

УДК 620.179.16

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ С ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ С ЦЕЛЬЮ КОНТРОЛЯ ИХ КАЧЕСТВА

Белоносов А.В.¹, инженер-дефектоскопист
Чикова О.А.², д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (chik63@mail.ru)
Зайцева Н.А.², к.т.н., доцент кафедры физики

¹ ПАО «Уралмашзавод»
(620012, Россия, Екатеринбург, пл. Первой пятилетки)
² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, пр. Мира, 19)

Аннотация. Исследованы микроструктура и кристаллическое строение образцов стали 9Х2МФ и 8ХЗСМФА с лазерной наплавкой. Образцы отобраны от рабочих валов реверсивного прокатного стана в условиях ПАО «Уралмашзавод». Заваривание поверхностных трещин в валках с применением лазера считается эффективным методом восстановления деталей в условиях мелкосерийного производства. Исследования выполнены с целью контроля качества стальных изделий с лазерной наплавкой. Контроль качества рабочих валов прокатных станов с лазерной наплавкой направлен на выявление дефектов металлургического происхождения (неметаллические включения, несплошности, области с неоднородностью химического состава) в зонах наплавки и термического влияния и проводится ультразвуковым методом. Металлографическое изучение микроструктуры и кристаллического строения образцов стали с лазерной наплавкой необходимо для разработки методики ультразвукового контроля. Основным средством металлографического обнаружения дефектов металлургического происхождения в сталях является растровая электронная микроскопия с функциями микрорентгеноспектрального анализа (EDS-анализ) и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ). Металлографическое исследование выполнено с помощью сканирующего электронного микроскопа CarlZeiss AURIGA CrossBeam, оборудованного аналитическими системами для исследования элементного состава поверхности методом рентгеноспектрального микроанализа (EDS) и исследования кристаллической структуры поверхности методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). В результате металлографического исследования образцов стали с лазерной наплавкой, отобранных от рабочих валов реверсивного прокатного стана, обнаружены дефекты металлургического происхождения по границе наплавки. Размер микронеоднородностей для стали 9Х2МФ составляет 10 – 50 мкм, элементный состав включает Mn, Si и O. Размер микронеоднородностей для стали 8ХЗСМФА составляет 1 – 3 мкм, а элементный состав включает Mn, Cr и Mo. Установлено, что металл наплавки является менее текстурированным и имеет более однородные акустические характеристики, чем основной металл, что необходимо учитывать при ультразвуковом контроле качества стальных изделий с лазерной наплавкой. При ультразвуковом контроле рабочих валов с лазерной наплавкой рекомендовано установить уровень фиксации сигнала с отражающей способностью, эквивалентной диаметру плоскостного отверстия 1,5 мм.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сложнелегированная сталь, лазерная наплавка, дефекты металлургического происхождения, микроструктура, EDS-анализ, EBSD-анализ.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-510-519

Заваривание трещин и других поверхностных дефектов в стальных изделиях с применением лазера является современным, эффективным методом возобновления качества детали, в результате чего производство становится более рентабельным. При лазерном заваривании трещины на поверхность изделия наносится присадочный материал, который расплавляется под воздействием лазерного луча. При этом расплавляется также и небольшая часть поверхности изделия, образуя прочное соединение между материалом основы и наплавкой. Высота наплавки вариативна и зависит от размеров завариваемой области. Контроль качества рабочих валов прокатных станов с лазерной наплавкой в условиях ПАО «Уралмашзавод» направлен на выявление дефектов металлургического происхождения (неметаллические включения, несплошности, области с неод-

нородностью химического состава) в зонах наплавки и термического влияния и проводится ультразвуковым и металлографическим методами. Магнитопорошковая дефектоскопия невозможна из-за разности магнитных свойств основного материала и наплавки.

Основным средством металлографического обнаружения дефектов металлургического происхождения в сталях является растровая электронная микроскопия с функциями микрорентгеноспектрального анализа (EDS-анализ) и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) [1 – 7]. Проведение EDS-анализа позволяет обнаружить неоднородности элементного состава в зонах наплавки и теплового воздействия, а также неметаллические включения. Присутствие дефектов металлургического происхождения не только ухудшает механические свойства детали, но и понижа-

ет коррозионную стойкость металла [7]. Часто бывает необходимо знать распределение элементов в сварном шве, особенно на границе наплавки и зоны термического воздействия, чтобы иметь возможность прогнозировать износостойкость детали [5 – 6]. EBSD-анализ показывает текстурированность зерна в зоне наплавки, построение карт фактора Шмида позволяет определить деформационную однородность материала [4].

Ультразвуковой контроль качества стальных изделий с лазерной наплавкой очень сложен, до сих пор требования качества по стандарту Американского общества инженеров-механиков (ASME) находятся в процессе подготовки [8 – 19]. Различие результатов ультразвукового контроля стальных изделий в основном зависит от рассеяния волн и поглощения энергии из-за разницы в размере зерна и в ориентации кристаллической решетки. За последнее десятилетие произошли значительные изменения в технологии ультразвукового контроля. В частности, использование метода кодированной фазированной решетки с применением низкочастотного ультразвука позволяет надежно обнаруживать дефекты, превышающие 30 % в литых аустенитных сталях с различными микроструктурами. Разрабатывается также понимание механики разрушения компонентов микроструктуры, которое показывает допустимые размеры дефектов [8]. Ультразвуковой контроль сварных швов является особо сложным из-за их сильно анизотропной и гетерогенной микроструктуры [11 – 13]. Практикуется построение карт жесткости сварных швов, представляющих ориентацию тензора жесткости в соответствии с расположением в поперечном сечении шва. В работе [15] изучена способность пространственно разрешенной акустической спектроскопии (SRAS) сопоставлять ориентации зерен и анизотропию модуля Юнга в субмикронной шкале путем сравнения метода с результатами EBSD-анализа. В методе SRAS ориентации зерен получены путем измерения пространственного изменения модуля Юнга, а в методе EBSD, наоборот, упругая анизотропия выводится из прямых измерений ориентаций кристалла через построение карт Шмида. Одной из причин сбора таких карт является, например, коррекция сигналов ультразвуковой дефектоскопии от проверки больших сварных швов. При ультразвуковом обследовании звуковые волны посылаются через сварной шов и, измеряя их время пролета и интенсивность при выходе, могут быть обнаружены изменения их пути, вызванные дефектами. Проблемы возникают, когда несоответствия в материале вызывают изменения пути, которые путают местоположение дефекта. В модели подгонки должны быть включены карты жесткости поперечных сечений сварного шва, определенные по картам ориентации зерен и данным о жесткости кристаллической решетки.

