

Received: 14.10.2024

Revised: 03.12.2024

Accepted: 06.12.2024

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.6.215-230

ENHANCING THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE NEAR-WELD ZONE OF A 09G2S STEEL WELDED JOINT DURING FRICTION STIR PROCESSING

V. P. Kuznetsov^{1, a, *}, I. A. Vorontsov^{1, b}, V. A. Khotinov^{1, c}, and I. S. Kamantsev^{2, d}

¹Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620062, Russia

²Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia

^a  <https://orcid.org/0000-0001-8949-6345>  wpkuzn@mail.ru;
^b  <https://orcid.org/0000-0003-4563-9476>  igor.vorontsov@urfu.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0003-0645-548X>  v.a.khotinov@urfu.ru;
^d  <https://orcid.org/0000-0003-0775-4043>  trophyland@mail.ru

*Corresponding author. Email: wpkuzn@mail.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 28, Ekaterinburg, 620062, Russia

Tel.: +7 (343) 375-4695

The paper proves the effectiveness of the friction stir processing of the near-weld zone in a 09G2S steel welded joint by a carbide tool with a spherical tip having a radius of 10 mm, a normal force of 3000 N, a rotation speed of 2500 rpm, and feeds of 50, 75, and 100 mm/min. During processing, the mixed structure of the upper bainite, Widmanstätten ferrite, and ferrite grains changes to a globular ferrite-pearlite structure when the grains are refined in the stir zone up to 96%. The practical application of friction stir processing by a tool with a spherical tip for the hardening of the near-weld zone of the 09G2S steel welded joint is demonstrated. As a result of the processing, the yield strength and the ultimate strength increased by 15.5% and 23.3%, respectively, the specific elongation increased by 78.6%, and the maximum recorded average increase in microhardness was 171%.

Keywords: surface layer, hardening, friction stir processing, low-carbon steel, welded joint, phase composition, mechanical properties

Acknowledgment

The study was performed by the Youth Laboratory of Material Surface Modification at the Yeltsin UrFU under the agreement with the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, № 075-03-2024-009/4 dated April 11, 2024 (FEUZ-2024-0020).

References

1. Mishra, R.S. and Ma, Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005, 50 (1–2), 1–78. DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
2. Janeczek, A., Tomków, J., and Fydrych, D. The influence of tool shape and process parameters on the mechanical properties of AW–3004 aluminium alloy friction stir welded joints. *Materials*, 2021, 14 (12), 3244. DOI: 10.3390/ma14123244.
3. Dolatkhan, A., Golbabaie, P., Besharati-Givi, M.K., and Molaiekiya, F. Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix

composite fabricated via friction stir processing. *Materials & Design*, 2012, 37, 458–464. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.035.

4. Mironov, S., Sato, Y.S., and Kokawa, H. Grain structure evolution during friction-stir welding. *Physical Mesomechanics*, 2020, 23 (1), 21–31. DOI: 10.1134/S1029959920010038.

5. Kuznetsov, V.P., Voropaev, V.V., and Skorobogatov, A.S., ed., A.A. Popov. *Friksionnaya poverkhnostnaya zakalka vrashchayushchimsya instrumentom* [Frictional Surface Hardening of Steels by a Rotating Tool: Tutorial Higher Education Students]. Izdatelstvo Uralskogo Universiteta Publ., Ekaterinburg, 2022, 110 p.

6. Sierens, A., Vanvooren, J., Deplus, K., Faes, K., and De Waele, W. Review on the possible tool materials for friction stir welding of steel plates. *International Journal of Sustainable Construction and Design*, 2014, 5 (1), 8. DOI: 10.21825/scad.v5i1.1119.

7. Tarasov, S.Yu., Rubtsov, V.E., Fortuna, S.V., Eliseev, A.A., Chumaevsky, A.V., Kalashnikova, T.A., and Kolubaev, E.A. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al–Cu–Li–Mg aluminum alloy. *Welding in the World*, 2017, 61, 679–690. DOI: 10.1007/s40194-017-0447-8.

8. Kalashnikov, K.N., Tarasov, S.Yu., Chumaevskii, A.V., Fortuna, S.V., Eliseev, A.A., and Ivanov, A.N. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 103, 2121–2132. DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.

9. Iwaszko, J., Kudia, K., Fila, K., and Strzelecka, M. The effect of friction stir processing (FSP) on the microstructure and properties of AM60 magnesium alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2016, 61 (3), 1209–1214.

10. Kumar, M., Prasanth, R., Selvakumar, B., and Ranjith, V. A review on friction stir processing of Al6061 surface composites. *AIP Conf. Proc.*, 2019, 2128 (1), 020031. DOI: 10.1063/1.5117943.

11. Besharati-Givi, M.K. and Asadi P. *Advances in Friction-Stir Welding and Processing*, Elsevier, 2014, 827 p.

12. Yamamoto, H., Koga, S., Ito, K., and Mikami, Y. Fatigue strength improvement due to alloying steel weld toes with WC tool constituent elements through friction stir processing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, 119, 6203–6213. DOI: 10.1007/s00170-022-08690-7.

13. Yamamoto, H., Imagawa, Y., Ito, K., Chen, K., and Zhang, L. Alloying a topmost steel-plate layer with WC-tool constituent elements during friction stir processing. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 69, 311–319. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.07.050.

14. Abubaker, H.M., Merah, N., Al-Badour, F.A., Albinmoussa, J., and Sorour, A.A. Influence of friction stir processing on mechanical behavior of 2507 SDSS. *Metals*, 10 (3), 369. DOI: 10.3390/met10030369.

15. Pan, L., Kwok, C.T., and Lo, K.H. Enhancement in hardness and corrosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel via friction stir processing. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 357, 339–347. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.10.023.

16. Fairchild, D., Kumar, A., Ford, S., Nissley, N., Ayer, R., Jin, H., and Ozekcin, A. Research concerning the friction stir welding of linepipe steels. In: *Proceedings of the 8th International Conference on Trends in Welding Research*, Pine Mountain, GA, USA. June 1–6, 2008, ASM International, The Netherlands, Almere, 2009, 371–380.

17. Santos, T.F.A., Hermenegildo, T.F.C., Afonso, C.R.M., Marinho, R.R., Paes, M.T.P., and Ramirez, A.J. Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds. *Engineering Fracture Mechanics*, 2010, 77 (15), 2937–2945. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2010.07.022.

18. Tribe, A. and Nelson, T.W. Study on the fracture toughness of friction stir welded API X80. *Engineering Fracture Mechanics*, 2015, 150, 58–69. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2015.10.006.

19. Sieurin, H. and Sandström, R. Fracture toughness of a welded duplex stainless steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 2006, 73 (4), 377–390. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2005.03.009.
20. Voropaev, V.V. *Upravlenie poverkhnostnoy zakalkoy koltsevykh uchastkov stali 20Kh13 pri obrabotke treniem s peremeshivaniem* [Controlling the Surface Hardening of Circular Areas in the 20Kh13 Steel (AISI 420) During Friction Stir Processing: Cand. Thesis]. Ekaterinburg, 2021, 169 p. (In Russian).

