

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.14:539.89

СТРУКТУРА И ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ
В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ Cr–Mn–N СТАЛИ,
СФОРМИРОВАННОМ КОМБИНИРОВАНИЕМ ФРИКЦИОННОЙ
И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТОК

© 2019 г. Н. А. Наркевич^{а, *}, В. Г. Дураков^б, Н. С. Сурикова^а, Ю. П. Миронов^а, А. Г. Мельников^с,
О. Б. Перевалова^а, А. Р. Шугуров^а, И. А. Шулепов^а, В. В. Наркевич^с

^аИнститут физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия

^бООО НПФ Кубаньнефтемаш, ул. Механизаторов, 1, Ахтырский, Краснодарский край, 353302 Россия

^сТомский политехнический университет, пр. Ленина, 30, Томск, 634050 Россия

*e-mail: natnark@list.ru

Поступила в редакцию 20.02.2019 г.

После доработки 05.04.2019 г.

Принята к публикации 30.04.2019 г.

Исследовано влияние поверхностной механотермической обработки, заключающейся в последовательном проведении фрикционной и электронно-лучевой обработок, на структуру, механические свойства и упруго-деформированное состояние 16.5Cr–18.8Mn–0.53N–0.07C стали. Показано, что механотермическая обработка измельчает зерно в приповерхностном слое до 2 мкм, формирует в нем текстуру {100} <001> при сохранении упрочненного деформированного подслоя. Приповерхностный слой толщиной до 200 нм обогащен кислородом, азотом и углеродом. Методом рентгеновской дифракции исследованы деформации кристаллической решетки аустенита, вызванные остаточными напряжениями. Установлено, что механотермическая обработка уменьшает упругое сжатие решетки, сформированное фрикционной обработкой, в направлении вдоль нормали к поверхности. Направление [100] является наиболее чувствительным к действию остаточных напряжений и может служить маркером при анализе характера остаточных напряжений в сталях со структурно измененными пластически недеформированными поверхностными слоями.

Ключевые слова: азотистая сталь, фрикционная обработка, электронно-лучевая обработка, текстура, остаточные напряжения, деформация решетки

DOI: 10.1134/S0015323019110111

ВВЕДЕНИЕ

Свойства металлических материалов при механическом и триботехническом нагружении во многом зависят от структурно-фазового состояния поверхностного слоя [1]. При всем разнообразии упрочняющих поверхностных деформационных обработок результатом их применения является диспергирование структуры до наномасштабного уровня, повышение прочностных свойств, износостойкости, создание в этих слоях остаточных напряжений сжатия [2–6]. Для повышения пластичности поверхностного слоя, находящегося после деформационной обработки в предельно дефектном состоянии, может быть использован отжиг. Такая механотермическая обработка конструкционных углеродистых сталей позволяет повысить их усталостную долговечность и пластичность без существенного снижения прочностных свойств [7]. Отжиг высокоазотистых сталей стимулирует зернограничную диффузию легирующих элемен-

тов, и образующиеся на границах зерен частицы Cr₂N снижают как пластичность, так и прочностные свойства [8]. Для высокоазотистых сталей наиболее благоприятным может быть комбинирование деформационной обработки с последующей высокоскоростной термической обработкой. Такая механотермическая обработка локально воздействует только на приповерхностный слой, не изменяя при этом структуру нижележащих слоев. Высокой скоростью нагрева обладает лазерная обработка и обработка электронным лучом [9–11]. Благодаря тому, что прогревается небольшая толщина, электронно-лучевая обработка обеспечивает также и высокую скорость охлаждения. Исследование влияния поверхностной механотермической обработки на структуру, фазовый и химический состав, механические свойства, а также упруго деформированное состояние приповерхностного слоя стареющей высокоазотистой стали посвящена данная работа.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследовали Cr–Mn–N сталь (Cr16.5, Mn18.8, N0.53, C0.07, Si0.52 мас. %, ост. Fe), бруски которой размерами 200 × 40 мм и толщиной 18 мм, закачивали от 1100°C в воду. Затем проводили фрикционную обработку [12] и обработку электронным лучом на установке (ИФПМ СО РАН, Россия) [13] при остаточном давлении 0.1 Па непрерывным сфокусированным электронным лучом. Электронный луч разворачивали в линию перпендикулярно направлению перемещения стальных брусков. Размеры электронного луча, сфокусированного на поверхности, были следующие: длина 40 мм, ширина 0.5 мм. Технологические параметры электронно-лучевой обработки были следующие: частота развертки электронного луча 200 Гц, ток $I = 0.02$ А, максимальная энергия электронов 27 кэВ, скорость перемещения обрабатываемой поверхности бруска относительно электронного пучка 15 мм/с. Нагретый электронным лучом стальной брусок охлаждали в вакуумной камере.

