

УДК 669.71,721:539.25

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ

Т. И. Табатчикова, А. Н. Морозова, Н. А. Терещенко

Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, 620137 Екатеринбург, amorozova@imp.uran.ru

Методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного анализа исследовано изменение структуры сварных швов, выполненных новой сварочной проволокой и подвергнутых высокоскоростному удару. Показано, что после сварки в металле шва формируется структура из мартенсита, δ -феррита и метастабильного аустенита. Последующее интенсивное воздействие приводит к упрочнению металла шва, обусловленному превращением метастабильного аустенита в мартенсит деформации. Проведено кинетическое микроиндентирование сварного соединения.

Ключевые слова: сталь, сварной шов, высокоскоростной удар, метастабильный аустенит, мартенсит, микротвердость, рентгенографические исследования, микроиндентирование.

DOI 10.15372/FGV20200314

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день к крупногабаритным сварным металлоконструкциям специального назначения предъявляются повышенные требования по долговечности и надежности эксплуатации, в связи с чем исследование процессов разрушения материалов при действии интенсивных нагрузок представляет большой интерес. Помимо традиционных направлений, эти исследования имеют значение для разработки и эксплуатации многих современных конструкций. Поведение конструкций (в том числе сварных) при интенсивных ударных (динамических) воздействиях изучалось до сих пор с точки зрения высокоскоростных ударов.

Исследованию различных обработок взрывом, в том числе и сварных соединений металлоконструкций, посвящено множество работ. Влияние взрыва на комплекс механических свойств металла сварных конструкций описано в работах [1, 2]. В работе [3] подробно изучен процесс теплообмена при сварке взрывом, в [4, 5] представлены гидродинамические модели образования сварных соединений при

высокоскоростных косых соударениях металлических пластин.

В настоящее время появилась необходимость в исследовании процессов, происходящих в сварных швах металлоконструкций 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 высокоскоростному удару, возникающему, например, при соударении летящего с высокой скоростью (≈ 740 м/с) металлического предмета с металлом шва.

Известно [6], что наличие в исходной структуре сталей метастабильного аустенита приводит к существенному повышению сопротивления деформации за счет протекания мартенситного превращения, в процессе которого происходит локальное повышение пластических свойств стали, что способствует снятию напряжений в вершине распространяющейся трещины. В конечном итоге такое поведение металла конструкции в процессе динамических воздействий должно препятствовать его дальнейшему разрушению.

Образование мартенсита при пластической деформации (в том числе при высокоскоростном ударе) протекает при температурах выше точки M_n , соответствующей температуре начала мартенситного превращения. Сложное влияние пластической деформации аустенита на мартенситное превращение объясня-

Работа выполнена в рамках темы «Структура» (№ АААА-А18-118020190116-6). Электронно-микроскопические исследования проведены в центре коллективного пользования «Электронная микроскопия» УрО РАН — отделе электронной микроскопии Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов ИФМ УрО РАН.

© Табатчикова Т. И., Морозова А. Н., Терещенко Н. А., 2020.

ется, в частности, увеличением числа дефектов кристаллического строения и появлением локальных напряжений, способствующих мартенситному превращению. Таким образом, образование мартенсита в процессе пластической деформации (или при ударе) происходит при температуре M_d , превышающей температуру M_n . Кроме того, необходимо, чтобы температура образования мартенсита деформации M_d была выше комнатной.

Исследованию поведения метастабильных аустенитных сталей при воздействии различного рода деформации посвящено множество работ. В работе [6] подробно изучено влияние пластической деформации на развитие мартенситного превращения в метастабильных аустенитных хром-никель-марганцевых сталях. Известно, что низкотемпературная деформация прокаткой метастабильных аустенитных сталей способствует прямому $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению, содержание мартенсита возрастает до 80 %, а предел текучести увеличивается до 1300 МПа [7, 8]. В [9] показано влияние деформации кручением под давлением на превращение аустенита в мартенсит с формированием гетерофазного наноструктурного $\gamma + \alpha'$ -состояния. В ряде работ установлено влияние деформации трением [10], равноканальным угловым прессованием [11] и волочением [12] на мартенситное превращение, двойникование и формирование высокодисперсного структурного состояния с высоким уровнем прочностных свойств. В [13] изучалось влияние наноструктурирующей фрикционной обработки индентором на мартенситное превращение и упрочнение метастабильных аустенитных сталей; показано, что фрикционная обработка создает в поверхностном слое упрочненный слой с нанокристаллическими и фрагментированными субмикрокристаллическими структурами. Из работы [14] известно, что скорость деформации может существенно влиять на развитие превращения аустенит $\rightarrow$ мартенсит. Однако влияние высокоскоростного ударного воздействия, характеризующегося высокой скоростью деформации, в таких сталях исследовано недостаточно. Особый интерес представляет поведение металла сварных швов при высокоскоростном ударе в высокопрочных конструкциях ответственного назначения.