Таким образом, необходима дальнейшая проработка и совершенствование методов контроля качества стальных изделий с лазерной наплавкой. В данной работе

анализируются результаты опытно-поисковой работы по определению регламента контроля качества рабочих валов прокатных станков из стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА с лазерной наплавкой в условиях ПАО «Уралмашзавод». Исследовалась связь между характеристиками кристаллической структуры металла, наличием неметаллических включений, несплошностей, неоднородностей химического состава и повышенным затуханием ультразвуковых волн. Особое внимание уделялось тем особенностям микроструктуры и кристаллического строения стальных изделий с лазерной наплавкой, которые определяют характеристики затухания ультразвуковых колебаний при контроле их качества. Научно-исследовательские работы, посвященные изучению микроструктуры и кристаллического строения деталей из стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА с лазерной наплавкой авторам не известны.

Объект исследования – образцы стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА, отобранные из зон рабочих валов реверсивного прокатного стана с лазерной наплавкой. Контроль качества образцов в условиях ПАО «Уралмашзавод» проводился несколькими методами: капиллярным, ультразвуковым и металлографическим. Элементный состав и результаты контроля качества образцов представлены в таблице. Металлографический метод контроля качества подразумевал оценку макро- и микроструктуры на наличие дефектов и определение твердости в зоне термовлияния и околошовной зоне. Твердость макротемплетов измерялась на приборе Роквелла по шкале В. Ультразвуковой контроль проводился с использованием переносного ультразвукового дефектоскопа типа USM 35XS. Чувствительность ультразвукового контроля соответствовала эквивалентному размеру дефекта диаметром 1,5 мм. В качестве контактной жидкости при проведении контроля использовалось индустриальное масло марки И-20. Совместно с дефектоскопом USM 35XS применялись раздельно-совмещенные и наклонные ПЭП с резонансной частотой 2 – 4 МГц, создающие в изделии колебания продольной и поперечной направленности относительно вектора распространения волны. Данные ультразвукового контроля являлись спорными относительно заключения о качестве изделия после наплавки. Потребовалось дополнительное металлографическое исследование микроструктуры и кристаллического строения наплавленного металла и зоны термического влияния средствами EDS- и EBSD-анализа. Авторы предполагали, что наличие неметаллических включений, несплошностей, областей химической неоднородности и выраженная текстура могут повлиять на акустические свойства металла, создавая дополнительные источники рассеивания ультразвуковых колебаний и ослабляя амплитуду полученного отраженного сигнала.

Металлографическое исследование выполнено с помощью сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss AURIGA CrossBeam, оборудованного анали-

Элементный состав и результаты контроля качества образцов

Elements composition and results of quality control of the samples

Образец 1	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
Наплавка	0,019	0,61	1,00	0,013	0,007	20,02	25,05	4,34	1,35	47,44
Сталь 9Х2МФ	0,85 – 0,95	0,25 – 0,50	0,2 – 0,7	<0,03	0,03	1,7 – 2,1	<0,5	0,2 – 0,3	<0,25	

По результатам капиллярной дефектоскопии в одном из углов и по границе наплавки зафиксирована линейная индикация длиной 15 мм, в зоне наплавки линейная индикация длиной 5 мм.

Проведение УЗК наплавки невозможно в связи с повышенным затуханием УЗК. В основном металле образца несплошностей с отражающей способностью, эквивалентной диаметру 1,5 мм и более не обнаружено.

В макроструктуре образца в плоскости наплавки обнаружен дефект длиной 1,1 мм в наплавленном металле и дефекты в зоне термовлияния, расположенные как вдоль границы наплавленного металла, так и перпендикулярно. В зоне термовлияния обнаружены трещины и отдельные участки мартенсита. В микроструктуре также найдены дефекты в виде несплошностей, которые расположены в угловых зонах наплавки.

Твердость наплавленного металла находится в пределах 86,5 – 93,5 (<194 НВ). Твердость околошовной зоны, измеренная на расстоянии ~1,5 и 2,5 мм от наплавленного металла, соответствует уровню 94,5 – 98 HRB (≤194 НВ). Твердость основного металла 92,5 – 94,5 HRB (<194 НВ).

Образец 2	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
Наплавка	0,013	0,48	0,74	0,009	0,004	15,71	5,21	1,00	0,036	76,71
Сталь 8ХЗСМФ	0,8 – 0,9	0,4 – 0,8	0,4 – 0,8	<0,025	<0,015	3,0 – 5,5	<0,5	0,2 – 0,3	<0,3	

По результатам капиллярной дефектоскопии в зоне наплавки и по границам индикаций не обнаружено.

При УЗК наплавки обнаружено три несплошности с отражающей способностью, эквивалентной диаметру 1,5 – 2,0 мм на глубине $h \sim 9 - 10$ мм. В основном металле образца несплошностей с отражающей способностью, эквивалентной диаметру 1,5 мм и более не обнаружено.

В макроструктуре образца в плоскости наплавки найдена цепочка дефектов длиной 1,9, 0,3 и 0,5 мм соответственно. В макроструктуре образцов обнаружены дефекты в виде трещин в зоне термовлияния и дефекты в виде несплошности в металле наплавки. В микроструктуре в зоне термовлияния обнаружены отдельные участки мартенсита.

Твердость наплавленного металла 35,5 – 37,0 HRC. Твердость околошовной зоны, измеренная на расстоянии ~4 и 8 – 9 мм, находится в пределах 86,5 – 89,0 HRB. Твердость основного металла 87,5 – 89,0 HRB. Твердость металла околошовной зоны и основного металла соответствует уровню твердости <194 НВ.

тическими системами для исследования элементного состава поверхности методом рентгеноспектрального микроанализа (EDS) и исследования кристаллической структуры поверхности методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Для проведения EDS анализа использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр Inca Energy 350X-MAX (Oxford Instruments, Великобритания) со спектральным разрешением 125 эВ на линии Mn K α . Для проведения EBSD исследования поверхности с пространственным разрешением до 20 нм использовалась система анализа микродифракции отраженных электронов HKL EBSD Channel 5 (Oxford Instruments, Великобритания). Получение, обработка и анализ полученных данных проводились с помощью программного обеспечения (ПО) IncaEnergy (Oxford, Великобритания), Flamenco Acquisition, Tango (Oxford, Великобритания). Программное обеспечение IncaEnergy предназначено для управления рентгеновским детектором, получения рентгеновских спектров и используется для построения карт или профилей распределения химических элементов на поверхности образца, а также для сохранения и экспорта данных с целью их последующей обработки и анализа в других программных пакетах. Программ-

