
**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.15-196:539.25

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ
И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ
СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ
В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ**

© 2022 г. **Е. Ю. Приймак^{a, b, *}, М. Л. Лобанов^{c, d}, С. В. Беликов^{c, d},
М. С. Карабаналов^c, И. Л. Яковлева^d**

^aАО “Завод бурового оборудования”, просп. Победы, 118, Оренбург, 460026 Россия

^bОренбургский государственный университет, просп. Победы, 13, Оренбург, 460048 Россия

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

^dИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: e.prijmak@zbo.ru

Поступила в редакцию 31.10.2021 г.

После доработки 26.01.2022 г.

Принята к публикации 01.02.2022 г.

Методом ориентационной микроскопии (EBSD) исследованы структурно-текстурные состояния двух среднеуглеродистых легированных сталей в области шва, полученного ротационной сваркой трением. В зоне термомеханического влияния в обеих сталях зафиксированы мартенситные структуры, характеризующиеся наличием выраженной кристаллографической текстуры близкой к (110)[001], ось которой является нормалью к поверхности шва. На основе предположения об образовании зародышей новой фазы на специальных границах $\Sigma 3$ объяснено возникновение практически однокомпонентной кристаллографической текстуры, образующейся в результате сдвигового превращения деформированного аустенита в соответствии с многовариантными ориентационными соотношениями типа Курдюмова–Закса.

Ключевые слова: ротационная сварка трением, сдвиговое фазовое превращение, мартенсит, ориентационная микроскопия, текстура, ориентационные соотношения, специальные разориентации, специальные границы

DOI: 10.31857/S0015323022060122

ВВЕДЕНИЕ

Ротационная сварка трением (РСТ) – это одно из первых технологических решений создания неразъемных соединений посредством нагрева трением, которое на сегодняшний день является высокопроизводительной перспективной технологией, применяемой для создания конструкций в различных отраслях промышленности. РСТ представляет собой процесс соединения в твердом состоянии, который реализуется путем вращения одной детали относительно другой, находясь под действием осевой силы сжатия [1]. Трение между поверхностями разогревает их, и материал приконтактных зон подвергается пластической деформации. Сжимающее усилие вытесняет пластическую деформированный материал с поверхности раздела, способствуя схватыванию контактных поверхностей с последующим образованием неразъемного соединения.

Приконтактные области свариваемых материалов испытывают деформационное и термическое воздействие, что может явиться причиной возникновения и развития текстуры в зоне термомеханического влияния сварных соединений [2, 3].

В предыдущих исследованиях [4, 5] установлено, что в процессе РСТ трубных заготовок из среднеуглеродистых легированных сталей происходит разогрев приконтактных областей до температур, превышающих критическую точку A_{c3} , и дальнейшее ускоренное охлаждение за счет реализации быстрого теплообмена между узкой, нагретой в процессе трения зоной и прилегающими областями металла. Вследствие этого, в зоне термомеханического влияния формируется мартенсито-бейнитная структура. Таким образом, ротационная сварка трением среднеуглеродистых сталей включает следующие механизмы развития текстуры: деформация аустенита, динамическая

Таблица 1. Химический состав сталей в мас. %, предназначенных для производства бурильных труб

| Материал | C | Mn | Si | S | P | Cr | Ni | Cu | Mo | V |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|-------|------|------|------|
| 30ХГСА | 0.32 | 0.95 | 1.07 | 0.002 | 0.010 | 0.95 | — | 0.04 | 0.10 | — |
| 40ХМФА | 0.38 | 0.45 | 0.23 | 0.009 | 0.010 | 0.90 | 0.008 | 0.15 | 0.25 | 0.11 |

рекристаллизация аустенита, сдвиговое превращение аустенита.

Анализ литературных источников, посвященных вопросам формирования текстуры в сварных соединениях, полученных способом РСТ, показал ограниченность информации в этой области. Имеется отдельная работа [6], в которой показано как исходная текстура $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ (α -fibre) экструдированных стержней из порошковых молибдена и молибденового сплава в области сварного шва вблизи свободной поверхности преобразуется в одноосную текстуру $\{111\}\langle uvw \rangle$ (γ -fibre). Это происходит за счет изменения вектора основного нормального напряжения, и соответствующей деформации материала, а также сопровождающего деформацию рекристаллизационного процесса.

Вместе с тем исследования текстуры подробно проведены для сварных соединений различных материалов, полученных сваркой трением с перемешиванием. Показано, что в сварных соединениях алюминия и алюминийевых сплавов происходит формирование преимущественной кристаллографической ориентировки $\{112\}\langle 100 \rangle$ [7–10], в сварном соединении меди преобладают ориентировки $\{001\}\langle 110 \rangle$ [11], в сталях аустенитного класса и латуни Cu–30Zn – ориентировки $\{111\}\langle 110 \rangle$ [12–14]. Указанные компоненты отвечают компонентам текстуры простого сдвига для ГЦК-металлов.

