

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 621.791.011

**EBSD-АНАЛИЗ ПОЛУЧЕННОГО ЛАЗЕРОМ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
АУСТЕНИТНОЙ Cr–Ni СТАЛИ**

© 2022 г. Н. Б. Пугачева^{a, b, *}, С. М. Задворкин^a, Н. С. Мичуров^a

^aИнститут машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

^bУральский федеральный университет им. первого президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

*e-mail: nat@imach.uran.ru

Поступила в редакцию 27.01.2022 г.

После доработки 15.04.2022 г.

Принята к публикации 18.04.2022 г.

Приведены результаты EBSD-анализа зон сварного соединения листовой коррозионностойкой Cr–Ni титаносодержащей аустенитной стали, полученного с помощью CO₂-лазера. Установлено, что узкие (1.03–1.15 мм) сварные швы имеют характерное для литого металла строение: в центральной части шва находятся равноосные зерна со средним размером 40 мкм; по бокам в направлении интенсивного теплоотвода – вытянутые зерна длиной до 200 мкм, внутри которых на картинах дифракции отраженных электронов выявляется субзеренная структура. Ширина зоны термического влияния (ЗТВ) составила от 0.4 до 0.7 мм. В ЗТВ структура рекристаллизованная, внутри зерен разброс разориентровки менее 2°, размеры зерен от 10 до 25 мкм. Сварное соединение содержит небольшое число деформированных кристаллитов, что положительно влияет на его конструктивную прочность, поскольку обеспечивается низкий уровень остаточных напряжений и их градиентов. Временное сопротивление сварного соединения равно 650 МПа и соответствует прочности основного металла. Приведены результаты, свидетельствующие о значительной роли текстурного состояния металла в различных зонах сварного соединения в обеспечении его прочности на уровне основного металла.

Ключевые слова: лазерная сварка, коррозионностойкая аустенитная сталь, сварной шов, микроструктура, микротвердость, текстура, остаточные напряжения, временное сопротивление

DOI: 10.31857/S0015323022080083

ВВЕДЕНИЕ

Лазерная сварка привлекает особое внимание применительно к высоколегированным коррозионностойким сталям, таким как сталь марки 12X18H10T (аналог AISI 321), поскольку позволяет исключить не только развитие дендритной ликвации в сварном соединении, но и выделение карбидов хрома по границам аустенитных зерен, которое снижает стойкость к коррозионному растрескиванию, а также исключает образование горячих трещин [1, 2]. Это обусловлено целым рядом преимуществ лазерной сварки по сравнению с другими методами термического класса сварки, в том числе с высококонцентрированными источниками. Во-первых, высокая концентрация энергии и малый диаметр пятна нагрева позволяет в 2–5 раз уменьшить ширину шва при значительном увеличении глубины проплавления. Во-вторых, высокие скорости нагрева и охлаждения всех зон соединения (около 1000°C/мин) обеспечивают получение глубоких и узких сварных швов (СШ) с минимальной толщиной зон терми-

ческого влияния (ЗТВ) и минимальными деформациями [2–4]. В-третьих, процесс сварки осуществляется в атмосфере воздуха либо в среде защитного газа, поэтому возможно сваривать конструкции любых габаритов [3]. В-четвертых, острая фокусировка луча и возможность передачи его на значительные расстояния позволяют осуществлять сварку в труднодоступных местах конструкций, например, в углублениях гофрированной поверхности [2]. В-пятых, в отличие от электронного луча, дуги и плазмы на лазерный луч не влияют магнитные поля свариваемых деталей и технологической оснастки, что гарантирует стабильность качества шва по всей длине [3].

В настоящее время весьма перспективным и все более распространенным методом анализа структурного состояния различных сталей и сплавов является анализ картин дифракции отраженных электронов (EBSD), который в большей степени применяется для исследования деформированных материалов [5–7]. Применение этого метода для исследования сварных соединений

до сих пор мало распространено, хотя может быть весьма перспективным, особенно в случае сварки высококонцентрированными источниками излучения (лазером или электронным лучом). Для таких видов сварки, как уже отмечалось, характерна небольшая ширина СШ и ЗТВ, а также крайне неравновесные структуры в этих зонах [8, 9].