ное обеспечение Flamenco Acquisition используется для получения дифракционных картин, автоматической индексации кристаллических ориентаций и фаз, картирования и поточечного сбора данных с исследуемых областей с целью последующей обработки и анализа данных в других программных пакетах. Программное обеспечение Tango – программный инструмент для построения и анализа широкого многообразия карт, полученных из данных EBSD, таких как ориентационные карты, карты межзеренных границ, фазовые карты, карты фактора Тейлора и др. Программное обеспечение Tango также используется для автоматического определения размеров зерен и построения диаграмм разориентации. Элементный анализ проводился при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе электронного зонда 1,3 нА. Производилось измерение элементного состава с усреднением по площади 20 мкм², также построение профилей распределения элементов при сканировании вдоль одиночной линии. EBSD-анализ осуществлялся при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе электронного зонда 8 нА. Для построения карт выполнялось сканирование области 20×20 мкм² с шагом 80 нм. Для детального исследования особенностей структурных состояний производилось построение

карт ориентации кристаллитов в формализме обратных полюсных фигур с отображением межзеренных и специальных границ, построение карт фактора Тэйлора и фактора Шмидта, а также гистограммы распределения зерен по размерам и разориентировкам, состоящим из 2000 столбцов шириной $0,3^\circ$. Угол толерантности при построении карт выбирали 5° .

Исследования выполнены на базе лаборатории неразрушающих методов контроля (ЛНМК) ПАО «Уралмашзавод» и Уральского центра коллективного пользования «Современные нанотехнологии» Уральского федерального университета.

Результаты металлографического исследования строения образцов стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА, отобранных из зон с лазерной наплавкой, приведены на рис. 1 – 4.

Качественный металлографический анализ микроструктуры образца стали 9Х2МФ с лазерной наплавкой обнаружил дефекты по границе наплавки (рис. 1), размер которых составляет 10 – 50 мкм. Элементный состав данных дефектов микроструктуры включает Mn, Si и O. Причина появления подобных включений, содержащих кислород и кремний – попадание огнеупорного материала в жидкий металл или скопления продуктов раскисления [20 – 21]. Зафиксировано отличие химического состава основного металла и наплавки по Fe, Ni, Cr, Mn (см. рис. 1).

Металлографическое изучение образцов стали 9Х2МФ с лазерной наплавкой методом EBSD показало, что они имеют поликристаллическое строение (рис. 2, а). Характерный размер кристаллита составляет 1 мкм. Фазовая карта (рис. 2, б) показывает наличие аустенита в наплавке. Построены гистограммы дезориентации кристаллитов для феррита и аустенита (рис. 2, в). Коррелированное распределение отображает данные о разориентации между соседними точками,

некоррелированное показывает разориентации между случайно выбранными точками в наборе данных. Теоретическая кривая отображает то, что можно было бы ожидать от случайного набора ориентаций. Видно, что для феррита коррелированные (темный цвет) и некоррелированные (светлый цвет) разориентации отличаются от теоретической кривой и друг от друга. Разница между некоррелированными разориентациями и теоретической кривой возникает в основном за счет сильной текстуры. Гистограмма коррелированного распределения для аустенита показывает большое количество малоугловых границ, т.е. границ с углом разориентации ниже 15° , которые меньше представлены в некоррелированном распределении.

По результатам анализа дифракционных картин Кикучи построены карты фактора Шмидта для систем деформаций, характерных для феррита: $\{101\} \langle 111 \rangle$ и при нагружении \parallel оси (OX) (рис. 2, в). При наличии внешней нагрузки деформации начнут развиваться в светлых зернах и постепенно переходить на темные. Условные обозначения для карты фактора Шмидта: светлые участки соответствуют более высоким значениям фактора. Как известно, приложенное механическое напряжение σ и напряжение сдвига в системе скольжения τ связаны соотношением

$$\tau = m\sigma,$$

где $m = \cos\lambda \cos\chi$ – фактор Шмидта (фактор ориентировки); λ – угол между направлением скольжения и осью деформации; χ – угол между нормалью к плоскости скольжения и осью деформации.

Максимальное значение фактора Шмидта очевидно равно 0,5 при $\lambda = \chi = \pi/4$. Гистограмма фактора Шмидта (фактора ориентировки) в данном случае для системы деформации $\{101\} \langle 111 \rangle$ имеет один максимум, что

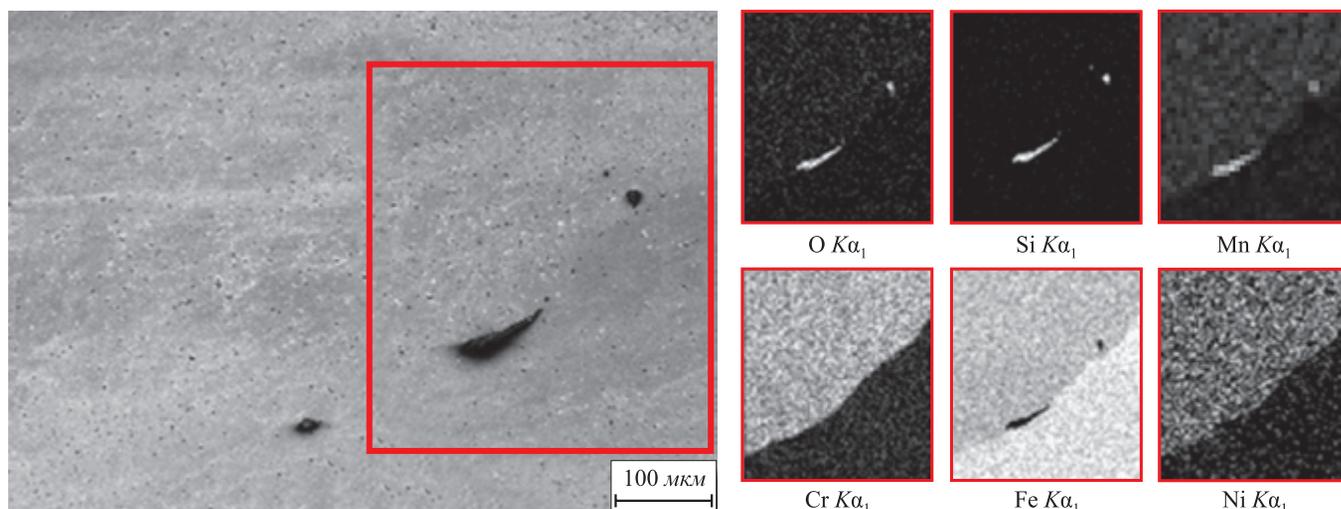


Рис. 1. Карты распределения элементов в наплавке и основном образце стали 9Х2МФ

Fig. 1. Elements distribution maps in the surfacing and in the main sample of 9Kh2MF steel

