

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71'721:539.25

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОГО ДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ СВАРНЫХ ШВОВ

© 2019 г. Т. И. Табатчикова^{а, *}, Н. А. Терещенко^а, А. Н. Морозова^а, Н. З. Гуднев^б

^аИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620137 Россия

^бАО “Уралтрансмаш”, ул. Фронтовых бригад, 29, Екатеринбург, 620027 Россия

*e-mail: tabat@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 29.11.2018 г.

После доработки 09.01.2019 г.

Принята к публикации 23.01.2019 г.

Методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного анализа исследованы изменения структуры в сварных швах стальных конструкций, подвергнутых локальному интенсивному динамическому воздействию. Показано, что после сварки в металле шва формируется структура из мартенсита, δ -феррита и метастабильного аустенита. Последующее интенсивное динамическое воздействие приводит к упрочнению металла шва, обусловленному превращением метастабильного аустенита в мартенсит деформации.

Ключевые слова: сталь, сварной шов, интенсивное динамическое воздействие, метастабильный аустенит, мартенсит, микротвердость, рентгеноструктурное исследование

DOI: 10.1134/S0015323019060135

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время в связи с развитием передовых технологий изготовления крупногабаритных сварных конструкций специального назначения появилась необходимость в исследовании процессов, происходящих в сварных швах при интенсивном ударном воздействии. Назрела острая потребность в разработке нового состава порошковой проволоки, который позволил бы изготовить конструкцию со сварным швом, характеризующимся высокой стойкостью к интенсивному динамическому воздействию (ИДВ), возникающему, например, при соударении летящего с высокой скоростью (~ 740 м/с) металлического предмета с металлом шва.

Имеются данные о том, что существенное повышение прочностных характеристик и сопротивления деформации может быть достигнуто в сталях, в которых при пластической деформации протекает мартенситное превращение за счет наличия в исходной структуре метастабильного аустенита [1]. Деформация, в том числе – динамический удар, должна вызывать в таких сталях заметный мартенситного превращения, что способствует снятию напряжений в вершине распространяющейся трещины и локальному повышению пластических свойств стали. В конечном итоге такое поведение металла конструкции в

процессе динамических воздействий должно препятствовать его разрушению.

Особенности развития мартенситного превращения в значительной степени определяются условиями деформирования метастабильного аустенита. Известно, что наиболее эффективно протеканию $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в метастабильных аустенитных сталях способствует низкотемпературная деформация прокаткой, содержание мартенсита при этом возрастает с 40 до 80%, а предел текучести увеличивается до 1300 МПа [2, 3]. Описано формирование гетерофазного наноструктурного $\gamma + \alpha'$ -состояния в результате превращения аустенита в мартенсит в процессе деформации кручением под давлением [4]. Установлено влияние на мартенситное превращение деформации трением [5], равноканальным угловым прессованием (РКУП) [6] и деформации волочением [7]. Изучено воздействие на мартенситное превращение фрикционной обработки индентором; показано, что в результате такой обработки вблизи поверхности создается слой с нанокристаллическими и фрагментированными субмикроструктурными структурами [8]. Однако влияние ИДВ, характеризующегося высокой скоростью деформации, на развитие превращения аустенит \rightarrow мартенсит в таких сталях исследовано недостаточно, между тем влияние скорости деформации может быть значительным [9]. Особый

Таблица 1. Химический состав стали 20ХГСНМ, мас. %

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
0.18...0.24	0.3...0.6	1.20...1.50	1.1...1.4	0.5...0.8	0.15...0.25	0.03	0.03

Таблица 2. Химический состав слоев, полученных сваркой с использованием сварочной проволоки ПП-УТМ, мас. %

C	Si	Mn	Ti	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Nb
0.245	0.571	0.334	0.115	16.55	0.094	0.217	0.349	0.061	0.017

интерес представляет поведение при ИДВ металла сварных швов в высокопрочных конструкциях ответственного назначения.