Для сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей, широко применяемых в машиностроении, подобные исследования отсутствуют. Применение технологии РСТ для изготовления геологоразведочных и нефтяных бурильных труб из данного класса материалов [15], требует повышения эксплуатационных свойств материала в зоне сварного шва. Поэтому возникает потребность в более глубоком понимании процесса РСТ конструкционных сталей, в том числе образования текстуры, так как она способствует анизотропии прочностных и пластических свойств [16].

Настоящая работа посвящена установлению закономерностей формирования структурно-текстурного состояния в зоне термомеханического влияния (ЗТМВ) сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей, полученных ротационной сваркой трением.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследованию подлежали сварные соединения из среднеуглеродистых легированных сталей (табл. 1), предназначенных для производства геологоразведочных бурильных труб с приварными замковыми деталями. Трубная заготовка из стали 30ХГСА используется в качестве тела бурильной трубы, в то время как замковое соединение выполнено из стали 40ХМФА. Трубные заготовки из указанных материалов предварительно были подвергнуты закалке и высокому отпуску.

Ротационную сварку трением осуществляли в производственных условиях на машине для сварки трением Thompson-60. Для сварки использовали трубные заготовки диаметром 70 мм и толщиной стенки 5 мм. Режимы сварки были следующими: сила разогрева 94 кН, сила проковки 212 кН, частота вращения при разогреве 900 об./мин, длина оплавления 9.5 мм.

Для измерения текстуры использовали метод определения отдельных ориентировок зерен с помощью электронной микроскопии и анализа EBSD (Electron Back-Scattering Diffraction). Анализ проводился на растровом электронном микроскопе ThermoScience Scios 2 LoVac с приставкой Oxford Instrument Symmetry EBSD Detector с использованием программного комплекса AZtec. Параметры микроскопа в момент съемки были следующие, ускоряющее напряжение – 20 кВ, ток зонда – 410 нА. Шаг сканирования – 0.1 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более $\pm 1^\circ$ (в среднем $\pm 0.6^\circ$). Области ориентационных карт, включающие сварной шов, при этом относящиеся к различным сталям, анализировали по отдельности с использованием возможностей программного комплекса AZtec.

Межкристаллитные границы строились на ориентационных картах при разориентациях 8° (толщина – 1 пиксель). Анализ границ решетки совпадающих узлов (PCU) между отдельными зернами осуществляли построением их на ориентационных картах с учетом заложенного в программное обеспечение стандартного критерия Брендона $\pm \Delta\theta$. Для каждой границы он составляет конкретную величину: $\Delta\theta = 15^\circ / (\Sigma n)^{1/2}$, где Σn – количество совпадающих узлов в элементарной ячейке, образующейся при наложении трехмерных кристаллических решеток. С использованием про-

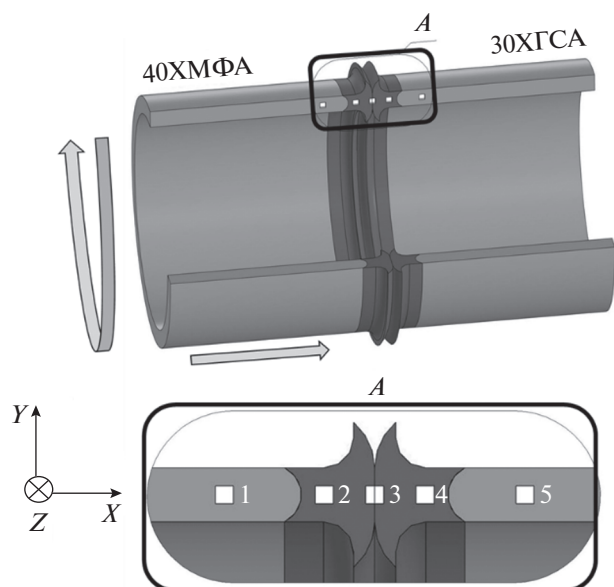


Рис. 1. Схема отбора образцов для структурных исследований с указанием используемой при анализе текстуры системой координат (стрелками обозначено направление движения заготовки при сварке); 1, 5 — исходный металл, 2, 4 — зоны термомеханического влияния, 3 — область сварного шва.

граммного комплекса AZtec для каждой анализируемой области были определены средние размеры кристаллитов как диаметры окружностей, ограничивающих участки площадью, эквивалентной средней площади микрокристаллитов.