Шероховатость определяли на лазерном профилометре Micro Measure 3D station. Параметры R_a , R_z , R_{sk} и R_{ku} определяли как средние арифметические величины по 6 сечениям длиной 8 мм.

Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3М индентированием пирамидой Виккерса с нагрузкой 50 г, а изменение микротвердости по глубине модифицированного слоя – варьируя нагрузку на индентор Берковича 1, 2, 5, 10, 20, 50, 100, 200 мН на приборе NanoTest (Micromaterials Ltd., Wrexham UK).

Химический состав приповерхностного слоя анализировали методом оже-электронной спектроскопии на приборе Шхуна-2, (Россия) с помощью основного электронного пучка 3 кэВ и пучка ионов аргона 3 кэВ диаметром 30 мкм.

Структуры, текстуру, фазовый состав, а также упругие деформации решетки в стали исследовали методами металлографии на приборе Axiovert–25CA, дифракции отраженных электронов (EBSD) на приборе Quanta 200 3D и рентгеновской дифрактометрии на приборе ДРОН-4М в CoK_{α} - и CuK_{α} -излучении.

Параметр решетки определяли экстраполированием функции $a = f(\cos^2\Theta)$ до $\cos^2\Theta = 0$. Упругие деформации кристаллической решетки, ответственные за формирование макронапряжений, определяли в асимметричной геометрии [14, 15]. Угол ψ_{hkl} между нормалью к (hkl) отражающим плоскостям и к исследуемой поверхности покрытия для каждой плоскости определяли как $\psi_{hkl} = \Theta_{hkl} - \alpha$, где Θ_{hkl} – угол дифракции, $\alpha = 5^\circ, 10^\circ, 20^\circ, 40^\circ$ – фиксированный для каждой из дифрак-

тограмм угол скольжения первичного рентгеновского луча.

Деформации кристаллической решетки, ответственные за формирование микронапряжений, определяли из анализа интегральной полуширины дифракционных максимумов, полученных из симметричных съемок в геометрии по Брэггу-Брентано [14] после закалки стали и после механотермической обработки ее поверхности.

Механические характеристики определяли по результатам испытаний 3-х образцов с длиной рабочей части 16 мм и сечением 2×1 мм² при растяжении на машине Instron 5582 со скоростью движения захватов 0.18 мм/мин. Одна из поверхностей образцов была подвергнута механотермической обработке. Для сравнения испытали по 3 образца после закалки и после фрикционной обработки.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

Основные параметры шероховатости поверхности имеет ту же величину ($R_a = 0.4$ мкм, $R_z = 2.3$ мкм) после механотермической обработки, что и после фрикционной обработки ($R_a = 0.39$ мкм, $R_z = 2.3$ мкм). Вместе с тем другие параметры шероховатости отличаются весьма значительно. Например, R_{sk} , характеризующий асимметрию профиля, показывает, что после механотермической обработки асимметрия становится на порядок меньше: $R_{sk} = 0.395$ и $R_{sk} = 0.032$ соответственно. Уменьшается и другой параметр R_{ku} , характеризующий остроту вершин выступов: $R_{ku} = 5.0$ после фрикционной обработки и $R_{ku} = 3.1$ после механотермической. Одинаковые по величине значения R_a и R_z показывают, что высота, глубина неровностей и их амплитуда одинаковы при обеих обработках. Изменение в топографии поверхности заключается в сглаживании отдельных вершин выступов. Это возможно только при их подплавлении электронным лучом.

Изменение химического состава в приповерхностном слое показано на рис. 1. На глубине $h \leq 200$ нм наблюдается обогащение кислородом. Кроме того, имеет место некоторое обогащение приповерхностного слоя азотом и углеродом. Повышенная концентрация элементов внедрения коррелирует с пониженной концентрацией хрома. Состав стали становится полностью однородным на глубине $h \geq 400$ нм. Исследование химического состава было проведено непосредственно после механотермической обработки без предварительной подготовки поверхности (электрополирования). В связи с этим повышенное содержание элементов внедрения обусловлено собственно механотермической обработкой. Насыщение кислородом идет в процессе деформирования в атмосферных условиях при фрикционной обра-

ботке. После электронно-лучевого нагрева в вакуумной камере кислород в приповерхностном слое сохраняется. Некоторое обогащение приповерхностного слоя азотом и углеродом произошло в ходе электронно-лучевой обработки. Немонотонное изменение концентрации хрома и кислорода может быть связано с образованием частиц оксидов. Сопоставление данных по шероховатости и толщине приповерхностного слоя, обогащенного элементами внедрения, показывает, что изменение химического состава после механотермической обработки происходит в пределах выступов и впадин, формирующих шероховатость. Возможно, увеличение концентрации углерода и азота связано с взаимодействием подплавленного приповерхностного слоя и остаточной атмосферы в камере электронно-лучевой установки.