Целью данной работы являлось исследование мартенситного превращения в сварном шве со структурой метастабильного аустенита в результате ИДВ, определение количества образующегося мартенсита деформации, величины упрочнения металла сварного шва.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследований были выбраны сварные соединения из стали типа 20ХГСНМ, используемой для изготовления крупногабаритных сварных конструкций и имеющей химический состав, указанный в табл. 1.

Сварку листов стали 20ХГСНМ толщиной 18 мм производили методом автоматической электродуговой сварки в смеси защитных газов (82% Ar + 18% CO₂). Были исследованы сварные соединения (рис. 1а), выполненные с использованием сочетания двух сварочных проволок (нижний подслоя – сварочной проволокой Св-10ГСМТ и два верхних слоя – порошковой проволокой нового

класса ПП-УТМ). Химический состав металла шва, полученного при использовании проволоки ПП-УТМ, приведен в табл. 2.

ИДВ на сварное соединение было осуществлено за счет соударения летящего металлического предмета с металлом шва. Спецификой такого воздействия является локальность приложения нагрузки (металл шва) и высокая скорость нагружения (740 м/с) в условиях сжимающих напряжений. В процессе ИДВ верхние слои металла шва, выполненные из сварочной проволоки ПП-УТМ, испытывали значительную пластическую деформацию, при этом выпуклый валик металла шва трансформировался в углубленный “кратер” (рис. 1б). Поскольку область развития пластической деформации была ограничена преимущественно верхними слоями сварного шва, целостность сварного соединения сохранялась.

Металлографическое исследование осуществляли на микроскопе Неофот-30. Поверхность шлифов была ориентирована перпендикулярно поверхности сварного соединения. Для выявления микроструктуры основного металла, зон термического влияния и подслоя, выполненного с помощью сварочной проволоки Св-10ГСМТ, использовали 4%-ный раствор HNO₃. Для выявления микрострукту-

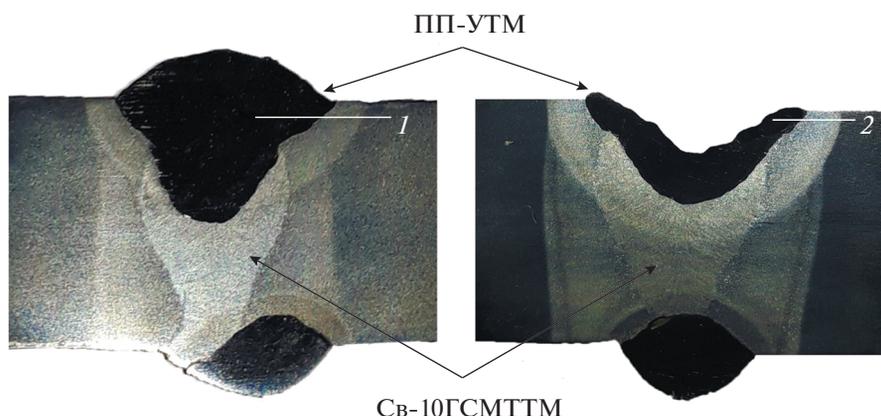


Рис. 1. Макроструктура сварных соединений: а – сварной образец без динамического воздействия; б – после интенсивного динамического воздействия; 1, 2 – линии замера микротвердости через слой, выполненный проволокой ПП-УТМ.