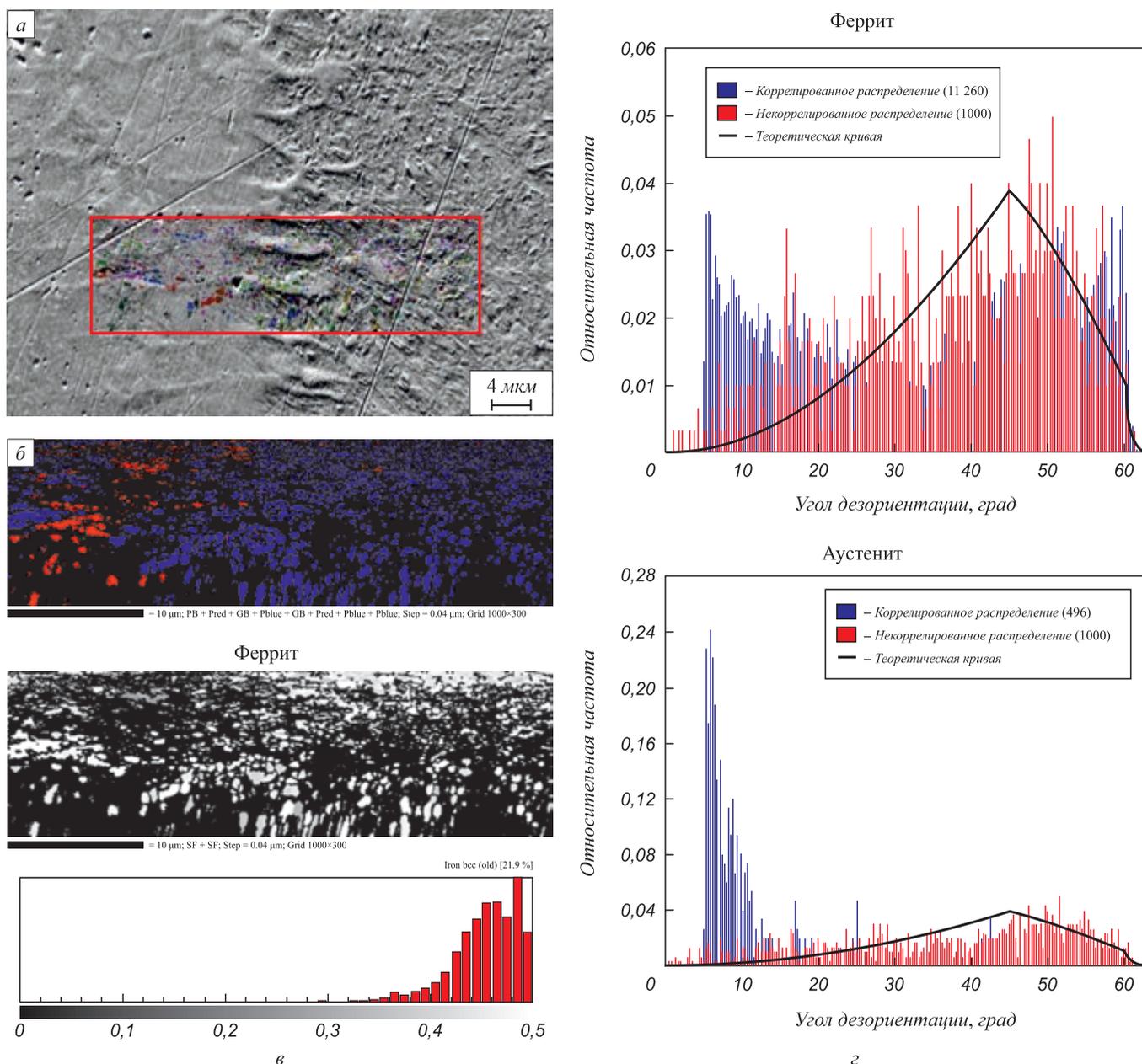


Рис. 2. Образцы стали 9Х2МФ с лазерной наплавкой: микроструктура с наложением карты ориентаций (а); фазовая карта (темный – феррит, светлый – аустенит) (б); карта фактора Шмидта (системы деформаций {101} <111>, направление нагружения || оси ОХ) (в); диаграмма углов дезориентации (д)

Fig. 2. Samples of 9Kh2MF steel with laser surfacing: microstructure with overlay of orientations map (а); phase map (dark – ferrite, light – austenite) (б); map of the Schmidt factor ({101} <111> deformation system, the loading direction is parallel to the ОХ axis (в); diagram of disorientation angles (д). Under an external load, deformations will start to occur in bright grains and gradually propagate to dark grains

свидетельствует об однородности его упругих характеристик, в том числе и акустических свойств.

Качественный металлографический анализ микроструктуры образца стали 8Х3СМФА с лазерной наплавкой обнаружил дефекты глобулярной формы по границе наплавки (рис. 3), размер которых составляет 1 – 3 мкм. Элементный состав данных микро неоднородностей включает Mn, Cr и Mo. Видимо, здесь имело место неусвоение данных элементов в процессе производства вальки. Зафиксировано отличие химического

состава основного металла и наплавки по Fe, Ni, Cr, Mn и Mo (см. рис. 3).

Металлографическое изучение образцов стали 8Х3СМФА с лазерной наплавкой методом EBSD показало, что они имеют поликристаллическое строение (рис. 4, а). Характерный размер кристаллита составляет 1 мкм. Фазовая карта для образцов стали 8Х3СМФА с лазерной наплавкой (рис. 4, б) показывает наличие аустенита в наплавке. Построены гистограммы дезориентации кристаллитов для феррита и аустенита (рис. 4, д).