При проведении текстурного анализа в качестве лабораторной принята система координат (X, Y, Z). Ось X параллельна горизонтальной оси образца, совпадающей с направлением деформации при сварке (соответственно, оси симметрии трубных изделий), ось Y параллельна вертикальной оси образца, ось Z направлена нормально плоскости рисунка, то есть плоскости, с которой производилась съемка (рис. 1). Относительно данной системы координат определяли компоненты текстуры в индексах Миллера. На всех приведенных в работе рисунках: ось Y направлена вертикально; ось X — горизонтально; Z — перпендикулярно к плоскости рисунка. Исследование текстуры проводили с использованием построения прямых полюсных фигур (ППФ) и сечений функций распределения ориентировок (ФРО) в пространстве углов Эйлера.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ микроструктуры исходного металла, области (1, 5), зоны термомеханического влияния, области (2, 4), и сварного шва, область (3), выявил наличие пакетов мартенсита, состоящих из вытянутых дисперсных кристаллитов (рис. 2). Наблюдали заметные различия в средних размерах кристаллитов, как в исходной микроструктуре сталей (1.7 ± 0.2 мкм для 40ХМФА и 1.4 ± 0.2 мкм для 30ХГСА), так и в области сварного шва (1.9 ± 0.2 мкм для 40ХМФА и 1.3 ± 0.2 мкм для 30ХГСА).

Спектры межзеренных (межкристаллитных) границ также соответствовали мартенситной струк-

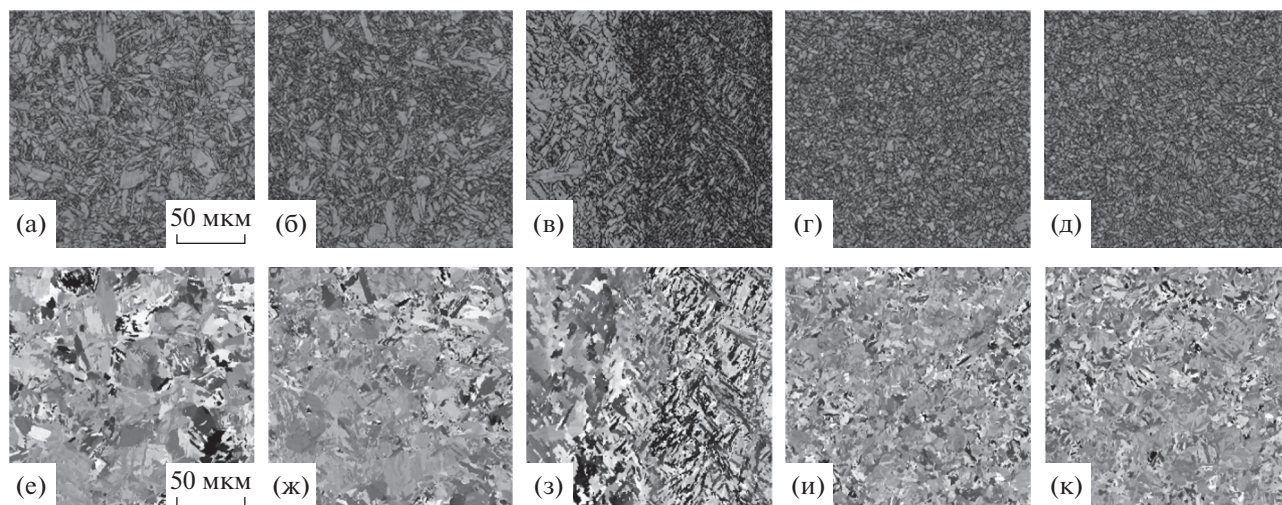


Рис. 2. Микроструктура сварного изделия из сталей 40ХМФА и 30ХГСА в виде карт ориентационного контраста (EBSD) с нанесением межкристаллитных границ (а–д) и ориентационных карт с выделением ориентировки $\{110\}\langle 001 \rangle$ (е–к): а, е — 40ХМФА, область 1, исходное состояние; б, ж — 40ХМФА, область 2, ЗТМВ; в, з — область 3, сварной шов; г, и — 30ХГСА, область 4, ЗТМВ; д, к — 30ХГСА, область 5, исходное состояние; на (е–к) точная ориентировка $\{110\}\langle 001 \rangle$ выделена черным цветом, остальные ориентировки показаны в градациях серого цвета по степени отклонения от точной, максимальное отклонение (60°) соответствует белому цвету.