Лазерная сварка, как и другие виды сварки, неизбежно сопровождается формированием в СШ и ЗТВ остаточных напряжений (ОН), вызывающих за счет высокоскоростной кристаллизации и образования точечных и линейных дефектов изгиб атомных плоскостей внутри зерна, а также поворот зерен относительно друг друга [10, 11]. ОН во многом определяют конструктивную прочность изделий – напряжения растяжения способствуют зарождению и развитию очагов разрушения, а сжимающие ОН препятствуют этим процессам [12–14]. Согласно классификации Давиденкова [15], основанной на влиянии ОН на вид рентгенограмм, различают ОН I, II и III рода. ОН I рода (или макронапряжения) уравниваются в объеме всего изделия и вызывают сдвиг центра тяжести интерференционных линий на рентгенограммах, ОН II рода (микронапряжения) уравниваются в объеме зерна или нескольких субзерен и приводят к уширению линий. ОН III рода (статические искажения) уравниваются в пределах небольших групп атомов и приводят к уменьшению интенсивности интерференционных линий и возрастанию диффузного фона. Эта классификация весьма условна, поскольку природа ОН I, II и III рода одинакова и заключается в смещении атомов из идеальных положений в кристаллической решетке. Таким образом, макронапряжения характеризуют среднюю величину ОН в облучаемом объеме, а микронапряжения и статические искажения – их экстремальную величину в этом объеме [16, 17]. Причем, из того факта, что размеры областей релаксации микронапряжений соизмеримы с объемами, в которых зарождаются очаги разрушения [18], вытекает важность определения не только макронапряжений, как это предписано нормативными документами, но и микронапряжений.

Построение карт разориентировок методом EBSD-анализа является достоверным и весьма информативным средством измерения величины поворота кристаллической решетки, что предоставляет возможность качественно оценить изменение плотности дефектов кристаллического строения в микрообъеме [19–23]. Кроме того, этот метод позволяет определить локальные деформации на заданном участке сварных соединений или вблизи структурных составляющих, причем возможно картирование распределений деформаций с высоким пространственным разрешением с хорошей чувствительностью [5, 21–23]. Немаловажным является тот факт, что EBSD-анализ из-

бавляет от необходимости приготовления образцов в виде тонких фольг для анализа методом дифракции электронов в сходящемся пучке.

Цель работы заключалась в проведении EBSD-анализа зон сварного соединения листов стали 12X18H10T, полученного с помощью CO₂-лазера, сравнении полученных результатов с установленными значениями остаточных напряжений и временным сопротивлением.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали структурное состояние сварных швов, полученных с помощью CO₂-лазера постоянного действия в ИТПМ им. Христиановича СО РАН. Сварку листов из стали марки 12X18H10T толщиной 3 мм проводили встык при мощности излучения 2.1 кВт и скорости движения лазера 1.0 м/мин. Сталь имеет следующий химический состав, мас. %: 0.08C; 17.59Cr; 9.3Ni; 1.2Mn; 0.4Ti; 0.37Si; 0.2Mo; 0.2Cu. Для защиты металла сварочной ванны и перегретых околошовных участков к вершине шва и к его корню подавали гелий через специальные сопла [3].

Локальный химический состав материала зон сварного соединения и характер распределения химических элементов определены методом микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной приставкой фирмы Oxford. На этом же микроскопе проводили исследование методом EBSD с помощью программного комплекса к приставке Oxford Nklnordlysft+. Выполнен анализ макро- и микроструктуры полученного сварного соединения, определены ширина СШ и ЗТВ, размер аустенитного зерна. Построены и проанализированы карты разориентировок, рекристаллизации и напряжений, прямые и обратные полюсные фигуры.

ОН I рода в СШ определяли стандартизованным методом “sin²ψ” на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD7000 с использованием монокроматизированного K_α-излучения хромового анода по рентгеновской линии (220) аустенита. В целях обеспечения локальности рентгеноструктурного анализа зон сварного соединения с помощью коллиматора формировали рентгеновский пучок диаметром 0.5 мм. Для реализации метода “sin²ψ” получали дифрактограммы от исследуемого образца при нескольких значениях угла ψ между нормалью к брэгговской плоскости (220) и нормалью к поверхности образца (ψ = 0°; 15°; 30°; 45°). Для каждого значения ψ определяли двойной угол дифракции, соответствующий центру тяжести

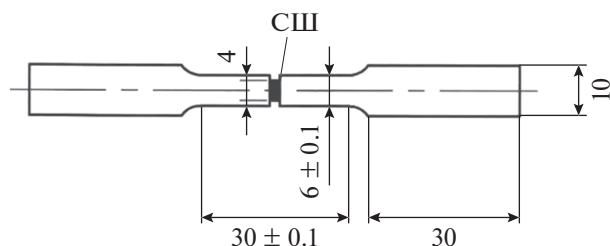


Рис. 1. Эскиз образцов для испытаний механических свойств.

