

С.В. Курьинцев, к.э.н.

(Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева – КАИ
420111, г. Казань, ул. Карла Маркса, 10)

E-mail: kuryntsev16@mail.ru

Анализ влияния вида сварки на фазовый состав и внутренние напряжения сварных соединений аустенитных и дуплексных сталей

Приведены результаты литературного обзора и собственных исследований по влиянию вида сварки и послесварочной термической обработки на фазовый состав и остаточные напряжения сварных соединений. Установлено, что такие высокопроизводительные и перспективные виды сварки, как электронно-лучевая (ЭЛС) и лазерная (ЛС) оказывают негативное влияние на фазовый состав двухфазных (дуплексных) и однофазных сталей из-за высоких скоростей охлаждения сварных соединений.

Ключевые слова: вид сварки; микроструктура; рентгеноструктурный анализ; фазовый состав; внутренние напряжения.

S.V. Kuryntsev, Can.Sc.Ec.

(Tupolev National Research Technical University of Kazan – KAI, 10, Karl Marx Str., Kazan, 420111)

Analysis of welding kind impact upon phase structure and inner stresses of austenitic and duplex steel welded joints

A literature review and own investigations of the impact of a welding kind and post-welding thermal treatment upon a phase structure and residual stresses of welded joints are carried out. It is defined that such high-performance and promising welding kinds as electronic-beam welding (EBW) and laser welding (LW) have a negative impact upon a phase structure of two-phase (duplex) and single-phase steels as a result of high cooling rates of welded joints.

Keywords: welding kind; microstructure; X-ray crystal analysis; phase structure; inner stresses.

В настоящее время однофазные (аустенитные, мартенситные, ферритные) стали и двухфазные или дуплексные (аустенитно-ферритные, ферритно-мартенситные, аустенитно-мартенситные) представляют собой важную группу конструкционных материалов, используемых в различных отраслях промышленности.

Ввиду дороговизны легирующих элементов и повышения требований к механическим и эксплуатационным свойствам особое внимание уделяется внедрению аустенитно-ферритных сталей, в которых мягкий феррит, входящий в их состав, придаёт материалу хорошие пластические свойства [1], а аустенит-

ная фаза обеспечивает коррозионную стойкость, предел прочности данных сталей около 1000 МПа, тогда как у широко распространённой однофазной аустенитной стали – 12X18H10T предел прочности 600...800 МПа. Это обосновывает широкое внедрение дуплексных сталей в качестве конструкционных материалов.

В настоящее время такая технология соединения заготовок и элементов конструкций, как сварка плавлением применяется в 90 % объёмах производства. Перспективными родственными технологиями, основанными на плавлении металлического материала и применяемыми на производстве, являются на-

плавка, прямое лазерное выращивание [2] и селективное лазерное плавление [3].

Перспективными видами сварки плавлением являются лазерная сварка (ЛС) и электронно-лучевая сварка (ЭЛС, вакуумная или вневакуумная). До недавнего времени (2000 гг.) основным недостатком CO₂-лазеров, применяемых для сварки являлось то, что лазерный луч был направлен в одну точку, и крупногабаритные заготовки приходилось перемещать под ним.

В настоящее время лазерное излучение транспортируется по волокну или с помощью системы зеркал, появились новые твердотельные лазеры, волоконные и диодные, КПД которых достигает 30 % и их совершенствование продолжается. Основным недостатком ЭЛС является необходимость применения вакуума для достижения максимального КПД. Также известно о применении вневакуумной электронно-лучевой сварки [4].

Основным преимуществом лучевых видов сварки является сварка больших толщин (до 30 мм) за один проход при скоростях 2...3 м/мин, как правило, сопровождающаяся высокими скоростями охлаждения в объём металла [5].

Высокие скорости охлаждения приводят к образованию закалочных структур даже в низколегированных сталях [6], а в закалывающихся сталях типа 30ХГСА лазерная сварка со скоростью 10 мм/с (0,6 м/мин) может привести к увеличению твердости металла шва почти в 3 раза (800...850 НV_{0,2}) по сравнению с основным металлом, за счёт образования мартенсита закалки [7].

В случае лучевой сварки дуплексных или аустенитных сталей высокие скорости охлаждения также приводят к нарушению фазового баланса. Авторами были проведены исследования влияния фокусного расстояния и режимов сварки на количество образовавшегося δ-феррита, при сварке расфокусированным лазерным лучом [8]. Было установлено, что применение оптимальных режимов сварки, обеспечивающих получение качественного сварного соединения (без пор, трещин, подрезов и провисания), привело к образованию 8...20 % δ-феррита, в зависимости от участка металла шва по толщине (корневая часть, средняя и лицевая).

Причём скорость сварки использовалась очень высокая 1,2 м/мин, при толщине металла 5 мм. Как известно, при дуговой сварке аустенитных сталей, особенно при сварке под флюсом скорости охлаждения значительно

меньше чем при лазерной, что, с одной стороны, приводит к образованию благоприятного фазового состава (90...95 % аустенита, остальное δ-феррит), а, с другой стороны, может привести к образованию нежелательных фаз (σ-фазы, интерметаллидов, карбидов и нитридов хрома) [9].