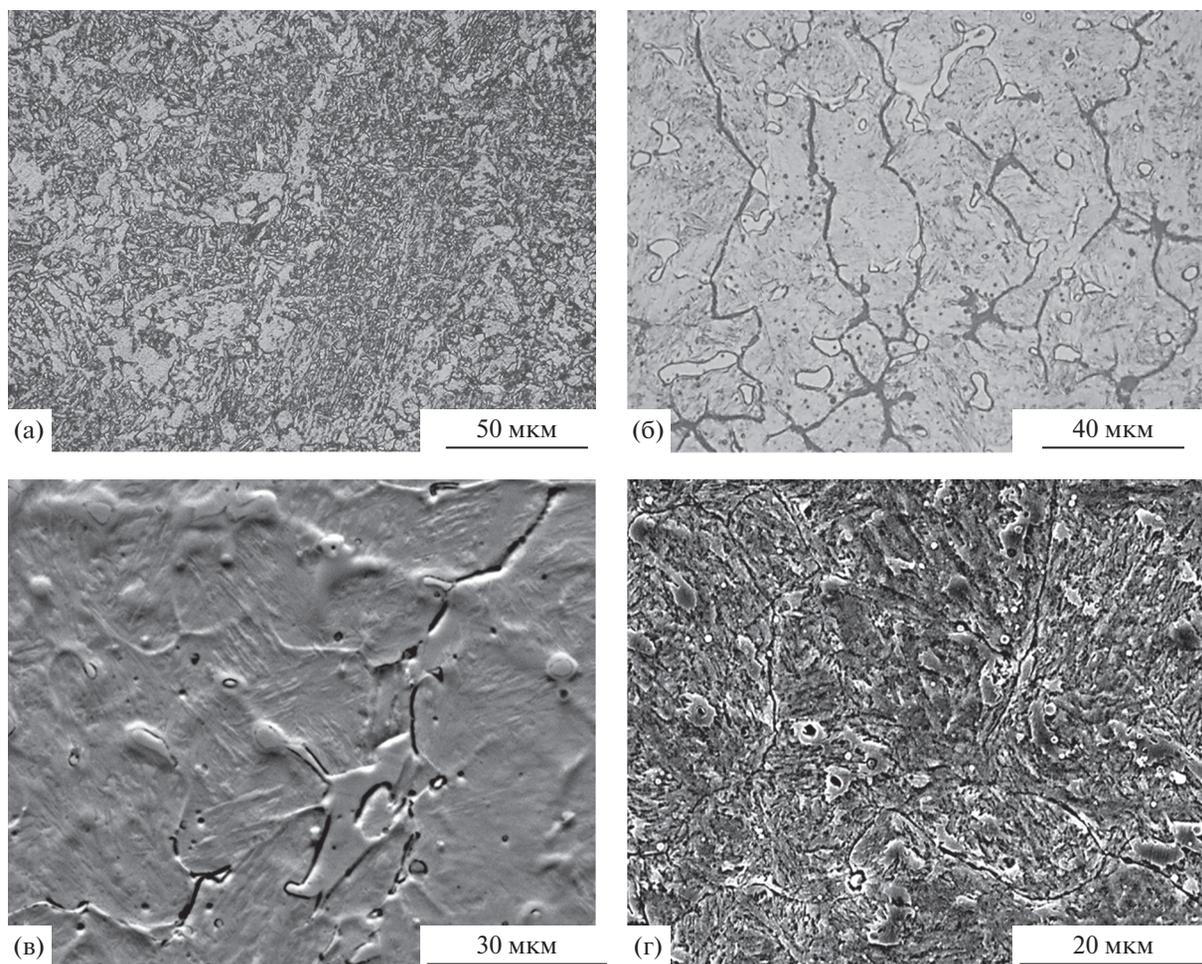


Рис. 2. Микроструктура шва в сварном соединении стали 20ХГСНМ: а – микроструктура нижнего подслоя сварного шва, выполненного с помощью проволоки Sv-10ГСМТ; б, в – микроструктура слоя, выполненного сварочной проволокой ПП-УТМ; г – микроструктура слоя ПП-УТМ после ИДВ.

ры слоя, выполненного с помощью сварочной проволоки ПП-УТМ, использовали травитель, содержащий 10 мл HCl; 3 мл HNO₃; 100 мл C₂H₅OH. Более детальные исследования структуры проводили методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Quanta 200, оснащённом энергодисперсионным спектрометром.

Химический состав металла сварного шва, полученного при использовании сварочной проволоки, определяли на настольном оптико-эмиссионном спектрометре Q4 Tasman (Bruker), а также на портативном рентгено-флуоресцентном спектрометре с SDD-детектором S1 Titan (Bruker).

Микротвёрдость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.98 Н.