дифракционного максимума (220). Величину макроупругих напряжений вычисляли по формуле [24]:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E \operatorname{ctg} \Theta_0 (2\Theta_0 - 2\Theta_{\varphi})}{2(1 + \mu) \sin^2 \varphi},$$

где μ – коэффициент Пуассона, принято значение $\mu \approx 0.28$ [25], E – модуль Юнга, принято значение $E \approx 222$ ГПа [26], $2\Theta_0$ – двойной угол дифракции, соответствующий центру тяжести рефлекса (220) при $\varphi = 0^\circ$, $2\Theta_{\varphi}$ – двойной угол дифракции, соответствующий центру тяжести линии (220) при наклонной съемке ($\varphi \neq 0^\circ$). Углы Θ_0 , Θ_{φ} выражены в радианах. В случае использования K_{α} -излучения хрома рефлексу (220) аустенита соответствует двойной угол дифракции около 130° . В этих условиях толщина слоя металла, дающего 90% интенсивности рентгеновского рефлекса, т.е. толщина анализируемого слоя, равна примерно 15 мкм.

Измерения микротвердости выполнены на приборе Leica при нагрузке 0.25 Н. Прочность (временное сопротивление σ_b) сварных соединений определяли по результатам испытаний на статическое растяжение плоских образцов. Для гарантированного разрушения образца по сварному шву ширина образца в области шва была уменьшена с 6 до 4 мм (эскиз образца приведен на рис. 1). Испытания проводили на сервогидравлической испытательной установке INSTRON 8801 в соответствии с ГОСТ 6996–66, скорость растяжения составляла 1 мм/с.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены результаты исследования зеренной структуры сварного соединения листовой стали 12Х18Н10Т. Для материала свариваемых листов характерна значительная разориентировка зёрен (рис. 2б), которая была обеспечена отжигом после прокатки листов. Зерна в основном металле равноосные, размером 8–15 мкм.

Исследованные сварные швы представляют собой литой металл, имеющий характерное для слитка строение: в центральной части (на рис. 2а отмечен цифрой 1) формируются равноосные

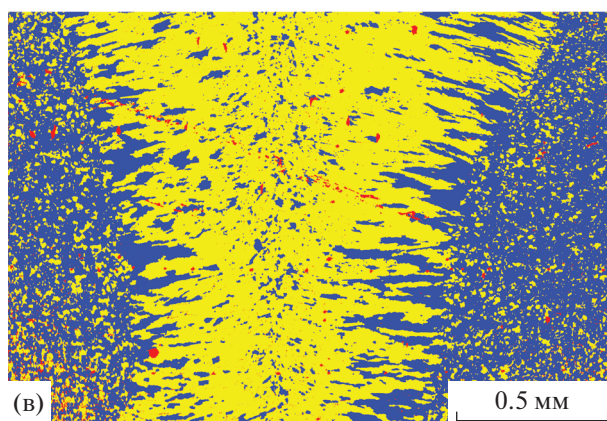
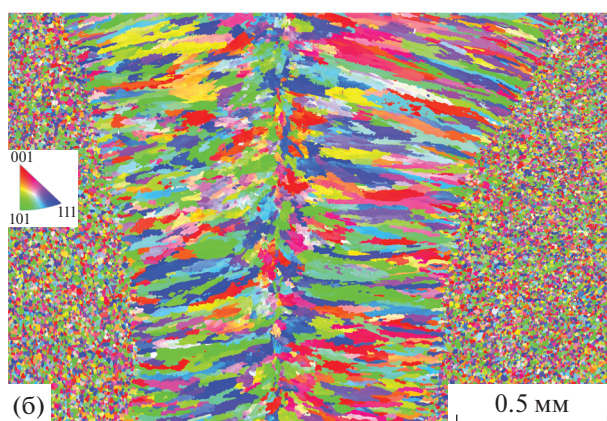
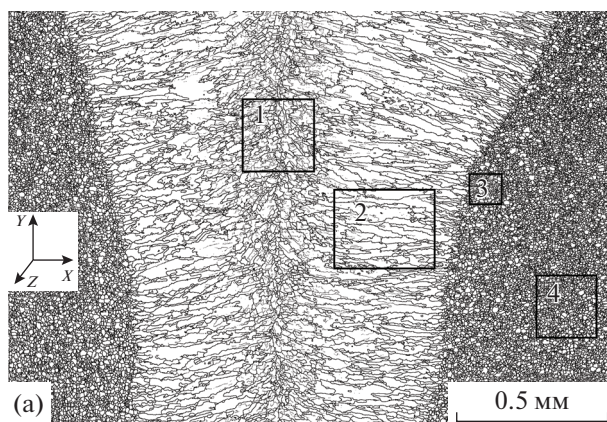