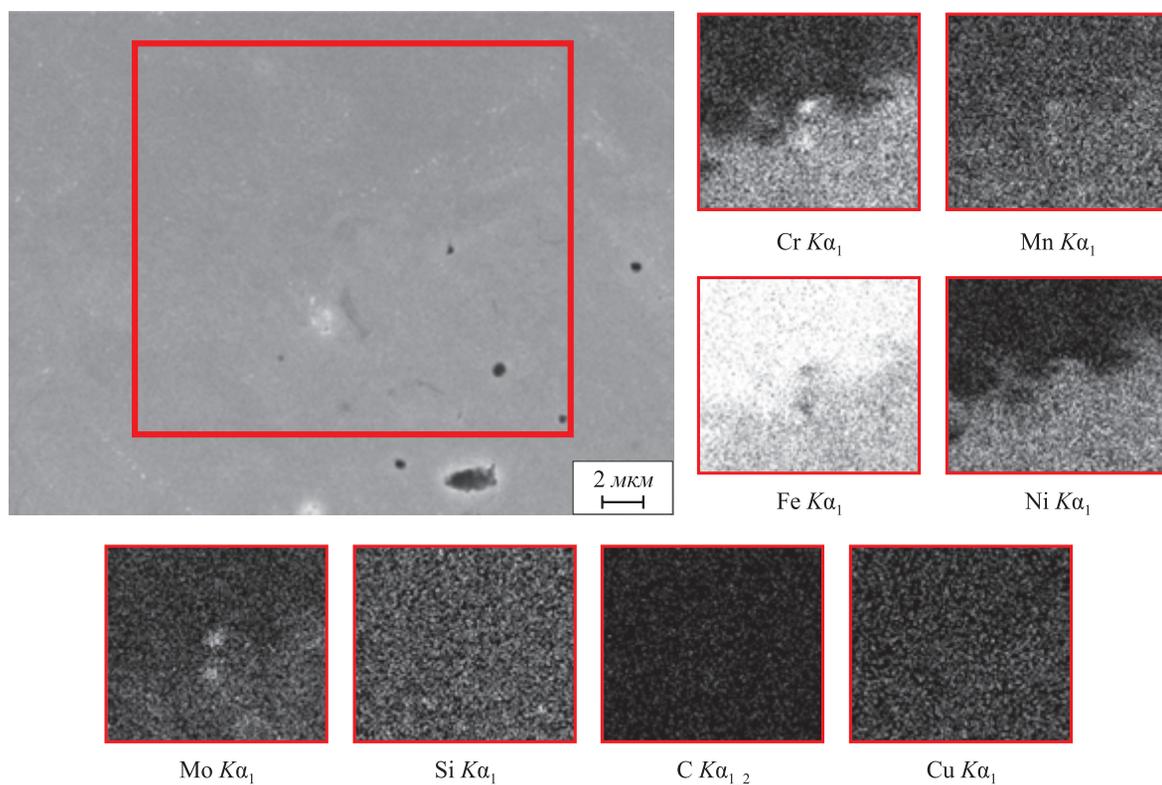


Рис. 3. Карты распределения элементов в наплавке и основном образце стали 8Х3СМФА

Fig. 3. Elements distribution maps in the surfacing and in the main sample of 8Kh3SMFA steel

Для феррита коррелированные (темный цвет) и некоррелированные (светлый цвет) разориентации отличаются от теоретической кривой и друг от друга. Разница между некоррелированными разориентациями и теоретической кривой возникает в основном за счет сильной текстуры. В отношении как феррита, так и аустенита об этой особенности говорить не приходится. Гистограмма коррелированного распределения для аустенита показывает большое количество малоугловых границ, т. е. границ с углом разориентации ниже 15° , которые меньше представлены в некоррелированном распределении.

По результатам анализа дифракционных картин Кикучи построены карты фактора Шмидта для систем деформаций, характерных для феррита: $\{101\} \langle 111 \rangle$ и при нагружении \parallel оси (OX) (рис. 4, в). Гистограмма фактора Шмидта (фактора ориентировки) в данном случае для системы деформации $\{101\} \langle 111 \rangle$ имеет один максимум, что свидетельствует об однородности его упругих характеристик, в том числе и акустических свойств.

Известно, что затухание ультразвука в химически неоднородных поликристаллических материалах связано с рассеянием как на неоднородностях, так и на зернах, что приводит к потере энергии распространяющейся волны. Рассеяние происходит из-за отличия модуля и плотности границы от зерна, т. е. граница зерна является неоднородностью. На затухание ультра-

звуковой волны оказывает влияние распределение зерен по размерам, преимущественная ориентация, многофазность и неравносность зерен. Неметаллические включения, неоднородности химического состава, имеющие отличные от стали упругие характеристики, также вызывают дополнительное рассеяние ультразвуковых волн. Все выше перечисленные факторы необходимо учитывать при ультразвуковом контроле качества стальных изделий с лазерными наплавками, имеющих поликристаллическое строение. Даны рекомендации относительно методики ультразвукового контроля (УЗК) наплавленного слоя, выполненного с применением лазера, включающие в себя нормы браковки. На основании результатов металлографического исследования специалистами ЛНМК ПАО «Уралмашзавод» и представителями конструкторского бюро было принято решение при УЗК установить уровень фиксации с отражающей способностью, эквивалентной диаметру плоскодонного отверстия 1,5 мм и корректировкой данного параметра в дальнейшем с учетом новых опытных фактов.

Известно [22 – 24], что малоугловые и низкоэнергетические специальные границы зерен металлических материалов обладают высоким сопротивлением к разрушению. Энергия границ зерен играет центральную роль в зернограницной диффузии и в сегрегации примесных атомов [25]. Увеличение доли малоугловых границ повышает не только прочность, но и коррозионную