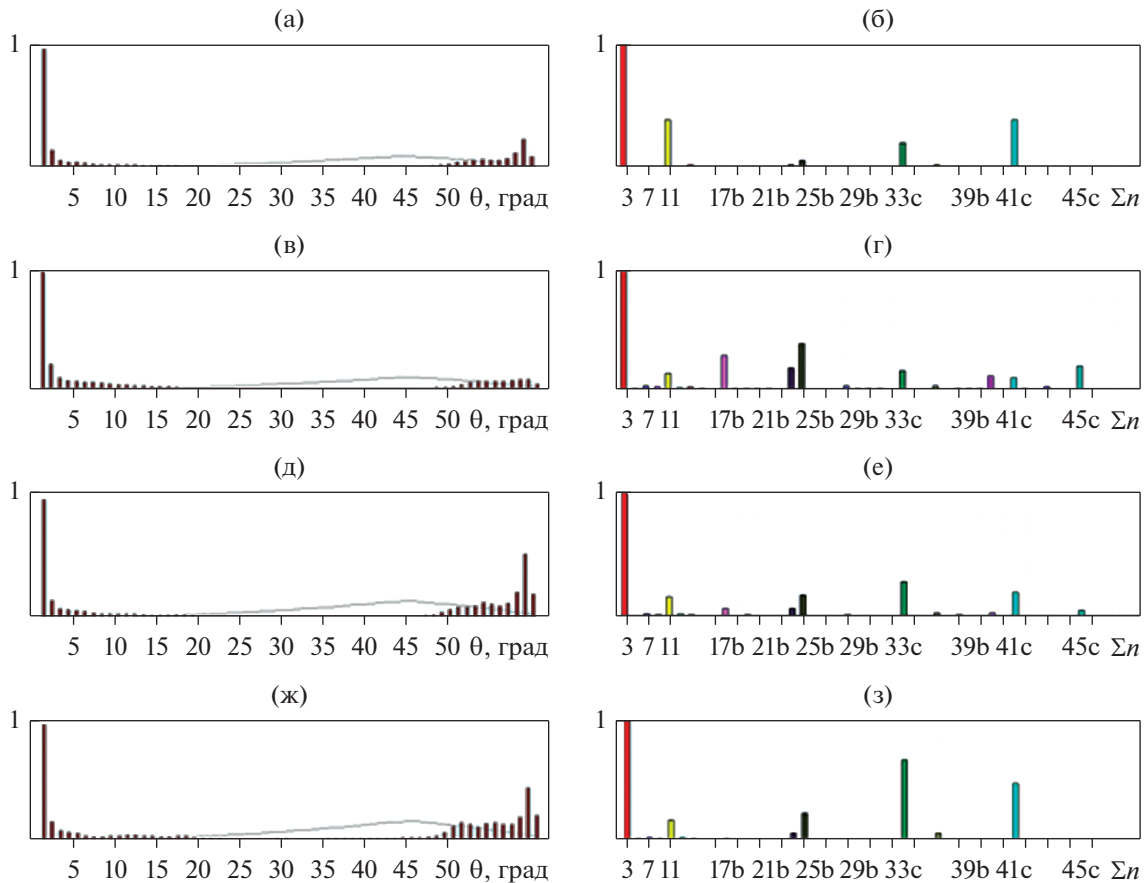


Рис. 3. Спектры межкристаллитных границ (а, в, д, ж) и специальных границ (б, г, е, з), полученные методом EBSD: а, б – 40ХМФА, область 2, ЗТМВ; в, г – 40ХМФА, область 3, сварной шов; д, е – 30ХГСА, область 3, сварной шов; ж, з – 30ХГСА, область 4, ЗТМВ.

туре (рис. 3) [17, 18]: все высокоугловые границы сосредоточены в углах разориентации от 49° до 60° (рис. 3а, 3в, 3д, 3ж); в спектрах специальных границ преимущественно фиксировали границы решетки совпадающих узлов – $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$ и $\Sigma 41c$ (рис. 3б, 3г, 3е, 3з). В работе [19] показано, что появление данного спектра является результатом сдвигового фазового превращения в соответствии с ориентационными соотношениями (ОС) промежуточными между ОС Курдюмова–Закса (К–З) и ОС Нишиямы–Вассермана (Н–В), которые реализуются в сталях [20, 21].

Очевидно, что проведенные исследования микроструктуры подтверждают вывод, ранее сделанный в [4, 5], о реализации процесса фазовой перекристаллизации в области сварного шва. Заметно больший размер кристаллитов в области шва для стали 40ХМФА, по-видимому, связан с более продолжительным пребыванием материала в аустенитной области в процессе охлаждения. Это обусловлено как более низкой температурой A_{C3} у стали 40ХМФА по сравнению с 30ХГСА, так и дополнительным разогревом более высокоуглеро-

дистого материала в момент прохождения в соседней с ним области процесса фазового превращения, идущего с выделением тепла.

Кристаллографические текстуры обеих сталей в исходном состоянии (рис. 4а, 4е) являются сложными, многокомпонентными, очень сильно рассеянными, очевидно, определенными технологической предысторией изготовления обоих свариваемых изделий. В области сварного шва (рис. 4в, 4г) в обеих сталях наблюдается рассеянная текстура с хорошо выраженной компонентой близкой к $(110)[001]$ (ребровая текстура, текстура Госса). В ЗТМВ (рис. 4б, 4д) фиксируются состояния, являющиеся “усредненными” между исходными текстурами сталей и текстурой шва.

