

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ ШВОВ СТАЛИ 12Х18Н10Т*

*Н.Б. ПУГАЧЕВА¹, доктор техн. наук, доцент
ведущий научный сотрудник
Д.И. ВИЧУЖАНИН¹, канд. техн. наук,
старший научный сотрудник
Е.Б. ТРУШИНА¹, вед. технолог
Н.П. АНТЕНОРОВА¹, вед. технолог
Н.С. МИЧУРОВ¹, аспирант
А.М. ОРИШИЧ², доктор физ.-мат. наук, профессор,
зав. лабораторией
А.Н. ЧЕРЕПАНОВ², доктор физ.-мат. наук, профессор,
главный научный сотрудник
А.Г. МАЛИКОВ², канд. техн. наук, научный сотрудник
(¹ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург,
²ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск)*

Поступила 30 апреля 2015

Рецензирование 29 мая 2015

Принята к печати 30 июня 2015

Пугачева Н.Б. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская 34,
Институт машиноведения УрО РАН,
e-mail: nat@imach.uran.ru

Основные трудности, возникающие при сварке аустенитных сталей, связаны с необходимостью повышения стойкости металла шва и околошовной зоны против образования горячих трещин, которые обычно подразделяют на кристаллизационные и подсолидусные. Повышение сопротивляемости металла к образованию кристаллизационных трещин достигается путем подавления столбчатой кристаллизации и измельчения структуры за счет повышения скорости охлаждения, чистоты сплавов по примесям, использования легирования элементами-модификаторами или элементами, способствующими образованию высокотемпературных вторых максимально пластичных фаз (например δ -феррита). Эти пути сужают температурный интервал хрупкости и повышают запас пластичности. Для повышения сопротивляемости аустенитных сталей образованию подсолидусных горячих трещин при сварке рекомендуют: легирование сплавов элементами, способствующими созданию фрагментарной литой структуры, повышение чистоты основного металла по примесям внедрения, сокращение времени нахождения металла при температуре высокой диффузионной подвижности (увеличение скорости охлаждения металла сварных швов), ограничение деформаций за счет выбора рациональной конструкции соединений и др. Перечисленные выше направления реализуются при лазерной сварке, которая характеризуется высокими скоростями нагрева и охлаждения, малой длительностью пребывания металла в расплавленном состоянии. Это способствует уменьшению диффузионного взаимодействия и формированию мелко-дисперсной фрагментарной литой структуры материала шва. Интенсивное конвективное перемешивание расплава в сварочной ванне способствует удалению неметаллических включений. Особую роль могут играть добавки тугоплавких нанопорошков (НП) в формирующийся материал сварных

* Работа выполнена при финансовой поддержке совместного проекта № 12-С-1-1026 «Создание научно-технологических основ применения лазерного излучения при сварке разнородных металлов и сплавов», выполняемого в ИМАШ УрО РАН (г. Екатеринбург) и ИТПМ им. С.А. Христиановича СО РАН (г. Новосибирск), гранта РФФИ 14-08-00633а.

швов. Специально подготовленные хорошо смачиваемые тугоплавкие нанопорошковые частицы при вводе их в расплав формируют дисперсную систему, в которой ядром каждой частицы суспензии служит твердая фаза. В результате этого каждая наночастица становится потенциальной затравкой для зарождения новой фазы. Благодаря этому в расплаве в процессе его охлаждения формируется мелкодисперсная кристаллическая структура, вследствие чего повышаются механические характеристики затвердевшего сплава. В статье обсуждается проблема повышения прочности сварного шва на примере стали марки 12X18H10T (AISI 321). Неразъемные сварные соединения выполнены при помощи лазерной сварки с применением нанопорошковых добавок. В ходе работы определены значения усталостной прочности сварных соединений, полученных с помощью CO_2 -лазера без добавок и с добавками нанопорошков TiN и Y_2O_3 , плакированных титаном и железом. Исследована роль микроструктуры, размера зерна, характера распределения микротвердости в формировании поверхности разрушения при выбранных условиях испытаний. Установлено, что среднее значение временного сопротивления для сварного шва составило 690 МПа, что превышает его значение для самой стали (650 МПа). Даже присутствие микропор в материале сварных швов не снизило прочностные свойства по сравнению с основой. Рельеф изломов образцов соответствует вязкому разрушению. Добавки нанопорошков увеличили долговечность материала полученных соединений в 2,8 раза при значениях максимального напряжения цикла более 460 МПа. При этом зоны долома по механизму вязкого разрушения составляли 65 % от всей площади изломов образцов с нанопорошками и 78 % – без них. При меньших значениях максимальных напряжений цикла доля зоны долома составляла около 50 % площади изломов образцов.