Рентгеноструктурное исследование проводили на дифрактометре ДРОН-УМ1 в излучении Fe с применением монохроматора при напряжении 30 кВ и величине тока 20 мА по методике [10]. Рентгеновские спектры получали в интервале

двойных углов Вульфа–Брэгга $2\theta = 54.0^\circ - 58.5^\circ$. Для количественной оценки фазового состава в состоянии после сварки использовали образец, рабочая поверхность которого содержала верхний слой металла шва, выполненный порошковой проволокой ПП-УТМ. Второй образец был вырезан из сварного соединения, повергнутого ИДВ, таким образом, что плоскость исследуемого образца включала поверхность следа от удара летящего с высокой скоростью предмета (см. рис. 1б).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования сварного образца до динамических испытаний. Общий вид исследованных сварных соединений показан на рис. 1. Микроструктура слоя, выполненного сварочной проволокой ПП-УТМ, показана на рис. 2. Нижний подслой, выполненный с помощью сварочной проволоки Sv-10ГСМТ, имеет феррито-бейнитную структуру

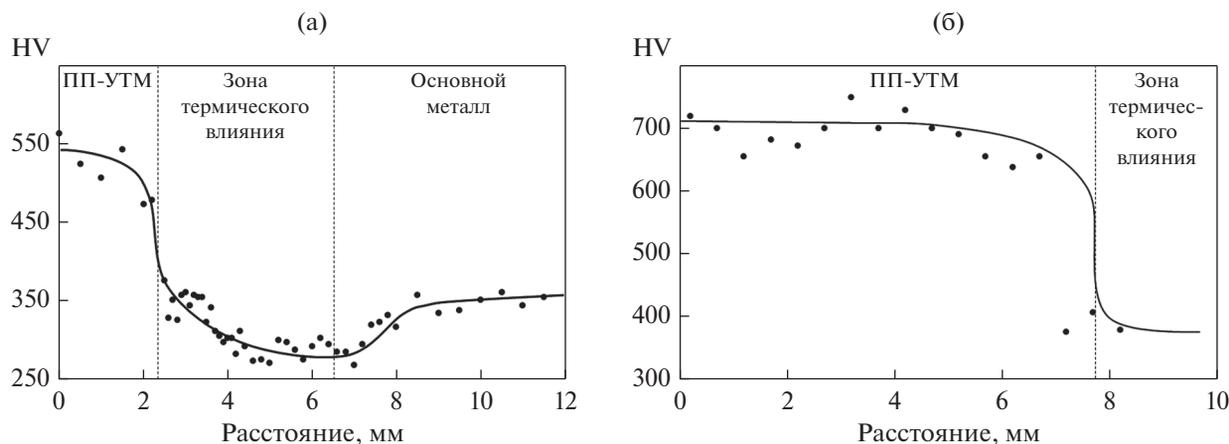


Рис. 3. Микротвердость сварного соединения, выполненного с использованием сочетания сварочных проволок Св-10ГСМТ и ПП-УТМ: а – в исходном состоянии (после сварки); б – после ИДВ, измерение микротвердости происходило от края “кратера” в сторону зоны термического влияния.

ру (рис. 2а). Верхние слои, выполненные сварочной проволокой ПП-УТМ, состоят из аустенита (~40%), мартенсита (~40–50%) и небольшого количества δ -феррита (не более 10%) (рис. 2б). При кристаллизации верхних слоев шва образовались столбчатые зерна аустенита, длинная ось которых ориентирована от линии сплавления с подслоем Св-10ГСМТ к центральной области слоя ПП-УТМ.

Измерение микротвердости вдоль линии, проходящей через слои, выполненный с помощью сварочной проволоки ПП-УТМ (линия замеров 1 на рис. 1а), показало, что микротвердость металла данного слоя составляет 520–550 HV. В зоне термического влияния (ЗТВ) микротвердость закономерно уменьшается с максимальных значений на участке перегрева 400 HV до минимальных значений на участке кратковременного отпуска 280 HV, а затем плавно увеличивается до микротвердости основного металла 350 HV (рис. 3а).

Структура и микротвердость сварного шва после ИДВ. В верхнем слое металла шва после травления были выявлены микротрещины, имеющие извилистый характер (рис. 4а). Кроме того, были обнаружены узкие полосы (шириной ~10–20 мкм), так называемые зоны локализованной деформации, часто пересекающиеся под острыми углами (указаны стрелками на рис. 4б).