Таким образом, в области сварного шва в результате двух последовательно реализованных процессов – горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при охлаждении, происходит формирование однокомпонентной текстуры мартенита. Этот факт является достаточно интересным и требует дополнительного анализа, поскольку кристаллография образования мартен-

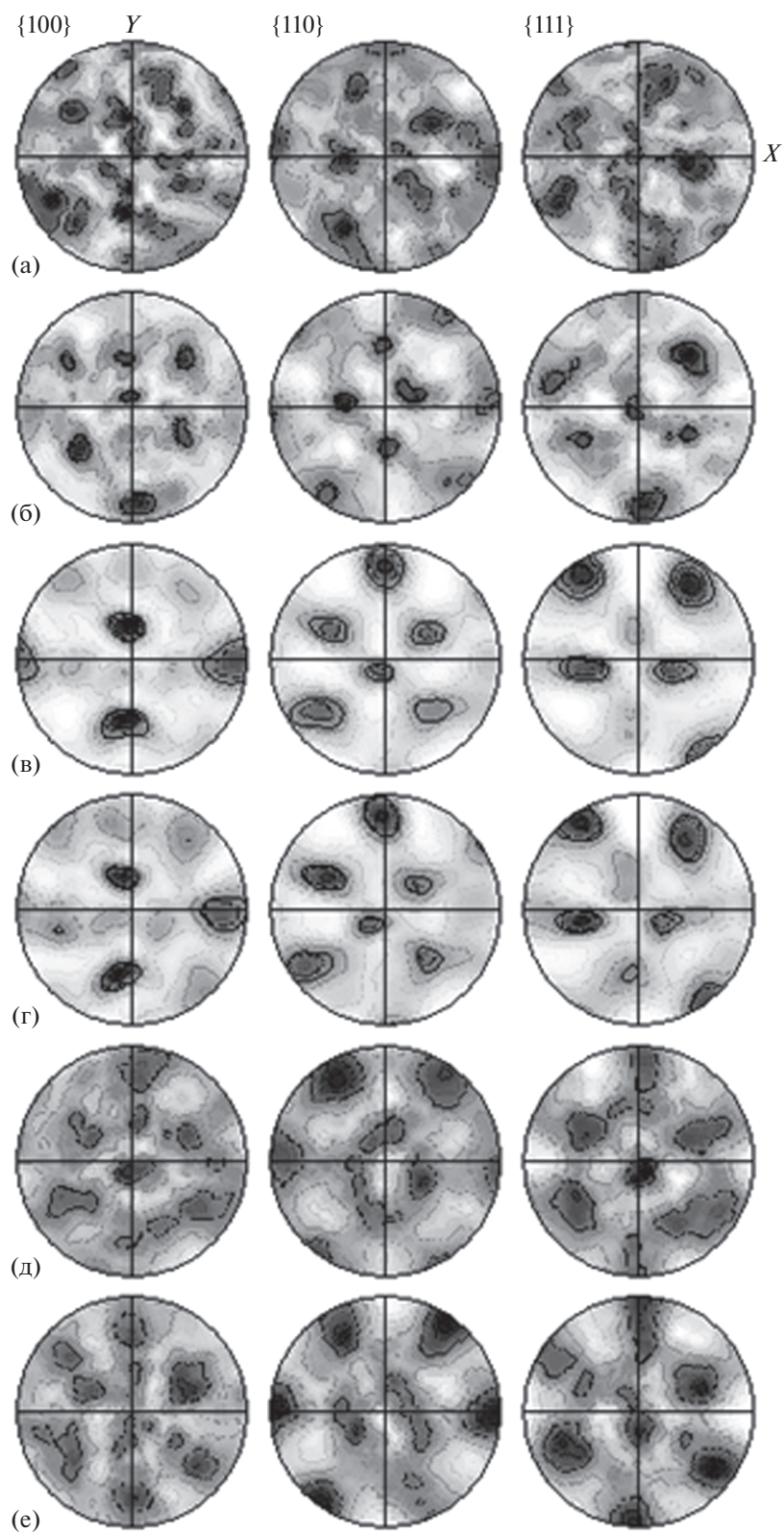


Рис. 4. Текстура различных областей сварного изделия в виде ПФ $\{100\}$, $\{110\}$, $\{111\}$ в сталях 40ХМФА (а, б, в) и 30ХГСА (г, д, е): а, е – области 1, 5 (исходное состояние); б, д – области 2, 4 (ЗГМВ); в, г – область 3 (сварной шов).