Ключевые слова: лазерная сварка, прочность, усталость, микроструктура, микротвердость, фрактография.
DOI: 10.17212/1994-6309-2015-3-89-98

Введение

При сварке коррозионностойких аустенитных сталей довольно часто возникают горячие трещины, обусловленные химической неоднородностью материала шва [1, 2]. Решение данной проблемы возможно при использовании высококонцентрированных источников энергии, таких как электронный и лазерный лучи. Использование для сварки энергии лазерного излучения обеспечивает особые условия для формирования структуры соединения за счет высоких скоростей нагрева и охлаждения в сочетании с интенсивным конвективным перемешиванием расплава в сварочной ванне [3–5]. При этом обеспечивается максимальная химическая однородность получаемого соединения и удаление газов из расплава [6, 7]. Особенно ярко эти преимущества проявляются при обработке высоколегированных коррозионностойких сталей, для которых свойственна дендритная ликвация в литом состоянии [8]. На современном этапе разработки технологии лазерной сварки коррозионностойких сталей наиболее актуально установление роли различных параметров и режимов технологической обработки на прочность получаемых соединений, особенно в условиях усталостного воздействия, наиболее близкого реальным условиям эксплуатации. Авторы работ [9, 10] обнаружили положительное влияние добавок

нанопорошков на прочность лазерных сварных соединений, которое объясняют с точки зрения повышения центров кристаллизации в условиях сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения. Авторы работы [11] также отмечают важную роль микро- и наночастиц на изменение условий структурообразования, особенно на начальной стадии процесса кристаллизации, что связывают с изменением величины поверхностной энергии на межфазных границах.

Целью данных исследований являлось установление степени влияния добавок нанопорошков TiN и Y_2O_3 , плакированных титаном и железом, на кратковременную и усталостную прочность полученных с помощью CO_2 -лазера соединений стали марки 12X18H10T, а также определение роли микроструктуры, размера зерна, характера распределения микротвердости в формировании поверхности разрушения.

Материалы и методика эксперимента

Сварку листов из стали марки 12X18H10T [12] толщиной 3 мм проводили встык с помощью CO_2 -лазера постоянного действия. Режимы сварки указаны в табл.1. Нанопорошки TiN, Y_2O_3 , плакированные титаном и железом по технологии, разработанной в ИТПМ им. С.А. Христиановича СО РАН, наносили в виде быстросохнущей суспензии на боковые поверх-

ности стыков. Средний размер частиц составил 40 ± 20 нм. Плакирование обеспечивает улучшение смачиваемости наночастиц в расплаве и повышение их устойчивости к растворению и коагуляции. Для защиты металла сварочной ванны и перегретых околошовных участков к вершине шва и к его корню подавали гелий через специальные сопла. На всех образцах проведен анализ макро- и микроструктуры с помощью оптического микроскопа NEOPHOT-21. Определен характер распределения значений микротвердости по высоте и ширине швов, измерения выполнены на приборе LEICA при нагрузке 0,25 Н (0,025 кгс). О наличии нанопорошков в полученных сварных швах судили по результатам фазового рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-700, а также микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGAII XMU (Чехия) с волнодисперсионной и энергодисперсионной приставками фирмы OXFORD.

Статическое растяжение образцов и усталостное нагружение* осуществляли на сервогидравлической испытательной машине Instron 8801 при скорости растяжения 1 мм/мин. Определяли предел прочности при растяжении σ_b по ГОСТ 6990–66. Форма и размеры образцов приведены ранее в работе [7]. Циклические испытания проводили по синусоидальному циклу с частотой нагружения 5 Гц при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0$. Было определено количество циклов до разрушения при различных уровнях приложенной нагрузки. Рельеф поверхности разрушения образцов после механических испытаний исследован на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGAII XMU с использованием терминов и определений элементов фрактографии поверхности [13, 14].

Результаты исследований и их обсуждение

После лазерной сварки по выбранным режимам сформировались узкие швы с коэффициентом формы (соотношение глубины проплавления к ширине шва), равным 2,6...2,9 (рис. 1 и табл. 1). В полученных сварных соединениях явно

различимы две зоны: зона термического влияния (далее по тексту ЗТВ), отличающаяся от сплава основы более крупным зерном (рис. 2, а, б), и собственно сварной шов (далее по тексту СШ) с выраженной мелкодендритной структурой (рис. 2, в, г). Зеренное строение сварного шва соответствует литому состоянию стали: в центре располагаются равноосные полиэдрические зерна, от которых к основе вытянуты вдоль направления теплоотвода более крупные зерна. В донной части швов размеры зерен в 1,5–2 раза меньше по сравнению с поверхностной областью и они более равноосны (табл. 1). Значения микротвердости распределены достаточно равномерно по ширине СШ как и легирующие элементы – отличия содержания наиболее тугоплавкого титана в осях дендритов и междендритных пространствах составляют не более 0,35 мас. %, никеля – не более 0,5 мас. %, хрома – не более 0,2 мас. %.

Высокие скорости охлаждения при лазерном воздействии обеспечивают формирование ультрадисперсных дендритов: если вблизи границ материала СШ с ЗТВ можно наблюдать ветви дендритов второго порядка, по расстоянию между которыми можно приблизительно оценить скорость кристаллизации расплава в сварочной ванне, то в центральной части СШ наблюдаются только оси первого порядка – дендриты в виде мелкодисперсных игл. Следует отметить, что по сравнению с малоуглеродистыми конструкционными сталями [5] дендритное строение лазерных сварных швов стали 12Х18Н10Т выражено более ярко.