Таким образом, целью данной работы являлось изучение мартенситного превращения в металле сварных швов со структурой мета-

стабильного аустенита при высокоскоростном ударе, определение объема образующегося мартенсита деформации, величины упрочнения металла сварного шва и его сопротивления пластической деформации.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследовались сварные соединения из стали типа 20ХГСНМ, используемой для изготовления крупногабаритных сварных конструкций. Химический состав стали, % (по массе): 0.18 ÷ 0.24 C, 0.3 ÷ 0.6 Mn, 1.20 ÷ 1.50 Si, 1.1 ÷ 1.4 Cr, 0.5 ÷ 0.8 Ni, 0.15 ÷ 0.25 Mo, 0.03 S, 0.03 P.

Сварку листов стали 20ХГСНМ толщиной 18 мм производили методом автоматической электродуговой сварки в смеси защитных газов (82 % Ar + 18 % CO₂). Использовались две сварочные проволоки: для нижнего слоя — сварочная проволока Св-10ГСМТ, а для двух верхних слоев — порошковая проволока нового класса ПП-УТМ состава, %: 0.245 C, 0.571 Si, 0.334 Mn, 0.115 Ti, 16.55 Cr, 0.094 Mo, 0.217 Ni, 0.349 Cu, 0.061 Al, 0.017 Nb.

Высокоскоростной удар (ВУ) создавали соударением летящего со скоростью 740 м/с металлического предмета с металлом шва.

Для исследования микроструктуры сварного соединения до и после ВУ изготавливали шлифы, поверхность которых была перпендикулярна к поверхности сварного соединения. Для выявления микроструктуры основного металла, зон термического влияния и подслоя, выполненного с помощью сварочной проволоки Св-10ГСМТ, использовали 4%-й раствор HNO₃. Для выявления микроструктуры слоя, выполненного с помощью сварочной проволоки ПП-УТМ, использовали травитель, содержащий 10 мл соляной кислоты HCl, 3 мл азотной кислоты HNO₃, 100 мл этилового спирта C₂H₅OH. Исследование шлифов проводили на микроскопе «Неофот-30», а более детальные исследования — методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Quanta 200, оснащенном 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 рентгенофлуоресцентном спектрометре с SDD-детектором S1 Titan (Bruker).

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

Инструментальное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN61 HCU при максимальной нагрузке 0.245 Н, времени нагружения 20 с, выдержке при максимальной нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с.

Способность материала выдерживать механические нагрузки без остаточного формоизменения определяли методом инструментального микроиндентирования, который позволяет найти максимальную глубину вдавливания индентора $h_{\max}$ и остаточную глубину вдавливания после снятия нагрузки h_p , контактный модуль упругости $E^* = E/(1-\nu^2)$ (где E — модуль Юнга, ν — коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} , твердость по Мартенсу НМ (в которой учитывается наряду с пластической также и упругая деформация), работу обратной упругой деформации вдавливания W_e и общую механическую работу вдавливания W_t . Данным методом были определены и другие характеристики: $R_e = [(h_{\max} - h_p)/h_{\max}] \cdot 100\%$ — упругое восстановление [15–17]; H_{IT}/E^* — удельная контактная твердость, которая характеризует долю упругой деформации в общей деформации [17]; H_{IT}^3/E^{*2} — сопротивление пластическому деформированию [18].

Рентгеноструктурное исследование проводили на дифрактометре ДРОН-УМ1 в излучении Fe с применением монохроматора при напряжении 30 кВ и величине тока 20 мА. Рентгеновские спектры получали в интервале двойных углов Вульфа — Брэгга $2\theta = 54.0 \div 58.5^\circ$. Образец для рентгенографических исследований представлял собой верхний слой металла шва, выполненного порошковой проволокой ПП-УТМ. Его использовали для количественной оценки фазового состава исходного (после сварки) состояния. Поскольку съемку дифрактограмм необходимо проводить с плоской поверхности, был изготовлен шлиф, плоскость которого была параллельна поверхности сварного соединения, для чего часть усиления шва была снята и шлифована. Второй образец для рентгенографических исследований вырезали из сварного соединения, подвергнутого ВУ, таким образом, чтобы плоскость исследуемого образца включала в себя поверхность

следа от удара летящего с высокой скоростью предмета, представлявшего собой некий «кратер».

Эквивалент хрома рассчитывался по формуле

$$Cr_{\text{экв}} = Cr + Mo + 1.5 \% Si, \quad (1)$$

а эквивалент никеля —

$$Ni_{\text{экв}} = Ni + 30 \% C + 13 \% N + 0.5 \% Mn. \quad (2)$$

Объемная доля аустенита A определялась согласно [19]:

$$A = 100 - \frac{100}{1 + 1.45(I_{111\gamma}/I_{110\alpha})} [\%], \quad (3)$$

где $I_{111\gamma}$ — интенсивность максимума ГЦК железа с индексами (111), отн. ед.; $I_{110\alpha}$ — суммарная интенсивность максимумов ОЦК и ОЦТ железа, отн. ед.