Структура стали в поперечном сечении после фрикционной и механотермической обработок показана на рис. 2. Механотермическая обработка формирует в приповерхностном слое I толщиной около 20 мкм высокодисперсную структуру, отделенную от нижерасположенных слоев выраженной границей раздела, рис. 2б. Его мелкозернистая структура свидетельствует о прошедшей рекристаллизации (подплавление коснулось только острых вершин выступов). Далее по глубине расположен слой II толщиной ~80–100 мкм с деформационной структурой, плавно переходящий в структуру III основного материала. В слое II сохранились деформационные двойники, образовавшиеся при фрикционной обработке.

Микротвердости слоя I и бездефектной основы III имеют близкие значения $HV320$ и $HV300$ соответственно. Слой II, расположенный между ними, обладает более высокой микротвердостью $HV375$. Подробное исследование слоя I наноиндентированием отражает неоднородность химического состава приповерхностного слоя, рис. 3. Слой, обогащенный кислородом и содержащий оксиды хрома, имеет микротвердость ниже, чем более толстый слой $h \geq 500$ нм. По мере увеличения нагрузки на индентор и увеличения глубины его погружения в модифицированный поверхностный слой прирост микротвердости замедляется, что говорит о выравнивании химического состава. Рост микротвердости с увеличением глубины проникновения индентора (нагрузки) мог бы быть связан с высоким деформационным упрочнением азотистого аустенита в процессе индентирования. Однако поверхностный слой стали после закалки не имеет подобной аномалии.

В рекристаллизованном слое I сформировалась однородная структура со средним размером аустенитных зерен 2 мкм и кубической текстурой $\{001\} \langle 100 \rangle$ рис. 4а, 4б. Мелкозернистая структура характеризуется большеугловыми разориентировками, рис. 4в. При этом протяженность гра-

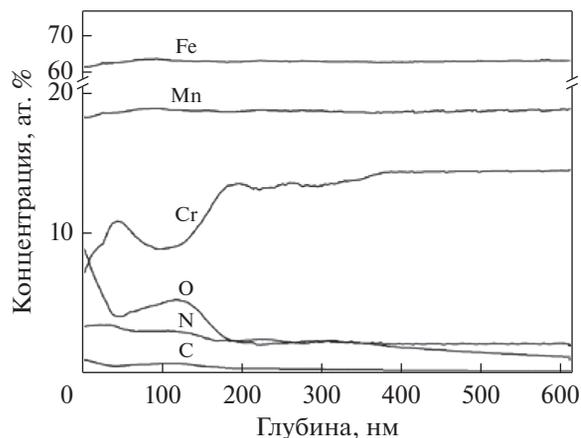


Рис. 1. Изменение состава в приповерхностном слое Cr–Mn–N стали после механотермической обработки (данные оже-спектроскопии).

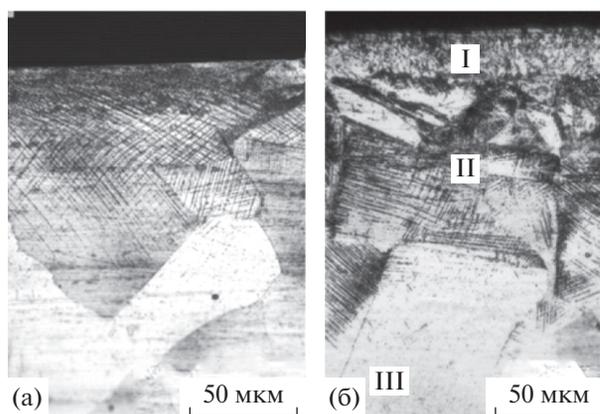


Рис. 2. Структура приповерхностного слоя Cr–Mn–N стали после фрикционной (а) и механотермической (б) обработок.