Подана в журнал: 14.10.2024

УДК 621.785.5

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.6.215-230

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЫ ВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 09Г2С В ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

В. П. Кузнецов^{1, а, *}, И. А. Воронцов^{1, б}, В. А. Хотин^{1, в}, И. С. Каманцев^{2, г}

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»,
ул. Мира, д. 19, г. Екатеринбург, 620062, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения имени
Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-8949-6345>  wpkuzn@mail.ru;
^б  <https://orcid.org/0000-0003-4563-9476>  igor.vorontsov@urfu.ru;
^в  <https://orcid.org/0000-0003-0645-548X>  v.a.khotinov@urfu.ru;
^г  <https://orcid.org/0000-0003-0775-4043>  trophyland@mail.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: wpkuzn@mail.ru

Адрес для переписки: ул. Мира, 28, г. Екатеринбург, 620062, Россия

Тел.: +7 (343) 375-46-95

В статье доказана эффективность обработки трением с перемешиванием околошовной зоны сварного соединения стали 09Г2С твердосплавным инструментом со сферическим наконечником радиусом 10 мм с нормальной силой 3000 Н, частотой вращения 2500 об/мин и подачами 50, 75 и 100 мм/мин. В процессе обработки смешанная структура верхнего бейнита, видманштеттова феррита и зерен феррита изменяется на глобулярную феррито-перлитную структуру при измельчении зерна в зоне перемешивания до 96 %. Продемонстрировано практическое применение обработки трением с перемешиванием инструментом со сферическим наконечником для упрочнения околошовной зоны сварного соединения стали 09Г2С. В результате обработки пределы текучести и прочности повысились на 15,5 и 23,3 % соответственно, относительное удлинение увеличилось на 78,6 %, максимальный зафиксированный средний прирост микротвердости составил 171 %.

Ключевые слова: поверхностный слой, упрочнение, обработка трением с перемешиванием, низкоуглеродистая сталь, сварной шов, фазовый состав, механические свойства

1. Введение

Методы поверхностного упрочнения сталей условно можно разделить на две группы. Первая предполагает наращивание нового слоя, например плакирование, напыление или наплавка. Вторая группа методов основана на модификации поверхностного слоя скользящим и вращающимся инструментом, в том числе с ультразвуковым воздействием. Обработка трением с перемешиванием (ОТП) – это один из новых методов модификации поверхностного слоя, реализующий одновременно механизмы упрочнения поверхностной закалкой, рекристаллизацией и измельчением исходной структуры материала. Технология ОТП, по сравнению с традиционными методами поверхностного упрочнения, оказалась более перспективной из-за возможности измельчения исходной структуры материала на глубине до 1,0 мм и более.

Обработке трением с перемешиванием присуще уникальное сочетание высокой степени деформации за малые промежутки времени при высокой контактной температуре. Основными факторами, влияющими на формирование конечной структуры и прочностные свойства поверхностного слоя, являются: частота вращения и перемещения инструмента, нормальная сила, угол наклона, а также форма инструмента и его размер [1, 2]. Скорости вращения и перемещения инструмента определяют количество тепла, получаемого обрабатываемой деталью [3]. Однако количество тепла, выделившегося в процессе ОТП, обратно пропорционально измельчению зерна, и для достижения пластичности материала необходимо достичь порогового выделения тепла [4]. Для упрочнения поверхностей сталей методом ОТП предложено использовать твердосплавный инструмент с рабочей частью в виде плоского торца и радиусной формы, который изготавливается из отходов концевых инструментов и является дешевым [5]. При температурах выше 600 °С наблюдается значительное снижение прочности сплава WC–Co. Данный эффект температурной деградации авторы объясняют высокими скоростями окисления и развитием микроструктурных дефектов [6].

Микроструктурные изменения в материалах, обработанных трением с перемешиванием, вызваны термомеханическими эффектами. Как и в случае со сваркой трением с перемешиванием, область ОТП имеет зону перемешивания (ЗП), термомеханически обработанную зону (ТМОЗ), зону нагрева (ЗН) и немодифицированную зону основного металла (ОМ) [7]. Зона перемешивания имеет кольцевую структуру, образующуюся, когда слои пластичного материала движутся в направлении от продвигающейся к отступающей стороне индентора. Материал зоны перемешивания сильно нагревается в процессе обработки из-за трения и значительной пластической деформации, что приводит к динамической рекристаллизации. Вследствие этого зона перемешивания представляет собой равноосную зеренную структуру, намного более мелкую, чем в основном металле [8].

Обработка трением с перемешиванием вызывает сильное измельчение зерна в модифицированном слое за счет первичной рекристаллизации, что приводит к улучшению функциональных свойств материала [9]. Естественным следствием этого является увеличение твердости и прочности материала [10]. В модифицированном материале дислокационные петли образуются вокруг мелких некогерентных частиц фазы, которые препятствуют перемещению дислокаций и, таким образом, затрудняют или сводят к нулю последующее скольжение дислокаций, что приводит к упрочнению материала. В работе [11] авторы предложили три типа механизмов динамической перекристаллизации в процессе обработки трением с перемешиванием: 1) прерывистая динамическая рекристаллизация, происходящая во время зарождения и роста новых зерен; 2) непрерывная динамическая рекристаллизация, включающая формирование малоугловых граничных массивов и постепенное увеличение разориентации границ при горячей деформации, что в итоге приводит к зарождению новых зерен; 3) динамическая перекристаллизация, возникающая в результате столкновения с границами зерен, образующимися, когда зерна значительно удлинены из-за сильной горячей деформации.

В исследовании [12] рассмотрена обработка трением с перемешиванием низколегированной стали HSLA сферическим инструментом диаметром 15 мм и радиусом 10 мм, спеченным из частиц карбида вольфрама в матрице никеля. Обработка проводилась с нормальной силой 18 300 Н, подачей 100 мм/мин, при угле наклона инструмента 3°, с различной скоростью вращения 400–1000 об/мин. Измерение микротвердости продемонстрировало, что средняя твердость поверхностного слоя в образцах FSP800 (552 HV) и FSP1000 (878 HV) была выше, чем у закаленного в воде металла (449 HV), полностью состоящего из мартенситной структуры. Проведя количественный анализ образцов, авторы пришли к выводу, что повышение твердости в поверхностном слое FSP400 и FSP600 было вызвано только измельчением зерна. Высокая твердость поверхностного слоя образцов FSP800 и FSP1000 связана с высоким содержанием в нем вольфрама и углерода, а также с измельчением зерна. Установ-

лено, что при ОТП стали HSLA инструментом WC–Ni со сферическим профилем рабочей части в области контакта «инструмент – сталь» обнаружено формирование фазы $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$.