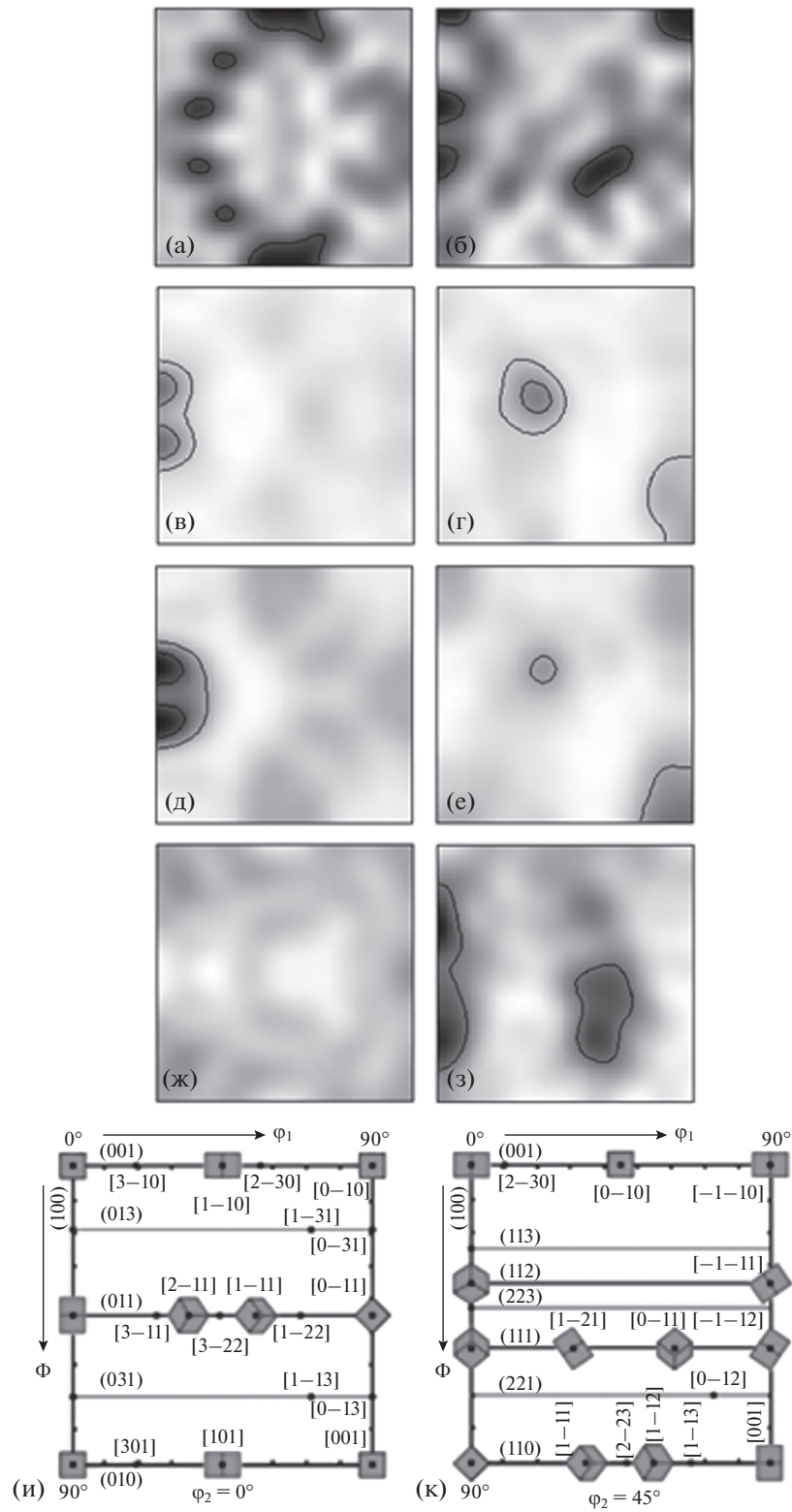


Рис. 5. Исходная текстура свариваемых изделий (а, б – 40ХМФА, ж, з – 30ХГСА) и текстура областей возле сварного шва (в, г – 40ХМФА; д, е – 30ХГСА) виде сечений ФРО: а, в, д, ж, и – $\varphi_2 = 0^\circ$; б, г, е, з, к – $\varphi_2 = 45^\circ$. На “и” и “к” приведены стандартные сетки для расшифровки ФРО с нанесением элементарных ячеек кристаллической решетки, вид в направлении Z.

сита предполагает возникновение практически бестекстурного состояния. Это связано с тем, что в результате прохождения сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ М-превращения с выполнением определенных ОС промежуточных между ОС К-3 и ОС Н-В любая ориентировка аустенита превращается в 24 (К-3) или 12 (Н-В) ориентировок мартенсита [22–24], оси которых равномерно распределены по пространственной сфере.

Детальный анализ текстуры сварного шва, проведенный с использованием построения ФРО (рис. 5), показал, что ориентировка, видимая на ППФ как единственная, в действительности является комбинацией двух симметричных ориентировок из совокупности близкой к $\{210\}\langle 012\rangle$, отклоненных от идеальной ребровой на углы 18° – 26° . “Носителями” данных ориентировок являются отдельные пластины в мартенситных пакетах (рис. 2в), общее количество которых даже с учетом рассеяния $\pm 20^\circ$ составляет не более 30%. Большинство данных пластинок отделено от соседствующих с ними специальной границей $\Sigma 3$ (двойниковой).