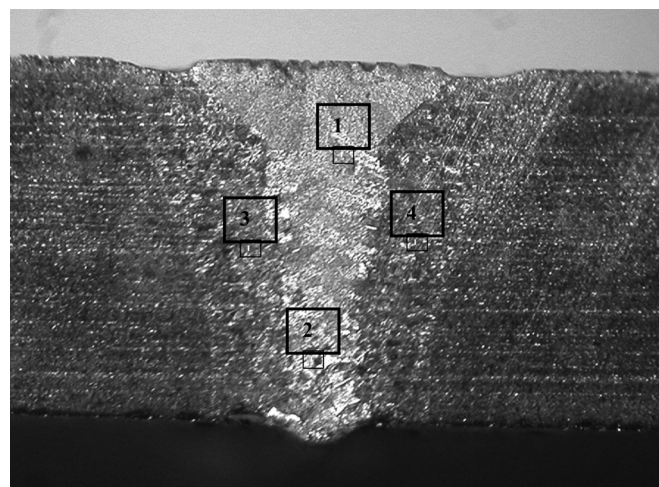


Рис. 1. Макроструктура сварных швов сплава BT1-0 с обозначением зон для микроструктурных исследований

* Испытания механических свойств проведены на оборудовании Центра коллективного пользования ИМАШ УрО РАН.

Таблица 1

Характеристики материала сварных швов стали 12X18H10T

Номер образца	Материал	Режим сварки		Параметры СШ				Параметры ЗТВ				d , мм		
		P , кВт	V , м/мин	l , мм	HV 0,05			l , мм	HV 0,05			Основа	ЗТВ	СШ
					C_p	max	min		C_p	max	min			
1	12X18H10T	2,1	1,0	1,08	233	413	151	0,45	201	225	183	0,01	0,04	0,25
2				1,15	252	291	210	0,4	253	267	245	0,01	0,04	0,35
3	12X18H10T + нанопорошки			1,03	287	354	223	0,7	293	313	302	0,01	0,05	0,4
4				1,1	230	254	127	0,7	258	284	227	0,01	0,05	0,3

Условные обозначения: P – мощность лазерного излучения; V – скорость движения образца относительно лазерного луча; l – ширина СШ или ЗТВ; d – размер аустенитного зерна

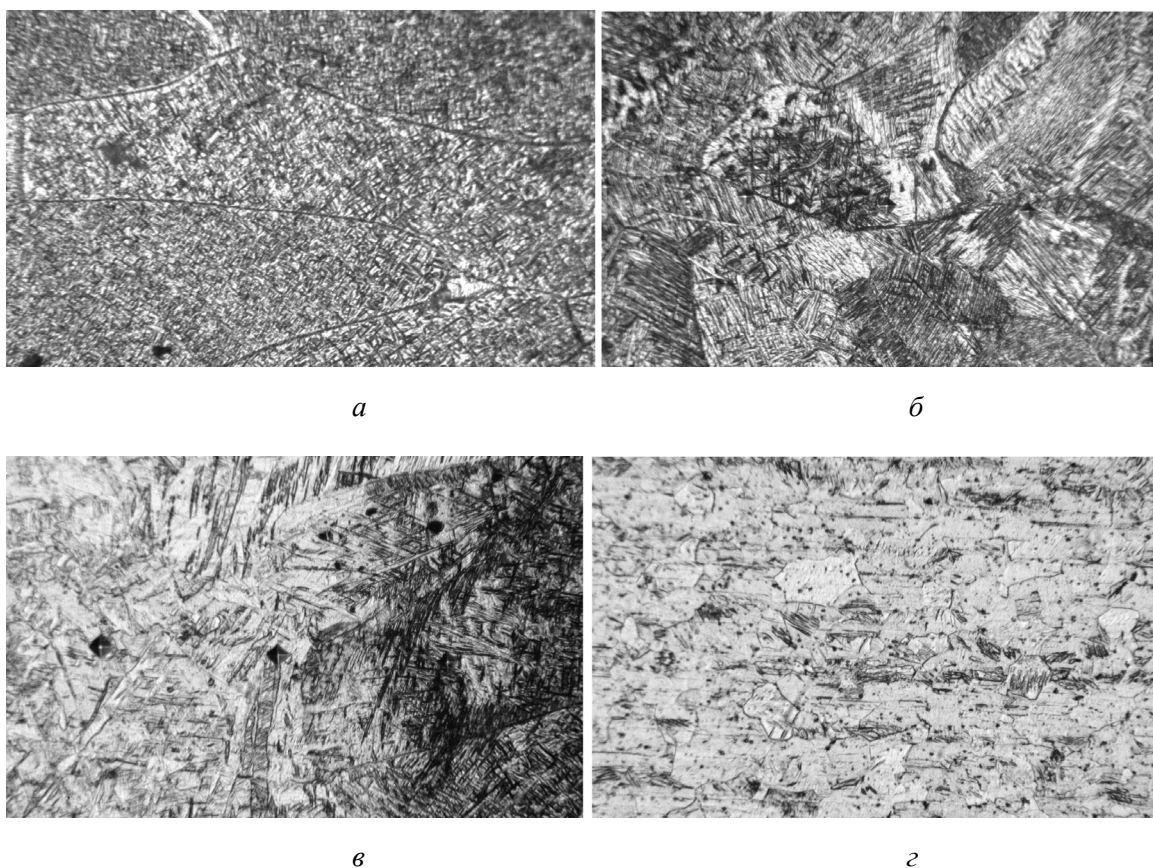


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения титанового сплава BT1-0:

a – верхняя часть СШ (зона 1 на рис. 1); $б$ – корень СШ (зона 2 на рис. 1); $в$ – граница СШ и ЗТВ (зона 3 на рис. 1); $г$ – ЗТВ (зона 4 на рис. 1)