Видно, что микротрещины, распространяясь вначале вблизи полосы локализованной деформации, изменили свою траекторию. При интенсивном ударном воздействии деформация была столь значительной, что вызвала не только появление полос локализованного сдвига, но и вихревое течение металла (указано стрелками на рис. 4в).

Иллюстрацию того, что представляет собой полоса локализованной деформации (рис. 4) дает изображение, полученное методом СЭМ (рис. 5). Видно, что в пределах полосы материал испытал

деформацию с чрезвычайно высокой степенью, вследствие которой произошло образование нанокристаллической структуры, размер фрагментов не превышает 100 нм.

Металлографические исследования показали, что в результате ИДВ изменился фазовый состав верхнего слоя металла шва: образовалось некоторое количество мартенсита деформации. В итоге общее количество мартенсита в структуре увеличилось до ~70–80% (до динамического воздействия количество мартенсита составляло ~40–50%), количество аустенита уменьшилось до ~20%, а количество δ -феррита осталось прежним, ~10% (рис. 2б–2г). Извилистый вид трещин, по-видимому, связан с тем, что в момент появления мартенсита перед фронтом растущей трещины локальная область материала упрочняется, благодаря чему развивающаяся трещина изменяет свою траекторию.

Результаты определения микротвердости (см. рис. 3б, линия замеров 2 на рис. 1б), показывают, что слой, выполненный с помощью сварочной проволоки ПП-УТМ, после ИДВ имеет более высокий уровень микротвердости, чем в состоянии после сварки, ~700 HV. Высокий уровень микротвердости сохраняется вплоть до расстояния 5.5 мм от края “кратера”, а затем резко уменьшается до величины микротвердости зоны термического влияния, то есть ~370 HV.

Таким образом, исследования структуры, дополненные измерениями микротвердости, показали, что после ИДВ в слое, выполненном сварочной проволокой ПП-УТМ, произошло существенное упрочнение, которое обусловлено двумя причинами: распадом остаточного аустенита в связи с развитием в нем мартенситного превращения, а также наклепом.

