm and a tool feed rate of 25,4 mm/min using a working tool made of tungsten carbide. The low rotation speed of the working tool contributed to a decrease in temperature, which corresponded to the ferrite-austenite temperature range. As a result, a finely dispersed ferrite-martensitic structure with an average grain size of 0,9 microns was formed after FSP.

Key words: martensitic steel, friction stir welding/processing, severe plastic deformation, electron backscatter diffraction (EBSD), microstructure.

Фрикционная перемешивающая сварка/обработка (ФПС/О) представляет собой инновационную технологию получения сварных соединений или модификации поверхностного слоя в твердом виде, т.е. без перевода свариваемых материалов в расплав. Поскольку стали представляют собой один из наиболее широко используемых конструкционных материалов, ожидается, что использование ФПС/О технологии для их соединения может иметь большое практическое значение.

Как правило, температура ФПС/О сталей соответствует аустенитной области, а конечная микроструктура шва формируется в ходе мартенситного [1] или бейнитного [2] превращений, протекающих в ходе охлаждения материала до комнатной температуры. В исключительных случаях можно добиться снижения температуры ФПС/О до двухфазной (феррито-аустенитной) области. В этом случае в сварном шве образуется очень дисперсная (как правило, размер структурных элементов не превышает 1 мкм) феррито-мартенситная микроструктура [3], обеспечивающая хорошее сочетание прочности и пластичности [4].

Несмотря на значительные успехи, достигнутые в ходе вышеприведенных исследований, механизмы, управляющие процессами формирования микроструктуры в ходе ФПС/О сталей, все еще до конца не ясны.

Таким образом, цель данной работы – исследование микроструктуры сварного шва, полученного фрикционной перемешивающей обработкой в условиях низкого тепловложения.

В качестве материала исследования использовали экспериментальную сталь мартенситного класса. Состав стали представляет собой модификацию широко используемой 9%-Cr стали P92 путем добавления 3% кобальта и повышения содержания бора до 0,008% и снижения азота до 0,003%. Химический состав материала, измеренный посредством опико-эмиссионного спектрометра Foundry Master OE750, приведен в таблице.

Таблица

Химический состав стали (вес. %)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Mo	W	V	Nb	B	N	Al	Fe
0,1	0,07	0,11	9,74	0,16	2,9	0,68	1,9	0,2	0,05	0,008	0,003	0.01	осн.

Выплавка стали осуществлялась вакуумно-индукционным методом. Далее был проведен гомогенизационный отжиг слитка при 1160°C с последующей ковкой в полосу поперечного сечения 65 мм × 140 мм. Далее из этой полосы на электроэрозионном станке фирмы Sodick были вырезаны пластины с размерами 140*65*3,2 мм для ФПО. Термическая обработка (ТО) стальных пластин заключалась в нормализации с 1060°C (выдержка 1 час) и отпуске при 770°C (выдержка 3 часа) с охлаждением на воздухе. ТО проводилась в печи электросопротивления с термоконтроллером фирмы NaberthermGmbH.

ФПО стальных листов осуществлялась на установке AccuStir 1004 фирмы General Tool Company. Для этого был специально разработан и изготовлен твердосплавный инструмент на основе карбида вольфрама. ФПО проводилась при частоте вращения 300 об/мин и скорости подачи инструмента 25,4 мм/мин.

Образец для микроструктурных исследований посредством оптической и ориентационной микроскопии вырезался перпендикулярно направлению сварки. Далее образец был запрессован в токопроводящую фенольную термопластичную смолу с графитовым наполнителем ВАК-L. Пробоподготовка осуществлялась путем шлифования исследуемой поверхности образца с использованием абразивной наждачной бумаги разной зернистости. После механической шлифовки образец подвергался полировке с применением алмазных суспензий. Финальная виброполировка образцов осуществлялась в коллоидной кремниевой суспензии OP-S в течение длительного времени (до 24 часов).

На рисунке 1 представлено панорамное изображение поперечного сечения шва. После травления в структуре шва выявляется четкая зона перемешивания. Материал в этой зоне в ходе ФПО подвергается большим степеням деформации при высоких температурах и относительно больших скоростях деформации. Вследствие таких экзотических условий происходит формирование рекристаллизованной мелкозернистой структуры в этой микроструктурной области.



Рис. 1. Макроструктура поперечного сечения шва. ЗП – зона перемешивания, ОМ – основной материал. СО и СН соответствуют стороне отвода и стороне набегания. НС, ПН и НН - направление сварки, поперечное направление и направление нормали к плоскости свариваемых листов

В результате, в зоне перемешивания сформировалась мелкозернистая феррито-мартенситная структура (рис. 2, а, б), средний размер зерен которой составляет 0,9 мкм. Также наблюдается относительно высокая доля малоугловых границ (МУГ), равная $\approx 32\%$. Формирование подобных структур также наблюдалось в работах [3,5].