Ямамото и др. выявили [13], что при ОТП околошовной зоны сварного соединения образцов из стали SM490A твердосплавным инструментом WC–Ni диаметром 15 мм с плоским торцом в модифицированном поверхностном слое толщиной до 70 мкм содержатся частицы инструментального материала, которые обеспечивают повышение усталостных свойств в образцах.

Обработка трением с перемешиванием приводит к уменьшению количества структурных дефектов и уменьшению размера зерна в материале. Ожидается, что эти изменения повлияют на прочностные свойства обрабатываемого материала [14].

Авторы работы [15] исследовали микроструктуру и микротвердость нержавеющей стали AISI 420 после обработки трением с перемешиванием при различных подачах 150, 200 и 250 мм/мин. Установлено, что размеры упрочненной зоны обратно пропорциональны подаче за счет снижения температуры. Наибольшая микротвердость 697 HV_{1,0} получена в поверхностном слое по центру дорожки при следующем режиме обработки: $n = 2000$ об/мин; $F_n = 20$ кН; $f = 150$ мм/мин.

Фэрчайлд и др. [16] исследовали влияние обработки трением с перемешиванием на механические свойства трубопроводных сталей марок X65–X120. Сварные швы были обработаны с использованием инструмента PCBN при частоте вращения 300 об/мин и подаче 51 мм/мин. В результате было установлено, что прочность материала шва значительно ниже, чем у необработанного материала. Сантос и др. [17] провели исследование прочностных свойств стали X80M и обнаружили, что при повышении частоты вращения инструмента до 500 об/мин прочность металла шва снижается. Однако при более низких скоростях вращения (около 300 об/мин) прочность сварного соединения выше, чем у основного материала. Трайп и Нельсон [18] получили аналогичные результаты для стали API X80. Они также установили, что прочность обработанного образца зависит от подводимого тепла и частоты вращения. Кроме того, они показали, что из-за неоднородности микроструктуры в зоне перемешивания вязкость разрушения в этой зоне отличается от вязкости разрушения центральной линии сварного шва. Прочность соединения сверхдуплексной нержавеющей стали SAF 2906, сваренного дугой под флюсом [19] без обработки трением с перемешиванием, была значительно ниже, чем у стали 2507 после обработки сварного шва трением с перемешиванием.

На основе анализа литературных данных и в рамках продолжения предыдущих исследований процесса обработки трением с перемешиванием стальных поверхностей сформулирована цель исследования: повышение прочностных свойств околошовной зоны сварного соединения стали 09Г2С. Кроме того, на характер упрочнения поверхностного слоя существенно влияют геометрические параметры рабочей части инструмента. Возникает необходимость получения новых данных о влиянии режима обработки на фазовые превращения, измельчение зеренной структуры и, как следствие, изменение механических свойств.

2. Материал и методика

Материалом исследования в данной работе является низкоуглеродистая конструкционная сталь 09Г2С (190 НВ). Химический состав определялся с помощью оптического эмиссионного спектрометра МСАПВ5; он приведен в табл. 1.

Обработка трением с перемешиванием проводилась в околошовной зоне сварного шва листов стали 09Г2С толщиной 10 мм по схеме (рис. 1 а) на горизонтальном обрабатывающем центре Okuma MA-600H (рис. 1 б), обеспечивающем частоту вращения от 50 до 6000 об/мин и подачу инструмента от 1 до 60 000 мм/мин при мощности привода шпинделя 22 000 Вт. Отступ центра инструмента от сварного шва составлял 2 мм и от края пластины – 28 мм. Изменение подачи проводилось автоматически, без останова инструмента.

Таблица 1

Химический состав стали 09Г2С в состоянии поставки, масс. %

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Fe
0,08	0,73	1,41	0,28	0,33	0,008	0,003	остальное

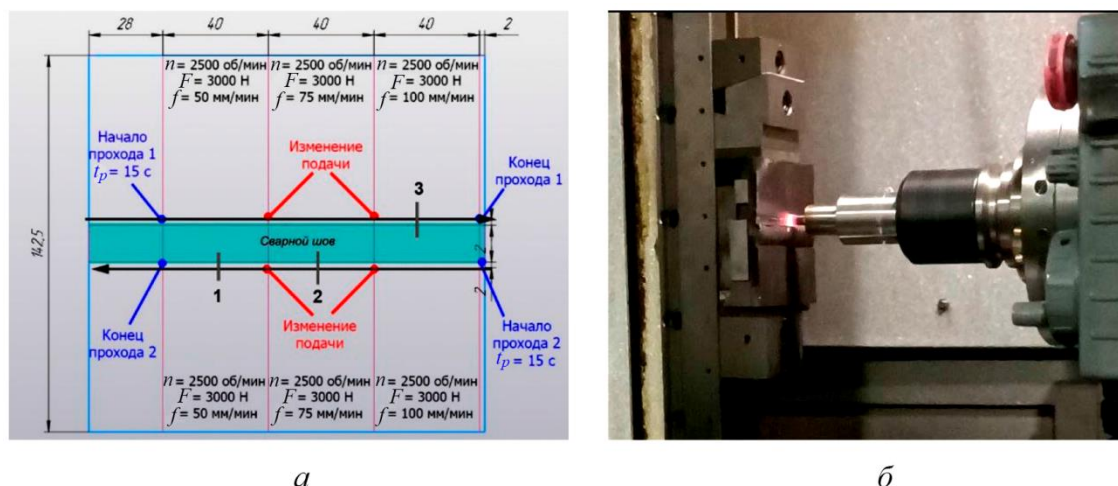


Рис. 1. ОТП околосварной зоны стали 09Г2С: схема обработки (а), где 1 – образец ОТП 50, 2 – образец ОТП 75, 3 – образец ОТП 100; обработка на станке Okuma MA-600H (б)

Режимы обработки подобраны на основе анализа работы В. Воропаева [20], в результате которой автор установил, что при ОТП стали 20Х13 с нормальной силой 3000 Н, частотой вращения инструмента 2500 об/мин и подачей 100 мм/мин инструмент и обрабатываемый материал разогреваются в контактной зоне до температуры порядка 1000 °С, что приводит к измельчению зеренной структуры материала.

В настоящей работе постоянными параметрами процесса ОТП плоским и сферическим инструментом являются нормальная сила $F_n = 3000$ Н, частота вращения инструмента $n = 2500$ об/мин и время разогрева инструмента $t_p = 15$ с. Глубина внедрения инструмента в околосварную зону составляла 0,5 мм. Величина подачи f варьировалась и составляла 50, 75 и 100 мм/мин (образцы ОТП 50, ОТП 75 и ОТП 100 соответственно). Ключевое влияние параметра подачи на упрочняемый поверхностный слой выявлено в вышеуказанных исследованиях.