Температура M_{d50} , при которой 50 % мартенсита образуется под воздействием деформации 30 %, определялась из соотношения Гладмена, Хаммонда, Марша (см. [20]):

$$M_{d50} = 497 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 20Ni - 18.5Mo, \quad (4)$$

которое дает возможность определить способность стали к упрочнению при пластической деформации.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Сварной образец в исходном состоянии

Общий вид исследованных сварных соединений приведен на рис. 1, а. Микроструктура слоя, выполненного сварочной проволокой ПП-УТМ, показана на рис. 2. Нижний подслои, полученный с помощью сварочной проволоки Св-10ГСМТ, имеет ферритобейнитную структуру (рис. 2, а). Верхние слои, выполненные новой сварочной проволокой ПП-УТМ, состоят из аустенита ($\approx 40\%$), мартенсита ($\approx 40 \div 50\%$) и небольшого количества δ -феррита (не более 10 %) (рис. 2, б). 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. Более

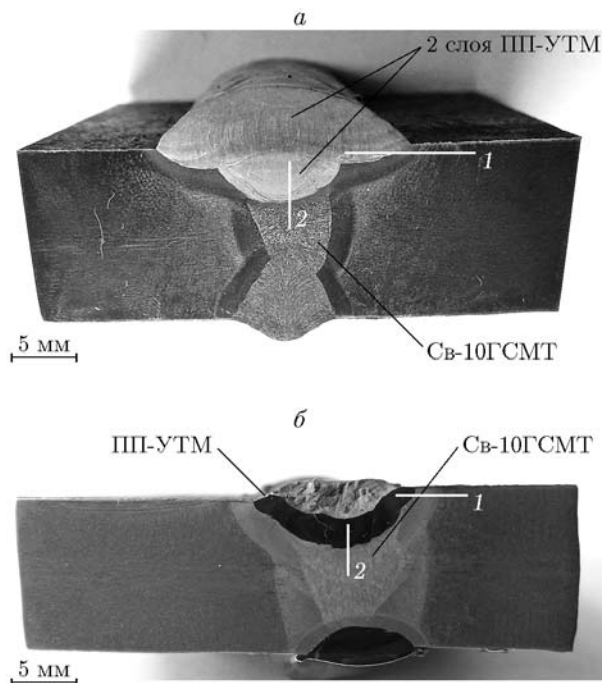


Рис. 1. Общий вид сварного соединения стали 20ХГСНМ, выполненного с использованием сочетания сварочных проволок:

один слой — сварка проволокой Св-10ГСМТ, два слоя — сварка проволокой ПП-УТМ: *а* — без воздействия, *б* — после высокоскоростного удара; 1, 2 — линии замера микротвердости

детальное исследование микроструктуры различных зон сварного соединения представлено в работе [21].

На рис. 3, *а* приведено распределение микротвердости вдоль линии 1 на рис. 1, проходящей через слой, выполненный сварочной проволокой ПП-УТМ. Видно, что микротвердость металла данного слоя максимальна и составляет $520 \div 550$ HV, в зоне термического влияния микротвердость закономерно уменьшается от максимального значения 400 HV на участке перегрева до минимального значения 280 HV на участке кратковременного отпуска, а затем

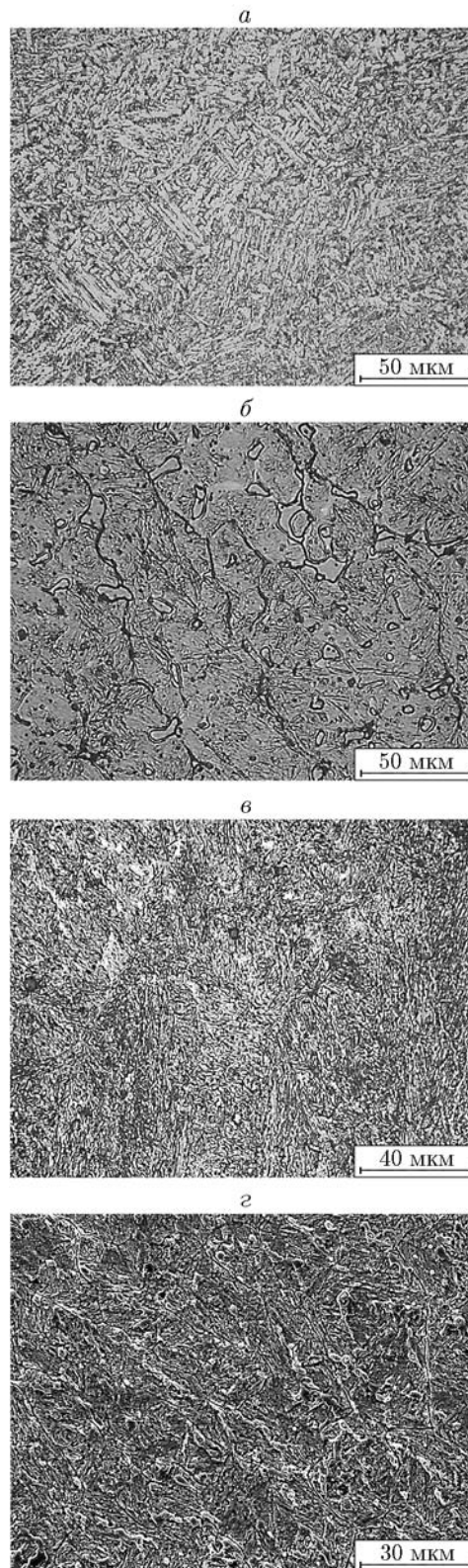


Рис. 2. Микроструктура шва в сварном соединении стали 20ХГСНМ:

а — нижний подслой сварного шва, выполненный проволокой Св-10ГСМТ; *б* — слой, выполненный сварочной проволокой ПП-УТМ; *в, г* — структура слоя ПП-УТМ после ВУ (металлография (*в*) и сканирующая электронная микроскопия (*г*))

плавню увеличивается до микротвердости основного металла 350 HV. При переходе от слоя ПП-УТМ к подслою Св-10ГСМТ (линии замера микротвердости 2 на рис. 1) микротвердость резко падает до ≈ 290 HV (рис. 3, в).