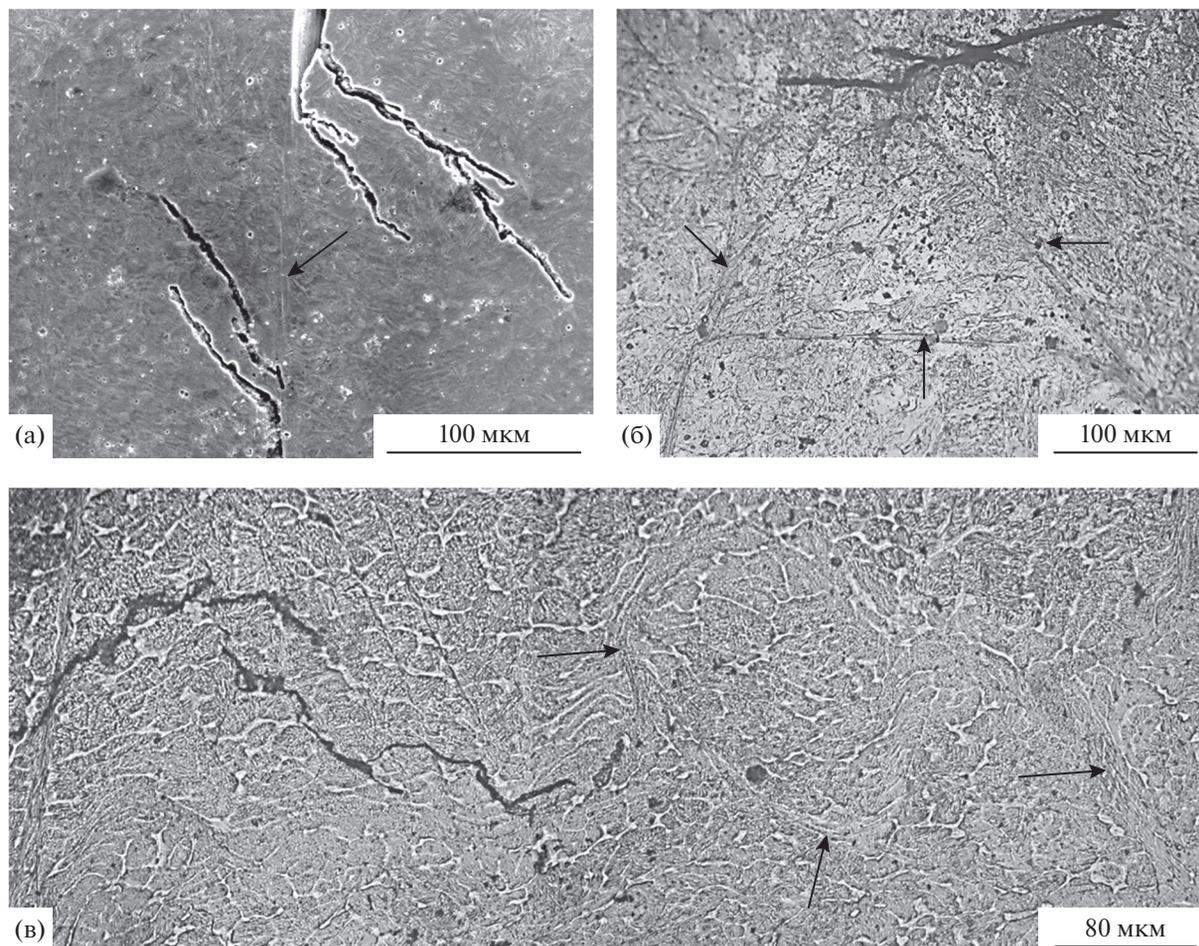


Рис. 4. Микроструктура слоя, выполненного сварочной проволокой ПП-УТМ, после ИДВ: а – разветвленные микротрещины; б, в – микротрещины и полосы локализованной деформации.

Для сравнения необходимо отметить, что микротвердость слоя, выполненного с помощью сварочной проволоки Св-10ГСМТ, после ИДВ практически не изменилась и равна 300 НВ, что несущественно выше, чем микротвердость данного слоя в образце, не подвергавшемся динамическому воздействию (280 НВ).

Рентгеноструктурные исследования. Дифрактограмма, полученная с металла шва после сварки, представлена на рис. 6а. Съемка проводилась с поверхности шлифа, подвергнутой электролитической полировке на глубину 0.1 мм. Полученные при этом данные характеризуют состояние металла в объеме шва. На дифрактограмме в интервале углов $2\theta = 54.0^\circ - 58.5^\circ$ идентифицируется аустенитная линия 111А; количество аустенита составляет 49%. Чуть далее по углам располагается общий пик для рефлексов мартенсита 011 М, 110 М и феррита α -Fe 011, рис. 6а. Определить раздельное количество этих структурных составляющих методом рентгеноструктурного анализа не пред-

ставляется возможным, для этой цели воспользовались диаграммой Шеффлера.

Расчитанные для химического состава сварочной проволоки ПП-УТМ эквиваленты по хрому и никелю составляют $Cr_{\text{экв}} = 17.5$ и $Ni_{\text{экв}} = 7.73$ [11]. При этом, согласно диаграмме Шеффлера количество δ -феррита в структуре стали оценивается приблизительно 10%. [11]. Следовательно, доля мартенсита, возникшего при охлаждении металла шва (мартенсита охлаждения), составляет в % $100 - 49 - 10 = 41$.

Картина рентгеновской дифракции, снятая с металла шва после ИДВ, существенно отличается (рис. 6б). При сравнении дифрактограмм, представленных на рис. 6а и рис. 6б, видно, что относительная интенсивность аустенитной линии 111А после ИДВ заметно снизилась, а относительная интенсивность максимума, который воспроизводит положение линий 011 М, 110 М и α -Fe 011, возросла.