Большую часть “текстурного фона” на ФРО составляют сильно рассеянные ориентировки, повернутые относительно двух вышеобозначенных вокруг их осей $\langle 110\rangle$ на угол близкий к 70° , т.е. находящиеся в специальной разориентации $\Sigma 3$.

Согласно результатам расчетов, подобных, проведенным в работах [25, 26], описанное выше текстурное состояние становится возможным, если зарождение кристаллитов новой фазы (в данном случае мартенсита) происходит на специальных границах матричной фазы (аустенита), в первую очередь $\Sigma 3$. Формирование кристаллитов новой фазы на кристаллографически упорядоченных межзеренных границах матричного материала достаточно однозначно определяет их ориентировки.

При сравнительно небольших степенях деформации любого металлического материала в нем формируется кристаллографическая текстура, состоящая из стабильных ориентировок, практически неизменяющихся при дальнейшем увеличении степени нагружения [27]. При деформации металла с гранецентрированной кристаллической решеткой в результате его одноосного нагружения формируется сложная аксиальная текстура с преимущественной осью $\langle 111\rangle$ параллельной направлению максимальной деформации [28]. По-видимому, напряженно-деформационное состояние, реализующееся в месте контакта свариваемых сталей, в данном случае предполагает формирование текстуры аустенита преимущественно в виде двух ориентировок из совокупности $\{112\}\langle 111\rangle$ (например, $(1, 1, -2)$ $[1, 1, 1]$ и $(-1, -1, 2)$ $[1, 1, 1]$), являющихся стабильными компонентами сдвиговой текстуры [27]. Данные ориентировки находятся по

отношению друг к другу в точной специальной разориентации $\Sigma 3$. Соответственно, границы между зернами с данными ориентировками, которые возникают с большой вероятностью, также оказываются специальными – $\Sigma 3$. Расчеты показывают, что при формировании кристаллитов мартенсита в соответствие с ОС К-3 на данных границах возникают ориентировки из совокупности близкой к $\{22, 11, 1\}\langle 7, 16, 1\rangle$, отклоненные от точной ориентировки $(110)[001]$ по плоскости на $\sim 19^\circ$ и по направлению на 26° , т.е. хорошо описывающие экспериментально зафиксированное текстурное состояние в области сварного шва.

ВЫВОДЫ

1. Установлено, что в зоне шва, полученного ротационной сваркой трением среднеуглеродистых легированных сталей, формируется мартенситная структура, характеризующаяся наличием выраженной кристаллографической текстуры близкой к $(110)[001]$, ось которой является нормальной к поверхности шва.

2. На основе предположения о возникновении зародышей новой фазы на специальных границах $\Sigma 3$ при сдвиговом превращении деформированного аустенита, реализующегося в соответствие с многовариантными ориентационными соотношениями, показана возможность возникновения практически однокомпонентной текстуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Структура” Гр № АААА-А18-118020190116-6.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Виль В.И. Сварка металлов трением. М.: Машиностроение, 1970. 176 с.
2. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч II. Деформация. М.: Издательство МИСИС, 1997. 527 с.
3. Дегтярев М.В., Пилюгин В.П., Чашухина Т.И., Воронина Л.М. Структура железа, деформированного кручением под давлением при 250°C // ФММ. 2019. Т. 120. № 12. С. 1292–1298.
4. Priymak E. Y., Yakovleva I. L., Atamashkin A. S., Stepanchukova A. V. Evolution of Microstructure in the Thermomechanically Affected Zone of Welded Joints of Medium-Carbon Steels in the Process of Rotary Friction Welding // Metal Sci. Heat Treatment. 2021. V. 62. P. 731–737.
5. Priymak E. Yu., Stepanchukova A. V., Bashirova E. V., Fot A. P., Firsova N. V. Special Features of Induction Annealing of Friction Stir Welded Joints of Medium-Alloy Steels // Metal Sci. Heat Treatment. 2018. V. 59. № 9–10. P. 624–629.
6. Stütz M., Buzolin R., Pixner F., Poletti C., Enzinger N. Microstructure development of molybdenum during rotary friction welding // Mater. Characterization. 2019. V. 151 P. 506–518.