Ещё одним аспектом скорости охлаждения сварного соединения является модель кристаллизации. В зависимости от скорости кристаллизации и $St_{экв} / Ni_{экв}$ [10] кристаллизация может осуществляться по модели полный аустенит, полный феррит или комбинированная модель кристаллизации. Содержание δ-феррита (5...15 %) может привести к снижению вероятности появления кристаллизационных трещин, ввиду различного коэффициента термического расширения аустенита и δ-феррита, также в δ-феррите хорошо растворяются вредные примеси, такие как сера и фосфор.

Помимо скорости охлаждения на фазовый состав можно повлиять подбором оптимальных термических циклов посредством варьирования режимами сварки, применением смесей защитных газов или применением присадочного материала, содержащего на 2...4 % никеля больше, чем в основном материале. Например, авторам [11] при ЭЛС дуплексной стали 2205 толщиной 16 мм варьированием мощностью луча и фокусным расстоянием удалось снизить скорость охлаждения и добиться получения удовлетворительного содержания феррита (~70 %). При скорости охлаждения 4,5 с образовывалось 84...87 % феррита; при скорости охлаждения 7,4 с – 79...84 % феррита; при скорости охлаждения 17,7 с – 69...70 % феррита.

Другим современным и перспективным методом сварки является сварка трением с перемешиванием, которая применяется не только для пластичных материалов (сплавы на основе алюминия и меди) [12], как принято считать, но и для сварки высокопрочных сталей и титановых сплавов [10]. В данном случае скорость сварки является сравнительно маленькой (100...200 мм/мин для толщины 2 мм), скорости охлаждения, соответственно, тоже низкие, при этом металл шва не доводится до температуры плавления и подвергается существенной пластической деформации.

Все указанные выше факторы при сварке дуплексных сталей приводят к образованию благоприятной двухфазной структуры (~52 % феррита и ~48 % аустенита), что исключает необходимость применения послесварочной

термической обработки. При этом основными недостатками СТП являются технологический непровар в корне шва, дороговизна, и изнашиваемость рабочего инструмента, а низкая скорость сварки в данном случае становится преимуществом.

Ввиду низких скоростей охлаждения и фазового состава, близкого к основному металлу, сварочные деформации отсутствуют, а остаточные внутренние напряжения являются низкими; нет необходимости проведения послесварочной термической обработки, что существенно экономит материальные и временные ресурсы.

Сталь 12X18H10T и её аналоги на протяжении десятилетий являются широко распространённым и универсальным конструкционным материалом, используемыми в различных отраслях промышленности как при высоких, так и при низких температурах. Свариваемая модификация данной стали стабилизирована титаном от образования карбидов хрома, содержание которого должно выдерживаться в следующем соотношении с углеродом – $Ti / C \leq 7$.

Фазовый состав металла шва аустенитных сталей зависит от химического состава ($Cr_{эжв} / Ni_{эжв}$) и скорости охлаждения, особенно в некоторых критических интервалах температур [9]. Значительную роль скорости охлаждения играют для структуры ЗТВ, в которой сложно повлиять на фазовый состав, например, посредством применения присадочного материала, с отличающимся химическим составом. Критическое значение имеют и скорости охлаждения в интервале температур 1200...800 °С. Если скорость охлаждения слишком высокая, то велика вероятность образования большого количества δ -феррита и нитрида хрома (Cr_2N), что снизит коррозионную стойкость. В случаях сварки особо ответственных конструкций эти обстоятельства обуславливают полную термическую обработку сварных соединений после сварки плавлением.

Для снижения скорости охлаждения при лучевых видах сварки применяются такие технологические приёмы, как предварительный или сопутствующий подогрев, манипуляции лучом, такие как расфокусировка, раздвоение или колебания луча [13 – 15].

Автором в работе [10] было выявлено положительное влияние применения расфокусированного луча при лазерной сварке по ненулевому зазору, которое существенно повлияло на фазовый состав металла шва, и привело к образованию около 8...20 % δ -феррита. Ввиду

того, что сварные соединения из стали 12X18H10T работают в условиях воздействия агрессивных сред, они должны обладать высокой стойкостью против межкристаллитной и других видов коррозии.

В указанной стали межкристаллитная коррозия обоснована образованием и последующей коагуляцией карбидов хрома по границам зерен. При нагреве металла шва до 1200...1250 °С безвредные карбиды титана растворяются в аустените, а при охлаждении в интервале температур 875...450 °С происходит распад твердого раствора, образование карбидной фазы по границам зерен аустенита и обеднение пограничных областей аустенита хромом. В результате по границам зерен образуются карбиды хрома, что приводит к склонности металла шва к межкристаллитной коррозии.