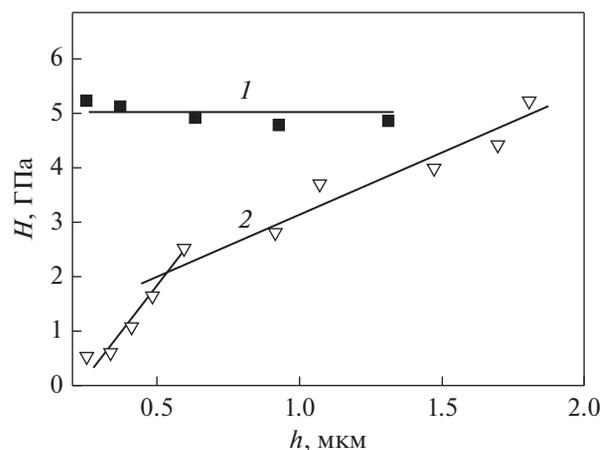


Рис. 3. Зависимость микротвердости H от глубины проникновения индентора h в приповерхностном слое Cr–Mn–N стали после закалки (1) и механотермической обработки (2).

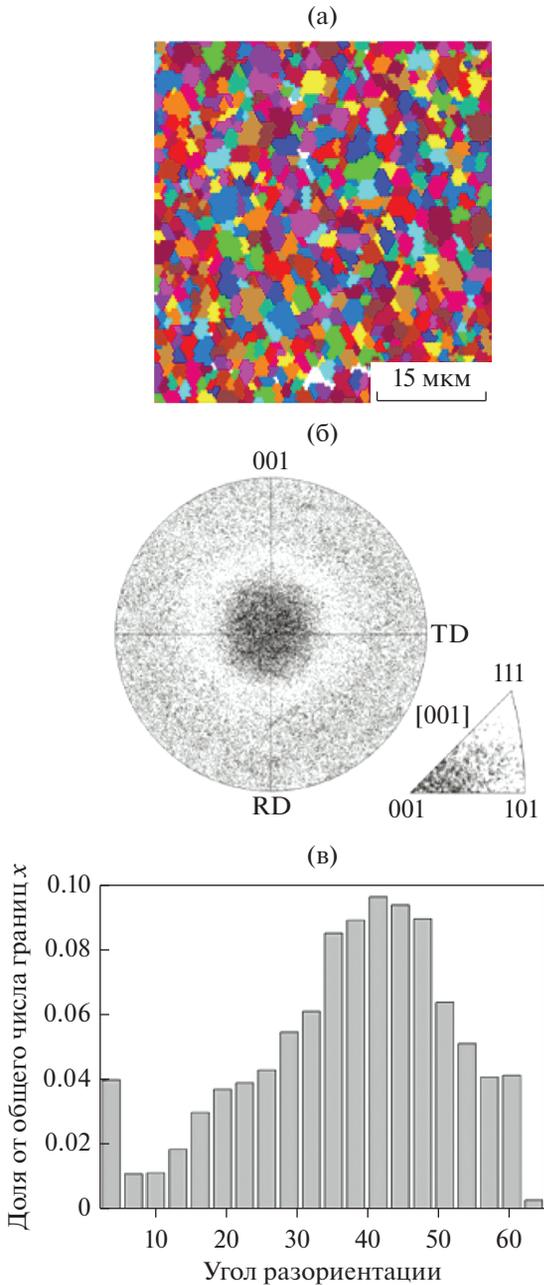


Рис. 4. EBSD-картина структуры поверхностного слоя – а; прямая и обратная полюсная фигура (001) – б и распределение зерен по углам разориентации – в после механотермической обработки Сг–Мп–N стали.

ниц двойникового типа снижена до 2% по сравнению с 40% в основном материале. Доля малоугловых границ в суммарной протяженности границ в слое I не превышает 4%.

Уменьшение плотности двойниковых границ в слое I после механотермической обработки может косвенно свидетельствовать о повышении ЭДУ аустенита, связанном с измельчением зерна. В сталях, легированных элементами внедрения –

углеродом и азотом, зависимость ЭДУ от размера зерен особенно сильна [16]. Благодаря рафинирующему действию границ, концентрация углерода и азота оказывается выше на межзеренных границах, чем в объеме зерен. Поэтому одновременно с диспергированием структуры происходит понижение ЭДУ в приграничных областях зерен [16]. В повышение предела текучести, табл. 1, существенный вклад вносит зернограничное упрочнение. Из уравнения $\sigma_{0,2} = 145\sqrt{1 + 15C_N} + \frac{8 + 38C_N}{\sqrt{d}}$ [17], где C_N – содержание азота в мас. %; d – размер зерен в мм, при $d = 5 \times 10^{-2}$ мм $\sigma_{0,2} = 559$ МПа, при $d = 2 \times 10^{-3}$ мм $\sigma_{0,2} = 1063$ МПа.