Сварной образец после ВУ

В результате ВУ структура слоя, выполненного сварочной проволокой ПП-УТМ, изменилась. Имевшийся в исходной структуре аустенит претерпел мартенситное превращение, в результате которого количество мартенсита увеличилось и достигло $\approx 70 \div 80$ % (рис. 2, з).

Из результатов определения микротвердости, представленных на рис. 3, б (линия замеров 2 на рис. 1, б), видно, что слой, полученный с помощью сварочной проволоки ПП-УТМ, после ВУ имеет высокий уровень микротвердости ≈ 700 HV, которая остается столь высо-

кой вплоть до расстояния 5.5 мм от края «кратера», а затем резко уменьшается до величины микротвердости зоны термического влияния, т. е. ≈ 370 HV. Необходимо отметить, что микротвердость слоя, выполненного сварочной проволокой Св-10ГСМТ, практически не изменилась после ВУ и равна 290 HV (рис. 3, з), что незначительно выше, чем микротвердость данного слоя в образце, не подвергавшемся высокоскоростному ударному воздействию (280 HV).

Металлографические исследования показали, что в результате ВУ образовалось некоторое дополнительное количество мартенсита деформации и соответственно уменьшилось количество остаточного аустенита. Судя по металлографическим данным, количество мартенсита увеличилось до $\approx 70 \div 80$ % (до динамического воздействия оно составляло $\approx 40 \div 50$ %), а количество аустенита уменьшилось до ≈ 20 %, количество δ -феррита осталось прежним, ≈ 10 % (см. рис. 2, б, з).

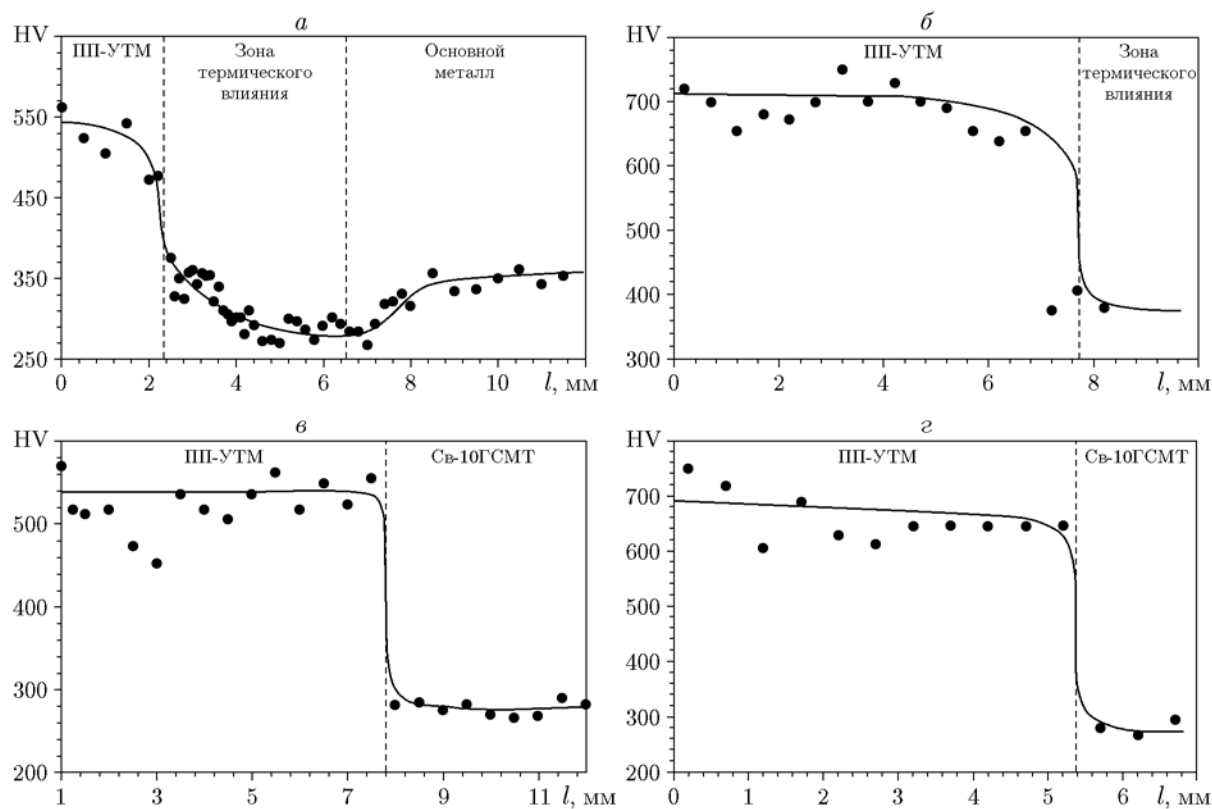


Рис. 3. Микротвердость сварного соединения, выполненного с использованием сочетания сварочных проволок Св-10ГСМТ и ПП-УТМ:

а, в — в исходном состоянии (после сварки), б, з — после ВУ; направление измерения микротвердости: а, б — от края «кратера» в сторону зоны термического влияния по трассе 1 на рис. 1, в, з — от дна «кратера» в сторону подслоя Св-10ГСМТ по трассе 2 на рис. 1

При детальном исследовании верхнего слоя металла шва, выполненного с помощью сварочной проволоки ПП-УТМ, в результате травления выявлены микротрещины, имеющие извилистый характер (рис. 4, а, б). Кроме того, обнаружены узкие полосы (шириной $\approx 10 \div 20$ мкм), так называемые зоны локализованной деформации, часто пересекающиеся друг с другом под острыми углами (указаны стрелками на рис. 4, в, г). 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, причем только часть траектории микротрещин совпадает с местами расположения полос локализованной деформации.

Извилистый вид трещин, несомненно, связан с тем, что в момент появления мартенсита перед растущей трещиной происходит снятие напряжений, благодаря чему развивающаяся трещина изменяет свою траекторию. Причиной такого поведения материала послужило повышение его пластических свойств в момент мартенситного превращения, происходящего при ВУ.

Представление о полосе локализованной деформации (см. рис. 4) дает изображение, полученное методом сканирующей электронной микроскопии (рис. 5). Видно, что в пределах полосы материал испытал деформацию чрезвычайно высокой степени, вследствие которой образовалась нанокристаллическая структура, размер фрагментов не превышает 100 нм.

Таким образом, исследования структуры, дополненные измерениями микротвердости, показали, что в слое, выполненном сварочной проволокой ПП-УТМ, после ВУ упрочнение существенно возросло, что стало результатом двух одновременно протекающих процессов — мартенситного превращения и пластической деформации (наклеп).

Рентгеноструктурные исследования

На рис. 6, а представлена дифрактограмма металла шва после сварки (без воздействия). 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

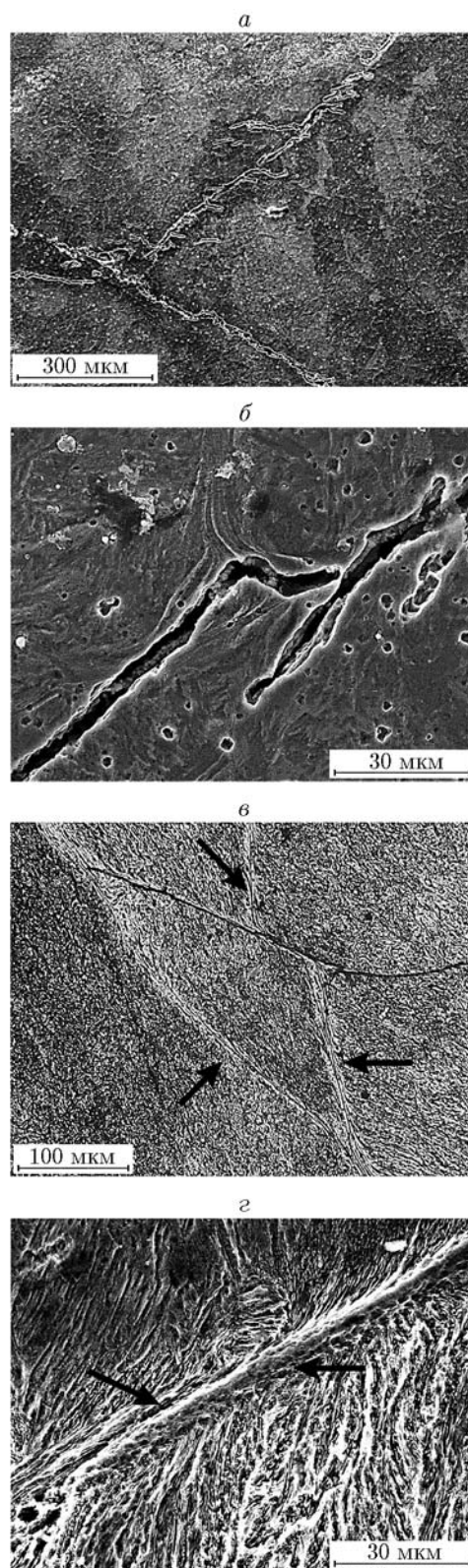


Рис. 4. Микротрещины и полосы локализованной деформации в подслое, выполненном сварочной проволокой ПП-УТМ, после высокоскоростного удара