В качестве инструментального материала для реализации процесса ОТП использовался твердосплавный инструмент WC–Co диаметром 10 мм с плоской и сферической рабочей частью радиусом 10 мм. Химический состав инструмента: W – 87,4 масс. %; Co – 11,2 масс. %; Cr – 0,6 масс. %; Fe – 0,3 масс. %.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Изменение микроструктуры околосварной зоны стали 09Г2С в процессе ОТП

Исходная микроструктура стали 09Г2С продемонстрирована на рис. 2 а и представлена полосчатой феррито-перлитной структурой; светлые зерна – феррит, а темные – перлит. Средний размер зерна (СРЗ), определенный по ГОСТ 21073.3–75, составляет $10,2 \pm 0,4$ мкм.

Микроструктура металла сварного шва (рис. 2 б) представляет собой смешанную структуру из трех структурных элементов, а именно: 1) верхний бейнит (ВБ) – продукт промежуточного превращения с пластинчатой морфологией, характеризующийся низким со-

держанием цементитных частиц; 2) видманштеттов феррит (ВФ), образовавшийся в результате локальных сегрегаций углерода, сместившего критические точки фазовых превращений; 3) зерна феррита (Ф) – продукт распада аустенита, вытесненного формирующимися пластинами ВФ.

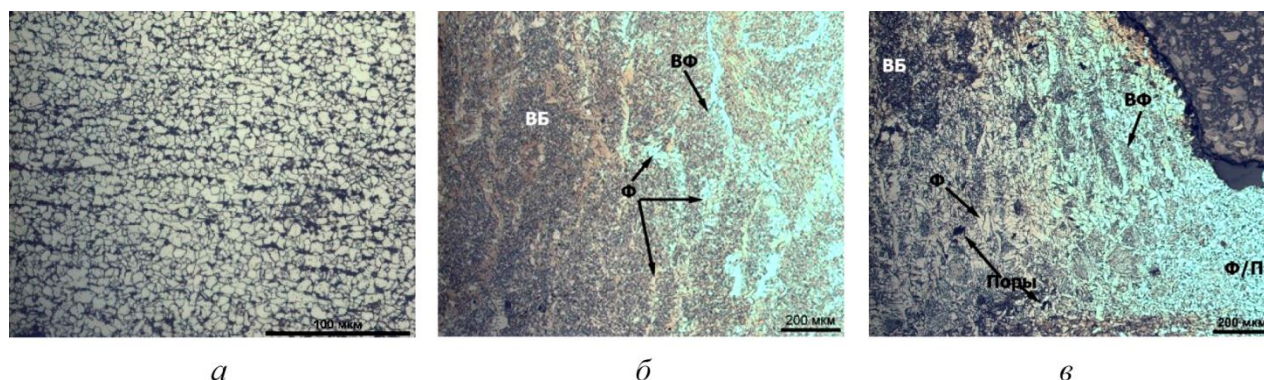


Рис. 2. Области микроструктурного состояния стали 09Г2С до ОТП: полосчатая феррито-перлитная структура (а); смешанная структура из феррита по границам зерен видманштеттова феррита и верхнего бейнита (б); область стыка (в)

Средний размер феррито-перлитного (ФП) зерна основного металла составляет $23,6 \pm 1,2$ мкм, т. е. вследствие нагрева околошовной зоны в процессе сварки размер зерна увеличился в два раза. Кроме того, в области стыка основного металла и металла сварного шва присутствуют такие дефекты, как поры (рис. 2 в).

Обработка трением с перемешиванием сферическим инструментом поспособствовала измельчению зеренной структуры металла и снижению количества дефектов. Обработанную трением с перемешиванием область стыка можно разделить на следующие зоны:

1) зону перемешивания (ЗП), для которой характерно наибольшее измельчение зерна (материал зоны перемешивания нагревается в процессе обработки, что приводит к динамической рекристаллизации, формированию малоугловых граничных массивов с постепенным увеличением угла разориентации при горячей деформации и, как следствие, измельчению зерна);

2) зону термомеханической обработки (ТМОЗ), в которой наблюдается измельчение зерна, вызванное динамической перекристаллизацией (данный процесс обусловлен интенсивным взаимодействием движущихся границ зерен, которые, в свою очередь, формируются в результате сильной горячей деформации, приводящей к значительному удлинению исходных зерен);

3) зону нагрева (ЗН), в которой происходит улучшение зеренной структуры, обусловленное теплопроводным нагревом металла;

4) зону основного металла (ОМ), зерна которого не изменились в процессе обработки.

По общему виду модифицированной зоны образцов ОТП 100, ОТП 75, ОТП 50 (рис. 3) можно определить, что во всех случаях характерно изменение структуры. Смешанная структура металла сварного шва изменяется на ФП-структуру, наблюдаются также отвалы стружки.

Определение границы области, обработанной трением с перемешиванием, осуществлялось по параметру протяженности границ зерен, так как при измельчении зерна протяженность границ возрастает и визуально мелкозернистые области значительно темнее. Глубина модифицированной зоны составляет около 1060 мкм при подаче 100 мм/мин, 1080 мкм при подаче 75 мм/мин и 1120 мкм при подаче 50 мм/мин.



Рис. 3. Общий вид обработанной трением с перемешиванием околошовной зоны образцов: ОТП 50 (а); ОТП 75 (б); ОТП 100 (в)

Установлен параметр глубины зон перемешивания, термомеханической обработки и нагрева для образцов ОТП 100, ОТП 75, ОТП 50 (рис. 4): глубина ЗП – 520 мкм, 540 мкм и 570 мкм; глубина ТМОЗ – 300 мкм, 240 мкм и 200 мкм; глубина ЗН – 240 мкм, 290 мкм и 350 мкм соответственно.

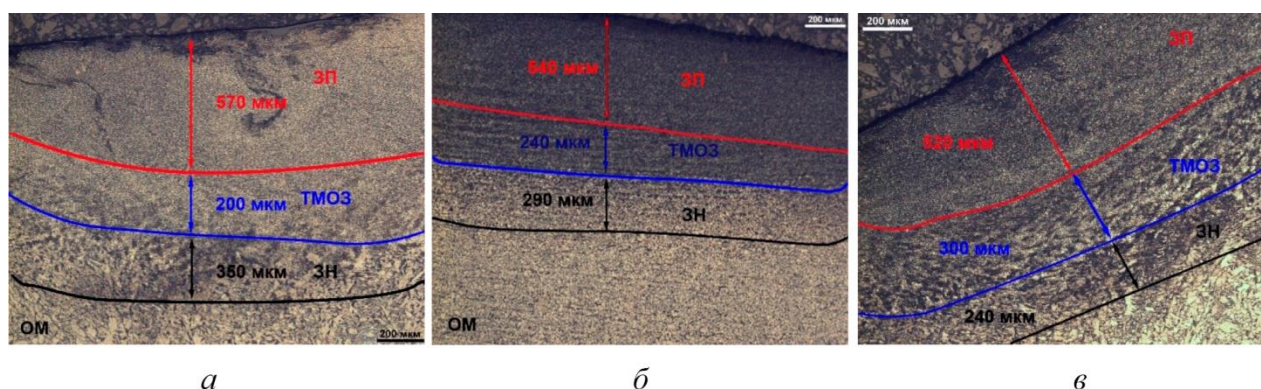


Рис. 4. Зоны микроструктурного состояния околошовной области, обработанной трением с перемешиванием: ОТП 50 (а); ОТП 75 (б); ОТП 100 (в)

Средний размер зерна в зоне перемешивания для образцов ОТП 50, ОТП 75, ОТП 100 определен на основе анализа изображения РЭМ в композиционном контрасте (рис. 5).