Рентгеноструктурные исследования показали, что фазовый состав всех слоев стали после механотермической обработки остается неизменным – аустенит.

На рис. 5 показана зависимость межплоскостных расстояний d_{hkl} от их ориентации после каждого из этапов механотермической обработки. После закалки зависимость для всех hkl плоскостей имеет отрицательный наклон (с увеличением угла ψ межплоскостные расстояния уменьшаются). Это свидетельствует о том, что вдоль нормали к поверхностной плоскости слои упруго растянуты. После фрикционной и механотермической обработок зависимость имеет положительный наклон. В этих случаях кристаллическая решетка испытывает упругое сжатие вдоль нормали к поверхности. Рисунок 5 также иллюстрирует, что независимо от вида обработки при изменении ориентации (угла ψ), наиболее сильно изменяется d_{200} из-за того, что модуль Юнга E_{200} меньше, чем E_{hkl} других кристаллографических направлений. По данным [18], E_{200} на 40% меньше, чем E_{111} , и на 25% меньше, чем E_{220} . Поэтому в поликристаллах величина упругой деформации решетки в зернах с жесткой ориентацией [100] существенно выше, чем для зерен с иной ориентацией. Это позволяет контролировать присутствующие в приповерхностном слое остаточные макронапряжения по отклонению d_{200} и d_{400} от равновесного значения. Деформация решетки в направлении вдоль нормали уравновешивается деформациями в направлениях, касательных к поверхности [19]. Собственно остаточные напряжения в касательных

Таблица 1. Механические свойства Сг–Мп–N стали после закалки, фрикционной и механотермической обработок поверхности

Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Закалка	535	893	53
Фрикционная обр-ка	558	887	50
Механотерм. обр-ка	583	910	49

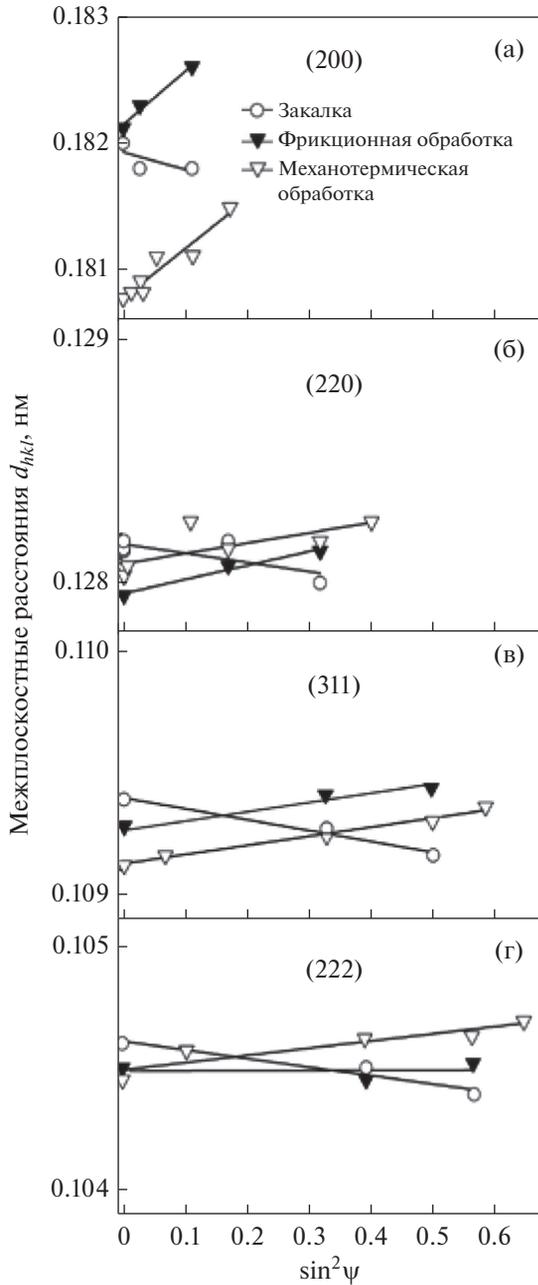


Рис. 5. Изменение межплоскостных расстояний d_{200} – а, d_{220} – б, d_{311} – в и d_{222} – г в зависимости от $\sin^2\psi$. ($\text{CoK}\alpha$ -излучение.)