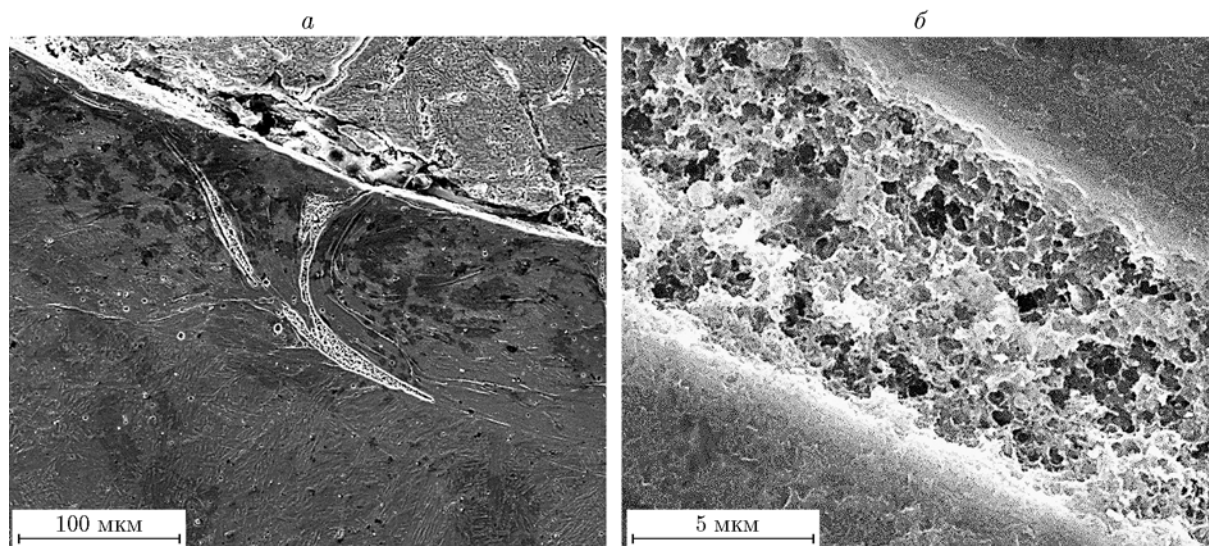


Рис. 5. Полоса локализованной деформации (а) и фрагментация структуры (б) в слое, выполненном сварочной проволокой ПП-УТМ, после высокоскоростного удара (сканирующая электронная микроскопия)

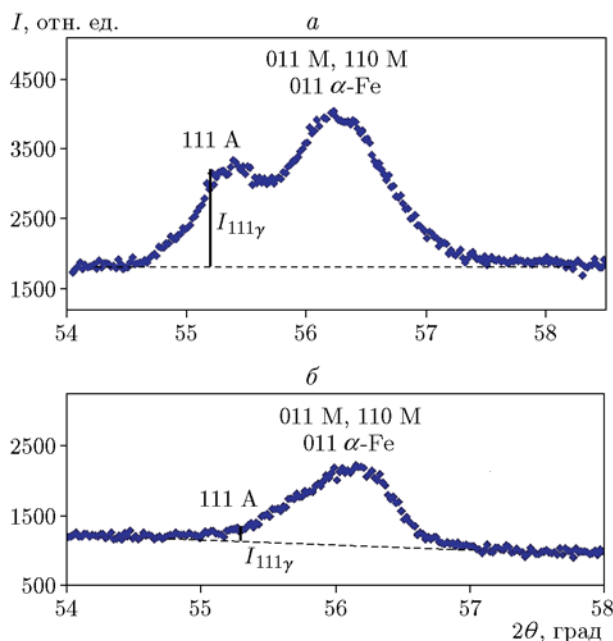


Рис. 6. Дифрактограммы металла шва в состоянии после сварки:

а — съемка после электролитической полировки поверхности шлифа на глубину 0.1 мм, б — съемка с поверхности, возникшей в результате ВУ; буквой М помечены линии мартенсита, А — аустенита, α-Fe — α-феррита

$2\theta = 54 \div 58.5^\circ$ идентифицируется линия аустенита 111; чуть далее по углам располагается общий пик для рефлексов мартенсита 011, 110

и α-феррита 011, сформированный в результате взаимного наложения этих линий.

Для определения фазового состава металла шва с помощью диаграммы Шеффлера [22] были подсчитаны по уравнениям (1) и (2) эквиваленты хрома и никеля: $Cr_{\text{экв}} = 17.5$, $Ni_{\text{экв}} = 7.73$. Нанеся точки, соответствующие полученному составу, на диаграмму Шеффлера, можно с уверенностью утверждать, что слой, полученный при использовании сварочной проволоки ПП-УТМ, должен иметь в структуре мартенсит, аустенит и феррит. Расчет по уравнению (3) позволил определить количество аустенита в металле шва после сварки — 49 %. Согласно диаграмме Шеффлера количество δ-феррита в структуре металла шва оценивается на уровне 10 %. Следовательно, доля мартенсита, возникшего в процессе сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении металла шва (мартенсита охлаждения), составляет 41 %.