Рис. 2. Результаты EBSD-анализа зеренной структуры сварного соединения листовой стали 12Х18Н10Т: а – карта контуров зерен; б – карта разориентировок зерен, в – карта рекристаллизации (синий – углы разориентировки внутри зерен менее 2° , желтый – субзерна, красный – деформированные зерна с углами разориентировки внутри зерен более 15°); 1 – центральная часть СШ; 2 – зона СШ с интенсивным теплоотводом при кристаллизации; 3 – ЗТВ, 4 – основной металл.

зерна со средним размером 40 мкм; по бокам в направлении интенсивного теплоотвода сформировались вытянутые зерна, максимальная длина которых составила 200 мкм (на рис. 2а зона отмечена цифрой 2). В материале ЗТВ размер зерна

Таблица 1. Параметры сварных швов листов стали 12Х18Н10Т

№ образца	Ширина, мм (на 1/2 высоты шва)		Средний размер зерна, мкм			HV0.025 (средние значения)			σ_B , МПа
	СШ	ЗТВ	СШ	ЗТВ	основной металл	СШ	ЗТВ	основной металл	
1	1.08	0.5	160	20	8	230	210	220	620
2	1.15	0.4	155	18	10	250	250	220	660
3	1.03	0.7	165	15	12	280	290	220	630
4	1.1	0.7	180	25	15	230	240	220	690

Таблица 2. Результаты локального химического анализа металла СШ (см. рис. 3б), мас. %

Номер участка на рис. 3б	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	Fe
1	0.48	0.35	16.94	1.51	9.77	Остальное
2	0.45	0.32	16.86	1.54	9.49	
3	0.57	0.32	16.38	1.31	9.88	
4	0.46	—	15.93	1.37	8.21	
5	0.50	0.35	17.16	1.51	9.69	

колебался от 15 до 25 мкм (на рис. 2а зона отмечена цифрой 3). По сравнению с основным металлом (отмечен на рис. 2а цифрой 4) размер зерен незначительно увеличился (см. табл. 1).

При кристаллизации стали в зоне СШ формируются дендриты (рис. 2, 3а), причем большая скорость кристаллизации обуславливает формирование практически только осей первого порядка в виде тонких игл, оси второго порядка очень слабо выражены. Анализ распределения химических элементов показал, что изменения концен-

трации химических элементов в осях дендритов и междендритных пространствах крайне незначительны (рис. 3б и табл. 2).

Испытания на растяжение четырех образцов сварного соединения показали, что среднее значение σ_B составило 650 МПа. Это соответствует прочности самой стали 12Х18Н10Т. В [3, 4] было показано, что рельеф изломов этих образцов соответствует вязкому разрушению. Следует отметить, что даже наличие единичных микропор в СШ не снижает