Для растворения карбидов хрома применяется стабилизирующий отжиг 850...900 °С, в результате чего образуются безвредные карбиды титана. Для получения максимальной прочности проводится закалка в интервале температур 930...1090 °С, разрушающая столбчатую микроструктуру сварных швов и способствующая частичному растворению ферритной составляющей. Однако после закалки велика вероятность появления поверхностных микротрещин, которые желательно удалять механической обработкой, так как они могут привести к понижению стойкости к стресс-коррозии [16].

На коррозионную стойкость сварных соединений из аустенитных и дуплексных сталей также могут повлиять следующие технологические факторы: содержание азота в защитном газе, уровень тепловложения, повторный сварочный нагрев, несоблюдение технологии многопроходной сварки (охлаждение до 150...200 °С предыдущего прохода) и прочие.

Целью данной работы является анализ влияния перспективных видов сварки на фазовый состав аустенитных и дуплексных сталей, исследование влияния термической обработки на фазовый состав и остаточные напряжения сварных соединений из стали 12X18H10T, полученных сваркой расфокусированным лазерным лучом.

Сталь 12X18H10T является технологичной и хорошо свариваемой, как сваркой плавлением, так и контактной сваркой. Основными проблемами при сварке являются понижение коррозионной стойкости сварного шва и ЗТВ к межкристаллитной коррозии. Для стабилизации стойкости к межкристаллитной коррозии

зии важно поддерживать необходимый уровень стабилизирующего элемента (Ti) и минимизировать попадания углерода в сварной шов. Как правило, при лазерной сварке в результате высоких скоростей охлаждения образуется 5...15 % δ-феррита.

В работе [8] автором были описаны исследования влияния фокусного расстояния и основных режимов сварки на свойства и фазовый состав металла шва. Были подобраны оп-

тимальными режимы сварки: мощность лазерного излучения 6,5 кВт; скорость сварки 20 мм/с (1,2 м/мин); фокусное расстояние +20 мм; в качестве защитного газа использовался аргон чистотой 99,99 % с расходом 17 л/мин. Для сварки встык использовались пластины размером (Д×Ш×Т) 200×100×5 мм из стали 12X18H10T, химический состав которой представлен в табл. 1.

1. Химический состав стали 12X18H10T, % мас.

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti
<0,12	<0,80	<2,00	<0,020	<0,035	17,0...19,0	9,0...11,0	<1,00

Сварка производилась на роботизированном комплексе лазерной сварки, в состав которого входили робот KUKA KR 120 R 2700 extra HA, волоконный лазер LS-20 производства IPG – Photonics, сварочная голова LK-690 и KUGLER GmbH с фокусной длиной 450 мм. Длина волны волоконного лазера – 1070 нм.

После сварки образцы исследовались на рентгеновском томографе на предмет наличия пор. Для исследования микроструктуры были

подготовлены микрошлифы и проведена количественная оценка компонентов микроструктуры (процентное содержание аустенита и δ-феррита) [8]. В работе [17] автора были описаны результаты исследования влияния термической обработки (режимы приведены в табл. 2) вышеуказанных образцов, на однородность распределения химических элементов (Cr, Ni, Ti, Si) на линии сплавления.

2. Режимы термической обработки

Образец	БТО	ТО_1	ТО_2
Температура, °С	–	880	1080
Время выдержки, мин	–	120	120
Среда охлаждения	–	С печью до 500 °С, затем вода	Вода

Проведённые исследования показали, что термическая обработка в значительной степени влияет на однородность распределения химических элементов, входящих в состав стали 12X18H10T, наиболее оптимальным, с точки зрения однородности распределения является режим ТО_1. Также было установлено, что содержание никеля в аустенитной фазе на 1,5...2 % больше чем в δ-феррите, а содержание хрома в этих фазах существенно не отличается.

Для максимального и всестороннего исследования образцов, полученных до и после термической обработки, было решено провести исследование фазового состава и внутренних напряжений методом рентгеноструктурного анализа. Исследование проводилось на многофункциональном дифрактометре Rigaku Smart Lab, обработка дифрактограмм осуществлялась в программном пакете PDXL-2 с использованием базы данных ICDD PDF-2.

Также проводился анализ остаточных напряжений методом $\sin^2(\Psi)$, который осуществлялся в программном пакете PDXL-2. Измерения проводились с верхней лицевой поверхности сварного шва, так как он имел достаточную площадь для проведения анализа (5×5 мм) в сравнении со средней и корневой частями, ширина которых 1,3 и 1,7 мм, соответственно, что недостаточно для проведения анализа на имеющемся оборудовании. Образцы были подготовлены из основного металла (ОМ), сварного соединения без термической обработки (БТО), и образцов после термической обработки (ТО_1, ТО_2). Для проведения анализа поверхность образцов подвергалась дополнительной шлифовке и полировке с помощью алмазных абразивных кругов (120, 220, 500 Grit) и полировке с использованием алмазных эмульсий (9 мкм, 3 мкм и 1 мкм). Далее все образцы были протравлены в 5 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

Как было отмечено во введении, в предыдущих работах автора проводились исследования влияния режимов сварки и термической обработки на микроструктуру и однородность распределения химических элементов на линии сплавления [8, 17]. Микроструктура сварного шва без термической обработки представлена на рис. 1. Металл шва представляет собой аустенитную столбчатую дендритную структуру с ферритной составляющей, образовавшуюся в результате дендритной ликвации при высоких скоростях охлаждения. Микроструктура сварного шва представляет собой литую дендритную структуру, по краям состоящую из направленных от линии сплавления к центру сварного шва дендритов, в центре верхней части сварного шва состоящую из различно ориентированных дендритов.