направлениях и вызывают деформации решетки из-за геометрических и (или) температурных градиентов, возникающих при обработках стали. Величину деформаций решетки в касательных направлениях можно определить при $\sin^2\psi = 1$, экстраполируя зависимость $d = f(\sin^2\psi)$, рис. 5. Это дает основания полагать, что с увеличением угла ψ больше 45° изменяется знак деформаций hkl плоскостей. Точка $\sin^2\psi = 0.5$ будет определять параметр решетки аустенита a_0 исследуемой ста-

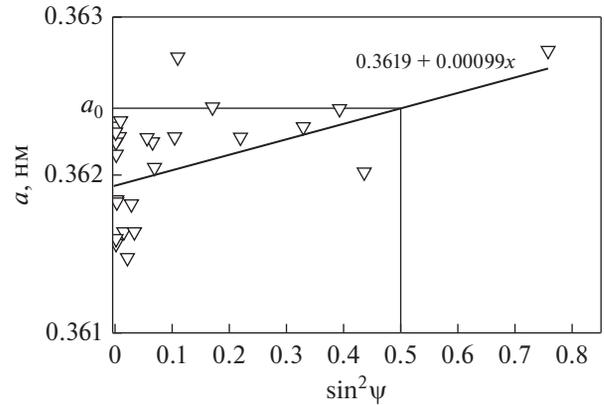


Рис. 6. Зависимость параметра решетки аустенита a от $\sin^2\psi$ в приповерхностном слое Cr–Mn–N стали после механотермической обработки. Точки соответствуют всем hkl плоскостям. ($\text{CoK}\alpha$ -излучение.)

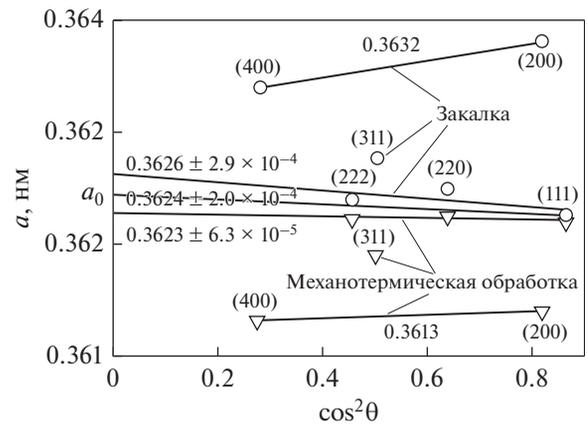


Рис. 7. Интерполяционные зависимости параметра решетки аустенита a в Cr–Mn–N стали после закалки от 1100°C , механотермической обработки и в равновесном состоянии. ($\text{CuK}\alpha$ -излучение.)

ли в равновесном (ненапряженном) состоянии. На рис. 6 показана зависимость параметра решетки a от $\sin^2\psi$, усредняющая его значение для всех hkl плоскостей в приповерхностном слое после механотермической обработки. В точке, при которой $\sin^2\psi = 0.5$ $a_0 = 0.36193 + 0.000989 \times 0.5 = 0.3624$ нм.

После закалки и после механотермической обработки деформации решетки в приповерхностных слоях в направлении вдоль нормали имеют разный знак (рис. 5), но структуры в них формируются в схожих условиях, фиксирующих твердый раствор. В этом случае параметр решетки аустенита для равновесного состояния a_0 можно определить графически как среднее значение a_{hkl} по плоскостям (111), (220), (222) для обеих недеформационных обработок, рис. 7. Механотермическая обработка хотя и включает этап поверхностного деформирования, но не является де-

Таблица 2. Деформации ϵ_{hkl} решетки аустенита вдоль нормали к поверхности Cr–Mn–N стали после закалки, фрикционной и механотермической обработок с $a_0 = 0.3624$ нм

Обработка	ϵ_{hkl} из $d_{hkl} = f(\sin^2\psi)$				ϵ_{hkl} из $a_{hkl} = f(\cos^2\theta)$		
	(200)	(220)	(311)	(222)	(200)–(400)	(111)–(220)–(222)	(311)
Закалка	+0.0040	+0.0005	+0.0012	+0.000057	+0.0022	+0.0005	0.0010
Фрикционная обр-ка	–0.012	–0.0022	–0.0014	–0.000035	–	–	–
Механотерм. обр-ка	–0.0026	–0.00023	–0.0013	–0.0012	–0.0030	0.00028	0.0014