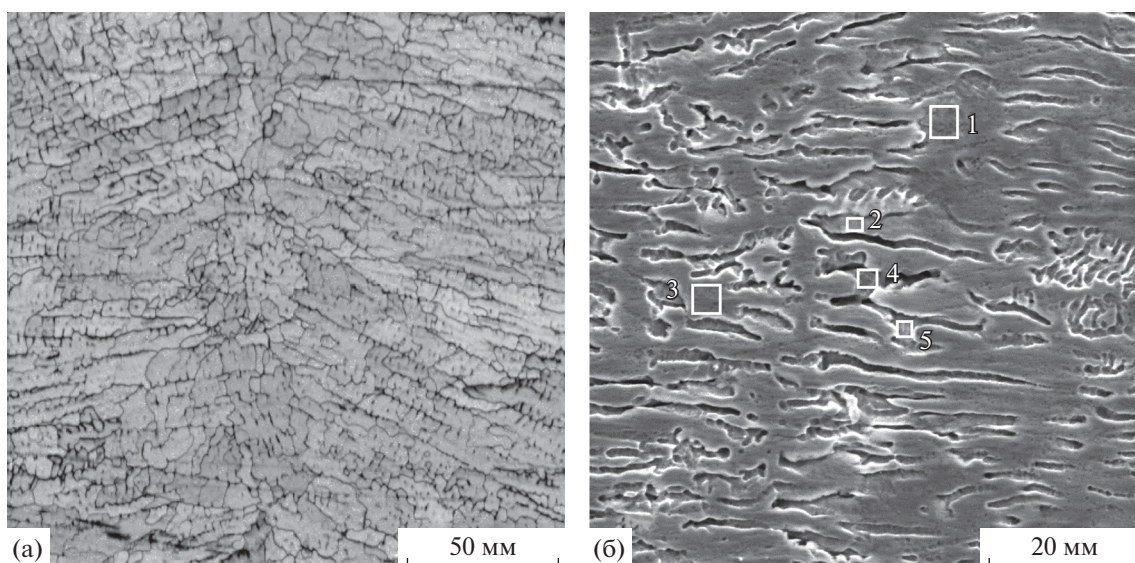


Рис. 3. Дендритное строение сварного шва: а – карта контуров зоны 1 на рис. 2а при EBSD-анализе; б – изображение во вторичных электронах зоны 2 на рис. 2а с указанием участков локального анализа химического состава.

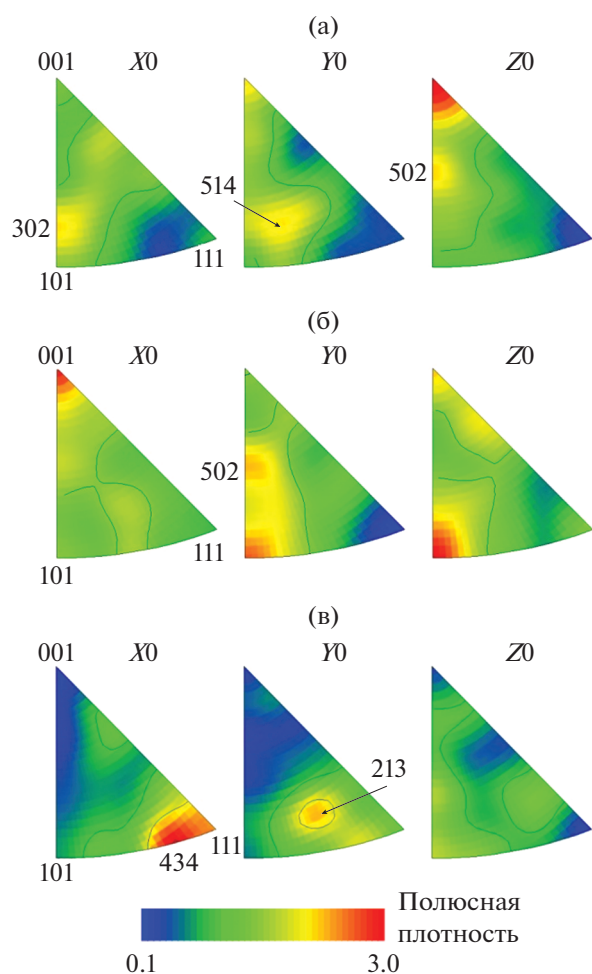


Рис. 4. Обратные полюсные фигуры зон сварного соединения: а – основного металла (зона 4 на рис. 2а), б – ЗТВ (зона 3 на рис. 2а); в – СШ (зоны 1 и 2 на рис. 2а).

прочностные характеристики по сравнению с основным материалом листов.