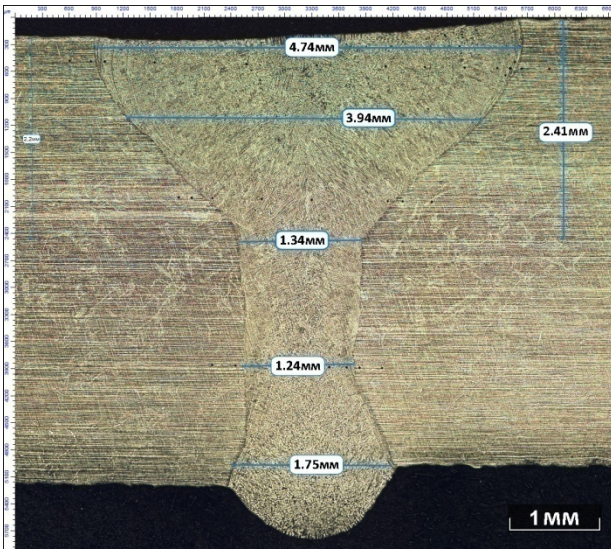


Рис. 1. Макроструктура образца БТО [1]

Согласно формулам (1) и (2), для данной стали $Cr_{ЭКВ} / Ni_{ЭКВ} = 1,68$, т.е. данная сталь является стойкой против горячих трещин, с учетом содержания $S + P = 0,055$.

$$Cr_{eq} = Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0,31Mn + 22C + 14,2N + Cu \quad (2)$$

По соотношению $Cr_{ЭКВ} / Ni_{ЭКВ}$ можно предположить модель кристаллизации, в данном случае (АФ). Так как соотношение феррита и аустенита находится в пределах $1,48 < Cr_{ЭКВ} / Ni_{ЭКВ} < 1,95$, то процесс кристаллизации происходил следующим образом: $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + (\gamma + \delta)_{пер/эвт} \rightarrow \gamma + \delta$ [10]. В этой связи микроструктура представляет собой дендритный аустенит с ферритной составляющей, образовавшуюся в результате кристаллизации между дендритами аустенита. Однако точно утверждать о соответствующей

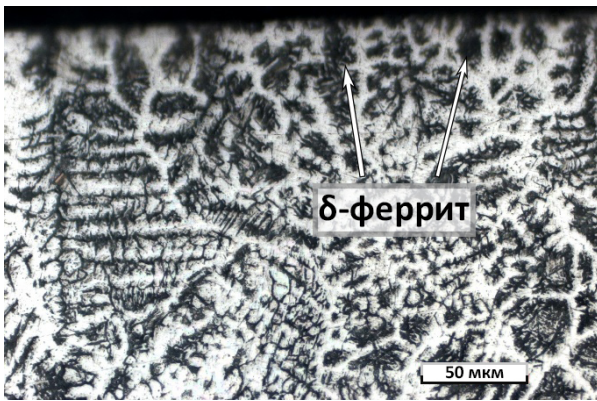
модели кристаллизации для такого неравномерного и высокоскоростного процесса, как лазерная сварка нельзя.

Судя по микроструктуре верхней и нижней частей сварного шва (см. рис. 1) скорость и объем сварочной ванны верхней и нижней частей существенно отличаются. Высокая скорость охлаждения при лазерной сварке могут повлиять на уменьшение вероятности образования карбидов хрома и нерастворения титана в железе, что приведет к образованию безвредных карбидов титана.

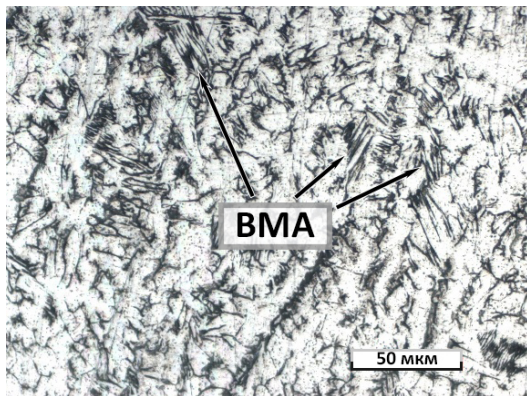
На рис. 2 представлена микроструктура верхней (рис. 2, а) и средней (рис. 2, б) части металла сварного шва образца БТО; видно, что вследствие разного объема и, соответственно, разных скоростей охлаждения металла шва микроструктура значительно отличается. В верхней части шва наблюдается большее содержание δ -феррита, расположенного между дендритами аустенита.