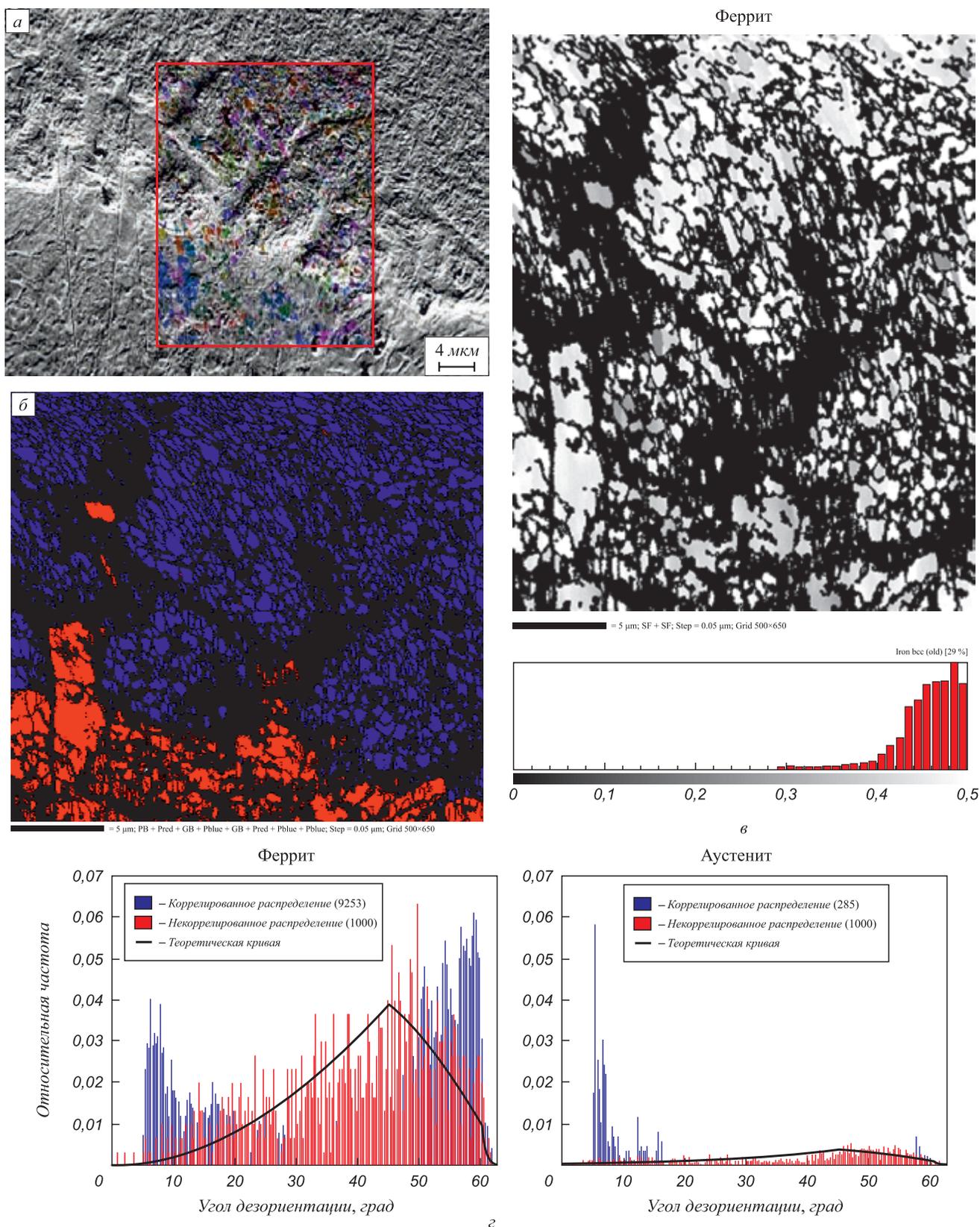


Рис. 4. Образцы стали 8ХЗСМФА с лазерной наплавкой: микроструктура с наложением карты ориентаций (а); фазовая карта (темный – феррит, светлый – аустенит) (б); карта фактора Шмидта (системы деформаций {101}<111>, направление нагружения || оси ОХ) (в); диаграмма углов дезориентации (г)

Fig. 4. Samples of 8Kh3SMFA steel with laser surfacing: microstructure with overlay of orientations map (a); phase map (dark – ferrite, light – austenite) (b); map of the Schmidt factor ($\{101\} \langle 111 \rangle$ deformation system, the loading direction is parallel to the OX axis (v); diagram of disorientation angles (z). Under an external load, deformations will start to occur in bright grains and gradually propagate to dark grains

стойкость металла [25 – 27]. Причина появления межкристаллитной коррозии сталей – возникновение местных искажений кристаллической решетки и наличие большеугловых (неспециальных) границ кристаллитов. Возможное возникновение локальной или питтинговой коррозии связывают с присутствием неметаллических включений – оксидов железа, кремния и алюминия. Таким образом, металлографическое исследование методами EDS- и EBSD-анализа позволяет провести контроль качества не только в отношении прочности металла, но и его коррозионной стойкости.

Выводы. Обобщены начальные результаты опытно-поисковой работы по контролю качества рабочих валов реверсивного прокатного стана из стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА с лазерной наплавкой в условиях ПАО «Уралмашзавод». Инициирование данных работ связано с тем, что применяемые методы контроля: капиллярный, ультразвуковой и металлографический дали противоречивые результаты. Дополнительно проведено металлографическое изучение строения металла средствами растровой электронной микроскопии. Элементный состав дефектов металла изучался методом EDS-анализа, ориентации кристаллической решетки вблизи дефектов – методом EBSD-анализа. Изучены морфология и элементный состав дефектов, построены фазовые карты, гистограммы дезориентации кристаллитов и карты фактора Шмидта (фактора ориентировки). Исследование выполнено с целью обоснования критериев качества, предъявляемых к лазерной наплавке для рабочих валов прокатных станов. EDS-исследование стали 9Х2МФ с лазерной наплавкой обнаружило дефекты по границе наплавки, размер которых составляет 10 – 50 мкм, их элементный состав включает Mn, Si и O. EDS-исследование стали 8Х3СМФА с лазерной наплавкой обнаружило дефекты размером 1 – 3 мкм, их элементный состав включает Mn, Cr и Mo. Поэтому при УЗК рабочих валов прокатных станов с лазерной наплавкой по дефектам металлургического происхождения (неметаллические включения, несплошности и трещины) рекомендовано установить уровень фиксации сигнала с отражающей способностью, эквивалентной диаметру плоскостного отверстия 1,5 мм. В результате EBSD-анализа установлено, что металл наплавки является менее текстурованным и имеет более однородные акустические характеристики, чем основной металл. Указанное обстоятельство также необходимо учитывать при ультразвуковом контроле качества стальных изделий с лазерной наплавкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чикова О.А., Белоносов А.В., Истомина З.А. Изучение структуры поковок из стали 75Х3МФ ультразвуковым методом с целью контроля их качества // Дефектоскопия. 2012. № 9. С. 36 – 41.
2. Белоносов А.В., Чикова О.А., Юровских В.В., Чезганов Д.С. Изучение структуры металла прокатных валков из стали 9Х2МФ и 8Х3СМФА ультразвуковым методом с целью контроля их качества // Дефектоскопия. 2013. № 4. С. 17 – 28.
3. Chezganov D.S., Chikova O.A., Borovykh M.A. Effect of heat treatment on the crystal structure of deformed samples of chromium-manganese steel // Physics of Metals and Metallography. 2017. Vol. 118. No. 9. P. 857 – 863.
4. Alali M., Todd I., Wynne B.P. Through-thickness microstructure and mechanical properties of electron beam welded 20 mm thick AISI 316L austenitic stainless steel // Materials & Design. 2017. Vol. 130. P. 488 – 500.
5. Liu S., Mi GY., Yan F. etc. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure // Optics and laser technology. 2017. Vol. 94. P. 59 – 67.
6. Venkata K.A., Truman C.E., Coules H.E., Warren A.D. Applying electron backscattering diffraction to macroscopic residual stress characterisation in a dissimilar weld // Journal of materials processing technology. 2017. Vol. 241. P. 54 – 63.
7. Chezganov D.S., Borovykh M.A., Chikova O.A. Prediction of steel corrosion resistance based on EBSD-data analysis (2017) // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 192 (1). Art. no. 012031.
8. Cumblidge S.E. Nuclear regulatory commission staff view of progress in the nondestructive testing of cast austenitic steel components // ASME pressure vessels and piping conference. 2014. Vol. 1. V001T01A054.
9. Ogilvy J.A. The ultrasonic reflection properties of planar defects with in austenitic welds // Ultrasonics. 1986. Vol. 26. No. 6. P. 318 – 327.
10. Chassignole B., El Guerjouma R., Ploix M.-A., Fouque T. Ultrasonic and structural characterization of anisotropic austenitic stainless steel welds: Towards a higher reliability in ultrasonic non-destructive testing // NDT Int. 2010. Vol. 43. No. 4. P. 273 – 282.
11. Boukani H.H., Chentouf S.M., Viens M. etc. The effect of martensitic stainless steel microstructure on the ultrasonic inspection of turbine runner joints // 41st Annual Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation (QNDE)AIP Conference Proceedings. 2015. Vol. 1650. P. 909 – 916.
12. Fan Z., Mark A.F., Lowe M.J.S., Withers P.J. Nonintrusive estimation of anisotropic stiffness maps of heterogeneous steel welds for the improvement of ultrasonic array inspection // IEEE transactions on ultrasonics ferroelectrics and frequency control. 2015. Vol. 62. No. 8. P.1530 – 1543.
13. Nowers O., Duxbury D.J., Drinkwater B.W. Ultrasonic array imaging through an anisotropic austenitic steel weld using an efficient ray-tracing algorithm // Ndt& E International. 2016. Vol. 79. P. 98 – 108.
14. Lhuillier P.E., Chassignole B., Oudaa M. etc. Investigation of the ultrasonic attenuation in anisotropic weld materials with finite element modeling and grain-scale material description // Ultrasonics. 2017. Vol. 78. P. 40 – 50.
15. Mark A.F., Li W., Sharples S., Withers P.J. Comparison of grain to grain orientation and stiffness mapping by spatially resolved acoustic spectroscopy and EBSD // Journal of microscopy. 2017. Vol. 267. No. 1. P. 89 – 97.
16. Barella S., Di Cecca C., Gruttadauria A. etc. Study on the microstructure influence in ultrasonic test in duplex forged components // Metallurgia Italiana. 2014. Vol. 106. No. 10. P. 29 – 36.
17. Barella S., Gruttadauria A., Mapelli C. etc. Effect of heat treatment and of primary austenite grain size on the minimum size of detectable defect on 26NiCrMoV11.5 high strength steel // Advanced Engineering Materials. 2014. Vol. 16. No. 1. P. 103 – 111.
18. Nishikawa S., Furukawa T., Komura I., Horii Y. The influence of structures of nickel base alloy weld metals on flaw detectability by ultrasonic test // Yosetsu Gakkai Ronbunshu. Quarterly Journal of the Japan Welding Society. 2007. Vol. 25. No. 1. P. 179 – 186
19. Kolkoori S., Hoehne C., Prager J. etc. Quantitative evaluation of ultrasonic C-scan image in acoustically homogeneous and layered anisotropic materials using three dimensional ray tracing method // Ultrasonics. 2014. Vol. 54. No. 2. P. 551 – 562.
20. Атлас дефектов стали / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 188 с.