Методом “ $\sin^2\psi$ ” установлено, что макронапряжения в сварном шве сравнительно невелики: вдоль шва растягивающие напряжения величиной около +50 МПа, поперек шва – напряжения сжатия около –30 МПа.

Чтобы оценить характер распределения микронапряжений по ширине СШ, были проанализированы картины дифракции отраженных электронов в разных зонах СШ. Система координат была выбрана следующим образом (см. рис. 2а): ось X направлена поперек направления прокатки свариваемых листов (в литературе это направление обычно обозначается ПН) и совпадает с направлением теплоотвода при сварке, ось Y является нормалью к плоскости прокатки листов (НН), ось Z направлена вдоль направления прокатки листов (НП) и совпадает с направлением

движения лазера при сварке, т.е. ориентирована вдоль сварного шва.

На рис. 2в показана так называемая карта рекристаллизации сварного соединения. EBSD-карты рекристаллизации позволяют качественно оценить степень деформации в зернах материала и, соответственно, микронапряжения [19–23]. На рис. 2в синим цветом обозначены зерна, внутри которых кристаллическая решетка имеет углы разориентировки менее 2° . Такие зерна считаются рекристаллизованными и с минимальным уровнем микронапряжений. Желтым цветом выделены зерна с субструктурой, внутри субзерен углы разориентировок кристаллической решетки не превышают 2° , а между субзернами – более 2° , но менее 15° . Красным цветом выделены зерна, имеющие угол разориентировки атомных плоскостей более 15° , их принято считать деформированными, а микронапряжения в них максимальными.

На картах рекристаллизации основного металла зафиксированы главным образом зерна с углами разориентировки не более 2° и небольшое количество зерен с субзеренной структурой. Имеются единичные деформированные зерна. Иная картина наблюдается в материале ЗТВ. При сохранении общей разориентировки зерен (рис. 2б) количество субзерен увеличивается (рис. 2в). Высокоскоростной процесс кристаллизации стали в сварочной ванне привел к формированию остаточных напряжений в материале ЗТВ, что вызвало некоторую деформацию последнего, выразившуюся в дополнительном образовании субзерен. Для металла США характерны в основном зерна с субзеренной структурой, имеются рекристаллизованные зерна и небольшое количество деформированных зерен. Это свидетельствует о незначительной в среднем деформации материала США при кристаллизации, что сказалось на величине ОН I рода в сварном шве – они на порядок меньше σ_v . Таким образом, для исследованного сварного соединения в целом характерно небольшое число деформированных кристаллитов, что, безусловно, играет положительную роль с точки зрения конструктивной прочности соединения, поскольку обеспечивает отсутствие больших градиентов ОН.

На рис. 4 показаны соответствующие разным зонам сварного соединения обратные полюсные фигуры, полученные с помощью EBSD-метода. Для основного металла исследованных образцов характерна комбинированная кристаллографическая текстура: вдоль НП (ось Z на рис. 2а) ориентированы преимущественно оси $\langle 100 \rangle$ и в гораздо меньшей степени $\langle 502 \rangle$; плоскости прокатки параллельны преимущественно плоскости $\{514\}$ и в меньшей степени $\{100\}$; вдоль ПН (ось X на рис. 2а) отмечена преимущественная ориентация осей $\langle 302 \rangle$.

Обратные полюсные фигуры ЗТВ также свидетельствуют о наличии в ней комбинированной текстуры, но отличающейся от текстуры основного металла: вдоль направления теплоотвода при сварке, т.е. вдоль ПН, ориентированы оси $\langle 100 \rangle$, преимущественные ориентировки других кристаллографических осей в этом направлении практически отсутствуют; вдоль НН (ось Y на рис. 4) направлены главным образом оси $\langle 100 \rangle$ и $\langle 502 \rangle$, соответственно плоскости прокатки параллельны в основном кристаллографические плоскости $\{110\}$ и $\{502\}$; с НП, т.е. с продольным направлением СШ, совпадают преимущественно оси $\langle 100 \rangle$ и в гораздо меньшей степени $\langle 100 \rangle$. Различие текстур в основном металле и в металле ЗТВ может быть обусловлено влиянием остаточных напряжений, сформированных в ЗТВ при быстром нагреве и охлаждении.