Пластическая деформация в сталях с метастабильным аустенитом осуществляется посредством нескольких структурных механизмов: наряду со скольжением и двойникованием реализуется мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение [23]. Склонность стали к образованию мартенсита деформации M_{d50} оценивалась по уравнению (4). Для металла шва, выполненного проволокой ПП-УТМ, данный показатель равен $M_{d50} = 97 \div 118^\circ\text{C}$ (уравнение (4)). Следовательно, при температуре ВУ, близкой к ком-

Таблица 1
Фазовый состав металла шва после различных воздействий

Состояние металла	Количество, % (по объему)		Количество мартенсита, %	
	феррит	аустенит	закалки	деформации
После сварки	10	49	41	—
После ВУ	10	23	41	26

натной, в металле сварного шва может происходить образование мартенсита деформации.

На рис. 6,б приведена дифрактограмма металла шва, подвергнутого ВУ. Зарегистрировано повышение интенсивности, максимум которой воспроизводит положение линий мартенсита 011, 110 и α -феррита 011. Форма пика асимметрична со стороны малых углов за счет слабого отражения аустенита 111.

При сравнении рис. 6,а и рис. 6,б видно, что относительная интенсивность аустенитной линии на дифрактограмме, снятой после ВУ, заметно снизилась. Расчеты показывают, что доля аустенита в структуре металла шва сократилась почти вдвое и составляет 23 %. Поскольку количество феррита осталось неизменным, можно утверждать, что изменение фазового состава произошло за счет образования мартенсита деформации. Количество мартенсита деформации на поверхности, созданной ВУ, достигает 26 %. Таким образом, в результате ВУ общее количество мартенсита, включая мартенсит закалки и мартенсит деформации, достигло 67 % (табл. 1).

Кинетическое микроиндентирование

По данным кинетического микроиндентирования микротвердость слоев, полученных в сварных соединениях при использовании новой сварочной порошковой проволоки ПП-УТМ, су-

Таблица 3
Параметры для оценки стойкости материалов к деформированию и износу

Образец	R_e , %	$(H_{IT}/E^*) \cdot 10^2$	H_{IT}^3/E^{*2} , ГПа	φ , %
После сварки	17.2	3.31	0.00778	75.71
После ВУ	18.5	3.63	0.01147	73.37

щественно возрастает: с 675 ± 32 HV после сварки до 764 ± 36 HV после ВУ (на 22 %). В табл. 2 приведены данные кинетического микроиндентирования образцов в исходном состоянии и после ВУ, а в табл. 3 представлены рассчитанные на основе характеристик микроиндентирования параметры упругого восстановления $R_e = [(h_{\max} - h_p)/h_{\max}] \cdot 100$ %, удельной контактной твердости H_{IT}/E^* , условный показатель запаса пластичности φ [24] и сопротивления пластической деформации H_{IT}^3/E^{*2} , по которым оценивают стойкость поверхностных слоев различных материалов и покрытий к деформированию при контактом воздействии, а также износостойкость [17, 25–28].

Необходимо отметить, что особенно существенно (на 47.4 %) возрастает отношение H_{IT}^3/E^{*2} , которое принято считать прямой качественной характеристикой сопротивления пластической деформации [22]. Таким образом, по данным микроиндентирования слой ПП-УТМ после ВУ характеризуется повышенным сопротивлением пластической деформации, в том числе при контактом воздействии, по сравнению с исходным состоянием после сварки.

ВЫВОДЫ

1. Верхний слой металла шва в сварных соединениях, выполненный сварочной проволокой ПП-УТМ, имеет многофазный состав и состоит из мартенсита, аустенита и δ -феррита,

Таблица 2
Результаты кинетического микроиндентирования металла шва (слоя ПП-УТМ) при нагрузке 0.245 Н

Образец	$h_{\max}$, мкм	h_p , мкм	НМ, ГПа	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	W_t , 10^{-3} мкДж	W_e , 10^{-3} мкДж
После сварки	1.262 ± 0.024	1.045 ± 0.031	5.37 ± 0.20	7.14 ± 0.34	21.3 ± 7.8	113.2 ± 4.7	2.5 ± 0.9
После ВУ	1.152 ± 0.014	0.939 ± 0.019	6.32 ± 0.14	8.72 ± 0.23	240.4 ± 4.3	101.3 ± 1.8	27.4 ± 0.2

причем количество метастабильного аустенита достигает 49 %.

2. В верхнем слое металла шва при высокоскоростном ударе происходят структурные превращения, вызванные двумя причинами: наклепом и мартенситным превращением в метастабильном аустените.

3. Повышение микротвердости верхнего слоя металла шва до ≈ 700 HV при ВУ в основном обусловлено развитием мартенситного превращения в метастабильном аустените. В результате ВУ образуется 26 % мартенсита деформации, и общее количество мартенсита достигает 67 %. Напротив, количество аустенита уменьшается с 49 % (в исходном состоянии после сварки) до 23 % после ВУ.

4. ВУ вызывает появление в слое металла шва, выполненного порошковой проволокой ПП-УТМ, микротрещин и полос локализованной деформации с нанокристаллической структурой.

5. Развитие и распространение трещин в металле шва при ВУ носит прерывистый характер: растущая трещина в какой-то момент останавливается, а затем изменяет свою траекторию вследствие повышения пластических свойств материала в ходе мартенситного превращения. Изменение траектории трещины сдерживает ее дальнейшее развитие, что обуславливает повышенную стойкость металла шва к последующему разрушению.