При проведении последующей закалки, сопровождаемой высокими скоростями охлаждения, в областях δ -феррита, выходящих на лицевую поверхность сварного соединения (указано стрелочками на рис. 2, а) возможно появление микротрещин (рис. 3), что обосновано различным коэффициентом термического расширения δ -феррита и аустенита. В средней части шва наблюдается зернистый аустенит, дендритный аустенит (1-го порядка), видманштеттовый аустенит (ВМА) и значительно меньшее количество δ -феррита. В нижней части шва наблюдается такая же структура, как и в верхней, с большим содержанием δ -феррита. В этой связи можно предположить, что скорости охлаждения верхней и нижней части металла шва являются одинаково высокими не смотря на разный объем, а скорость охлаждения средней части значительно ниже, что подтверждается низким содержанием δ -феррита.

Такая неоднородность микроструктуры и повышенное содержание δ -феррита, который при высокотемпературной эксплуатации может трансформироваться в нежелательную σ -фазу, обосновывает проведение термической обработки сварных соединений особо ответственных конструкций. В работе [18] приведены результаты исследования влияния кратковременной термической обработки сварных соединений, полученных лазерной сваркой, что является целесообразным в случае, когда нежелательная фаза содержится только в поверхностных слоях, охлаждающихся с высокой скоростью.



а)



б)

Рис. 2. Микроструктура образца БТО:

а – верхняя часть; б – средняя часть металла шва

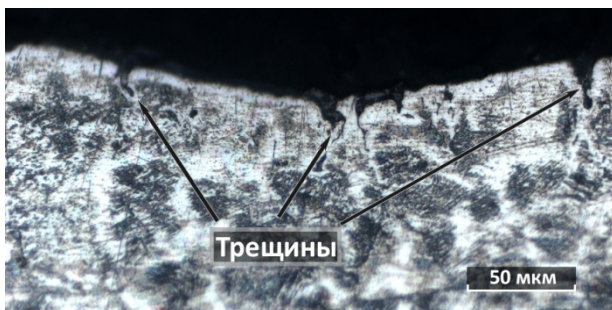


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения лицевой поверхности сварного соединения образца ТО_2

Исследования фазового состава и внутренних напряжений проводились с верхней лицевой поверхности сварного шва, так как он имел достаточную площадь для проведения анализа (5×5 мм) в сравнении со средней и корневой частями. Результаты, в виде набора дифрактограмм представлены на рис. 4.

Фазовый состав данных образцов представлен матрицей из аустенита (Fm-3m (225), ICDD PDF-2 00-031-0619) и δ-ферритом, как вторичной фазой (Im-3m (229), ICDD PDF-2 00-006-0696). Из полученных данных видно,

что пики 200 (δ), 310 (δ) и 400 (γ) не обнаружены в образце ТО_1. Пики 400 (γ) присутствуют только в образцах ТО_2, ОМ, а 310 (δ) только в образцах БТО, ОМ. Эти данные указывают на влияние термической обработки на качественный фазовый состав. В образце основного металла индицируются 11 различных пиков, тогда как в остальных образцах не наблюдаются 1 или 3 пика. Это указывает на влияние не только термической обработки на фазовый состав, но и сварочного термического цикла (образец БТО не содержит пика 400 (γ), в отличие от образца ТО_2). Наибольшее количество различных пиков представлено в образце основного металла в сравнении с металлом шва после сварки и после термической обработки. Наиболее однородный фазовый состав демонстрирует дифрактограмма образца ТО_1.

Анализ остаточных напряжений проводился $\sin^2(\Psi)$ -методом, при котором осуществлялась съемка дифрактограмм при нескольких углах наклона образца по отношению к падающему рентгеновскому лучу. Расчет остаточных напряжений проводился по формуле:

$$\sigma = -\frac{E}{2(1+\nu)} \times \operatorname{ctg}\theta_0 \times \frac{\pi}{180} \times \frac{\Delta(2\theta)}{\Delta(\sin^2\Psi)} \quad (3)$$

где E – модуль упругости (модуль Юнга); ν – коэффициент Пуассона; θ_0 – угловое положение пика образца (ОМ), у которого отсутствуют остаточные напряжения;

$\frac{\Delta(2\theta)}{\Delta(\sin^2\Psi)}$ – тангенс угла наклона линейного графика зависимости положения дифракционного пика от синуса угла наклона Ψ .

При расчете использовались следующие параметры, характерные для стали 12X18H10T: $E = 1,98 \cdot 10^5$ МПа; $\nu = 0,27$. Исследовался пик γ (311), так как при съёмке образца в области с этим пиком при разных углах Ψ наиболее выражено смещение данного пика. Угловое положение пика 311 θ_0 определялось из дифрактограммы образца ОМ, и оно было равно $\theta_0 = 90,61^\circ$. При получении дифрактограмм, используемых для определения остаточных напряжений, падающие рентгеновские лучи были направлены под разными углами относительно сварного шва, а именно: продольно (0°), диагонально (45°) и поперечно (90°). Как правило, остаточные сварочные напряжения данной стали сравнимы с пределом текучести (250...300 МПа), продольные и поперечные напряжения после дуговой сварки примерно равны, напряжения по оси Z вглубь шва значительно меньше. Полученные результаты представлены в табл. 3.