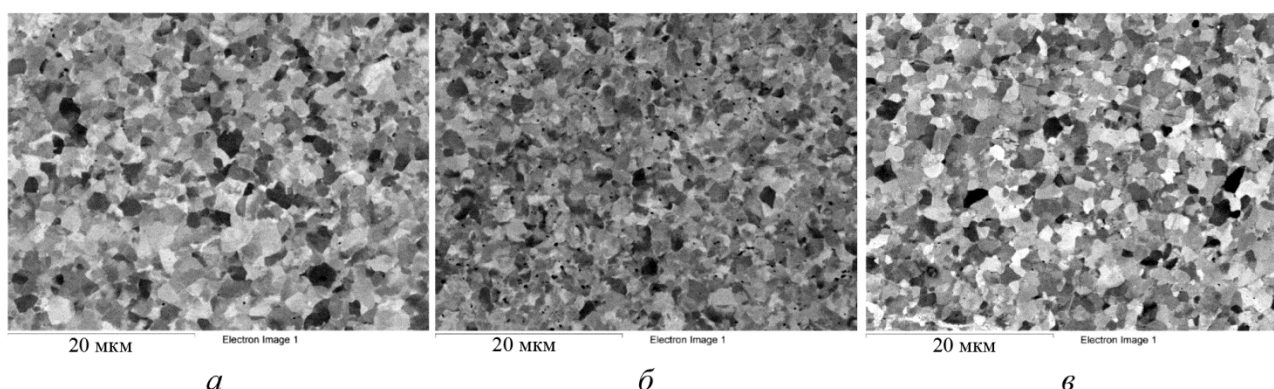


Рис. 5. Структура зоны перемешивания образцов: ОТП 50 (а); ОТП 75 (б); ОТП 100 (в)

Зона перемешивания стали 09Г2С представлена ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой с зернами феррита и перлита, имеющими сферическую и околосферическую форму. Средний размер зерна в данной области для образцов ОТП 50, ОТП 75 и ОТП 100 составляет $0,95 \pm 0,14$ мкм, $1,08 \pm 0,15$ мкм и $1,14 \pm 0,15$ мкм соответственно. Следовательно, измельче-

ние зерна составляет примерно 90 % относительно состояния поставки и 96 % относительно размера зерна в зоне термического влияния, сформированной операцией сварки. Средний размер зерна в зоне термомеханической обработки для образцов ОТП 50, ОТП 75 и ОТП 100 составляет $2,74 \pm 0,31$ мкм, $2,79 \pm 0,33$ мкм и $2,81 \pm 0,33$ мкм соответственно (рис. 6). Измельчение зерна составляет приблизительно 73 % относительно состояния поставки и 86 % относительно размера зерна в зоне термического влияния сварки (ЗТВ).

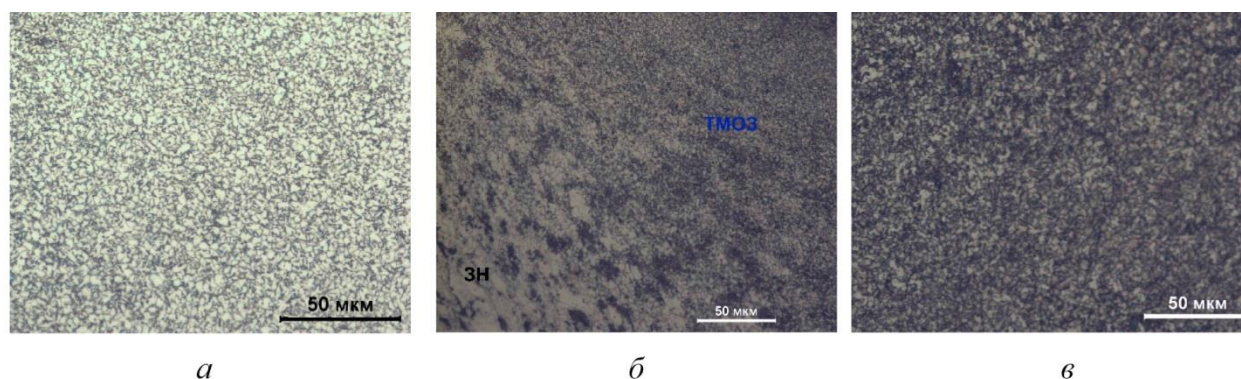


Рис. 6. Структура зоны термомеханической обработки образцов стали 09Г2С: ОТП 50 (а); ОТП 75 (б); ОТП 100 (в)

Средний размер зерна в зоне нагрева обработкой трением с перемешиванием составляет $8,4 \pm 0,8$ мкм, $8,6 \pm 0,9$ мкм, $8,8 \pm 0,9$ мкм. Измельчение зерна составляет около 16 % относительно состояния поставки и 63 % относительно размера зерна в зоне термического влияния. По результатам анализа изменения СРЗ построена диаграмма (рис. 7).