Механизм действия нанопорошков был предложен ранее в работах [9, 10]. Он заключается в следующем: ввиду того что атомы на поверхности наночастиц имеют соседей только с одной стороны, их равновесие нарушается и происходит структурная релаксация, которая приводит

к смещению межатомного расстояния в слое толщиной 2–3 нм, поэтому поверхностные слои частиц оказываются растянутыми, а внутренние – сжатыми, так как избыточное лапласовское давление на них ($p = 2\gamma/r$) достигает сотен килобар. В наночастицах реализуется особый

тип дальнего порядка, при котором межатомное расстояние закономерно изменяется при переходе от центра частицы к ее поверхности. При этом трансляционная симметрия, характерная для макроматериалов, отсутствует, но дальний порядок существует, а средние межатомные расстояния существенно меньше (примерно до 10 %), чем в соответствующих массивных материалах, таких, например, как порошки, получаемых методом порошковой металлургии. Наночастицы имеют существенно искаженную кристаллическую решетку, что влияет на энергию активации большинства процессов, в которых они участвуют, меняя их привычный ход и последовательность [15].

Большинство тугоплавких соединений плохо смачиваются расплавами металлов и сплавов, для улучшения смачиваемости в процессе подготовки модифицирующих композиций наночастицы подвергаются плакированию металлами с помощью центробежных планетарных мельниц, пресс-форм, химического адсорбирования в расплавах [9] и др. При этом плакирующий (адсорбционный) слой должен обеспечить не только хорошую смачиваемость частиц, но и устойчивость их к плавлению и растворению в модифицируемом сплаве. Химические элементы, образующие на поверхности тугоплавкой частицы устойчивые химические соединения, предохраняющие вещество частиц от растворения, препятствующие коагуляции частиц, обеспечивающие смачиваемость расплавом и «сшивающие» частицы со структурными элементами расплава, назвали протекторами [9, 10]. Примерами тугоплавких соединений являются карбиды, нитриды и бориды с высокой температурой плавления: TiC (3257 °C), ZrC (3537 °C), TaC (3985 °C), TiN (2950 °C), ZrN (2980 °C), TaN (3087 °C), TiB₂ (3200 °C) [16], а примерами протекторов – химические элементы, образующие с материалом частицы устойчивые химические соединения, например, Ti, Ni, Cr, Si, Nb и др. Именно это использовали при выборе состава и способа приготовления нанопорошков, вводимых в состав сварного шва.

Присутствие нанопорошков было зафиксировано при микрорентгеноспектральном анализе площади поверхности шлифа размером 100×100 мкм. Поскольку титан и хром входят в состав исследованной стали, определить присут-

ствие их нанопорошков не представляется возможным, равно как и частиц TiN, присутствие которых в стали 12X18H10T подтверждено результатами микрорентгеноспектрального анализа. Следы иттрия были отмечены в материале СШ всех исследованных образцов в виде пиков на рентгеновских спектрах, при количественном анализе было зафиксировано равномерное распределение иттрия по анализируемой площади поверхности в количествах не более 0,05 мас. %. При фазовом рентгеноструктурном анализе материала сварных швов рефлексы от TiN и Y₂O₃ имели интенсивность на уровне фона, что обусловлено малым их содержанием.

Несмотря на защиту сплава при сварке от газонасыщения в сварном шве наблюдали некоторую микропористость. На шлифах поры не видны, они различимы только на поверхности разрушения после механических испытаний. Внутренняя микропористость сварного шва явилась причиной незначительной неравномерности распределения значений микротвердости: минимальные значения соответствуют близкому к отпечатку расположению микропор, максимальные значения достигают 293 HV 0,05. Следует отметить ультрамелкодисперсный ямочный излом на образцах после статического растяжения, который соответствовал ЗТВ.

Результаты испытаний на статическое растяжение показали, что материал сварного шва, несмотря на некоторую внутреннюю пористость, является достаточно прочным (табл. 2) и соответствует требуемым для исследованной стали 12X18H10T значениям: временное сопротивление отрыву регламентировано интервалом 530...650 МПа [12]. Следует подчеркнуть, что при статическом растяжении прочность материала сварных соединений оказалась нечувствительна к добавкам нанопорошков при лазерной сварке. Изломы образцов после статического растяжения соответствуют вязкому разрушению. Если после растяжения образцов стали 12X18H10T без сварных швов формируется чисто ямочный рельеф поверхности, то рельеф поверхности разрушения сварных швов наряду с ямками различной глубины содержит отдельные фрагменты сотового рельефа – скопление мелких плоских ямок в виде сот, направленных в одном направлении и характерных для разрушения литых сплавов (направление совпадает с

Результаты испытаний механических свойств образцов со сварными швами

Номер образца	Материал	Растяжение		Циклирование		
		Место разрыва	σ_B , МПа	σ , МПа	σ / σ_B	N
1	Сталь 12X18H10T	Зона термического влияния и сварной шов	650	549	0,79	4920
2			730	481	0,69	18 340
3			690	414	0,6	70 080
4	Сталь 12X18H10T + нанопорошки	Зона термического влияния и сварной шов	660	549	0,8	14 170
5			720	480	0,69	32 927
6			720	411	0,6	46 418

направлением дендритов). Появление на поверхности разрушения сотового рельефа свидетельствует о малой доле локальной пластической деформации при разрушении, подобный рельеф относится к вязкому разрушению и характерен для пластичных материалов [13, 14].