21. Металлография железа: Справ. изд. / Пер. с нем. Н. Лямбер, Т. Греди, Л. Хабракен Л. и др. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
22. Watanabe T. Grain boundary design for new materials// Trans. Jap. Inst. Metals. 1984. Vol. 27. P. 73 – 83.
23. Watanabe T. An approach to grain boundary design for strong and ductile polycrystals // Res. Mech. 1984. Vol. 11. P. 47 – 84.
24. Watanabe T. Grain boundary design and control for high temperature materials // Mater. Sci. and Eng. 1993. Vol. A166. P. 11 – 28.
25. Lin P., Palumbo G., Erb U., Aust K.T. Influence of grain boundary character distribution on sensitization and intergranular corrosion of alloy 600 // Scripta Metallurgica et Materialia. 1995. Vol. 33. No. 9. P. 1387 – 1392.
26. Palumbo G., King P.J., Aust K.T. etc. Grain boundary design and control for intergranular stress-corrosion resistance // Scripta Metallurgica et Materialia. 1991. Vol. 25. P. 1775 – 1780.
27. Bennet B.W., Pickering H.W. Effect of grain boundary structure on sensitization and corrosion of stainless steel // Metallurgical and Materials Transactions A. 1987. Vol. 18A. P. 1117 – 1124.

Поступила 1 мая 2015 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. No. 7, pp. 510–519.

EXAMINING THE STRUCTURE OF MILL ROLLS METAL WITH LASER SURFACING FOR THEIR QUALITY CONTROL

A.V. Belonosov¹, O.A. Chikova², N.A. Zaitseva²

¹JSC “Uralmashplant”, Ekaterinburg, Russia

²Ural Federal University named after the first President of Russia

B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

Abstract. The authors have investigated microstructure and crystal structure of the steel samples of 9Kh2MF and 8Kh3SMFA steel with laser surfacing. The samples were taken from working shafts of reverse rolling mill in conditions of OJSC «Uralmashzavod». Brewing surface cracks in rolls with the use of laser is considered as an effective method of parts restoring in small-scale production. The research was carried out to control the quality of steel products with laser surfacing. Quality control of working rolls of rolling mills with laser surfacing is aimed at identifying the defects of metallurgical origin (nonmetallic inclusions, discontinuities, regions with heterogeneity of chemical composition) in zones of surfacing and thermal influence and is performed by ultrasonic method. Metallographic study of the microstructure and crystal structure of steel samples with laser surfacing was necessary to develop an ultrasonic testing technique. The main way to detect defects of metallurgical origin in steels is scanning electron microscopy with functions of micro-X-ray spectral analysis (EDS-analysis) and diffraction of backscattered electrons (EBSD-analysis). The metallographic study was carried out using a scanning electron microscope Carl Zeiss AURIGA CrossBeam equipped with analytical systems for studying the elemental surface composition by X-ray spectral analysis (EDS) and the crystal structure of the surface by diffraction of backscattered electrons (EBSD). As a result of metallographic examination, steel-laser welded samples taken from the working rollers of the reverse rolling mill were found to have defects of metallurgical origin along the surfacing boundary. The size of microinhomogeneities for 9Kh2MF steel is 10 – 50 μm; the elemental composition includes Mn, Si and O. The size of microinhomogeneities for 8Kh3SMFA steel is 1 – 3 μm, and the elemental composition includes Mn, Cr and Mo. It was established that metal on melting is less textured and has more homogeneous acoustic characteristics than base metal, it must be taken into account at ultrasonic quality control of steel products with laser surfacing. At ultrasonic inspection of laser-surfaced working rolls, we recommend setting the signal fixation level with reflectivity equivalent to the flat-bottom hole diameter of 1.5 mm.