7. Nagira T., Liu X., Ushioda K., Fujii H. Microstructural Evolutions of 2N grade Pure Al and 4N Grade High-Purity Al During Friction Stir Welding // *Materials*. 2021. V. 14. P. 3606. <https://doi.org/10.3390/ma14133606>
8. Su J.Q., Nelson T.W., Mishra R., Mahoney M. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium // *Acta Mater.* 2003. V. 51. P. 713–729. [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(02\)00449-4](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(02)00449-4)
9. Mironov S., Inagaki K., Sato Y.S., Kokawa H. Effect of Welding Temperature on Microstructure of Friction-stir Welded Aluminum Alloy 1050 // *Metall. Mater. Trans. A*. 2015. V. 46. P. 783–790.
10. Suhuddin U.F.H.R., Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H. Grain structure and texture evolution during friction stir welding of thin 6016 aluminum alloy sheets // *Mater. Sci. Eng. A*. 2010. V. 527. P. 1962–1969. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.029>
11. Liu X.C., Sun Y.F., Nagira T., Ushioda K., Fujii H. Strain rate dependent micro-texture evolution in friction stir welding of copper // *Materialia*. 2019. V. 6. P. 100302. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100302>
12. Jeon J., Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H., Park S.H.C., Hirano S. Grain structure development during friction stir welding of single-crystal austenitic stainless steel // *Metall. Mat. Trans. A*. 2013. V. 44. P. 3157–3166.
13. Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H. Structural response of superaustenitic stainless steel to friction stir welding // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 5472–5481.
14. Xu N., Chen L., Feng R.N., Song Q.N., Bao Y.F. Recrystallization of Cu–30Zn brass during friction stir welding // *J. Mater. Research Technology*. 2020. V. 9. P. 3746–3758. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.02.001>
15. Priymak E.Yu., Atamashkin A.S., Kuzmina E.A., Tuli-baev E.S. The use of rotational friction welding for manufacture of exploration drill pipes: Industrial experience and research // *Chernye Metally*. 2020. № 4. P. 37–42.
16. Kichkina A.A., Matrosov M.Yu., Efron L.I., Klyukvin M.V., Golovanov AV. Effect of structural anisotropy of ferrite-bainite pipe steel of mechanical properties in tensile and impact bending tests // *Metallurgist*. 2011. V. 54. № 11–12. P. 808–816.
17. Lobanov M.L., Borodina M.D., Danilov S.V., Pyshmintsev I.Yu., Struina A.O. Texture inheritance on phase transition in low-carbon, low-alloy pipe steel after thermomechanical controlled processing // *Steel Trans.* 2017. V. 60. № 11. P. 710–716.
18. Lobanov M.L., Pyshmintsev I.Y., Urtsev V.N., Danilov S.V., Urtsev N.V., Redikultsev A.A. Texture Inheritance in the Ferrite-Martensite Structure of Low-Alloy Steel after Thermomechanical Controlled Processing // *Phys. Met. Metal.* 2019. V. 120. № 12. P. 1180–1186.
19. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A., Belikov S.V., Karabanalov M.S., Struina E.R., Gervas'ev A.M. Investigation of Special Misorientations in Lath Martensite of Low Carbon Steel Using the Method of Orientation Microscopy // *Phys. Met. Metal.* 2016. V. 117. № 3. P. 254–259.
20. Gundyrev V.M., Zel'dovich V.I., Schastlivtsev V.M. Crystallographic analysis of the fcc → bcc martensitic transformation in high-carbon steel // *Phys. Met. Metal.* 2014. V. 115. № 10. P. 973–980.
21. Gundyrev V.M., Zel'dovich V.I., Schastlivtsev V.M. Orientation relationship and the mechanism of martensite transformation in medium-carbon steel with batch martensite // *Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys.* V. 81. № 11. P. 1289–1294.
22. Gong W., Toyota Y., Paradowska A.M., Kelleher J.F., Zhang S.Y. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel // *Acta Mater.* 2013. № 61. P. 4142–4154.
23. Kitahara H., Ueji R., Tsuji N., Minamino Y. Crystallographic Features of Lath Martensite in Low-Carbon Steel // *Acta Mater.* 2006. V. 54. P. 1279–1288.
24. Pereloma E.V., Fayezi Al-Harbi, Gazder A.A. The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels // *J. Alloys Compd.* 2014. V. 615. P. 96–110.
25. Lobanov M.L., Pastukhov V.I., Redikul'tsev A.A. Effect of Special Boundaries on $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation in Austenitic Stainless Steel // *Phys. Met. Metal.* 2021. V. 122. № 4. P. 396–402.
26. Lobanov M.L., Zorina M.A., Reznik P.L., Pastukhov V.I., Redikultsev A.A., Danilov S.V. Specific features of crystallographic texture formation in BCC-FCC transformation in extruded brass // *J. Alloys Compounds*. 2021. V. 882. P. 160231.
27. Hölscher M., Raabe D., Lücke K. Relationship Between Rolling Textures and Shear Textures in F.C.C. and B.C.C. Metals // *Acta Metall. Mater.* 1994. V. 42. № 3. P. 879–886.
28. Hirsch J. Textures in industrial aluminum alloys // in: *Advances in the Metallurgy of Aluminum Alloys*. ASM-International Materials Park Ohio, 2001. P. 276–281.