Усталостные испытания показали, что при максимальных напряжениях цикла, больших 460 МПа, добавки нанопорошков привели к существенному повышению долговечности – количество циклов до разрушения в 2,8 раза по сравнению с образцами, полученными сваркой без нанопорошков (рис. 3 и табл. 2). Рельеф поверхности разрушения образцов со сварными швами соответствует общепринятому представлению об усталостном изломе: явно выделяются зоны очагов, стабильного развития трещин и долома (рис. 4). Наиболее ярко такие неоднородные изломы проявляется при нагрузках менее 460 МПа,

когда положительное влияние нанопорошков не выявлено: зоны долома занимают 58 % площади изломов для образцов с нанопорошками и 53 % – без нанопорошков, т. е. практически одинаковы и составляют около половины сечения образцов. При больших значениях максимальных напряжений в циклах зоны долома на поверхности разрушения образцов с нанопорошками занимают 65 %, а без них – 78 %. Учитывая, что доломы для всех испытанных образцов происходят по механизму вязкого разрушения, т. е. с условно высокой работой разрушения, можно предположить, что при напряжениях выше 460 МПа структурное состояние материала СШ стали 12X18H10T, сформированное с участием нанопорошков при лазерной сварке, обеспечивает более длительное замедленное (стабильное) развитие усталостных трещин и снижение площади опасного сечения, в котором происходит долом.

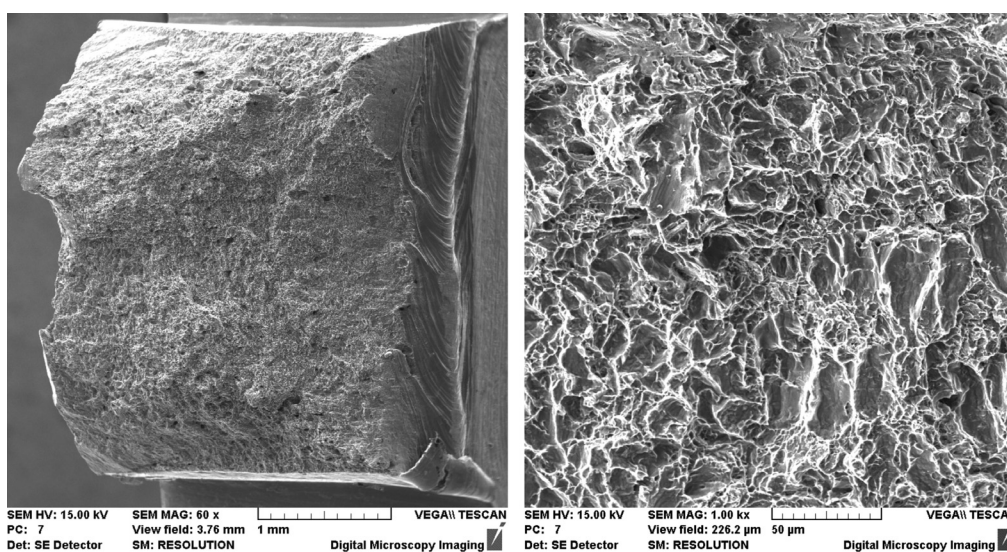


Рис. 3. Рельеф поверхности разрушения образцов сплава ВТ1-0 со сварными швами после статического растяжения без добавления нанопорошков

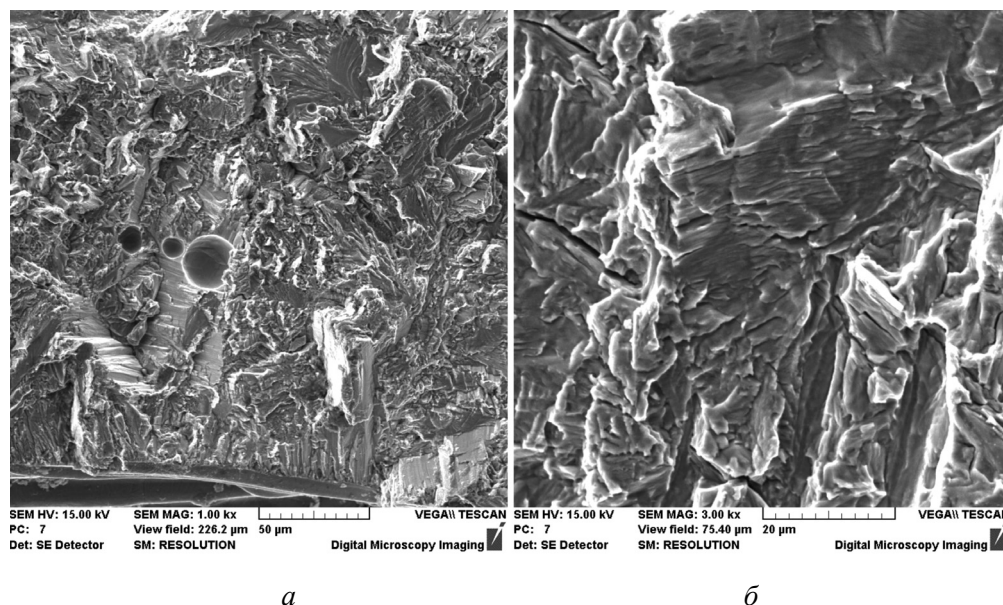


Рис. 4. Рельеф поверхности разрушения в очаге (сварной шов с нанопорошками, максимальное напряжение цикла 464 МПа):

a – хрупкий транскристаллитный перистый излом; *б* – усталостные бороздки на плоских поверхностях