формационной, так как на ее заключительном этапе в приповерхностном слое идет рекристаллизация. Зерна с [111] и [220] ориентациями, совпадающими с направлением вдоль нормали, менее других упруго деформированы [19]. В закаленном состоянии и после механотермической обработки значения a_{hkl} в зернах с мягкой ориентацией расположены близко друг к другу и почти зеркально симметричны относительно линии, которая характеризует равновесное состояние с параметром решетки $a_0 = 0.3624 \pm 2.0 \times 10^{-4}$ нм, рис. 7. Все точки, расположенные выше этой линии, означают, что решетка деформирована растяжением, а ниже нее – сжатием. Это согласуется с экспериментальными результатами рис. 5. Отдельно определены параметры решетки для [100] и [311] ориентированных зерен, рис. 7. Как видно, величины a_0 , полученные из рис. 6 и 7, равны. Упругие деформации решетки ϵ_{hkl} вдоль нормали к поверхности, связанные с макроскопическими остаточными напряжениями, можно рассчитать из рис. 7 как $\epsilon_{hkl} = (a_{hkl} - a_0)/a_0$, где a_0 – параметр решетки аустенита в равновесном состоянии; a_{hkl} – параметр решетки для соответствующего кристаллографического направления и обработки. Результаты определения упругих деформаций решетки ϵ_{hkl} вдоль нормали к поверхности, ответственных за формирование в приповерхностном слое остаточных макроскопических напряжений, сведены в табл. 2.

Определить ϵ_{hkl} в стали после фрикционной обработки на основе анализа дифрактограмм, полученных симметричными съемками по Брэггу–Брентано было бы некорректно. Фрикционная обработка вызывает изменение d_{hkl} благодаря аддитивному влиянию деформационных дефектов упаковки и остаточных макронапряжений [12, 14].

Увеличение концентрации деформационных дефектов упаковки приводит к смещению пика (200) в сторону меньших углов θ , а пика (400) – в противоположную сторону. Упругое растяжение вдоль нормали вызывает одновременное смещение пары пиков (200)–(400) в сторону меньших углов θ . Сжатие, напротив, смещение пиков (200)–(400) в сторону больших углов θ . Поэтому при анализе упруго-деформированного состоя-

ния высокоазотистой стали после фрикционной обработки недостаточно сравнивать величины d_{200} с соответствующими значениями для равновесного состояния. Необходимо исследовать характер изменения всех d_{hkl} в зависимости от $\sin^2\psi$, считая состояние близким к равновесному (ненапряженному), при котором $\sin^2\psi = 0.5$. В нашем случае величина d_{200} после фрикционной обработки больше, чем в равновесном состоянии при всех $\sin^2\psi$, рис. 5а, что, казалось бы, указывает на упругое растяжение кристаллической решетки. Вместе с тем увеличение d_{200} и d_{220} d_{311} при увеличении $\sin^2\psi$, рис. 5а–5в свидетельствует об упругом сжатии решетки в направлении вдоль нормали к поверхности. Величина упругой деформации ϵ_{200} после фрикционной обработки может быть рассчитана как:

$$\begin{aligned} \epsilon_{200} &= (d_{200}) - d_0 / d_0 = \\ &= (0.1822 - 0.1843) / 0.1843 = -1.2 \times 10^{-2}, \end{aligned}$$

где $d_{200})$ – межплоскостное расстояние при $\sin^2\psi = 0$; d_0 – межплоскостное расстояние для (200) при $\sin^2\psi = 0.5$. В табл. 2 приведены значения ϵ_{hkl} для этой и других плоскостей, полученные из анализа зависимости $d_{hkl} = f(\sin^2\psi)$, после фрикционной обработки стали.

Из табл. 2 видно, что ϵ_{hkl} , измеренные после закалки и механотермической обработки двумя способами, дают удовлетворительное совпадение. После всех обработок в приповерхностном слое зерна с жесткой ориентацией [100] испытывают упругую деформацию более сильную, чем зерна с другими ориентациями. Также видно, что после фрикционной обработки упругие деформации решетки по абсолютной величине больше, чем после закалки и механотермической обработки. Таким образом, поверхностная механотермическая обработка, уменьшая упругие деформации решетки, измельчая зерна и дефектность структуры при рекристаллизации, способствует повышению прочностных свойств с сохранением пластичности на высоком уровне.

Механотермическая обработка полностью не устраняет деформации решетки, связанные с внутренними микронапряжениями. При их определении также проявляется анизотропия. В зер-