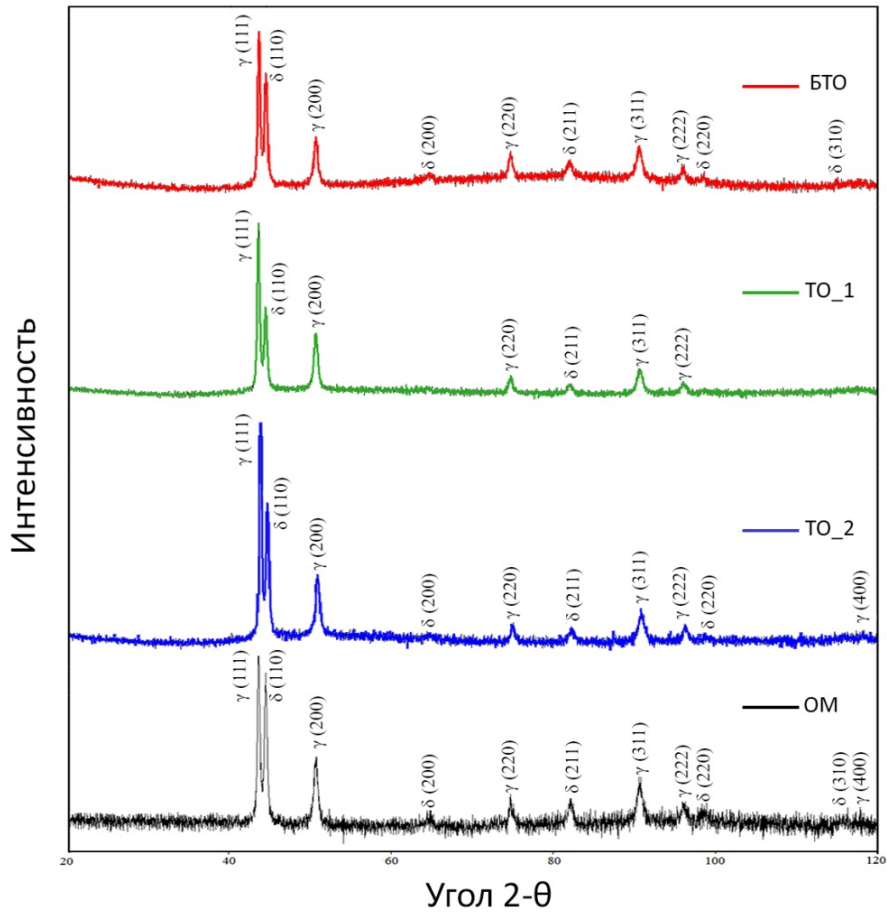


Рис. 4. Дифрактограммы образцов БТО, ТО_1, ТО_2, ОМ

В данном случае, у образца БТО продольные и поперечные напряжения примерно равны друг другу (-265 ± 133 МПа, -240 ± 71 МПа, соответственно). Как видно из рис. 1, усадка металла сварного шва не наблюдается, объём металла сварного шва увеличился (присадочный материал не использовался), верхняя часть является ровной, а в корне наблюдается провисание. И это позволяет предположить, что объём сварочной ванны увеличился из-за образования δ -феррита (8...20 %), что уменьшает сжимающие поперечные напряжения и может привести к появлению растягивающих напряжений.

3. Остаточные напряжения

Образец	Остаточные напряжения, МПа		
	0°	45°	90°
БТО	-265 ± 133	-363 ± 53	-240 ± 71
ТО_1	-228 ± 87	-368 ± 81	-359 ± 81
ТО_2	-298 ± 24	-281 ± 26	-368 ± 87

Для однозначного утверждения необходимо измерить напряжения средней и корневой части шва. Однако в данной работе рассматривались другие влияющие факторы. Кроме того, следует отметить, что в работе [8] сварка производилась по зазору, образованному кромками с лазерным резом (из-за чего и был применён расфокусированный лазерный луч), что тоже приводит к уменьшению поперечных сварочных напряжений.

Наибольшие продольные (298 ± 24 МПа) и поперечные (-368 ± 87 МПа) напряжения наблюдаются у образца ТО_2, что связано с появлением напряжений, вызванных различными коэффициентами термического расширения аустенита и δ -феррита на поверхности сварного шва после охлаждения в воде, и появлением трещин (см. рис. 3).

Как было показано исследованиями в работе [8], на поверхности сварного шва, полученного расфокусированным лазерным лучом, образуется большое количество δ -феррита (8...20 %), с коэффициентом термического расширения почти в 2 раза меньше, чем у аустенита ($\alpha - \text{КТР аустенита} = 17,3$; $\delta\text{-феррита} = 9,9 \cdot 10^{-6}$ м/мК). Напряжения образца

ТО_1, продольные (-228±87 МПа) и поперечные (-359±81 МПа), т.е. продольные сравнимы с образцом БТО, что связано с невысокой скоростью охлаждения до 500 °С, а поперечные напряжения – с образцом ТО_2, что обосновано недостаточной температурой для полной аустенитизации.