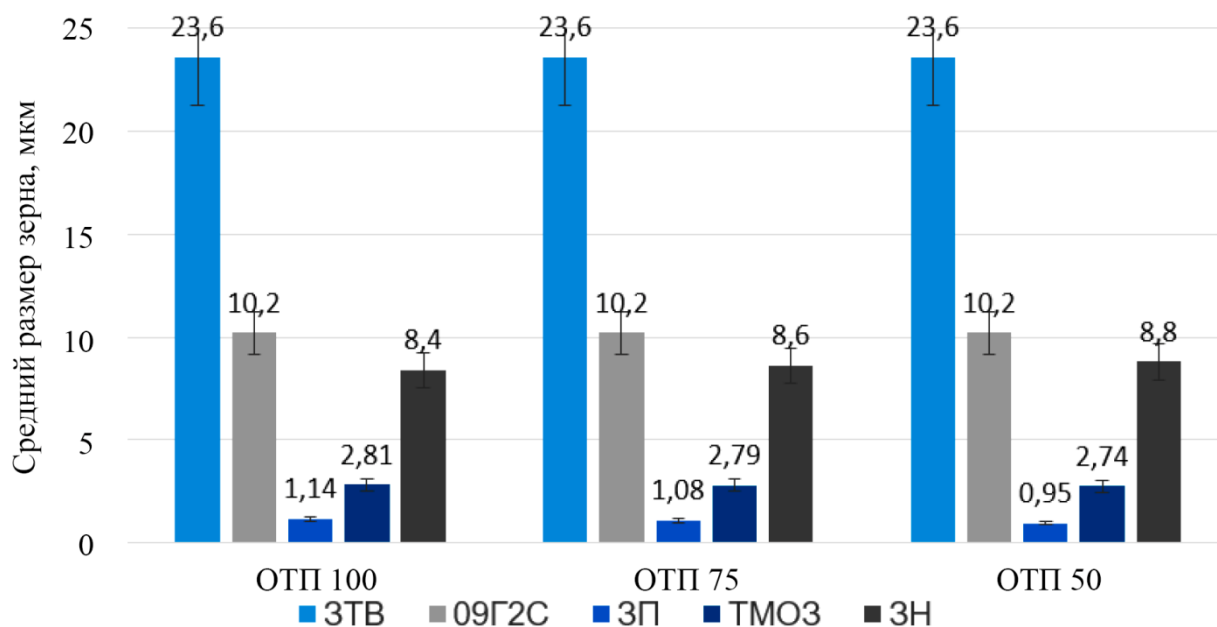


Рис. 7. Средний размер зерна в различных зонах микроструктурного состояния

Все обработки показали схожее значение параметра измельчения зерна стали 09Г2С в околосварной зоне и в области сварного шва. При увеличении подачи глубина обработанного слоя, зоны перемешивания и нагрева уменьшается, а глубина зоны термомеханической обработки возрастает. Наблюдается изменение морфологии структуры металла сварного

шва, состоящей из смеси верхнего бейнита, феррита и видманштеттова феррита, на глобулярную феррито-перлитную.

3.2. Механические свойства сварного соединения стали 09Г2С после ОТП

Четыре образца для проведения испытаний на растяжение представляют собой прямоугольный параллелепипед длиной 141 мм и сечением 10×10 мм:

- 1) без ОТП – сварное соединение без обработки околошовной зоны;
- 2) ОТП 100 – обработка трением с перемешиванием при подаче 100 мм/мин;
- 3) ОТП 75 – обработка трением с перемешиванием при подаче 75 мм/мин;
- 4) ОТП 50 – обработка трением с перемешиванием при подаче 50 мм/мин.

Образец сварного соединения стали 09Г2С без обработки околошовной зоны трением с перемешиванием разрушился по сварному шву, а образцы ОТП 100, ОТП 75 и ОТП 50 разрушились в области основного металла (рис. 8).



Рис. 8. Разрушенные образцы в процессе испытаний на растяжение: вид сверху (а); вид слева (б)

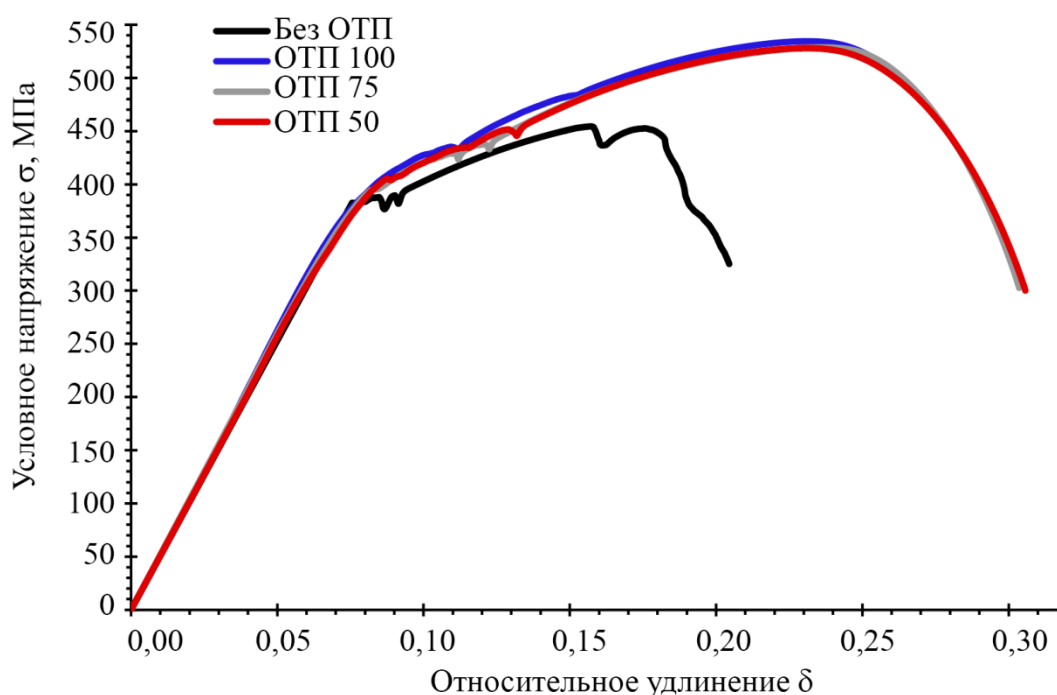


Рис. 9. Диаграммы растяжения образцов, полученные в результате статических испытаний

Определение механических свойств производилось как во время, так и после испытаний. Диаграммы растяжения и фрактографии образцов представлены на рис. 9 и 10 соответственно.



Рис. 10. Поверхности разрушения образцов стали 09Г2С после испытаний на растяжение: без ОТП (а); ОТП 100 (б); ОТП 75 (в); ОТП 50 (з)

На фрактографии необработанного сварного соединения в области стыка стальных пластин обнаружены поры, образовавшиеся в результате непровара. Данный дефект имеет околосферическую форму и не является острым концентратором напряжений. Определенные в ходе анализа кривых растяжения механические свойства представлены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства стали 09Г2С

Маркировка образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	δ_p , %	δ_c , %
Без ОТП	290	430	14,0	6,0	8,0
ОТП 50	340	530	25,0	12,6	12,4
ОТП 75	335	530	25,0	13,6	11,4
ОТП 100	330	525	25,0	12,8	12,2

Механические свойства образцов, обработанных трением с перемешиванием, идентичны, так как разрушение произошло не в околошовной зоне, а в области основного метал-

ла, следовательно прочность обработанной области выше прочности основного металла. Можно утверждать, что все три режима обработки эффективны для повышения прочностных свойств сварных соединений. По результатам обработки предел текучести и предел прочности повысились на 15,5 % и 23,3 % соответственно, а относительное удлинение увеличилось на 78,6 %.

С целью анализа степени упрочнения сварного соединения обработкой трением с перемешиванием при переменной подаче проведено микроиндентирование в областях, обработанных трением с перемешиванием, в ОМ и в зоне первичной кристаллизации сварного шва. По результатам пятнадцати измерений, микротвердость в зоне основного металла составляет $190 \pm 10 \text{ HV}_{0,05}$, а металла шва – $170 \pm 10 \text{ HV}_{0,05}$. Исследование зависимости изменения микротвердости по глубине поверхностного слоя, обработанного трением с перемешиванием, проводилось по серии из двадцати шести отпечатков. По результатам микродюриметрии поверхностей образцов построены трехмерные графики (рис. 11), на которых координата X характеризует удаление отпечатка от поверхности металла, Y определяет расстояние между сериями отпечатков, а на координатной оси Z расположены значения микротвердости $\text{HV}_{0,05}$.