Выводы

1. Сварка стали 12Х18Н10Т с помощью CO_2 -лазера непрерывного действия позволила сформировать сварные швы с коэффициентом формы не ниже 2,6...2,9 и шириной менее 1,2 мм. Структура сварного шва соответствует литому состоянию: равноосные зерна в центре и вытянутые – в направлении теплоотвода, размеры их больше по сравнению с зернами основы. Крупные аустенитные зерна заполнены разориентированными ультрадисперсными дендритами, состоящими из осей первого порядка с достаточно высокой степенью химической однородности.

2. В зонах термического влияния, толщина которых не более 0,7 мм, фазовый состав стали не меняется. Увеличивается в 1,5–2 раза размер аустенитного зерна.

3. По средним значениям микротвердости все зоны сварных соединений практически равноценны. Падения значений микротвердости соответствуют некоторой внутренней микропористостью материала сварных соединений. Добавки нанопорошков не оказали влияния на микроструктуру и значения микротвердости полученных сварных соединений.

4. Среднее значение временного сопротивления для сварного шва составило 690 МПа, что превышает его значение для самой стали

(650 МПа). Даже присутствие микропор в материале сварных швов не снизило прочностные свойства по сравнению с основой. Рельеф изломов образцов соответствует вязкому разрушению.

5. Добавки нанопорошков увеличили долговечность материала полученных соединений в 2,8 раза только при значениях максимального напряжения цикла более 460 МПа. При этом зоны долома по механизму вязкого разрушения составляли 65 % от всей площади изломов образцов с нанопорошками и 78 % – без них. При меньших значениях максимальных напряжений цикла доля зоны долома составляла около 50 % площади изломов образцов.

Список литературы

1. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. – М.: Наука, 1965. – 336 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. Прочность и структура неразъемных соединений титана и аустенитной стали, полученных лазерной сваркой с промежуточными слоями / Н.Б. Пугачева, С.В. Смирнов, Д.И. Вичужанин, Ю.В. Афонин, А.М. Оришич, С.М. Задворкин, Л.С. Горюлева // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – № 7. – С. 26–32.

4. Структура сварных швов стали 12X18H10T и титанового сплава BT1-0 с промежуточной медной пластиной после лазерного проплавления / Н.Б. Пугачева, Е.Б. Трушина, Е.И. Пугачева, А.М. Оришич, А.Н. Черепанов // Вопросы материаловедения. – 2013. – № 1 (73). – С. 166–174.
5. Влияние лазерной обработки на микроструктуру конструкционной малоуглеродистой стали / Н.Б. Пугачева, Е.Б. Трушина, Н.П. Антенорова // Металлы. – 2014. – № 4. – С. 77–85.
6. Laser welding of titanium and its alloys for medical applications: current knowledge and future direction / A. Buddery, M. Dargusch, D. StJohn, J. Drennan, S. Nabulsi // Materials Science Forum. – 2009. – Vol. 618–619. – P. 291–294. – doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.291.
7. Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys / A. Akman, A. Demir, N. Canel, N. Sinmazcelic // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – Vol. 209, iss. 8. – P. 3705–3713. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2008.08.026.
8. Laser welding of Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr / T. Shariff, X. Cao, R.R. Chromik, J.G. Baradari, P. Wanjara, J. Cuddy, A. Birur // Canadian Metallurgical Quarterly. – 2011. – Vol. 50, iss. 3. – P. 263–272. – doi: http://dx.doi.org/10.1179/1879139511Y.0000000009.
9. Металлография сплавов железа / Н. Лямбер, Т. Греди, А. Хабракен, М. Дадьян, А. Гранжон; под ред. Н. Лямблера. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
10. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / В.П. Сабуров, Е.Н. Еремин, А.Н. Черепанов, Г.Н. Миннеханов. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2002. – 212 с.
11. Применение нанопорошков тугоплавких соединений при лазерной сварке и обработке металлов / А.Н. Черепанов, Ю.В. Афонин, А.Г. Маликов, А.М. Оришич // Тяжелое машиностроение. – 2008. – № 4. – С. 25–26.
12. Полухин В.А., Белякова Р.М., Ватолин Н.А. Влияние технологических микропримесей на фрагментацию фаз при получении наноструктурированных материалов из сплавов на основе железа в режиме скоростного охлаждения // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – № 3. – С. 63–67.
13. Стали и сплавы. Марочник: справочник / сост.: В.Г. Сорокин, М.А. Гervasев, В.С. Палеев, И.В. Гervasева, С.Я. Палеева; под ред. В.Г. Сорокина, М.А. Гervasева. – М.: Интермет инжиниринг, 2001. – 608 с.
14. РД 50–672–88. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов. – Утверждены и введены в действие Постановлением Государственного комитета СССР по стандартам от 29.07.88 № 2800. – М.: Госстандарт СССР, 1989. – 21 с.
15. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций: учебное пособие для вузов / Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина, Н.А. Клевцова, Л.В. Лимарь. – М.: МИСиС, 2007. – 264 с. – ISBN: 978-5-87623-176-5.
16. Наномодифицирование сварных соединений при лазерной сварке металлов и сплавов / А.М. Оришич, А.Н. Черепанов, В.П. Шапеев, Н.Б. Пугачева – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2014. – 252 с.