Выводы

1. Проведён анализ литературы о влиянии вида сварки на фазовый состав металла шва дуплексных и аустенитных сталей. Установлено, что такие виды сварки, как ЭЛС и ЛС, негативно влияют на фазовый состав шва, что обоснованно высокими скоростями охлаждения при их использовании. А такие виды сварки, как сварка трением (СТ) и сварка трением с перемешиванием, кажущиеся на первый взгляд низко производительными, положительно влияют на фазовый состав металла шва за счёт, того, что металл шва не доводится до температур плавления ($0,6...0,8 T_{пл}$) и низких скоростей охлаждения. Это позволяет исключить необходимость проведения послесварочной термической обработки и, соответственно, экономит материальные, энергетические и временные ресурсы.

2. Проведенные исследования влияния режимов термической обработки на фазовый состав и остаточные напряжения сварного соединения, полученного расфокусированным лазерным лучом, показали на неоднозначное влияние термической обработки, а умеренные размеры сварочной ванны повлияли на минимизацию остаточных напряжений у образца без термической обработки.

3. Фазовый состав основного металла имеет наибольшее количество пиков фаз (11), термическое влияние сварочного нагрева и термической обработки приводит к уменьшению пиков, т.е. к более однородному фазовому составу.

4. Минимальные сжимающие продольные (-265±133 МПа) и поперечные (-240±71 МПа) напряжения наблюдаются у образца без термической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зубченко, А.С., Федоров, А.В. Комплексные исследования свариваемости и коррозионной стойкости аустенитно-ферритной (дуплексной) стали SAF 2507 // Сварка и диагностика. – 2010. – № 2. – С. 15-20.
2. Скляр, М.О., Туричин, Г.А., Климова, О.Г., Зотов, О.Г., Топалов, И.К. Исследование влияния параметров

прямого лазерного выращивания на микроструктуру изделий из стали 316L // Сталь. – 2016. – № 12. – С. 71-75.

3. Курынцев, С.В., Горунов, А.И., Нагулин, К.Ю. Аддитивные технологии – третья индустриальная революция. // Научноёмкие технологии в машиностроении. – 2016. – № 7(61). – С. 39-44.

4. Hassel, T., Klimov, G., Beniyash, A. Beam extraction using non vacuum electron beam by reduced acceleration voltage IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series – 1109 (2018) 012017.

5. Шиганов, И.Н., Курынцев, С.В. Современные тенденции лазерной сварки (Обзор часть 1) // Научноёмкие технологии в машиностроении. – 2015. – № 6(48). – С. 35-42.

6. Лазарева, А.И., Копцева, Н.В., Ефимова, Ю.Ю., Никитенко, О.А., Голубчик, Э.М. Влияние пространственно-энергетических параметров лазерной сварки на структуру и микротвердость сварного соединения полосы из стали 10пс. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2016. – № 3. – С. 13-17.

7. Курынцев, С.В., Шиганов, А.И., Моружкин, А.Е. Исследование структуры и свойств стали 30ХГСА после объёмной обработки лазерным лучом // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – №12 (762). – С. 47-52.

8. Курынцев, С.В., Гильмутдинов, А.Х., Шиганов, И.Н. Сварка расфокусированным лазерным лучом // Сварочное производство – 2016. – № 2. – С. 34-39.

9. Lippold, J., Kotecki, D. Welding metallurgy and weldability of stainless steel, John Wiley and Sons. New Jersey. – 2005.

10. Verma, J., Taiwade, R. V. Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments – A review. Journal of Manufacturing Processes. 2017. – № 25. – 134-152.

11. Krasnorutskyi, S., Keil, D., Schmigalla, S., Zinke, M., Heyn, A., Pries, H. Metallurgical investigations on electron beam welded duplex stainless steels. Weld Word. – 2012. – № 56. – Pp. 34-40.

12. Овчинников, В.В., Дриц, А.М. Технологические особенности сварки трением с перемешиванием соединений алюминиевых сплавов системы Al-Mg // Научноёмкие технологии в машиностроении. – 2019. – № 3 (93). – С. 7-20.

13. Шиганов, И.Н., Курынцев, С.В. Современные тенденции лазерной сварки (Обзор часть 2) // Научноёмкие технологии в машиностроении. – 2015. – № 9(51). – С. 15-20.

14. Шиганов, И.Н., Грезев, Н.В., Шапов, Е.М. Особенности сварки стали 10ХСНД лазерным лучом с колебаниями // Сварочное производство. – 2016. – № 10. – С. 45-50.

15. Хейфец, М.Л., Бородавко, В.И., Пынькин, А.М., Грецкий, Н.Л. Технологический процесс электронно-лучевой сварки пакета лопаток паровых турбин // Научно-

ёмкие технологии в машиностроении. – 2018. – № 3 (81). – С. 9-13.