По показателю микротвердости можно определить ширину зон перемешивания, термомеханической обработки и нагрева, характерную для каждого из образцов.

При подаче 100 мм/мин ширина ЗП составляет 3,5 мм при глубине 0,5 мм, максимальный показатель микротвердости в данной области составляет $412 \text{ HV}_{0,05}$, а среднее значение – $385 \pm 15 \text{ HV}_{0,05}$. Следовательно, средний прирост твердости в данной области составляет 126 % относительно металла сварного шва и 103 % относительно основного металла. Зона термомеханической обработки распространяется на 1 мм в ширину и 0,3 мм в глубину от зоны перемешивания со средним показателем микротвердости $330 \pm 10 \text{ HV}_{0,05}$, средний прирост твердости – 94 % относительно металла сварного шва и 74 % относительно ОМ. Зона нагрева распространяется в ширину на 3 мм и более от ТМОЗ и на 0,2 мм и более в глубину. Среднее значение микротвердости в ЗН – $270 \pm 10 \text{ HV}_{0,05}$, прирост микротвердости – 59 % относительно металла сварного шва и 42 % относительно ОМ.

При подаче 75 мм/мин ширина ЗП составляет 3,75 мм при глубине 0,55 мм, максимальный показатель микротвердости в данной области составляет $432 \text{ HV}_{0,05}$, а среднее значение – $400 \pm 15 \text{ HV}_{0,05}$. Средний прирост твердости в данной области составляет 135 % относительно металла сварного шва и 111 % относительно основного металла. Зона термомеханической обработки распространяется на 0,75 мм в ширину и 0,25 мм в глубину от зоны перемешивания со средним показателем микротвердости $350 \pm 10 \text{ HV}_{0,05}$, средний прирост твердости – 106 % относительно металла сварного шва и 84 % относительно ОМ. Зона нагрева распространяется в ширину на 3,5 мм и более от ТМОЗ и на 0,2 мм и более в глубину. Среднее значение микротвердости в зоне нагрева – $275 \pm 10 \text{ HV}_{0,05}$, прирост микротвердости – 62 % относительно металла сварного шва и 42 % относительно ОМ.

При подаче 50 мм/мин ширина ЗН составляет 4 мм при глубине 0,6 мм, максимальный показатель микротвердости в данной области составляет $632 \text{ HV}_{0,05}$, а среднее значение – $460 \pm 25 \text{ HV}_{0,05}$. Средний прирост твердости в данной области составляет 171 % относительно металла сварного шва и 142 % относительно основного металла. Высокие значения, полученные в результате микроиндентирования, могут объясняться фрикционным отслоением материала инструмента, однако при растровой электронной микроскопии в композиционном контрасте локальных изменений химического состава в данной области не выявлено. Зона термомеханической обработки распространяется на 0,75 мм в ширину и 0,2 мм в глубину от зоны перемешивания со средним показателем микротвердости $380 \pm 15 \text{ HV}_{0,05}$, средний прирост твердости составляет 124 % относительно металла сварного шва и 100 % относительно ОМ. Зона нагрева распространяется в ширину на 3,5 мм и более от ТМОЗ и на 0,3 мм и более

в глубину. Среднее значение микротвердости в ЗН – $285 \pm 10 \text{ HV}_{0,05}$; прирост микротвердости – 68 % относительно металла сварного шва и 50 % относительно ОМ.

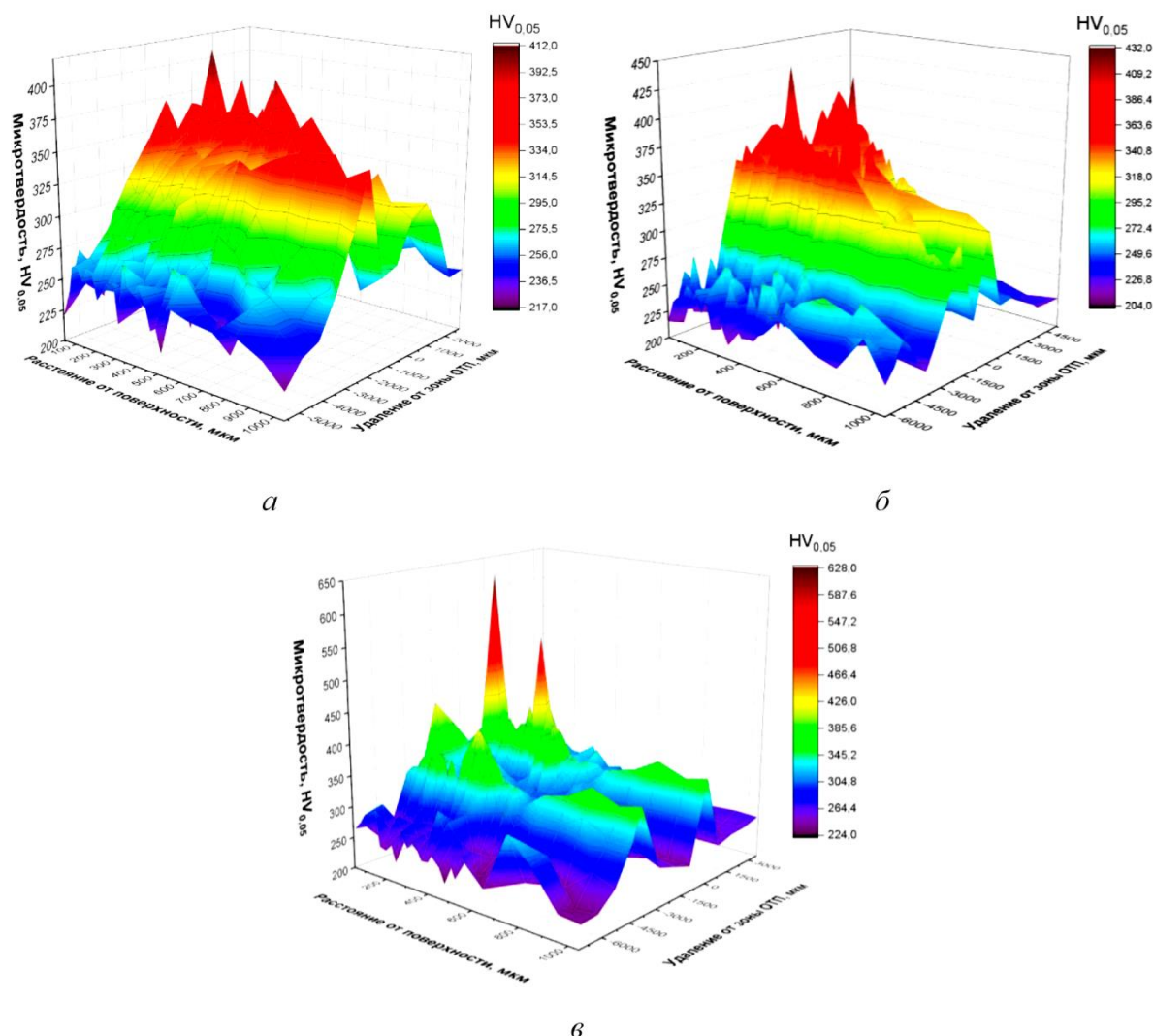


Рис. 11. Распределение микротвердости в околошовной зоне сварного соединения образца стали 09Г2С после ОТП: ОТП 100 (а); ОТП 75 (б); ОТП 50 (в)

Основным механизмом упрочнения оклошовной зоны сварного соединения стали 09Г2С является зернограничное упрочнение вследствие измельчения зеренной структуры обработкой трением с перемешиванием.