Keywords: low-carbon complex steel, laser surfacing, metallurgical defects, microstructure, EDS analysis, EBSD analysis.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-7-510-519

REFERENCES

1. Chikova O.A., Belonosov A.V., Istomina Z.A. A study of the structure of forged pieces of 75X3MΦ steel using the ultrasonic method for quality control. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2012, no. 9, vol. 48, p. 532–536.
2. Belonosov A.V., Chikova O.A., Yurovskikh V.V., Chezganov D.S. examining the structure of mill rolls made of 9X2MΦ and 8X3CΦΦ steels using the ultrasonic method for quality control. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2013, vol. 49, no. 4, pp. 196–205.
3. Chezganov D.S., Chikova O.A., Borovykh M.A. Effect of heat treatment on the crystal structure of deformed samples of chromium–manganese steel. *Physics of Metals and Metallography*. 2017, vol. 118, no. 9, pp. 857–863.
4. Alali M., Todd I., Wynne B. P. Through-thickness microstructure and mechanical properties of electron beam welded 20 mm thick AISI 316L austenitic stainless steel. *Materials & Design*. 2017, vol. 130, pp. 488–500.
5. Liu S., Mi G.Y., Yan F., Wang C.M., Jiang P. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure. *Optics and laser technology*. 2017, vol. 94, pp. 59–67.
6. Venkata K.A., Truman C.E., Coules H.E., Warren A.D. Applying electron backscattering diffraction to macroscopic residual stress characterization in a dissimilar weld. *Journal of materials processing technology*. 2017, vol. 241, pp. 54–63.
7. Chezganov D.S., Borovykh M.A., Chikova O.A. Prediction of steel corrosion resistance based on EBSD-data analysis (2017). *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 192 (1), art. no. 012031.
8. Cumblidge S.E. Nuclear regulatory commission staff view of progress in the nondestructive testing of cast austenitic steel components. *ASME pressure vessels and piping conference*. 2014, vol. 1, V001T01A054.
9. Ogilvy J.A. The ultrasonic reflection properties of planar defects with in austenitic welds. *Ultrasonics*. 1986, vol. 26, no. 6, pp. 318–327.
10. Chassignole B., El Guerjouma R., Ploix M.-A., Fouque T. Ultrasonic and structural characterization of anisotropic austenitic stainless steel welds: Towards a higher reliability in ultrasonic non-destructive testing. *NDT Int*. 2010, vol. 43, no. 4, pp. 273–282.
11. Boukani H.H., Chentouf S.M., Viens M., Tahan A., Gagnon M. The effect of martensitic stainless steel microstructure on the ultrasonic inspection of turbine runner joints. *41st Annual Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation (QNDE) AIP Conference Proceedings*. 2015, vol. 1650, pp. 909–916.
12. Fan Z., Mark A.F., Lowe M.J.S., Withers P.J. Nonintrusive estimation of anisotropic stiffness maps of heterogeneous steel welds for the improvement of ultrasonic array inspection. *IEEE transactions on ultrasonics ferroelectrics and frequency control*. 2015, vol. 62, no. 8, pp. 1530–1543.
13. Nowers O., Duxbury D.J., Drinkwater B.W. Ultrasonic array imaging through an anisotropic austenitic steel weld using an efficient ray-tracing algorithm. *Ndt & E International*. 2016, vol. 79, pp. 98–108.
14. Lhuillier P.E., Chassignole B., Oudaa M., Kerherve S. O., Rupin F., Fouquet T. Investigation of the ultrasonic attenuation in anisotropic

- weld materials with finite element modeling and grain-scale material description. *Ultrasonics*. 2017, vol. 78, pp. 40–50.
15. Mark A. F., Li W., Sharples S., Withers P.J. Comparison of grain to grain orientation and stiffness mapping by spatially resolved acoustic spectroscopy and EBSD. *Journal of microscopy*. 2017, vol. 267, no. 1, pp. 89–97.
 16. Barella S., Di Cecca C., Gruttadauria A., Mapelli C., Mombelli D., Fanezi Da Rocha C., Strohaecker T. Study on the microstructure influence in ultrasonic test in duplex forged components. *Metallurgia Italiana*. 2014, vol. 106, no. 10, pp. 29–36.
 17. Barella S., Gruttadauria A., Mapelli C., Mombelli D., Fanezi C.L., Fioletti F., Formentelli M., Guarneri M. Effect of heat treatment and of primary austenite grain size on the minimum size of detectable defect on 26NiCrMoV11.5 high strength steel. *Advanced Engineering Materials*. 2014, no. 1, vol. 16, pp. 103–111.
 18. Nishikawa S., Furukawa T., Komura I., Horii Y. The influence of structures of nickel base alloy weld metals on flaw detectability by ultrasonic test. Yosetsu Gakkai Ronbunshu. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*. 2007, vol. 25, no. 1, pp. 179–186.
 19. Kolkoori S., Hoehne C., Prager J., Rethmeier M., Kreuzbruck M. Quantitative evaluation of ultrasonic C-scan image in acoustically homogeneous and layered anisotropic materials using three dimensional ray tracing method. *Ultrasonics*. 2014, vol. 54, no. 2, pp. 551–562.
 20. *Stahlfehlerfibel*. Vol. 1-2. Freiberg Stahlberatungsstelle. Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, VEB, 1975. (Russ.ed. *Atlas defektov stali*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 188 p.).
 21. Lambert Nicole, Greday Tony, Habraken Louis etc. *De Ferri Metallographia*. Vol. 4. Düsseldorf, Verl. Stahleisen, 1983. (Russ. ed. *Metallografiya zheleza*. Vol. 4: Lambert N., Greday T., Habraken L. *Metallografiya splavov zheleza: Sprav. Izd.* Moscow: Metallurgiya, 1985, 248 p.).
 22. Watanabe T. Grain boundary design for new materials. *Trans. Jap. Inst. Metals*. 1984, vol. 27, pp. 73–83.
 23. Watanabe T. An approach to grain boundary design for strong and ductile polycrystals. *Res.Mech.* 1984, vol. 11, pp. 47–84.
 24. Watanabe T. Grain boundary design and control for high temperature materials. *Mater. Sci. and Eng.* 1993, vol. A166, pp. 11–28.
 25. Lin P., Palumbo G., Erb U., Aust K.T. Influence of grain boundary character distribution on sensitization and intergranular corrosion of alloy 600. *Scripta Metal. et Mater.* 1995, vol. 33, no. 9, pp. 1387–1392.
 26. Palumbo G., King P.J., Aust K.T., Erb U., Lichtenberger P.C. Grain boundary design and control for intergranular stress-corrosion resistance. *Scripta Metal. et Mater.* 1991, vol. 25, pp. 1775–1780.
 27. Bennet B.W., Pickering H.W. Effect of grain boundary structure on sensitization and corrosion of stainless steel. *Metall. and Mater. Trans.* 1987, vol. 18A, pp. 1117–1124.

Information about the authors:

A.V. Belonosov, Engineer - NDT Specialist

O.A. Chikova, Dr. Sci. (Phys.–Math.), Professor of the Chair of Physics (chik63@mail.ru)

N.A. Zaitseva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Physics

Received May 1, 2015