6. Сварной шов, выполненный порошковой проволокой ПП-УТМ, после ВУ характеризуется повышенным сопротивлением пластической деформации по сравнению с исходным состоянием после сварки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Петушков В. Г. Применение взрыва в сварочной технике. — Киев: Наук. думка, 2005.
2. Добрушин Л. Д. Современное состояние и перспективы развития сварки высокоскоростным ударом // Изв. Волгоград. гос. техн. ун-та. — 2004. — № 6. — С. 22–27.
3. Цюй Я.-Д. Распределение температуры в зоне контакта пластин при сварке взрывом // Физика горения и взрыва. — 2011. — Т. 47, № 1. — С. 138–142.
4. Симонов В. А. Области сварки взрывом. Основные параметры и критерии. — Новосибирск: Ин-т гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 1995.
5. Петушков В. Г. О физической трактовке процесса сварки взрывом вблизи ее нижней границы // Физика горения и взрыва. — 2000. — Т. 36, № 6. — С. 104–110.
6. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. — М.: Металлургия, 1988.
7. Литовченко И. Ю., Аккузин С. А., Полежаева 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.
8. Гойхенберг Ю. Н. Комплексное упрочнение метастабильных нержавеющей аустенитных сталей // Металловедение и терм. обработка металлов. — 2014. — № 9. — С. 22–27.
9. Литовченко И. Ю., Тюменцев А. Н., Аккузин С. А., Найденов Е. П., Корзников А. В. Особенности мартенситных превращений и эволюция дефектной микроструктуры метастабильной аустенитной стали в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением // Физика металлов и металловедение. — 2016. — Т. 117, № 8. — С. 875–884.
10. 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.
11. Dobatkin S. V., Skrotzki W., Rybalchenko O. V., Terent'ev V. F., Belyakov A. N., Prosvirnin D. V., Raab G. I., 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.
12. Мальцева Л. А., Озерец Н. Н., Косицына И. И., Грачев С. В., Завалишин В. А., Дерягин А. И. Исследование формирования структуры метастабильной аустенитной стали 03X14H11K5M2ЮТ при деформационном воздействии // Металловедение и терм. обработка металлов. — 2008. — № 10. — С. 19–23.
13. 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 // Физика металлов и металловедение. — 2017. — Т. 118, № 12. — С. 1300–1311.
14. Nagy E., Mertinger V., Tranta F., Sólyom J. Deformation induced martenitic transformation in stainless steels // Mater. Sci. Eng. A. — 2004. — V. 378, N 1-2. — P. 308–313.
15. Page T. F., Hainsworth S. V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // Surf. Coat. Technol. — 1993. — V. 61, N 1-3. — P. 201–208.
16. Петржик М. И., Левашов Е. А. Современные методы изучения функциональных по-

- верхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // Кристаллография. — 2007. — Т. 52, № 6. — С. 1002–1010.
17. **Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П.** Новые методологические возможности определения механических свойств современных материалов методом автоматического индентирования // Наука та інновації. — 2010. — Т. 6, № 5. — С. 7–18.
 18. **Mayrhofer P. H., Mitterer C., Musil J.** Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surf. Coat. Technol. — 2003. — V. 174–175. — P. 725–731.
 19. **Качалов Н. Н., Миркин Л. И.** Рентгеноструктурный анализ. Практическое руководство. — М.: Машгиз, 1960.
 20. **Пикеринг Ф. Б.** Физическое металловедение и разработка сталей. — М.: Металлургия, 1982.
 21. **Табатчикова Т. И., Лепихин С. В., Морозова А. Н., Гуднев Н. З.** Структура и механические свойства сварных соединений из стали, выполненных с использованием гидроабразивной резки // Физика металлов и металловедение. — 2018. — Т. 119, № 7. — С. 736–745.
 22. **Гуляев А. П.** Металловедение. — М.: Металлургия, 1977.
 23. **Штремель М. А.** Разрушение структур. Кн. 2. — М.: МИСиС, 2015.
 24. **Пугачева Н. Б., Мичуров Н. С., Сенаева Е. И., Быкова Т. М.** Структура и теплофизические свойства алюмоматричных композитов // Физика металлов и металловедение. — 2016. — Т. 117, № 11. — С. 1188–1195.
 25. **Cheng Y.-T., Cheng Ch.-M.** Relationships between hardness, elastic modulus, and the work of indentation // Appl. Phys. Lett. — 1998. — V. 73, N 5. — P. 614–618.
 26. **Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П.** Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования // Материаловедение. — 2008. — № 8. — С. 15–21.
 27. **Макаров А. В., Поздеева Н. А., Саврай Р. А., Юровских А. С., Малыгина И. Ю.** Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой // Трение и износ. — 2012. — Т. 33, № 6. — С. 587–598.
 28. **Саврай Р. А., Макаров А. В., Малыгина И. Ю., Роговая С. А., Осинцева А. Л.** Повышение прочности коррозионностойкой аустенитной стали AISI 321 фрикционной обработкой // Diagn., Resour. Mech. Mater. Struct. — 2017. — № 5. — С. 43–62.

Поступила в редакцию 01.04.2019.

После доработки 20.05.2019.

Принята к публикации 29.05.2019.