ОБРАБОТКА METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(68), July – September 2015, Pages 89–98

Fatigue strength of steel AISI 321 laser welded seams

Pugacheva N.B.¹, D.Sc. (Engineering), Associate Professor, Leading Researcher, e-mail: nat@imach.uran.ru
Vichuzhanin D.I.¹, Ph.D. (Engineering), senior researcher, e-mail: mmm@imach.uran.ru
Trushina E.B.¹, Advanced manufacturing engineer, e-mail: trushina@imach.uran.ru
Antenorova N.P.¹, Advanced manufacturing engineer, e-mail: n.antenorova@yandex.ru
Michurov N.S.¹, Ph.D. student, e-mail: n.michurov@gmail.com
Orishich A.M.², D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Head of laboratory, e-mail: laser@itam.nsc.ru
Cherepanov A.N.², D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Chief scientist, e-mail: ancher@itam.nsc.ru
Malikov A.G.², Ph.D. (Engineering), Scientific associate, e-mail: smalik@ngs.ru

¹ Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 630049, Russian Federation

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

Abstract

The main difficulties in austenitic steels welding are associated with the need to increase the resistance of the weld metal and heat affected zone to formation of hot cracks, which are usually divided into crystallization and subsolidus ones. Increased resistance of metal to formation of crystallization cracks is achieved by suppressing the columnar crystallization and structure refining by increasing the cooling rate, alloys purity, using the doping elements-modifiers or elements contributing to the formation of high-temperature second maximally plastic phases (e.g. δ -ferrite). These methods narrow the temperature range of brittleness and increase the plasticity reserve. To increase the resistance of austenitic steels to formation of subsolidus hot cracks during welding, the following methods are recommended: alloying with elements that contribute to creating a fragmented cast structure, increasing the purity of the base metal of interstitial impurities, reducing the time spent by the metal at a high diffusion mobility (increasing the cooling rate of the weld metal), restricting deformations by selecting a rational design of joints, etc. The methods listed above are realized in laser welding, which is characterized by high rates of heating and cooling, a little time of stay of the metal in the molten state. It reduces the diffusion interaction and contributes to formation of fine fragmented cast structure of the joint material. Intense convective stirring of the melt in the weld pool helps to remove non-metallic inclusions. A special role can be played by adding refractory nanopowders (NP) into the forming material the welds. Specially prepared well-wettable refractory nanopowder particles, being introduced into the melt, form a dispersed system in which the solid phase serves as the core of each suspension particle. As a result, each nanoparticle becomes a potential seed for the emergence of the new phase. Due to this, during cooling of the melt, a fine crystalline structure is formed in it, thereby increasing the mechanical characteristics of the solidified alloy. The paper addresses the problem of increasing the strength of the weld on the example of AISI 321 (12Kh18N10T) steel. One-piece welded joints are made by laser welding with the use of nanopowder additives. The values of fatigue strength of the welded joints of the steel under investigation produced with a CO_2 laser and additives of nanopowders TiN and Y_2O_3 clad with titanium and iron are determined. The role of the microstructure, grain size, the nature of distribution of microhardness in the formation of the fracture surface under chosen test conditions is studied. It is found out that the average value of tensile strength for the weld is 690 MPa, which exceeds its value for the steel itself (650 MPa). Even the presence of micropores in the material of the welds did not reduce the mechanical properties compared to the base ones. The relief of the sample fractures corresponds to the viscous failure. The additives of nanopowders increased durability of the material of the joints obtained 2.8 times at the maximum cycle stresses above 460 MPa. At that, the zones of complete fracture by the mechanism of viscous failure constituted 65% of the total area of samples fractures with nanopowders and 78% without them. At lower values of the maximum cycle stresses, share of the complete fracture zone was about 50% of the area of sample fractures.

Keywords:

laser welding, strength, fatigue, microstructure, microhardness, fractography.