Расчеты показывают: доля аустенита в структуре металла шва сократилась почти вдвое и составляет 23%. Поскольку количество феррита осталось

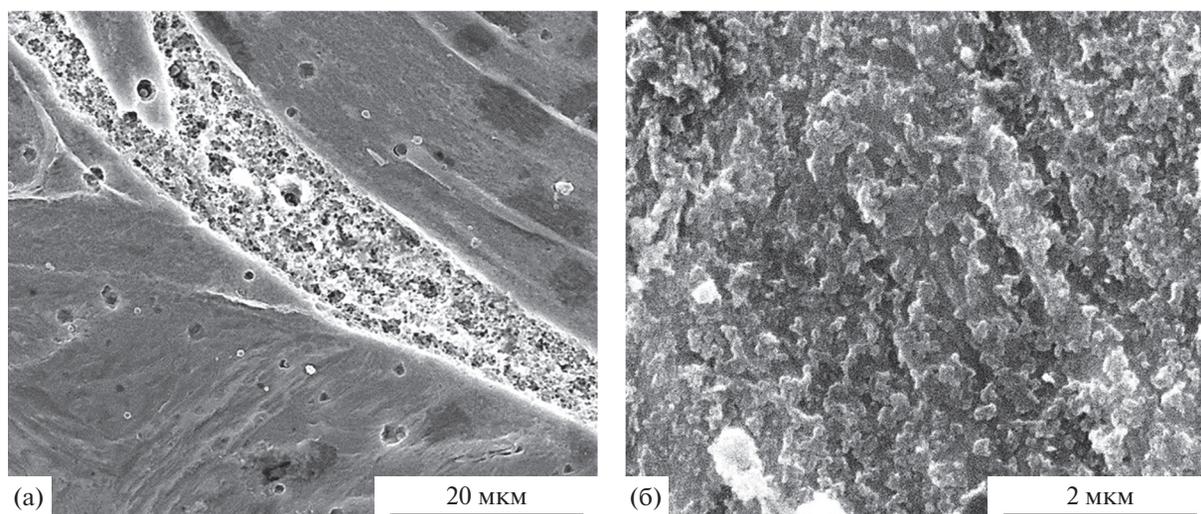


Рис. 5. Полоса локализованной деформации (а) и фрагментация структуры (б) в слое, выполненном сварочной проволокой ПП-УТМ, после ИДВ (СЭМ).

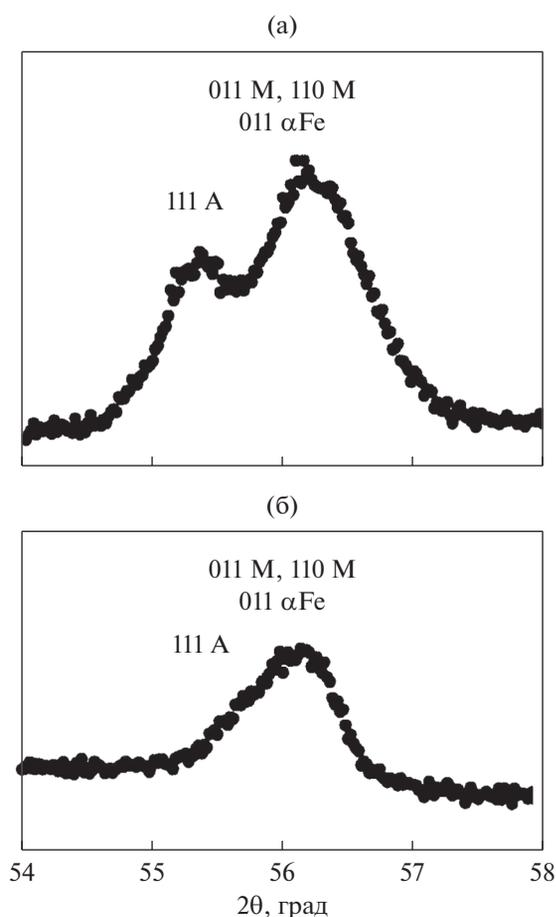


Рис. 6. Дифрактограммы металла шва в состоянии после сварки: а – съемка после электролитической полировки поверхности шлифа на глубину 0.1 мм; б – съемка с поверхности, возникшей в результате ИДВ.