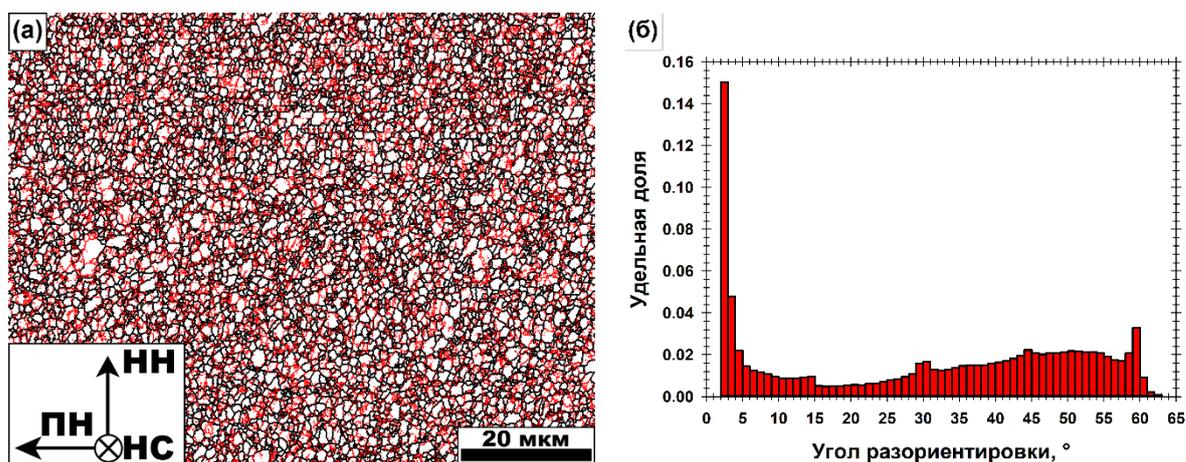


Рис. 2. Микроструктура исследуемой стали: *a* – зеренная структура зоны перемешивания; *б* – карта распределения разориентировок границ зерен. МУГ обозначены красными линиями, БУГ – черными линиями. НС, НН и ПН соответствуют направлению сварки, направлению нормали и поперечному направлению

Как известно [6], пиковая температура ФПО растет с увеличением частоты вращения рабочего инструмента, что связано с увеличением тепловыделения в результате трения между инструментом и свариваемым материалом. В работе [7] представлен способ расчёта температуры ФПО/С, учитывающий связь между частотой вращения рабочего инструмента и скоростью его подачи. Поэтому температура ФПО может быть описана следующим соотношением:

$$T = T_{\text{пл}} K \left(\frac{\omega^2}{v \times 10^4} \right)^\alpha$$

где $T_{\text{пл}}$ – температура плавления стали ($\approx 1500^\circ\text{C}$ [8]), ω^2 – частота вращения рабочего инструмента, v – скорость сварки, K и α – константы, равные 0,65 и 0,06, соответственно.

Расчетная температура ФПО составляет $\approx 915^\circ\text{C}$, что попадает в интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения ($A_{c1} \approx 865^\circ\text{C}$ и $A_{c3} \approx 985^\circ\text{C}$) для данной стали. Указывая на то, что ФПО осуществлялась в феррито-аустенитной области и позволяя считать, что основным механизмом формирования структуры при ФПО в условиях низкого тепловложения является интенсивная деформация ферритных и аустенитных зерен с последующим превращением деформированного аустенита в мартенсит.

Таким образом, можно сделать вывод, что температура ФПО в условиях низкого тепловложения соответствует феррито-аустенитной области, в результате чего формируется мелкодисперсная феррито-мартенситная микроструктура.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-00138, <https://rscf.ru/project/24-79-00138/>», с использованием

оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

REFERENCES

1. Xie G. M. Effect of rotation rate on microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded DP780 steel / G. M. Xie [et al.] // J. Mater. Sci. Technol. 2016. V. 32. P. 326-332.
2. Venkatesh K. M. Review on friction stir welding of steels / Venkatesh K. M. [et al.] // Materials Today: Proceedings. 2018. V. 5. № 5. P. 13227-13235.
3. Rahimi S. Development of microstructure and crystallographic texture in a double-sided friction stir welded microalloyed steel / S. Rahimi, B.P. Wynne, T.N. Baker, // Metall. Mater. Trans. 2017. V. 48. P. 362-367.
4. Xue P. Achieving ultrafine dual phase structure with superior mechanical property in friction stir processed plain carbon steel / P. Xue [et al.] // Mater. Sci. Eng. 2013. V. 572. P. 30-34.
5. Falekari H. Friction stir processing of thick tempered martensitic steels: correlation between microstructure and mechanical properties / H. Falekari [et al.] // Mater. Sci. and Eng. 2022. V. 836. 142698.
6. Kalinenko A. Influence of the weld thermal cycle on the grain structure of friction-stir joined 6061 aluminum alloy / A. Kalinenko [et al.] // Materials Characterization. 2021. V. 178. 111202.
7. Sun Y. Effect of tool rotational speeds on the microstructure and mechanical properties of a dissimilar friction-stir-welded CuCrZr/CuNiCrSi / Y. Sun [et al.] // Butt Joint. Metals. 2018. V. 8 (7). P. 526.
8. Abe F. Creep-resistant steels / F. Abe, T. U. Kern, R. Viswanathan // Elsevier. 2008. 700 p.