Кристаллографическая текстура металла в различных областях СШ (зоны 1 и 2 на рис. 2а) одинакова: вдоль ПН ориентированы оси $\langle 111 \rangle$ и $\langle 434 \rangle$ причем угол между этими осями невелик — около 7° ; вдоль НН ориентированы преимущественно оси $\langle 213 \rangle$, но эта компонента текстуры выражена значительно слабее, чем в направлении теплоотвода при сварке. Вдоль сварного шва практически отсутствует преимущественная ориентация каких-либо кристаллографических направлений. В целом, текстура металла сварного шва соответствует текстуре литого металла [26, 27] — параллельно продольной оси столбчатых кристаллитов, т.е. в направлении интенсивного теплоотвода, наблюдается довольно острая аксиальная текстура, в нашем случае типа $\langle 111 \rangle$.

Следует отметить, что наличие многокомпонентной текстуры в основном металле и ЗТВ может способствовать достижению равной прочности сварного соединения в различных направлениях (как известно, прочность железа и сплавов на его основе вдоль разных кристаллографических осей различается примерно в 2 раза [28]). При этом в сварном шве ось аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle$, являющейся направлением наибольшей прочности в железе и сталях, ориентирована поперек сварного шва, т.е. в направлении, наиболее опасном с точки зрения разрушения сварных соединений. Таким образом, текстура различных зон исследованного сварного соединения может являться одним из факторов, обеспечивающих его прочность на уровне основного металла.

ВЫВОДЫ

При сварке CO_2 -лазером листов коррозионно-стойкой аустенитной стали 12Х18Н10Т формируются узкие (1.03–1.15 мм) сварные швы с характерным для литого металла строением: в центральной части шва находятся равноосные зерна со средним размером 40 мкм; по бокам в направлении

интенсивного теплоотвода расположены вытянутые зерна, максимальная длина которых составила 200 мкм. Внутри этих зерен наблюдали мелкие дендриты со слаборазвитой ликвацией, которые при анализе картин дифракции отраженных электронов выявляются как субзеренная структура.

Ширина зоны термического влияния составила от 0.4 до 0.7 мм, размер аустенитного зерна в ней колебался от 10 до 25 мкм, что несущественно больше размера зерен в основном металле, где он составил от 8 до 15 мкм. Зерна в ЗТВ, как и в основном металле, являются преимущественно рекристаллизованными, внутри зерен кристаллическая решетка имеет углы разориентировки менее 2° .

Для исследованного сварного соединения в целом характерно небольшое число деформированных кристаллитов, что играет положительную роль с точки зрения достижения высокой конструктивной прочности соединения, поскольку обеспечивает низкий уровень остаточных напряжений и их градиентов.

В основном металле сварного соединения преобладает текстура $\{514\}\langle 100 \rangle$, в зоне термического влияния — $\{110\}\langle 110 \rangle$, а для материала сварного шва характерна преимущественная ориентация осей $\langle 111 \rangle$ и $\langle 434 \rangle$ вдоль направления теплоотвода, а также плоскостей $\{213\}$ параллельно плоскости прокатки свариваемых листов. Текстурное состояние металла различных зон исследованного сварного соединения является одним из факторов, обеспечивающих его прочность на уровне основного металла.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП “Пластометрия” ИМАШ УрО РАН в соответствии с государственным заданием по теме № АААА-А18-118020790145-0.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
2. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 5: Лазерная сварка металлов / Под ред. А.Г. Григорьянца. М.: Высшая школа, 1988. 207 с.
3. Оришич А.М., Черепанов А.Н., Шанеев В.П., Пугачева Н.Б. Наномодифицирование сварных соединений при лазерной сварке металлов и сплавов. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2014. 252 с.
4. Пугачева Н.Б., Вичужанин Д.И., Трушина Е.Б., Антенорова Н.П., Мичуров Н.С., Оришич А.М., Черепанов А.Н., Маликов А.Г. Усталостная прочность лазерных сварных швов стали 12Х18Н10Т // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2015. Вып. 68. № 3. С. 89–98.
5. Schwarzer R.A., Field D.P., Adams B.L., Kumar M., Schwartz A.J. Present State of Electron Backscatter Diffraction and Prospective Developments, in: Elec-