неизменным, можно утверждать, что изменение фазового состава произошло за счет образования мартенсита деформации в количестве 26%.

Результаты рентгеноструктурного анализа и данные металлографии, полученные в настоящей работе, подтверждаются литературными сведениями о склонности аустенита, присутствующего в структуре металла шва, к мартенситному превращению. Температура M_{D50} , при которой 50% мартенсита образуется под воздействием деформации 30%, может быть определена аналитически [12]:

$$M_{D50} = 497 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 20Ni - 18.5Mo.$$

Для химического состава сварочной проволоки ПП-УТМ, данный показатель равен $M_{D50} = (97 - 118)^\circ\text{C}$. Следовательно, при температуре ИДВ, близкой к комнатной, аустенит метастабилен и в металле сварного шва может происходить образование мартенсита деформации.

ВЫВОДЫ

1. Металл сварного шва, выполненного с использованием сварочной проволоки ПП-УТМ, имеет многофазный состав и состоит из δ -феррита, аустенита и мартенсита, количество которого составляет 41%. Микротвердость такой структуры равна 520–550 НВ.

2. В процессе ИДВ металл шва испытывает пластическую деформацию при сохранении целостности сварного соединения. В структуре наклепанного слоя возникают полосы локализованной деформации, области вихревого течения металла и многочисленные извилистые трещины.

3. Метастабильный аустенит, присутствующий в структуре металла шва в состоянии после сварки, испытывает мартенситное превращение при последующем ИДВ. Количество мартенсита деформации составляет 26%, а общее количество мартенсита в фазовом составе достигает 67%.

4. За счет развития пластической деформации и увеличения количества мартенсита твердость наклепанного слоя увеличивается примерно на треть и достигает значений 700 HV, что способствует повышению конструктивной прочности сварного соединения.

Данная работа выполнена в рамках темы “Структура” (№ АААА-А18-118020190116-6) при частичной поддержке Комплексной программы УрО РАН (проект № 18-10-2-39). Электронно-микроскопические исследования выполнены в Центре коллективного пользования “Электронная микроскопия” УрО РАН – отделе электронной микроскопии “Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сагардзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 711 с.
2. Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н. Влияние термомеханических обработок на формирование субмикроструктурных состояний и механические свойства метастабильной аустенитной стали // Письма о материалах. 2016. Т. 6. № 4(24). С. 290–293.
3. Гойхенберг Ю.Н. Комплексное упрочнение метастабильных нержавеющей аустенитных сталей // МиТОМ. 2014. № 9. С. 22–27.
4. Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Аккузин С.А., Найден Е.П., Корзников А.В. Особенности мартенситных превращений и эволюция дефектной микроструктуры метастабильной аустенитной стали в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением // ФММ. 2016. Т. 117. № 8. С. 875–884.
5. Бараз В.Р., Федоренко О.Н. Влияние деформации трением на структуру и свойства метастабильной аустенитной хромоникелевой стали // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 12. С. 15–18.
6. Dobatkin S.V., Skrotzki W., Rybalchenko O.V., Terent'ev V.F., Zolotarev E.V. Structural changes in metastable austenitic steel during equal channel angular pressing and subsequent cyclic deformation // Mater. Sci. Eng.: A. 2018. V. 723. P. 141–147.
7. Мальцева Л.А., Озерец Н.Н., Косицына И.И., Грачев С.В., Авалишин В.А., Дерягин А.И. Исследование формирования структуры метастабильной аустенитной стали 03X14N11K5M2ЮТ при деформационном воздействии // МиТОМ. 2008. № 10. С. 14–18.
8. Макаров А.В., Скорынина П.А., Юровских А.С., Осинцева А.Л. Влияние технологических условий наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние и упрочнение метастабильной аустенитной стали // ФММ. 2017. Т. 118. № 12. С. 1300–1311.
9. Nagy E., Mertinger V., Tranta F., Sylyom J. Deformation induced martensitic transformation in strainless steels // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 378. P. 308–313.
10. Качалов Н.Н., Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ (поликристаллов): практическое руководство. М.: Машгиз, 1960. 216 с.
11. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1977. 647 с.
12. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 181 с.