4. Заключение

Установлено, что при обработке трением с перемешиванием стали 09Г2С основным механизмом упрочнения является зернограничное упрочнение. Значительный прирост твердости со 190 до $460 \text{ HV}_{0,05}$ достигается вследствие измельчения зеренной структуры с 10,2 мкм до 0,95 мкм. Установлено также, что в процессе ОТП околошовной зоны сварного соединения стали 09Г2С формируется глобулярная феррито-перлитная структура с измельчением зерна в зоне перемешивания до 96 %. Определено, что при увеличении подачи глубина обработанного слоя зоны перемешивания и нагрева уменьшается, а глубина зоны термомеханической обработки возрастает. При подаче 50 мм/мин максимальный размер зоны перемешивания со-

ставляет примерно 0,6 мм по глубине и 4 мм по ширине под дорожкой трения, со средним приростом микротвердости до 171 %. Режимы обработки $F_n = 3000$ Н, $n = 2500$ об/мин, $f = 50, 75, 100$ мм/мин эффективны для повышения прочностных свойств сварных соединений. По результатам обработки предел текучести и предел прочности повысились на 15,5 % и 23,3 % соответственно, а относительное удлинение увеличилось на 78,6 %.

Благодарность

Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина» в рамках соглашения с Министерством науки и высшего образования № 075-03-2024-009/4 от 11.04.2024 (номер темы FEUZ-2024-0020).

Литература

1. Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2005. – Vol. 50 (1–2). – P. 1–78. – DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
2. Janeczek A., Tomków J., Fydrych D. The influence of tool shape and process parameters on the mechanical properties of AW–3004 aluminium alloy friction stir welded joints // Materials. – 2021. – Vol. 14 (12). – P. 3244. – DOI: 10.3390/ma14123244.
3. Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing / A. Dolatkhan, P. Golbabaie, M. K. Besharati-Givi, F. Molaiekiya // Materials & Design. – 2012. – Vol. 37. – P. 458–464. – DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.035.
4. Mironov S., Sato Y. S., Kokawa H. Grain structure evolution during friction-stir welding // Physical Mesomechanics. – 2020. – Vol. 23 (1). – P. 21–31. – DOI: 10.1134/S1029959920010038.
5. Кузнецов В. П., Воропаев В. В., Скоробогатов А. С. Фрикционная поверхностная закатка сталей вращающимся инструментом : учебное пособие. – Екатеринбург : Издательство Уральского университета, 2022. – 110 с.
6. Review on the possible tool materials for friction stir welding of steel plates / A. Sierens, J. Vanvooren, K. Deplus, K. Faes, W. De Waele // International Journal of Sustainable Construction and Design. – 2014. – Vol. 5 (1). – P. 8. – DOI: 10.21825/scad.v5i1.1119.
7. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al–Cu–Li–Mg aluminum alloy / S. Y. Tarasov, V. E. Rubtsov, S. V. Fortuna, A. A. Eliseev, A. V. Chumaevsky, T. A. Kalashnikova, E. A. Kolubaev // Welding in the World. – 2017. – Vol. 61. – P. 679–690. – DOI: 10.1007/s40194-017-0447-8.
8. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024 / K. N. Kalashnikov, S. Yu. Tarasov, A. V. Chumaevskii, S. V. Fortuna, A. A. Eliseev, A. N. Ivanov // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 103. – P. 2121–2132. – DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.
9. The effect of friction stir processing (FSP) on the microstructure and properties of AM60 magnesium alloy / J. Iwaszko, K. Kudia, K. Fila, M. Strzelecka // Archives of Metallurgy and Materials. – 2016. – Vol. 61 (3). – P. 1209–1214.
10. A review on friction stir processing of Al6061 surface composites / M. Kumar; R. Prasanth, B. Selvakumar, V. Ranjith // AIP Conf. Proc. – 2019. – Vol. 2128, iss. 1. – P. 020031. – DOI: 10.1063/1.5117943.
11. Asadi P., Besharati-Givi M. Advances in Friction-Stir Welding and Processing. – Elsevier, 2014. – 827 p.
12. Fatigue strength improvement due to alloying steel weld toes with WC tool constituent elements through friction stir processing / H. Yamamoto, S. Koga, K. Ito, Y. Mikami // The Interna-

tional Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 119. – P. 6203–6213. – DOI: 10.1007/s00170-022-08690-7.

13. Alloying a topmost steel-plate layer with WC-tool constituent elements during friction stir processing / H. Yamamoto, Y. Imagawa, K. Ito, K. Chen, L. Zhang // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 69. – P. 311–319. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.07.050.

14. Influence of friction stir processing on mechanical behavior of 2507 SDSS / H. M. Abubaker, N. Merah, F. A. Al-Badour, J. Albinmoussa, A. A. Sorour // Metals. – 2020. – Vol. 10 (3). – P. 369. – DOI: 10.3390/met10030369.

15. Pan L., Kwok C. T., Lo K. H. Enhancement in hardness and corrosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel via friction stir processing // Surface and Coatings Technology. – 2019. – Vol. 357. – P. 339–347. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.10.023.

16. Research concerning the friction stir welding of line-pipe steels / D. Fairchild, A. Kumar, S. Ford, N. Nissley, R. Ayer, H. Jin, A. Ozekcin // Proceedings of the 8th International Conference on Trends in Welding Research, Pine Mountain, GA, USA. June 1–6, 2008. – Almere, The Netherlands : ASM International, 2009. – P. 371–380.

17. Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds / T. F. A. Santos, T. F. C. Hermenegildo, C. R. M. Afonso, R. R. Marinho, M. T. P. Paes, A. J. Ramirez // Engineering Fracture Mechanics. – 2010. – Vol. 77 (15). – P. 2937–2945. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2010.07.022.

18. Tribe A., Nelson T. W. Study on the fracture toughness of friction stir welded API X80 // Engineering Fracture Mechanics. – 2015. – Vol. 150. – P. 58–69. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2015.10.006.

19. Sieurin H., Sandström R. Fracture toughness of a welded duplex stainless steel // Engineering Fracture Mechanics. – 2006. – Vol. 73 (4). – P. 377–390. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2005.03.009.

20. Воропаев В. В. Управление поверхностной закалкой кольцевых участков стали 20X13 при обработке трением с перемешиванием : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.09. – Екатеринбург, 2021. – 169 с.