DOI: 10.17212/1994-6309-2015-3-89-98

References

1. Shorshorov M.Kh. *Metallovedenie svarki stali i splavov titana* [Metallurgy of welding steel and titanium alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1965. 336 p.
2. Grigr'yants A.G., Shiganov I.N. *Lazernaya tekhnika i tekhnologiya. V 7 kn. Kn. 5: Lazernaya svarka metallov* [Laser equipment and technology. In the 7th book. Bk. 5: Laser welding of metals]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1988. 207 p.
3. Pugacheva N.B., Smirnov S.V., Vichuzhanin D.I., Afonin Yu.V., Orishich A.M., Zadvorkin S.M., Goruleva L.S. Prochnost' i struktura neraz'emnykh soedinenii titana i austenitnoi stali, poluchennykh lazernoi svarkoi s promezhutochnymi sloiyami [Influence of laser-welding mode on structure and strength of one-piece connections of titanium alloy austenitic steel with intermediate copper plate]. *Deformatsiya i razrushenie materialov – Russian metallurgy (Metally)*, 2012, no. 7, pp. 26–32.
4. Pugacheva N.B., Trushina E.B., Pugacheva E.I., Orishich A.M., Cherepanov A.N. Struktura svarnykh shvov stali 12Kh18N10T i titanovogo splava VT1-0 s promezhutochnoi mednoi plastinoy posle lazernogo proplavlenniya [Welded seams' structure of Cr18Ni10Ti (12X18H10T) steel and VT1-0 (BT1-0) titanic alloy with an intermediate copper plate after laser melting]. *Voprosy materialovedeniya – Inorganic Materials: Applied Research*, 2013, no. 1 (73), pp. 166–174. (In Russian)

5. Pugacheva N.B., Trushina E.B., Antenorova N.P. Vliyanie lazernoi obrabotki na mikrostrukturu konstruksionnoi malouglerodistoi stali [Effect of laser processing on the microstructure of a structural low-carbon steel]. *Metally – Russian Metallurgy (Metally)*, 2014, no. 4, pp. 77–85. (In Russian)
6. Buddery A., Dargusch M.S., StJohn D.H., Drennan J., Nabulsi S. Laser welding of titanium and its alloys for medical applications: Current knowledge and future direction. *Materials Science Forum*, 2009, vol. 618–619, pp. 291–294. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.291
7. Akman A., Demir A., Canel N., Sinmazçelik T. Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, iss. 8, pp. 3705–3713. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2008.08.026
8. Shariff T., Cao X., Chromik R.R., Baradari J.G., Wanjara P., Cuddy J., Birur A. Laser welding of Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2011, vol. 50, iss. 3, pp. 263–272. doi: <http://dx.doi.org/10.1179/1879139511Y.0000000009>
9. Lambert N., Graeday T., Habraken L., Dadian M., Granjon H. *De ferri metallographia*. Deusseldorf, Verlag Stahleisen, 1983. 440 p. ISBN-10: 3514002142. ISBN-13: 978-3514002142. (Russ. ed.: Lyamber N., Gredi T., Khabraken A., Dad'yan M., Granzhon A. *Metallografiya splavov zheleza*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 248 p.).
10. Saburov V.P., Eremin E.N., Cherepanov A.N., Minnekhanov G.N. *Modifitsirovanie stalei i splavov dispersnymi inokulyatorami* [Modification of steels and alloys by disperse inoculators]. Omsk, OmGTU Publ., 2002. 212 p.
11. Cherepanov A.N., Afonin Yu.V., Malikov A.G., Orishich A.M. Primenenie nanoporoshkov tugoplavkikh soedinenii pri lazernoi svarke i obrabotke metallov [On application of refractory nanopowders to laser processing of materials]. *Tyazheloe mashinostroenie – Heavy Engineering Industry*, 2008, no. 4, pp. 25–26.
12. Polukhin V.A., Belyakova R.M., Vatolin N.A. Vliyanie tekhnologicheskikh mikroprimesei na fragmentatsiyu faz pri poluchenii nanosrukturnirovannykh materialov iz splavov na osnove zheleza v rezhime skorostnogo okhlazhdeniya rasplava [Effect of technological minor additives on the phase fragmentation during preparation of nanostructured Fe-based materials by melt quenching]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov – Inorganic Materials: Applied Research*, 2011, no. 3, pp. 63–67. (In Russian)
13. Sorokin V.G., Gervas'ev M.A., eds. *Stali i splavy. Marochnik. Spravochnik* [Steels and alloys. Grades and specifications. Handbook]. Moscow, Internet Engineering Publ., 2001. 608 p. ISBN 5-89594-056-0
14. RD 50–672–88. Methodological recommendations. Strength tests and calculations. Classification of fractures of metals. Moscow, State Standard of the USSR Publ., 1989. 21 p. (In Russian)
15. Klevtsov G.V., Botvina L.R., Klevtsova N.A., Limar' L.V. *Fraktodiagnostika razrusheniya metallicheskh materialov i konstruksii* [Fractometrical diagnosis of destruction of metallic materials and structures]. Moscow, MISiS Publ., 2007. 264 p. ISBN: 978-5-87623-176-5
16. Orishich A.M., Cherepanov A.N., Shapeev V.P., Pugacheva N.B. *Nanomodifitsirovanie svarnykh soedinenii pri lazernoi svarke metallov i splavov* [Nano-modification of welds by laser welding metals and alloys]. Novosibirsk, SB RAS Publ., 2014. 252 p.

Funding

The work is supported by co-project number 12-C-1-1026 “Creating scientific and technological bases for the application of the laser for welding dissimilar metals and alloys”, performed in Institute of Engineering Science UB RAS (Yekaterinburg) and Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS (Novosibirsk) and RFBR grant 14-08-00 633 a.

Article history:

Received 30 April 2015

Revised 29 May 2015

Accepted 30 June 2015