- tron Backscatter Diffr. Mater. Sci., Springer US, Boston, MA, 2009. P. 1–20.
6. *Варюхин В.Н., Пашиная Е.Г., Завдоев А.В., Бурховецкий В.В.* Возможности метода дифракции обратнорассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов. Киев: Наукова думка, 2014. 104 с.
 7. *Wei H.L., Elmer J.W., DebRoy T.* Crystal growth during keyhole mode laser welding // *Acta Mater.* 2017. V. 133. P. 10–20.
 8. *Qin Z., Xia Y.* Role of strain-induced martensitic phase transformation in mechanical response of 304L steel at different strnsinsrstes and temperatures // *J. Mater. Proces. Techn.* 2020. V. 280. P. 116613.
 9. *Smith T.R., Sugar J.D., Marchi C.S., Schoenung J.M.* Strengthening mechanisms in directed energy deposited austenitic stainless steel // *Acta Mater.* 2019. V. 164. P. 728–740.
 10. *Razmpoosh M.H., Macwan A., Biro E., Zhou Y.* Microstructure and dynamic tensile characteristics of dissimilar fiber laser welded advanced high strength steels // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2020. V. 773. P. 138729.
 11. *Tölle F., Gumentk A., Dackhaus A., Olschok S., Rethmeier M., Reisgen U.* Welding residual stress reduction by scanning of defocused beam // *J. Mater. Proces. Techn.* 2012. V. 212. P. 19–26.
 12. *Биргер И.А.* Остаточные напряжения. М.: Машгиз, 1963. 232 с.
 13. *Колмогоров Г.Л., Кузнецов Е.В., Тиунов В.В.* Технологические остаточные напряжения и их влияние на долговечность и надежность металлоизделий. Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2012. 226 с.
 14. *Чернышев Г.Н., Попов А.Л., Козинцев В.М.* Полезные и опасные остаточные напряжения // *Природа.* 2002. № 10. С. 17–24.
 15. *Давиденков Н.Н.* Об остаточных напряжениях // *Заводская лаборатория.* 1935. № 6. С. 688–693.
 16. *Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Goruleva L.S.* Specific Features of the Determination of Residual Stresses in Materials by Diffraction Techniques // *AIP Conf. Proc.* 2017. V. 1915. P. 030006.
 17. *Задворкин С.М., Горюлева Л.С.* Оценка остаточных напряжений в стальных изделиях магнитными методами // *Проблемы машиностроения и надежности машин.* 2021. № 2. С. 33–51.
 18. *Екобору Т.* Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. М.: Металлургия, 1971. 264 с.
 19. *Wilkinson A.J., Meaden G., Dingley D.J.* High resolution elastic strain measurement from electron backscatter diffraction hatters: New levels of sensitivity // *Ultramicroscopy.* 2006. V. 106. P. 303–313.
 20. *Davis A.E., Honnige J.R., Martina F., Prangnell P.B.* Quantification of strain fields and grain refinement in Ti–6Al–4V inter-passrolled wire-arc AM by EBSD misorientation analysis // *Mater. Characteriz.* 2020. V. 170. P. 110673.
 21. *Arsenlis A., Parks D.* Crystallographic aspects of geometrically-necessary and statistically-stored dislocation density // *Acta Mater.* 1999. V. 47. P. 1597–1611.
 22. *Kamaya M., Wilkinson A.J., Titchmarsh J.M.* Quantification of plastic strain of stainless steel and nickel alloy by electron backscatter diffraction // *Acta Mater.* 2006. V. 54. P. 539–548.
 23. *Maerice C., Fortuner R.* A 3D Hough transform for indexing EBSD and Kossel patterns // *J. Microscopy.* 2008. V. 230. P. 520–529.
 24. *Русаков А.А.* Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
 25. *Таблицы физических величин. Справочник.* Под ред. И.К. Кикоина. М.: Атомиздат, 1976. 1009 с.
 26. *Сильников Е.Ф., Сильников М.В.* Кристаллографическая текстура и текстурооб-разование. С.-Пб.: Наука, 2011. 560 с.
 27. *Бородкина М.М., Спектор Э.Н.* Рентгено-графический анализ текстуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 272 с.
 28. *Анастасиади Г.П., Сильников М.В.* Неоднородность и работоспособность стали. СПб.: ООО “Издательство “Полигон””, 2002. 624 с.