16. Mankari, K., Acharyya, S. G. Development of stress corrosion cracking resistant welds of 321 stainless steel by simple surface engineering Applied Surface Science. – 2017. – № 426. – 944-950.

17. Курьинцев, С.В. Исследование влияния термической обработки на распределение химических элементов в области линии сплавления сварного шва, полученного расфокусированным лазерным излучением. // Сварка и диагностика. – 2019. – №5. – С. 35-39.

18. Yang, Y., Wang, Z., Tan, H., Hong, J., Jiang, Y., Jiang, L., Li, J. Effect of a brief post-weld heat treatment on the microstructure evolution and pitting corrosion of laser beam welded UNS S31803 duplex stainless steel // Corrosion Science. 2012. – № 65. – 472-480.

REFERENCES

1. Zubchenko, A.S., Fyodorov, A.V. Complex investigations of weldability and corrosion-resistance of austenitic-ferritic (duplex) steel SAF 2507 // *Welding and Diagnostics*. – 2010. – No.2. – pp. 15-20.

2. Sklyar, M.O., Turichin, G.A., Klimova, O.G., Zotov, O.G., Topalov, I.K. Investigations of direct laser growth impact upon product microstructure of steel 316L // *Steel*. – 2016. – No.12. – pp. 71-75.

3. Kuryntsev, S.V., Gorunov, A.I., Nagulin, K.Yu. Additive technologies – the third industrial revolution. // *Science intensive technologies in mechanical engineering*. – 2016. – No.7(61). – pp. 39-44.

4. Hassel, T., Klimov, G., Beniyash, A. Beam extraction using non vacuum electron beam by reduced acceleration voltage IOP Conf. Series // *Journal of Physics: Conf. Series* – 1109 (2018) 012017.

5. Shiganov, I.N., Kuryntsev, S.V. Current trends in laser welding (Review, Part1) // *Science intensive technologies in mechanical engineering*. – 2015. – No.6(48). – pp. 35-42.

6. Lazareva, A.I., Koptseva, N.V., Yefimova, Yu.Yu., Nikitenko, O.A., Golubchik, E.M. Laser welding spaced-energetic parameter impact upon structure and welded joint micro-hardness of steel 10PS strip. // *Pre-production in Mechanical Engineering*. – 2016. – No.3. – pp. 13-17.

7. Kuryntsev, S.V., Shigapov, A.I., Morushkin, A.E. Investigation of Structure and Properties of Steel 30HGSA after

Volumetric Treatment with Laser Beam. Metal Science and Metal Thermal Treatment, – 2018. – No.12 (762). – pp. 47-52.

8. Kuryntsev, S.V., Gilmutdinov, A.H., Shiganov, I.N. *Welding with Defocused Laser Beam. Welding Production* – 2016. – No.2. – pp. 34-39.

9. Lippold, J., Kotecki, D. *Welding metallurgy and weldability of stainless steel*, John Wiley and Sons. New Jersey. – 2005.

10. Verma, J., Taiwade, R. V. Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments – A review. *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – No 25. – pp. 134-152.

11. Krasnorutskiy, S., Keil, D., Schmigalla, S., Zinke, M., Heyn, A., Pries, H. Metallurgical investigations on electron beam welded duplex stainless steels. *Weld Word*. – 2012. – No 56. – pp. 34-40.

12. Ovchinnikov, V.V., Drits, A.M. Technological peculiarities of friction welding with aluminum alloy stir of Al-Mg system // *Science intensive technologies in mechanical engineering*. – 2019. – No.3 (93). – pp. 7-20.

13. Shiganov, I.N., Kuryntsev, S.V. Current trends in laser welding (Review. Part 2) // *Science intensive technologies in mechanical engineering*. – 2015. – No.9(51). – pp. 15-20.

14. Shiganov, I.N., Grezev, N.V., Shamov, E.M. Steel 10HSND welding peculiarities by laser beam with oscillation / *Welding Production*. – 2016. – No.10. – pp. 45-50.

15. Heifets, M.L., Borodavko, V.I., Pynkin, A.M., Gretskey, N.L. Engineering process of electronic-beam welding of steam turbine blade packet // *Science intensive technologies in mechanical engineering*. – 2018. – No.3(81). – pp. 9-13.

16. Mankari, K., Acharyya, S. G. Development of stress corrosion cracking resistant welds of 321 stainless steel by simple surface engineering Applied Surface Science. – 2017. – № 426. – pp. 944-950.

17. Kuryntsev, S.V. Investigation of thermal treatment impact upon chemical element distribution in field of fusion line of welded joint manufactured with defocused laser radiation // *Welding and Diagnostics*. – 2019. – No.5. – pp. 35-39.

18. Yang, Y., Wang, Z., Tan, H., Hong, J., Jiang, Y., Jiang, L., Li, J. Effect of a brief post-weld heat treatment on the microstructure evolution and pitting corrosion of laser beam welded UNS S31803 duplex stainless steel. // *Corrosion Science*, 2012. – № 65. – pp. 472-480.

Рецензент д.х.н. Р.С. Давлетбаев