нах с жесткой ориентацией $\langle 100 \rangle$ внутризеренные деформации решетки выше, чем для остальных зерен: 0.13 и 0.04% соответственно.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты, полученные в работе, показывают, что комбинированием фрикционной и электронно-лучевой обработок можно уменьшить упругие деформации решетки аустенита, связанные с остаточными макронапряжениями. При этом повышается предел текучести Ст–Мп–N-стали. Приповерхностный слой с текстурой $\{001\}$ $\langle 100 \rangle$ формируется в неравновесных условиях, что обеспечивает его мелкозернистую структуру со средним размером зерен ~ 2 мкм. Сильная чувствительность $[100]$ -ориентированных зерен к действию остаточных напряжений позволяет упростить анализ упруго деформированного состояния приповерхностного слоя, не подвергнутого пластической деформации. Для определения знака упругих деформаций достаточно сравнить величины d_{200} и d_{400} , полученные из симметричных съемок по Брэггу-Брентано, в равновесном состоянии и после недеформационной обработки. Отклонение в одну и ту же сторону значений d_{200} и d_{400} после обработки поверхности от соответствующего значения в равновесном состоянии показывает знак деформаций кристаллической решетки. При рентгеноструктурном анализе в геометрии по Брэггу-Брентано величина d_{200} может служить их маркером.

Анизотропия деформаций решетки проявляется как на макроуровне, так и на микроуровне. Искажения решетки в макрообъеме, и микродеформации в зернах с жесткой ориентацией $\langle 100 \rangle$, совпадающей с нормалью к исследуемой поверхности, на порядок выше, чем в зернах с мягкой $\langle 111 \rangle$ и $\langle 220 \rangle$ ориентациями.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013–2020 гг., направление III.23.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физ. мезомех. 1999. Т. 2. № 6. С. 5–23.
2. Singh V., Marya M. Surface Modification of Oilfield Alloys by Ultrasonic Impact Peening: UNS N07718, N07716, G41400, and S17400 // J. Mater. Eng. Perform. 2016. V. 25. Is. 1. P. 338–347.
3. Schulze V. Characteristics of Surface Layers Produced by Shot Peening / Shot Peening by Editors L. Wagner. 2006. Wiley-VCH. P. 143–160.
4. Макаров А.В., Кориунов Л.Г. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей // ФММ. 2019. Т. 120. № 3. С. 327–336.
5. Rozmus-Górnikowska M., Kusiński J., Blicharski M. The influence of the laser treatment on microstructure of the surface layer of an X5CrNi18-10 austenitic stainless steel // Archives of Metal. Mater. 2011. V. 56. № 3. P. 717–721.
6. Huang H.W., Wang Z.B., Lu J., Lu K. Fatigue behaviors of AISI 316L stainless steel with a gradient nanostructured surface layer // Acta Mater. 2015. V. 87. P. 150–160.
7. Макаров А.В., Саврай П.А., Горкунов Э.С., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке // Физ. мезомех. 2014. Т. 17. № 1. С. 5–20.
8. Zuev L.B., Dubovik N.A., Pak V.E. Nature of hardening of high-nitrogen steels based on iron-chromium-manganese austenite // Steel in Translation. 1997. V. 27. № 10. С. 71–75.
9. Hao S., Wang H., Zhao L. Surface modification of 40CrNiMo7 steel with high current pulsed electron beam treatment // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2016. V. 368. P. 81–85.
10. Ormanova M., Petrov P., Kovacheva D. Electron beam Surface treatment of tool steels // Vacuum. 2017. V. 135. P. 7–12.
11. Zenker R. Structure and properties as a result of electron beam surface treatment // Adv. Eng. Mater. 2004. V. 6. Is. 7. P. 581–588.
12. Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Миронов Ю.П. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // ФММ. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
13. Panin V.E., Beljuk S.I., Durakov V.G., Pribytkov G.A., Rempe N.G. Electron beam vacuum surfacing: Equipment, technology and properties of coatings // Weld. Int. 2000. Т. 14. № 7. P. 580–584.
14. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Распоргуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 2002. 360 с.
15. Mironov Yu.P., Meisner L.L., Lotkov A.I. The structure of titanium nickelide surface layers, formed by pulsed electron-beam melting // Tech. Phys. 2008. V. 53. P. 934–942.
16. Петров Ю.Н., Рыжков Ю.Т. Влияние легирующих элементов на структурную чувствительность энергии дефекта упаковки в нержавеющей сталях // Металлофизика. 1983. Т. 5. № 6. С. 66–70.
17. Uggowitzzer P.J., Magdowski R., Speidel M.O. Nickel free high nitrogen austenitic steels // ISIJ Int. 1996. V. 36. № 7. P. 901–908.
18. Ojima M., Adachi Y., Tomota Y., Ikeda K., Kamiyama T., Katada Y. Work hardening mechanism in high nitrogen austenitic steel studied by in situ neutron diffraction and in situ electron backscattering diffraction // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 527. P. 16–24.
19. Noyan I.C., Cohen J.B. Residual Stress. Measurement by Diffraction and Interpretation. N.Y., Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1987. 276 p.